

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»
ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ

КАФЕДРА
«ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСНОВИ ТЕХНОЛОГІЙ МЕТАЛІВ»

СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧОРА, СЬОГОДНІ, ЗАВТРА

**Матеріали XIII Всеукраїнської науково-практичної
конференції**

21 квітня 2015 року

Київ
НТУУ «КПІ»
2015

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ»

ІНЖЕНЕРНО-ФІЗИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ

КАФЕДРА
«ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСНОВИ ТЕХНОЛОГІЇ МЕТАЛІВ»



СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧОРА, СЬОГОДНІ, ЗАВТРА

Матеріали XIII Всеукраїнської науково-практичної конференції
21 квітня 2015 року

За загальною редакцією
д.т.н., професора В. С. Богушевського

Київ, 2015

УДК 669 (063)

Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [Електрон. ресурс]: матеріали XIII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 21 квітня 2015 р. / [редкол.: В. С. Богушевський (відпов. ред.) та ін.]. – К.: НТУУ «КПІ», 2015. – 1123 с.

В збірнику представлені оглядові та наукові роботи, присвячені актуальним питанням в області спеціальної та загальної металургії в Україні та за кордоном.

Основну увагу приділено електрошлаковій, плазмово-дуговій, електронно-променевої технологіям а також новим прогресивним методам оброблення металевих розплавів, металознавству і загальній металургії.

Для спеціалістів і співробітників науково-технічних інститутів, студентів та аспірантів вищих навчальних закладів, металургів і металознавців.

УДК 669 (063)

В авторській редакції

Редакційна колегія:

В. С. Богушевський, д.т.н., професор

К. В. Михаленков, д.т.н., професор

В. М. Рибак, к.т.н., доцент

© Авторські права авторів
статей захищено, 2015

ЗМІСТ

Вступ.....	17
<i>Інформаційний партнер конференції – компанія «МЕЛИТЭК».....</i>	<i>20</i>
<i>Інформаційний партнер конференції – компанія «ОПТЕК».....</i>	<i>21</i>
<i>Ж. Амонжолов, Ж. Хасымхан. Совершенствование технологии получения длинномерных заготовок путем совмещения непрерывного литья и сдвиговой деформации.....</i>	<i>22</i>
<i>Я. К. Антонец, С. В. Жук, К. О. Сергеева. Сучасний стан та перспективи розвитку технологій утилізації та переробки гальванічних елементів.....</i>	<i>27</i>
<i>Д. Ю. Бабошко, Г. В. Губин, В. В. Ткач, С. Н. Зима. Особенности текстурно-структурных преобразований зерен титаномагнетита при термохимическом восстановлении.....</i>	<i>36</i>
<i>А. С. Баикин, Е. О. Насакина, Г. Н. Бикбова, М. А. Каплан, М. А. Севостьянов, А. Г. Колмаков, С. А. Клименко. Получение наноструктурированного биоматериала для эндоваскулярной хирургии.....</i>	<i>41</i>
<i>В. О. Безгинський, В. М. Рибак. Технологія виробництва алюмінієвих заготовок для подальшої деформації.....</i>	<i>45</i>
<i>С. В. Бейцун, Н. В. Михайловский, В. Ю. Мурдий. Исследование теплового состояния ковша при выпечной обработке стали.....</i>	<i>57</i>
<i>Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, Ф. С. Крейденко. Анализ механизмов рафинирования железоуглеродистых расплавов силикатами кальция.....</i>	<i>65</i>
<i>Д. О. Бірюченко. Способи відновлення та зміцнення мідних плит кристалізаторів МБЛЗ.....</i>	<i>74</i>
<i>В. С. Богушевський, О. О. Антонец. Управління процесом підготовки мастильного матеріалу машини лиття під тиском.....</i>	<i>87</i>

<i>В. С. Богушевський, М. В. Горбачова.</i> Вплив керуючих діянь на вихідні параметри в киснево-конвертерній плавці.....	95
<i>В. С. Богушевський, М. І. Забайрацький.</i> Математична модель для аналізу процесу допалювання відхідних конвертерних газів..	103
<i>В. С. Богушевський, Д. В. Мамчик.</i> Моделі доводки плавки.....	112
<i>В. С. Богушевський, О. М. Меженський.</i> Мікролегування сталі бором з глибокою десульфурою металу на установках пічківш.....	118
<i>В. С. Богушевський, Р. М. Пальоха.</i> Споживчі властивості сплавів на основі ніобію.....	126
<i>В. С. Богушевський, І. Ю. Піскова.</i> Споживчі властивості сплавів на основі молібдену.....	136
<i>В. С. Богушевський, Р. В. Самарай.</i> Нечітке регулювання в системі управління машиною лиття під тиском.....	147
<i>В. С. Богушевський, Ю. І. Сирбу.</i> Позапічна обробка чавуну з використанням Mg.....	159
<i>В. С. Богушевський, В. Ю. Сухенко.</i> Управление температурным режимом индукционной печи.....	165
<i>В. К. Бондар.</i> Технологія заміщення природного газу біопаливом в промислових печах.....	173
<i>Є. В. Борщ.</i> ЕШН РМ – як спосіб отримання тонкої структури наплавленого шару з швидкорізальної сталі.....	175
<i>І. О. Булигін, І. Е. Балицька, А. Б. Харченко.</i> Вплив нікелю на фазовий склад високоентропійних сплавів системи VCrMnFeCoNi _x	178
<i>І. О. Вакуленко, О. М. Перков, Д. М. Болотова.</i> Вплив температури і величини гарячої пластичної деформації на розмір зерна аустеніту сталі суцільнокатаного залізничного колеса.....	184

<i>О. В. Веретільник.</i> Рафінування відходів мідних сплавів.....	192
<i>А. А. Вигівський.</i> Отримання інтерметалідів титану електронно-променевим переплавом.....	199
<i>Д. А. Волков, С. Ю. Медведев.</i> Оптимизация валковой компоновки клетки дрессировочных станов листопрокатного цеха.....	204
<i>М. П. Волкотруб, А. В. Осолінський.</i> Плазмово-дуговий переплав некомпактної титанової шихти.....	209
<i>М. П. Волкотруб, М. В. Осолінський.</i> Електрошлакова виплавка ковальських заготовок.....	211
<i>М. П. Волкотруб, А. В. Островський.</i> Дослідження впливу конденсованих покриттів $MeCrAlY$ на механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів.....	215
<i>Н. П. Волкотруб, М. И. Прилуцкий, О. В. Кривик.</i> Электрошлаковая кокильная технология получения отливок штампов.....	219
<i>М. П. Волкотруб, М. І. Прилуцький, І. В. Роздобудько.</i> Електрошлакова технологія отримання виливків за газифікованими моделями з хромонікелевих сплавів.....	221
<i>М. П. Волкотруб, М. І. Прилуцький, М. Р. Смалюх.</i> Електрошлакова виплавка сплавів на основі алюмінію.....	227
<i>М. П. Волкотруб, М. І. Прилуцький, О. В. Топіха.</i> Розробка невитратних електродів для електрошлакового процесу.....	230
<i>В. С. Волошин, Ю. А. Зинченко, Н. В. Косолап, А. Г. Курпе.</i> Влияние различных факторов и физических воздействий на течение газовзвеси при подаче пылеугольного топлива в доменную печь.....	236
<i>С. М. Волошко, А. П. Бурмак.</i> Фізико-хімічні основи зміцнення поверхні алюмінієвого сплаву Д16 за кріогенних температурах...	252

<i>Я. Б. Головенько, Ю. І. Богомол, М. О. Сисоєв, П. І. Лобода.</i> Структура та властивості евтектичного сплаву V_4C-TiB_2 легованого лантаном.....	263
<i>А. М. Горобець.</i> Дослідження ефективності використання альтернативних видів палива та проектування установки для їх спалювання.....	279
<i>К. П. Грабівський, С. В. Жук.</i> Стан та перспективи розвитку використання жароміцних сплавів для деталей авіаційних двигунів.....	281
<i>В. С. Дорошенко.</i> Аддитивные процессы песчаной формовки и точного литья металлоизделий.....	286
<i>В. С. Дорошенко.</i> Методика исследования затвердевания металлической корки на поверхности песчаных вакуумируемых образцов.....	301
<i>В. С. Дорошенко, В. О. Шинский.</i> Термическая обработка пенополистирола для моделей и материалов в процессах получения песчаных форм.....	307
<i>В. С. Дорошенко, В. О. Шинский, О. А. Тихонова.</i> Вторичное использование бытовых и производственных техногенных отходов пенополистирола.....	319
<i>Ю. В. Доценко, В. Ю. Селиверстов, Т. В. Селиверстова, Н. В. Доценко.</i> Влияние нарастающего давления и модифицирования на процесс затвердевания отливок из алюминиевых литейных сплавов.....	334
<i>С. Г. Егоров, О. В. Цыганкова.</i> Механизм повышения качества медных анодов при дополнительном рафинировании фосфористой медью.....	341
<i>К. А. Ефимова, А. К. Гарбузова, Г. В. Галевский, В. В. Руднева.</i> Математическое моделирование процессов боридо- и карбидообразования при плазменной переработке титансодержащего сырья.....	348

<i>К. В. Єгоров, В. С. Богушевський.</i> Контроль інтенсивності продування киснем ванни конвертера.....	360
<i>А. В. Жаданос, И. В. Деревянко, О. Н. Кукушкин.</i> Прогнозирование содержания легирующих элементов в конструкционной стали при обработке расплава на установке печь-ковш.....	369
<i>Ю. Ю. Жигуц, Д. Ф. Чернега, В. Ю. Талабірчук.</i> Технологія отримання та властивості термітних чавунів легованих міддю.....	375
<i>П. А. Заблоцкий, В. Н. Ковшов, В. А. Петренко.</i> Построение концептуальной модели доменной плавки на основе анализа параметров загрузки печи.....	384
<i>Э. В. Захарченко, Е. А. Сиренко, В. П. Кравченко, А. В. Богдан, Е. В. Кравченко.</i> Индуктивные методы термического экспресс-анализа термических кривых охлаждения при идентификации сплавов.....	391
<i>В. И. Иванов, Т. Н. Нестеренко, И. Е. Лукошников, В. А. Скачков</i> Массоперенос тугоплавких редких металлов при электролизе ионных расплавов.....	398
<i>О. С. Иванова, В. М. Рибак, М. П. Сєдов, Р. О. Лисюк.</i> Про необхідність розробки комп'ютерної моделі електрошлакової тигельної плавки для навчання студентів і спеціалістів металургійних спеціальностей.....	412
<i>Д. В. Иванченко, П. Є. Ільчук.</i> Вплив температури, часу витримки та вмісту фториду цирконію на міцність та відносне подовження алюмінієво-мідного ливарного сплаву типу АМ5.....	417
<i>Д. В. Иванченко, В. В. Приліпко.</i> Вплив температури, часу витримки та вмісту тетрафториду цирконію на міцність та відносне подовження алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву типу АК8МЗч.....	424
<i>О. О. Капусняк, Є. К. Бондаренко, С. В. Жук.</i> Методи підготовки поверхні лопаток ГТД до нанесення термозахисних покриттів....	431

<i>М. В. Карпець, О. С. Макаренко, М. О. Кранівка, О. А. Рокицька, І. Е. Балицька, А. Б. Харченко.</i> Фазовий склад високоентропійних сплавів системи FeCoNiCrVAl_x ($x = 0; 0,5; 1; 2; 3$).....	436
<i>В. В. Клочихин, П. Д. Жеманюк, Н. А. Лысенко, В. В. Наумик.</i> Комбинированный метод рафинирования жаропрочных никелевых сплавов.....	441
<i>О. Г. Ковальчук, М. М. Ямшинський, Г. Є. Федоров.</i> Вплив хрому та алюмінію на ливарні властивості жаростійкої сталі.....	454
<i>В. Г. Кожемякин, В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Д. В. Ботвинко.</i> Восстановление поверхностного слоя плиты кристаллизатора МНЛЗ с использованием плазменно-дуговой технологии.....	460
<i>Г. А. Колобов, А. В. Карпенко.</i> Ванадий из вторичного сырья: подготовка и переработка ванадийсодержащих отходов.....	469
<i>М. С. Косенко, В. К. Сухопещенко.</i> Дослідження технології отримання великовагових зливків для потреб атомної енергетики та нафтопереробної промисловості.....	481
<i>А. С. Косюк.</i> Лазерная обработка плоских металлических мембран.....	489
<i>В. С. Косюк, М. О. Новичков.</i> Анализ существующих жаропрочных сплавов на основе титана.....	492
<i>С. В. Куберский, М. Ю. Проценко.</i> Влияние состава рудно-восстановительной смеси на эффективность дугового глубинного извлечения элементов из силикомарганцевого шлака.....	497
<i>С. В. Ладохін, Н. І. Левицький, Т. В. Лапшук, Є. О. Дрозд.</i> Одержання матеріалів медичного призначення та виробів з них з використанням електронно-променевої гарнісажної плавки.....	508
<i>А. И. Лещенко, С. А. Воробей, В. Г. Раздобреев.</i> Экспериментальные исследования процесса прокатки в комплексе «Приводная-неприводная рабочие клетки».....	517

<i>Р. О. Лисюк, В. М. Рибак, І. Г. Куцик, Л. В. Кичай, І. В. Роздобудько.</i> Розрахунок збалансованої транспортної задачі в середовищі MS Excel.....	527
<i>О. С. Літвяков, О. С. Іванова, В. М. Рибак, Р. О. Лисюк, І. Г. Куцик.</i> Автоматизована система розрахунку параметрів шлаків електрошлакового переплаву.....	533
<i>Т. В. Лоскутова, В. Г. Хижняк, І. С. Погребова, О. І. Дудка, О. С. Осипенко.</i> Структура та властивості комплексних хромоалітованих покриттів на сталі У8А.....	539
<i>Р. В. Лютий, Д. В. Кеуш.</i> Термодинаміка процесів утворення зв'язувальних компонентів у сумішах для ливарних стрижнів.....	543
<i>В. Л. Малинов, Л. С. Малинов.</i> Наплавочные материалы на Fe-Cr-Mn-C и Fe-Mn-C основах, обеспечивающие протекание при нагружении динамического деформационного мартенситного превращения (ДДМП).....	549
<i>Л. С. Малинов.</i> Влияние лазерной обработки марганцевых сталей на их структуру и свойства.....	561
<i>Л. С. Малинов.</i> Получение в структуре поверхностного слоя сталей метастабильного аустенита для повышения их свойств.....	567
<i>Л. С. Малинов, В. Л. Малинов.</i> Износостойкие стали с меньшим содержанием марганца, чем в стали 110Г13Л, и эффектом самозакалки при нагружении.....	578
<i>Л. С. Малинов, И. Е. Мальшева.</i> Износостойкость чугунов после различных режимов обработок при различных коэффициентах динамичности.....	588
<i>Л. С. Малинов, Н. А. Солідор.</i> Нові зносостійкі економнолеговані марганцем сталі для деталей металургійного устаткування.....	595
<i>В. А. Мамішев.</i> Про ефективність реотермічних процесів формування литих виробів.....	604

<i>С. Ю. Медведев, В. В. Мазер, Ю. А. Петров.</i> Исследование влияния неравномерности нагрева заготовки на энергосиловые параметры при ковке.....	609
<i>С. Ю. Медведев, Е. И. Когайчук, Ю. А. Петров.</i> Анализ деформированного состояния при ковке заготовок в бойках, реализующих схему простого сдвига.....	616
<i>С. Г. Мельник, М. А. Поживанов, А. И. Троцан, В. И. Курпас, А. А. Онищенко, Б. Ф. Белов, Н. С. Пионтковская.</i> Качество конвертерной стали при раскислении ее ферроалюминием.....	623
<i>С. В. Миненко, С. Ю. Медведев.</i> Подготовка рабочих валков клетки № 1 дрессировочных станов ЛПЦ-3 АО «АрселорМиттал Темиртау».....	626
<i>К. В. Михаленков, В. В. Бойко, А. І. Трудношин, О. В. Бердова-Бушура.</i> Сучасні матеріали в автомобілебудуванні. Огляд.....	630
<i>А. В. Мовчан, Е. А. Черноиваненко.</i> Закономерности взаимодействия высокоуглеродистой и низкоуглеродистой составляющих при спекании.....	646
<i>Л. С. Молчанов, К. Г. Низяев, Б. М. Бойченко, А. Н. Стоянов, Е. В. Синегин.</i> Альтернативный процесс десульфурации чугуна.....	653
<i>В. Л. Найдек, С. Г. Мельник, А. М. Верховлюк.</i> К вопросу о кластерах в металлургии.....	660
<i>Ю. П. Насекан, П. В. Жмурков, В. М. Очинський.</i> Технологічні показники двопотокової схеми декомпозиції гідроксиду алюмінію.....	663
<i>Т. М. Нестеренко.</i> Технологічні особливості знежирення титанової стружки.....	673
<i>О. В. Новак, В. О. Шаповалов, К. В. Михаленков.</i> Енергетичні параметри процесів плазово-дугової плавки.....	679

<i>М. О. Новичков, В. С. Косюк.</i> Влияние состава исходной шихты на качество слитков титана полученных методом ЭЛП ПЕ.....	683
<i>Ю. А. Орлова.</i> Особливості технології отримання жаростійкого чавуну, легованого хромом із розплаву електросталеплавильного шлаку.....	688
<i>В. Є. Панарін, В. В. Мангушева.</i> Кількісний аналіз структури нікелевих каталітичних центрів для вирощування вуглецевих нанотрубок.....	692
<i>Э. В. Парусов, Л. В. Сагура.</i> Влияние особенностей строения и дисперсности перлита на свойства углеродистой стали.....	698
<i>О. А. Піскун, М. І. Прилуцький.</i> Індій. Рафінування та добування індію.....	709
<i>Е. А. Прилипко, С. Ю. Максимов.</i> Сварка под водой с применением внешнего электромагнитного воздействия.....	715
<i>М. І. Прилуцький, І. К. Ляшенко.</i> Дослідження технології виплавки феросилікомарганцю марки MnC17.....	720
<i>Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін.</i> Екологічні проблеми металургії та електрошлакового переплаву.....	734
<i>Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін.</i> Електричні характеристики електрошлакового процесу.....	738
<i>Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін.</i> Робочі характеристики печей ЕШП.....	745
<i>Ю. Ю. Румянцева, А. М. Степанчук, О. А. Демиденко, Т. В. Севернюк.</i> Корозійна стійкість сплавів залізо-самофлюсівний сплав у розчинах сірчаної кислоти.....	751
<i>В. І. Савуляк, В. Й. Шенфельд, С. О. Панасюк.</i> Формування зносостійких структур високовуглецевих сплавів, розплавлених електричною дугою.....	768

<i>К. О. Сергеева, С. В. Гришко, С. С. Золотухін, Є. О. Дрей.</i> Вплив кількості відновника в шихті на хід плавки при виплавці феросиліцію.....	776
<i>О. С. Сергієнко.</i> Комп'ютерне моделювання утворення і усунення усадкових дефектів виливків на прикладі Т-подібного перетину.....	781
<i>Р. В. Синяков, Чи ЖеньЯ, Цай ШоуЖень, Р. В. Мартынов, Д. А. Пономаренко.</i> Результаты использования программного комплекса «DesigningMelt» в составе АСУ ТП GIBBS® в конвертерном цехе завода RockCheck.....	789
<i>І. С. Сільвейстров.</i> Підвищення зносостійкості титанового сплаву ВТ-9 нітроцементациєю.....	798
<i>А. С. Скачко, Д. Н. Тогобицкая, А. И. Белькова, Ю. М. Лихачев.</i> Базы данных и модели для прогнозирования свойств железорудных материалов.....	816
<i>О. Е. Скачок.</i> Створення алгоритмів керування конвертерною плавкою з врахуванням міжциклових залежностей.....	827
<i>Л. А. Соколовская.</i> Особенности тепловой работы чугунных изложниц в условиях эксплуатации.....	840
<i>А. Н. Степанчук, Л. О. Бирюкович, Л. А. Шум.</i> Получение расходуемых электродов для плавки тугоплавких соединений в дуговой печи.....	843
<i>А. І. Стецик, С. В. Жук.</i> Технологія переплаву витратного плазмотрону.....	865
<i>В. Ю. Сухенко, О. О. Бондаренко, А. О. Шульга.</i> Технологія отримання високоазотистої сталі методом спеціальної металургії.....	868
<i>В. О. Тимченко.</i> Двигун Стірлінга. Минуле, сучасне чи майбутнє?.....	875

<i>А. М. Тітенко, Л. Д. Демченко, Я. А. Тітенко.</i> Вплив відпалу у магнітному полі на формування системи феромагнітних наночастинок в сплаві Cu-Al-Mn з індукованим мартенситним перетворенням.....	877
<i>Н. В. Ткаченко.</i> Влияние температуры аустенитизации на механические свойства и структуру сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после охлаждения по ступенчатому режиму.....	888
<i>Д. Н. Тогобицкая, В. П. Пиптюк, Б. А. Левин, И. Н. Логозинский, А. С. Козачек, О. В. Кукса.</i> Исследование механических свойств стали 14X17H2 с использованием критериев качества и методики межатомного взаимодействия в металлических расплавах.....	899
<i>О. І. Трудоношин, В. В. Бойко, О. В. Бердова-Бушура, К. В. Михаленков.</i> Особливості формування евтектичних структур. Багатостадійне зародкоутворення в евтектичних системах.....	910
<i>М. А. Фесенко, В. А. Косячков, Е. В. Фесенко.</i> Способ изготовления литых чугуновых деталей, для работы в условиях ударно-абразивного износа.....	925
<i>І. С. Філіпченко, О. М. Соловар.</i> Підвищення зносостійкості титанового сплаву ВТ-9 азотуванням.....	931
<i>Д. А. Фурман, М. И. Прилуцкий.</i> Печи аэродинамического подогрева для термической обработки алюминиевых литейных сплавов.....	949
<i>П. С. Харлашин.</i> К вопросу о критических концентрациях элементов-примесей металлической ванны.....	954
<i>П. С. Харлашин, Ассил Кадхим Мохаммед, Р. Д. Куземко.</i> Моделирование сил Магнуса и Сафмена при движении газовзвеси в транспортном пылепроводе установки факельного торкретирования футеровки конвертеров.....	964

<i>П. С. Харлашин, М. А. Григорьева, Ю. В. Хавалиц.</i> Физико-химические свойства железо-мышьяковистых расплавов и поведение мышьяка в процессах выплавки стали.....	976
<i>П. С. Харлашин, Ю. В. Хавалиц, Ассишл Мохаммед Кадхим.</i> Исследование соотношений между теплом и другими факторами, влияющими на течение газовой взвеси в торкрет фурме 160-тонного конвертера.....	983
<i>Ю. Н. Хмарук.</i> Особенности сжигания водомазутных эмульсий...	996
<i>О. В. Хромоногих, В. М. Рибак, Р. О. Лисюк, І. Г. Куцик.</i> Показники якості доменного коксу.....	1002
<i>Н. А. Циватая, Д. Н. Тогобицкая, А. И. Белькова, Н. Е. Ходотова.</i> Распределение, циркуляция и баланс K_2O и Na_2O в доменной печи.....	1010
<i>А. Л. Чайка, К. С. Цюпа, А. А. Сохацкий, Б. В. Корнилов, В. Ю. Шостак, Г. В. Панчоха.</i> О целесообразности автоматизированного контроля тепловой работы и разгара футеровки доменной печи при применении пылеугольного топлива.....	1025
<i>Д. А. Чернышов.</i> Улучшение нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. Повышение стойкости футеровки.....	1035
<i>А. Г. Чернятевич, Е. Н. Сигарев, К. И. Чубин, В. В. Вакульчук.</i> Особенности продувки конвертерной ванны с использованием двухъярусных кислородных фурм.....	1039
<i>А. Г. Чернятевич, П. О. Юшкевич.</i> Комбинированная продувка конвертерной ванны кислородом и нейтральным газом.....	1050
<i>В. О. Шаповалов, Д. В. Ботвинко, М. І. Прилуцкий, О. В. Лазоренко.</i> Вплив параметрів компактування та фізичних властивостей матеріалу на якість зкомпактованої заготовки.....	1066
<i>В. А. Шаповалов, М. І. Прилуцкий, Д. М. Николаенко.</i> Утилизация отходов алюминия и перспективы использования электрошлаковых технологий.....	1074

<i>В. А. Шаповалов, М. И. Прилуцкий, М. П. Почечун.</i> Ликвационные процессы в крупных слитках.....	1081
<i>М. А. Шевченко.</i> Визначення доцільності збільшення діаметру ковальського злитку ЕШП понад 2,5 м.....	1089
<i>В. О. Шинский, В. С. Дорошенко.</i> Взаимосвязь признаков качества отливок с параметрами управления процесса литья по газифицируемым моделям.....	1099
<i>Е. О. Шмельцер, В. П. Лялюк, В. П. Соколова, И. А. Ляхова, Д. А. Кассим, И. Н. Скалун.</i> Влияние качества угольной шихты на свойства кокса для доменной плавки.....	1109

ВСТУП

Видання збірки наукових праць конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра» нараховує більше десяти років і стало доброю традицією, яку кафедра не має намірів порушувати.

Кожного року, в квітні місяці кафедра «Фізико-хімічні основи технології металів» Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут» проводить науково-практичну конференцію і усі представлені на ній доповіді включаються до збірки праць.

В цьому році редакційною колегією підготовлено 13-у збірку праць, до якої увійшли не тільки статті студентів і співробітників кафедри, а й роботи науковців із провідних навчальних закладів, академічних інститутів та промислових підприємств України та інших країн.

В науково-практичній конференції прийняли участь **266** провідних науковців, промисловців, освітян, аспірантів та студентів із **40** освітніх, наукових та виробничих організацій України та інших держав, які представили **134** доповіді за тематикою конференції.

Одночасно із традиційними науковими напрямками кафедри, а саме фундаментальними питаннями взаємодії металевих розплавів із газами, структуроутворенням сплавів при кристалізації і процесів рафінування металевих розплавів за допомогою методів спеціальної металургії, автоматизації металургійних та ливарних процесів, в останні роки колективом кафедри розпочаті дослідження в галузі створення нових матеріалів для металургії, ливарного виробництва, розробки нових технологій одержання феросплавів, а також формування захисних покриттів для деталей турбореактивних двигунів.

Магістри, які проходять навчання на кафедрі, представили роботи в галузі створення нових металевих та керамічних матеріалів, а також процесів пов'язаних із покращенням властивостей існуючих матеріалів та відновлення поверхневих шарів відпрацьованих деталей.

За мету збірки редакційна колегія ставить не тільки відображення сучасного стану наукових пошуків. Одночасно ми намагаємось надати можливість аспірантам і студентам провести апробацію своїх досліджень, підготувати оглядові роботи по найбільш прогресивним процесам сучасної металургії і матеріалознавства, а також взяти участь в обговоренні наукових результатів.

Як і в минулому році, до конференції приєдналися інформаційні партнери, які вже тривалий час співробітничать із кафедрою і інженерно-

фізичним факультетом Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут».

В першу чергу це компанія «Мелітек-Україна» (<http://melitek-ukraine.uaprom.net>) яка спеціалізується в сфері виявлення «істинної структури» матеріалів, дослідження їх властивостей і складу. Вже довгий час компанія організовує науково-практичні семінари для науковців і студентів факультету де представляє найбільш сучасні методи підготовки металографічних зразків і техніки їх дослідження.

Другим нашим партнером виступає компанія «Оптек-Цайс» (<http://optec-zeiss.uaprom.net>). Ця компанія відома в першу чергу тим, що на українському ринку розповсюджує світлові, скануючі і трансмісійні мікроскопи компанії «Carl Zeiss», які зараз є одними з найбільш досконалих пристроїв для виявлення структури самого широкого спектру матеріалів. Поряд з обладнанням, компанія також розповсюджує програмне забезпечення для визначення кількісних параметрів структури матеріалів.


Ще однією відмінністю цього річної збірки є те, що до неї були включені деякі роботи дійсних слухачів Малої академії наук України. Редакційна колегія вважає, що залучення до участі в конференції майбутніх абітурієнтів є органічною складовою ланки професійної підготовки майбутніх металургів і матеріалознавців.

Одночасно із вдосконаленням самої збірки, організаційний комітет конференції планує в цьому році відкрити постійно діючу Web-сторінку конференції. Сторінка буде приєднана до сайту кафедри і всі бажаючі зможуть ознайомитись не тільки із публікаціями цього року, а й всіх попередніх років.

Від імені редакційної колегії бажаємо всім учасникам конференції творчого настрою, вагомих наукових здобутків і подальших успіхів в педагогічній і науковій роботі.


Редакційна колегія:

в.о. завідувача кафедри «Фізико-хімічні
основи технології металів»,
доктор технічних наук,
професор


підпис

В. С. Богушевський

доктор технічних наук,
професор


підпис

К. В. Михаленков

кандидат технічних наук,
доцент


підпис

В. М. Рибак



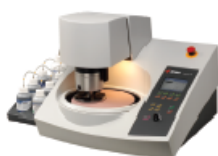
Москва +7 (495) 781-07-85
Санкт-Петербург +7 (812) 380-84-85
Екатеринбург +7 (343) 287-12-85
Киев +38 (044) 454-05-90

info@melytec.ru
infospb@melytec.ru
infoural@melytec.ru
infoua@melytec.ru

www.melytec.ru

ПРОФИЛЬ КОМПАНИИ

ООО «Мелитэк» 15 лет занимается поставкой и пусконаладкой оборудования для контроля качества материалов, является официальным дистрибьютором ведущих зарубежных компаний: Struers A/S (Дания), Olympus (Япония), Emco-Test (Австрия), Nanovea (США), FEI (Нидерланды), Phenom-World (Нидерланды), ClaraVision (Франция), Bruker (Германия), Walter + Bai (Швейцария), RUMULAG (Швейцария). На базе ООО «Мелитэк» создан демонстрационный центр по внедрению и обслуживанию поставляемого оборудования, обучению пользователей.



ПРОБОПОДГОТОВКА ДЛЯ МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ

- Отрезные станки. Холодное отрезание без прижогов и деформаций.
- Прессы для горячей запрессовки образцов в смолу.
- Шлифовально-полировальные станки. Ручные и автоматические.
- Подготовка и исследование в «полевых» условиях.
- Оборудование для подготовки минералогических образцов.
- Оборудование для подготовки элементов электронных плат.



ФИЗИКА ПОВЕРХНОСТИ

- Нанотвердомеры. Оценка твердости слоев, модуля упругости, ползучести и упругого восстановления.
- Скратч-тестеры. Метод царапания.
- Трибометры. Оценка параметров износа.
- Профилометры. Трехмерные измерения.



ОПТИЧЕСКИЕ И ЭЛЕКТРОННЫЕ МИКРОСКОПЫ

- Полный спектр оптических микроскопов для исследования микроструктуры металлов и других материалов.
- Инновационные измерительные и лазерные сканирующие системы.
- Цифровые системы регистрации изображений.
- Универсальные системы анализа изображения для автоматической обработки данных на персональном компьютере.



ТВЕРДОМЕРЫ

- Роквелл, Виккерс, Бринелль, Кнуп.
- Нагрузки от 10 граммов до 3 тонн.
- Полуавтоматические и полностью автоматические системы.
- Универсальные твердомеры, сочетающие в себе возможность прямых измерений по нескольким методам.
- Специальные решения на заказ. Интеграция в промышленную линию.



ОБОРУДОВАНИЕ ДЛЯ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ

- Машины для статических и динамических испытаний различных материалов.
- Маятниковые копры для испытаний на ударную вязкость по методам «Шарпи», «Изод», инструментированные испытания.
- Высокочастотные (резонансные испытательные) системы.
- Стандартные модели и специальные решения для физико-механических испытаний.
- Модернизация существующей отечественной и зарубежной испытательной техники.



АНАЛИЗАТОРЫ ХИМИЧЕСКОГО И ФАЗОВОГО СОСТАВА МАТЕРИАЛОВ

- Переносные и стационарные оптико-эмиссионные и рентгеновские анализаторы материалов.
- Анализаторы предельно низких содержаний C, S, O, H, N в твердых материалах.
- Высокая скорость и точность химического анализа и определения марки любых материалов.
- Качественный и количественный анализ кристаллических фаз, текстурный анализ и определение напряжений в материалах.



Інформаційний партнер конференції СМ-2013 – компанія «ОПТЕК»

Компанія «ОПТЕК» є одним з найбільш потужних постачальників високотехнологічних рішень в галузі науки, освіти, медицини та промисловості. За головну мету компанія ставить створення і всебічний розвиток партнерських взаємовідносин із замовниками, що базуються на довірі і співробітництві. Головною стратегією компанії є досягнення партнерами переваги в сферах їхньої діяльності.

Компанія «ОПТЕК» є ексклюзивним представником корпорації КАРЛ ЦЕЙСС, Німеччина. Компанія пропонує повну гамму мікроскопічного обладнання для дослідження структури металів, сплавів, керамік, тонких плівок, покриттів і нанорозмірних частинок. Компанія також здійснює сервіс, підтримку і супровід цього обладнання.

Для комплексного вирішення завдань визначення структури і властивостей матеріалів компанія також здійснює поставки продукції провідних фірм, а саме: Junker & Partner (Німеччина), Dr. Heinrich Schneider Messtechnik (Німеччина), MAHR (Німеччина), ACCRETECH TSK (Японія), ADCOLE (США). Матеріалозначе та метрологічне обладнання цих виробників використовується в аерокосмічній промисловості, машинобудуванні, при виробництві автомобілів і комплектуючих до них, створенні двигунів, медичного обладнання і неруйнівному контролю готової продукції.

УДК 621.771

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ДЛИННОМЕРНЫХ ЗАГОТОВОК ПУТЕМ СОВМЕЩЕНИЯ НЕПРЕРЫВНОГО ЛИТЬЯ И СДВИГОВОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Ж. Амонжолов, Ж. Хасымхан

*Карагандинский государственный индустриальный университет,
Казахстан*

Вдосконалення способів одержання високоякісних довгомірних заготовок з ультрадрібнозернистою структурою є актуальним завданням. Раніше на кафедрі ОМТ Карагандинського державного індустріального університету була розроблена технологія суміщеного процесу «прокатка-пресування», яка успішно реалізує отримання таких заготовок. Для збільшення продуктивності і зниження енерговитрат на нагрів заготовок перед здійсненням процесу прокатки-пресування було запропоновано додати вузол МБЛЗ, який успішно усуває дані проблеми. У статті проводиться проектування установки, що суміщає вузол МБЛЗ і установки прокатки-пресування

Совершенствование способов получения высококачественных длинномерных заготовок с ультрамелкозернистой структурой является актуальной задачей. Ранее на кафедре ОМД Карагандинского государственного индустриального университета была разработана технология совмещенного процесса «прокатка-прессование», успешно реализующая получение таких заготовок. Для увеличения производительности и снижения энергозатрат на нагрев заготовок перед осуществлением процесса прокатки-прессования было предложено добавить узел МНЛЗ, который успешно устраняет данные проблемы. В статье проводится проектирование установки, совмещающий узел МНЛЗ и установки прокатки-прессования

Improvement of methods of obtaining high-quality long billets with the ultrafine structure is an important task. Previously at the Department of metal forming of Karaganda state industrial University, was developed the technology that combined process of "rolling-pressing", successfully implemented the receiving of such billets. To increase performance and reduce energy consumption for heating of billets prior to rolling process production line, it was

proposed to add a CCM, which successfully eliminates these problems. In paper carried out a design that combines a host of CCM and install rolling-pressing

Введение

Задачи объединения машин непрерывного литья заготовок и прокатных станов в единый комплекс в настоящее время является одним из основных направлений для повышения эффективности всего металлургического производства. При решении данной проблемы используется внутренне тепло литых заготовок, при этом значительно уменьшаются потери металла от угара при его нагреве в печах и при резке заготовок. Непрерывные процессы и технологические агрегаты позволяют производить литую заготовку или деформировать металл практически непрерывно и подвергать деформации профиль одновременно в нескольких последовательно расположенных устройствах.

Ранее на кафедре ОМД Карагандинского государственного индустриального университета была разработана технология совмещенного процесса «прокатка-прессование» [1-2]. Для увеличения производительности и снижения энергозатрат на нагрев заготовок перед осуществлением процесса прокатки-прессования было предложено добавить узел МНЛЗ, который успешно устраняет данные проблемы.

Методика проведения экспериментов

Для осуществления процесса совмещенного литья и прокатки прессования была выбрана схема линии с использованием роторного кристаллизатора. Выбор данной схемы обусловлен тем, что реализация технологического процесса может осуществляться несколькими способами. В данном случае будет использоваться один вариант, при котором заготовки получают по следующей схеме: расплав – кристаллизация в роторном кристаллизаторе – деформация на установке совмещенной прокатки-прессования.

Линия состоит из следующих узлов: установка непрерывного литья заготовок (роторный кристаллизатор), два деформирующих узла на базе прокатного стана, установленных перед и после равноканальной ступенчатой матрицы (рис. 1).

Принцип работы линии следующий: расплавленный металл подается в миксер, в котором поддерживается постоянная температура расплава, далее из миксера расплавленный металл поступает на установку непрерывного литья. Затем заготовка поступает в валки прокатного стана, где подвергается прокатке и прессованию через равноканальную ступенчатую матрицу за тем снова в прокатные валки.

Деформирование заготовок по данной схеме позволит получать, как и в сравнении с разработкой Сибирского федерального университета [3], длинномерные металлические изделия. Непрерывное литье существенно увеличивает общую производительность процесса, обеспечивая непрерывную подачу металла к деформирующему инструменту, а также полностью снимает ограничения по размерам исходной заготовки, которые, так или иначе, имеются при использовании обычных «твердых» заготовок.

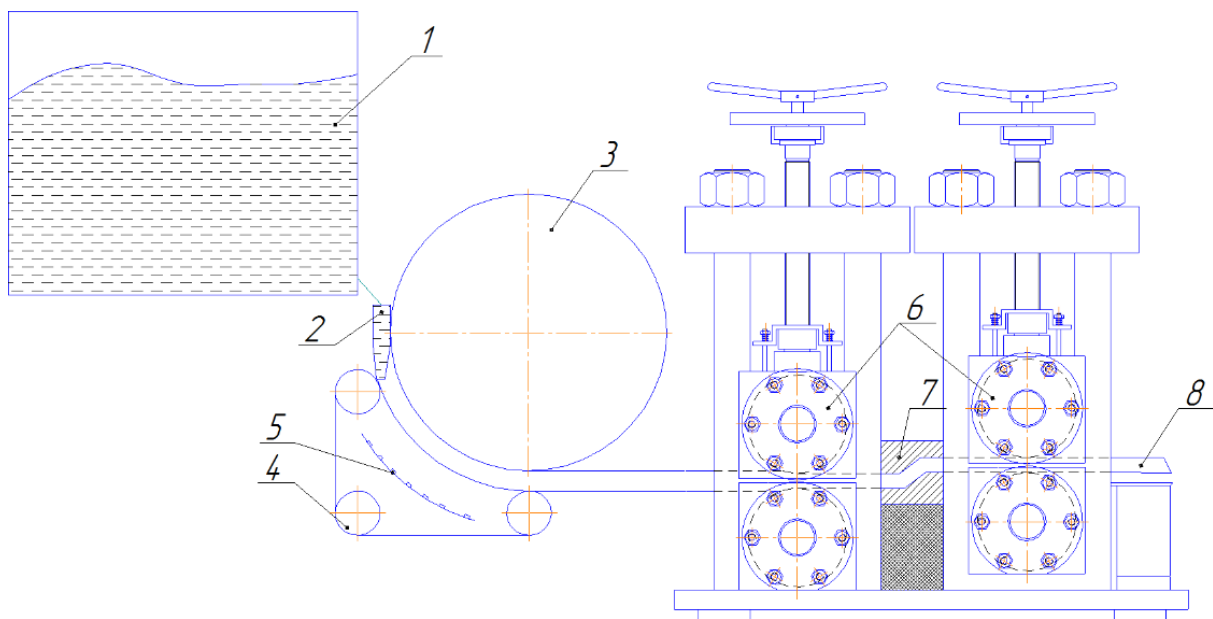


Рис. 1 Принципиальная схема непрерывной линии совмещенной обработки: 1 – печь-миксер; 2 – разливочная коробка; 3 – роторный кристаллизатор; 4 – натяжные ролики; 5 – система охлаждения ленты; 6 – прокатные клетки; 7 – равноканальная ступенчатая матрица; 8 – готовое изделие

Однако, в данном случае, ключевая особенность процесса заключается в том, что имеется возможность деформирования стальных заготовок квадратного и прямоугольного поперечного сечения с незначительными изменениями размеров исходного поперечного сечения.

Результаты исследований

С учетом всего вышеизложенного была выполнена сборка данной схемы с использованием программного комплекса КОМПАС 3D. Результаты проектирования схемы совмещенного процесса литья и прокатки-прессования представлены на рис. 2.

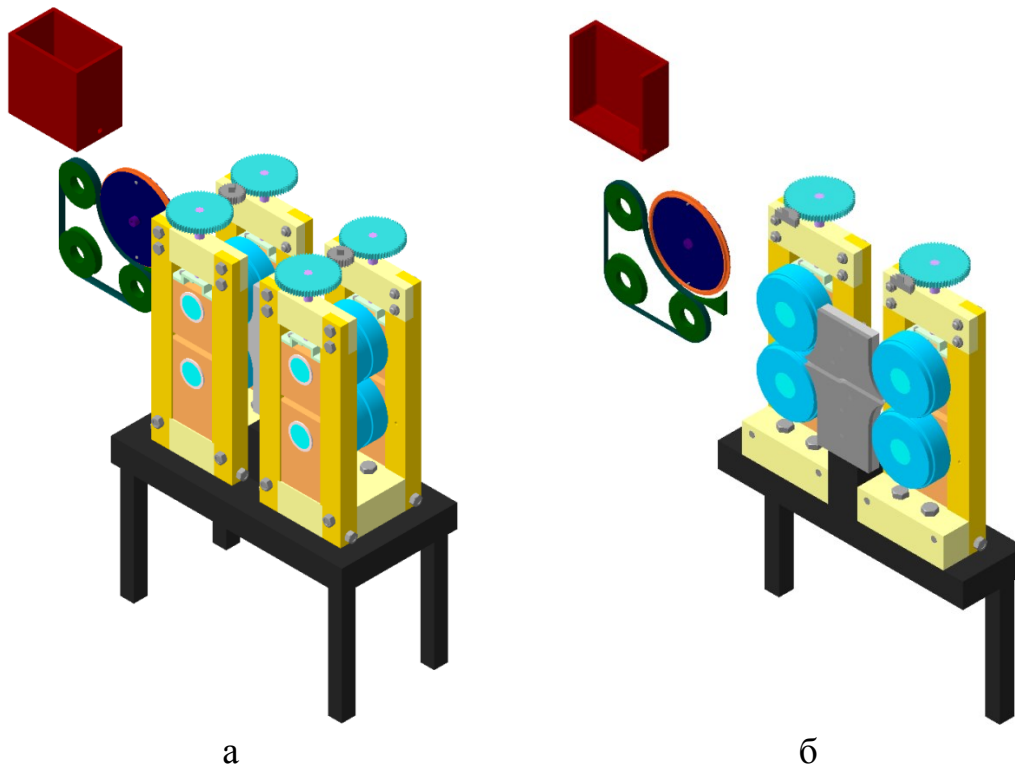


Рис. 2 Линия совмещенного процесса литья и прокатки - прессования:
а – общий вид; б – вид с разрезом

Выводы

Совмещенный процесс «прокатка-прессование» с использованием равноканальной ступенчатой матрицы и калиброванных валков является наиболее совершенным и перспективным способом получения высококачественных длинномерных заготовок с ультрамелкозернистой структурой. Данный способ имеет неоспоримые преимущества перед ранее известными способами получения высокопрочных металлов и сплавов интенсивной пластической деформацией, такие как обеспечение непрерывности процесса, возможность деформирования длинномерных заготовок, а также получение заготовок с незначительными изменениями размеров исходного поперечного сечения. А включение в данную технологию процедуры непрерывного литья, как начальной фазы, позволит существенно увеличить общую производительность этого совмещенного процесса.

Литература

1. Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Панин Е.А. Сравнительный анализ процесса «прокатка-прессование» в равноканальной ступенчатой матрице при использовании

калиброванных валков и валков с гладкой бочкой // Технология производства металлов и вторичных материалов. Темиртау, 2007, №1. – С. 116-122.

2. Найзабеков А.Б., Лежнев С.Н., Панин Е.А. Исследование эволюции микроструктуры металла при реализации совмещенного процесса «прокатка-прессование» с помощью программного комплекса DEFORM-3D // Труды международной научно-практической конференции «Научно-технический прогресс в металлургии» (Сборник научных трудов), Темиртау, 2011. – С. 336 -341.

3. Комбинированные и совмещенные методы обработки цветных металлов и сплавов (монография) / М.: МАКС Пресс, 2005. – 344 с.

УДК 669.094.2

СУЧАСНИЙ СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ТЕХНОЛОГІЙ УТИЛІЗАЦІЇ ТА ПЕРЕРОБКИ ГАЛЬВАНІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ

Я. К. Антонець, С. В. Жук, К. О. Сергеева

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Тисячі тонн шкідливих елементів щороку потрапляють на звалища та накопичуються в екосистемах, створюючи загрозу екологічної катастрофи в глобальному масштабі. Одними з таких є відпрацьовані гальванічні елементи живлення. В статті досліджено основні різновиди сучасних гальванічних елементів, їх вплив на оточуюче середовище та методи утилізації, зокрема металургійними методами. Проаналізовано досягнення і технології закордонних та вітчизняних підприємств в даній сфері. Наведено технологічні схеми та методи утилізації відпрацьованих елементів живлення та вилучення з них металів

Тысячи тонн вредных элементов ежегодно попадают на свалки и накапливаются в экосистемах, создавая угрозу экологической катастрофы в глобальном масштабе. Одними из таких являются отработанные гальванические элементы питания. В статье исследованы основные разновидности современных гальванических элементов, их влияние на окружающую среду и методы утилизации, в частности металлургическими методами. Проанализированы достижения и технологии зарубежных и отечественных предприятий в данной сфере. Приведены технологические схемы и методы утилизации отработанных элементов питания и извлечения из них металлов

Thousands tons of harmful elements fall into landfills each year and accumulate in ecosystems, threatening an environmental catastrophe on a global scale. Some of these are worked galvanic batteries. In the article investigated the main varieties of modern electrochemical cells and their impact on the environment and disposal methods, in particular metallurgical methods. Analyzed achievements and technologies of foreign and domestic enterprises in this field. The technological scheme and methods of disposal of waste batteries and extraction of metals

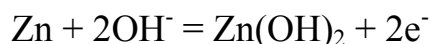
Вступ

В сучасних умовах процес розвитку науки та техніки тісно пов'язаний з проблемами екології та ресурсозбереження. Тисячі тонн шкідливих елементів щороку потрапляють на звалища та накопичуються в екосистемах, створюючи загрозу екологічної катастрофи в глобальному масштабі. Тому актуальними є потреби в технології переробки потенційно небезпечних техногенних відходів. Одними з таких є відпрацьовані гальванічні елементи живлення, якими, ймовірно, користується кожен з нас. Проте варто визначити фактори, що зумовлюють шкідливість та небезпеку лужних та акумуляторних батарей?

Результати досліджень

Будь-яке хімічне джерело струму містить в собі три обов'язкових компоненти - два електроди, з яких знімається напруга і агресивне середовище - електроліт. Для економії місця і одночасному збільшенні площі поверхні взаємодії один з електродів зазвичай виконується у вигляді порошку. У лужній батарейці це анод - негативний електрод з порошку цинку. В якості електроліту застосовуються концентровані розчини калієвого або натрієвого лугу (KOH, NaOH) з добавками ZnO. Іноді роль електроліту виконує луг літію - LiOH. Щоб електроліт, будучи рідиною по суті, не витікав із батарейки, він загущується природними або синтетичними полімерними сполуками [1].

При реакції анода з лугом цинковий корпус поступово в ній розчиняється. На початку процесу розряду відбувається окислення цинку з утворенням цинкату ZnO_2^{2-} (або Zn(OH)_4^{2-}). Після насичення розчину електроліту цинкати, починається вторинний процес:



(Згодом гідроксид цинку розкладається на ZnO і H₂O)

При цьому поблизу порошкового цинкового анода утворюється область з надмірним вмістом негативно заряджених електронів. На другій стадії в середовищі електроліту в процесах виділення і поглинання іонів OH⁻ настає рівновага, і луг не витрачається. В результаті малої кількості електроліту, який заповнює тільки пори електродів і простір між електродами достатньо для досить довгої роботи елемента живлення. Щоб зняти отриманий надлишковий заряд з області анода, всередину поміщають провідник з латуні, виведений на дно батарейки, а щоб уповільнити процес корозії цинку, до складу анодної маси додають інгібітор.

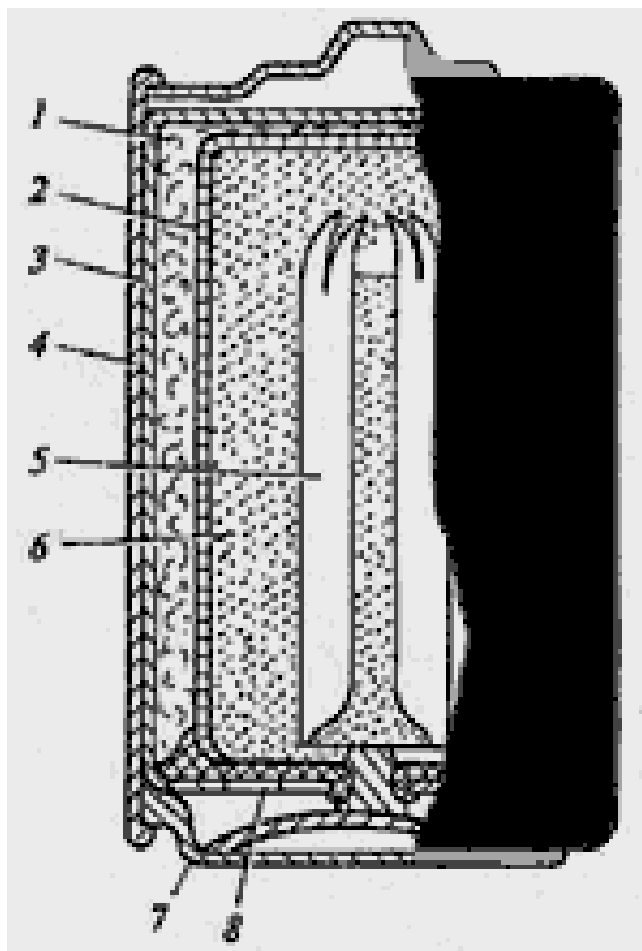


Рис. 1 Схема гальванічного елементу:

1 - катод, 2 - сепаратор з електролітом, 3 - корпус, 4 - футляр, 5 - струмовід,
6 - анод, 7 - дно, 8 - прокладка

Роль позитивного електрода виконує порошковий діоксид марганцю MnO_2 , змішаний з вугільним порошком (для збільшення електропровідності), електролітом і загусником. Отримана паста пресується до внутрішньої поверхні нікельованого сталевго корпусу батарейки. При розряді батарейки діоксид марганцю відновлюється до метагидроксиду марганцю - MnOOH . Це процес необхідний, щоб видалити з електроліту надлишок іонів OH^- але результатом його є поступове огортання зерен діоксиду марганцю метагидроксидом, що тягне за собою передчасне припинення служби батарейки. Щоб пасту не змішувалися, між ними прокладають тонкий нетканий матеріал, просочений електролітом.

Шкідливими для навколишнього середовища, а як наслідок і для людини є хімічні речовини та важкі метали, що містяться в гальванічних елементах:

- свинець (накопичується в організмі, вражаючи нирки, нервову систему, кісткові тканини);

- кадмій (шкодить легеням та ниркам);
- ртуть (вважає мозок та нервову систему);
- нікель и цинк (хвороби шкіри);
- луки (подрознюють слизову та шкіру).

Переробка батарейок є процесом з відновлення та експлуатації тих матеріалів, з яких виготовлені батарейки. Під час цього процесу з батарейок вилучаються метали, які потім повторно включаються до складу нових виробів. Метою такого процесу є збереження електроенергії та сировини. Переробка подібних виробів сприяє збереженню навколишнього середовища для здорової життєдіяльності людини.

На сьогоднішній день екологічно чистою і рентабельною технологією, яка дозволила б переробити вичерпали свій термін акумуляторні батареї, з отриманням продуктів належної якості не існує [2].

Наприклад, для вилучення кадмію використовуються пірометалургійні і гідрометалургійні методи. Найбільше поширення з пірометалургійних методів, заснованих на відкачуванні газоподібних сполук кадмію, отримала вакуумна дистиляція. Крім надзвичайної екологічної небезпеки даного виробництва, дистиляція характеризується отриманням оксиду кадмію низької якості і вторинних відходів, використання яких в інших галузях проблематично.

Світовий досвід переробки кадмійвмісних відходів показав перспективність гідрометалургійних методів, заснованих, в більшості своїй, на використанні розчинів сірчаної кислоти, аміаку, сольових композицій. Застосування гідрометалургійних операцій дозволить вирішити як екологічні проблеми з утилізації кадмійвмісних відходів, так і забезпечити потреби машинобудування та металургії в якісному оксиді кадмію.

Недоліками сірчаноокислотного способу є: низький ступінь вилучення кадмію за рахунок втрат його з залізовмісними продуктами та технологічні труднощі очищення промислових розчинів. Застосування аміаку обмежено його летючістю і проблематичністю регенерації.

Процес утилізації та переробки батарейок і акумуляторів зазвичай складається з декількох етапів. Наприклад, процес переробки батарейок з вилученням свинцю складається з чотирьох етапів.

Спочатку батарейки та акумулятори завантажуються в спеціальну ємність великих розмірів, звідки вони по конвеєрній стрічці потрапляють в бетонний колодязь з електромагнітом над ним (для уловлення металобрухту) і з сітковим дном, після чого батарейки розмелюються дробаркою на дрібні шматки.

Потім відбувається процес поділу матеріалів за допомогою водяного пилу, що подається при високому тиску - кількох десятках атмосфер.

Найдрібніші частини і пластик осідають в окремому резервуарі для подальшого концентрування, а більші частини потрапляють на дно резервуара, звідки їх механічний ківш витягує в резервуар з каустичною содою, де цей металобрухт перетворюється на свинцеву пасту. На цьому ж етапі туди потрапляє і свинцева пил, яка за допомогою води, що подається під високим тиском, відділяється від пластику, який збирається в окремі контейнери.

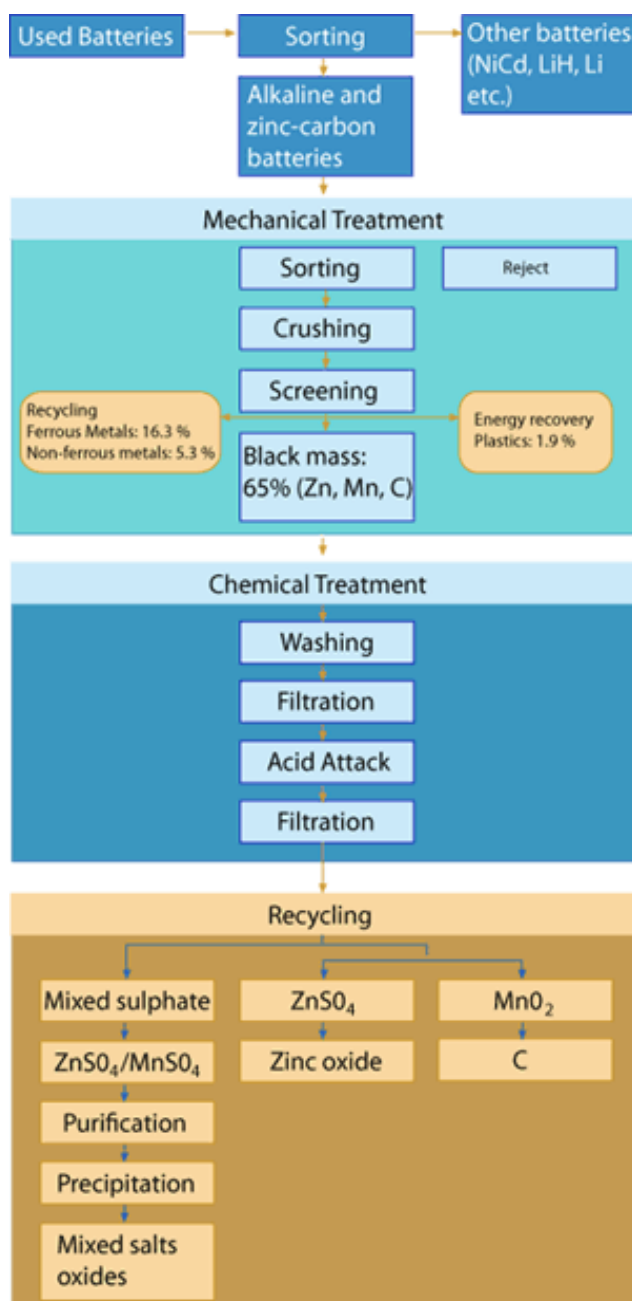


Рис. 2 Схема переробки лужних і вугільно-цинкових батарейок в Великобританії

Третій етап - це процес плавки свинцю. Отриману свинцеву пасту по конвеєрній стрічці передають в бункер для плавки, де вона розплавляється до рідкого стану, а виділяються пари швидко охолоджуються і скидаються в окремі контейнери (згодом він піде на черговий етап переробки).

Четвертим етапом у процесі рафінування утворюються два компоненти - рафінований твердий і м'який свинець і сплави свинцю, що відповідають вимогам замовника. Безпосередньо сплави відразу ж відправляються на заводи для використання, а рафінований свинець нагрівають і виливають з нього злитки, видаляючи окалину, які за якістю виходять рівноцінними тільки що виробленим з видобутої свинцевої руди[3,4].

Влітку 2013 року англійська компанія International Innovative Technologies представила нову технологію утилізації використаних батарей. Метод полягає в перетворенні твердих елементів, що містяться у внутрішній частині лужної батареї, в порошок. Таким чином, внутрішні складові елементів живлення стають придатними для обробки за допомогою різних хімічних і біологічних процесів, результатом яких є отримання різних металевих іонів, наприклад, іонів цинку, марганцю і вуглецю.

Одна з переваг даної технології полягає в тому, що з її допомогою можна з легкістю замінити традиційні системи подрібнення на компактні, високопродуктивні блоки. Крім того, нова розробка відрізняється низьким споживанням електроенергії і ідеально підходить для подрібнення твердих матеріалів.

З усього обсягу вироблених батарей і акумуляторів в світі переробляється всього 3% від загального обсягу, при цьому простежується неоднорідність цього показника по країнах світу. Так, у більшості європейських країн переробляється 25-45% всіх хімічних джерел струму (ХДС), в США - близько 60% (97% свинцево-кислотних і 20-40% літій-іонних), в Австралії - близько 80%.

Країнами з нерозвиненою системою переробки ХІТ є країни, що розвиваються, де вони практично не переробляються, а утилізуються з побутовим сміттям.

Переробка батарейок в країнах Європейського союзу є обов'язковою. З 26 вересня 2008 року всі батарейки, акумулятори та їх упаковка повинні бути марковані спеціальним символом (перекреслений сміттєвий ящик на коліщатах) - на самій батарейці або ж на упаковці, залежно від розміру.

Цей спеціальний символ збору повідомляє споживачам, що батарейки не можна викидати разом з домашніми відходами. Замість цього батарейки потрібно здавати у спеціальні пункти на переробку. Як правило, всі великі роздрібні торговці мають ящики для збору батарейок.

При виробництві батарейок в Євросоюзі в їх вартість спочатку закладається відсоток на утилізацію, і покупець в магазині, здавши старі батарейки, отримає цінову знижку на батарейки нові. Здане переробляється. Лідером цього процесу є Бельгія, в якій до 50% елементів живлення направляється на переробку.

Всі типи батарей, що випускаються в Європі, можуть бути перероблені незалежно від того, перезарядні вони чи ні. Для переробки не має значення, заряджена чи батарея, частково розряджена або розряджена цілком. Після збору батарей вони підлягають сортуванню і далі, залежно від того, до якого типу вони належать, батареї відсилаються на відповідний завод з переробки. Наприклад, лужні батареї переробляються у Великобританії, а нікель-кадмієві - у Франції.

Переробкою батарей в Європі займається близько 40 підприємств.

З 1000 кг сольових і алкалайнових батарейок можна отримати:

- 350 кг феромарганцю, який використовується у виробництві нержавіючої сталі,
- 280 кг оксиду цинку в металевій формі (дахове покриття, водостічні труби), або у формі хлориду цинку (в батарейках іншого виду),
- 190 кг шлаку використовується в якості мінерального продукту (матеріал для насипів).

У США навесні 2013 року запущена нова волонтерська загальнонаціональна кампанія по утилізації батарейок. Крім безпосереднього звернення до споживачів і залучення волонтерів, планується реалізувати і ряд заходів, які принципово змінять роботу компаній, що виробляють батарейки. Дистриб'ютори та продавці повинні будуть забезпечувати збір переробку батарейок, витягуючи при переробці всі ті компоненти, які ще можна використовувати, а компанії - виробники батарейок мають платити за роботи по збору, обробці та утилізації батарейок.

В Австралії щорічно утилізується 70 тисяч тонн свинцево-кислотних автомобільних акумуляторів. У місті Вуллонгонг (штат Новий Південний Уельс) працює підприємство Auszinc, яке займається утилізацією побутових батарей. Батареї, які не можуть бути перероблені в Австралії, експортується для утилізації на європейські підприємства.

В Україні над цими проблемами працюють спеціалісти на ДП «Аргентум» разом з Львівською Політехнікою. Робота полягала в проведенні ряду лабораторних експериментів із застосуванням різних способів утилізації гальванічних елементів, проте досі не було обрано найбільш оптимальний. Технологія базується на лабораторно-промисловій лінії на якій можна відпрацьовувати і вдосконалювати такі технології.



Рис. 3 Схема технологічного циклу переробки малих побутових джерел струму

Чотири п'ятих зібраного матеріалу (батарейок) - це сольові та лужні елементи. Саме для їхньої переробки орієнтований технологічний процес. Відходи їхньої переробки відправляються на металургійні комбінати, які виготовляють спеціальні сталі. Решта - метал-гідридні, літєві та інші батарейки відсортовуються на зберігання и для паралельних досліджень. Матеріал, який в зараз з технологічних або економічних причин неможливо переробляти, слід складувати з метою недопущення його впливу на середовище та подальшого використання при зміні кон'юнктури.

Висновки

В статті проаналізовано сучасні досягнення в галузі технологій утилізації та переробки гальванічних елементів. Виявлено відсутність оптимальних та недосконалість існуючих технологій переробки гальванічних елементів. На основі досвіду вітчизняних та закордонних колег було підсумовано можливість переробки елементів живлення металургійними методами. Подальші дослідження будуть направлені на вилучення з гальванічних елементів сполук, придатних для подальшого використання зокрема феромарганцю та цинку.

Література

1. Исаева Н. В., Сердюк А. И. Проблемы и перспективы электрохимической переработки свинцово-кислотных аккумуляторов // Экотехнологии и ресурсосбережение. Киев. 2005. № 5.

2. Исаева-Парцвания Н. В., Сердюк А. И., Ступин А. Б. Выбросы вредных веществ при электрохимической переработке свинцово-кислотных аккумуляторов в электролитах на основе кремнефтористоводородной кислоты // Вісник Донецького університету. Сер. А. Природничі науки. Донецьк. 2005. Вип. 2. Ч. 2.

УДК669.13/669.046:622.7

ОСОБЕННОСТИ ТЕКСТУРНО-СТРУКТУРНЫХ ПРЕОБРАЗОВАНИЯ ЗЕРЕН ТИТАНОМАГНЕТИТА ПРИ ТЕРМОХИМИЧЕСКОМ ВОССТАНОВЛЕНИИ

Д. Ю. Бабошко, Г. В. Губин, В. В. Ткач, С. Н. Зима

*Государственное высшее учебное заведение
«Криворожский национальный университет»*

Наведено результати досліджень текстурно-структурних і мінералогічних перетворень титаномagnetитових зерен при їх термoxiмічному відновленні

Приведены результаты исследований текстурно-структурных и минералогических преобразований титаномagnetитовых зерен при их термoxиmическом восстановлении

The results of studies of textural and structural and mineralogical transformation of titanomagnetite grains in their thermochemical reduction

Введение

В современных условиях традиционные источники железосодержащего металлургического сырья замещаются комплексными рудами, которые могут в полной мере удовлетворить потребности по получению не только железосодержащих, но и других, необходимых и важных продуктов, например, титаносодержащих. Украина обладает большими запасами комплексных богатых титаномagnetитовых руд, а разработанные технологии их обогащения позволяют получать титаномagnetитовый концентрат с различной массовой долей $\text{TiO}_2=16-22\%$ [1].

В настоящее время проведены экспериментальные исследования термoxиmической технологии обработки титаномagnetитовых концентратов с массовой долей TiO_2 до 16,7% [2, 3]. Полученные результаты показали перспективу этой технологии переработки комплексной титаномagnetитовых руд (концентратов). Определение технологических параметров термoxиmического восстановления титаномagnetитового концентрата по этой технологии с массовой долей TiO_2 более 20%, даст возможность оптимизировать технологический процесс.

Постановка задачи исследования

Для определения оптимальных параметров процесса термохимической переработки комплексных руд необходимо изучить закономерности текстурно-структурных и минералогических преобразований минеральных зерен компонентов.

Материалы и методика исследования

Объектом исследования являлся окучкованный титаномagnetитовый концентрат апатит-ильменит-титаномagnetитовых руд с содержанием $\text{Fe}_{\text{мет.}}$ – 51,99 %, $\text{TiO}_2 > 20\%$. С учетом рекомендаций [4] массовая доля углерода и флюса в шихте исследуемых окучкованных материалов составила, соответственно, 20 и 2%. Процесс термической обработки проводился в печи при температурах 800-1300 °C.

Результаты исследований и их обсуждение

Изучение текстурно-структурных и минералогических преобразований проводилось методами макро- и микроскопических исследований.

Макроскопическое изучение аншлифов показало, что на начальных этапах восстановления (800-900 °C) окучкованного материала он сохраняет однородное строение. При температуре 1000 °C на поверхности окатышей появляются оболочки из металлической губки толщиной 1-1,5 мм и более, при этом ядро остается однородным. С повышением температуры более 1100 °C и времени выдержки в ядрах появляется пятнистая текстура, обусловленная перераспределением металлического железа (Fe^0) в объеме продукта, которое, накапливается в отдельных его микрообъемах - светлые блестящие пятна на более темном матовом фоне шлаковых зон (рис. 1а, б). С ростом температуры восстановления и с увеличением времени выдержки металлическое железо укрупняется и концентрируется в виде шаровидных частиц размером от 1 до 4-5 мм (рис. 1 в, г). При температурах восстановления более 1250 °C (выдержка 20-40 мин) наблюдается деформация формы окучкованного материала, что указывает на его размягчение. Полная потеря формы происходит только при температуре более 1300 °C и выдержке 80 минут [5].

Результаты **микроскопического** исследования преобразования зерен титаномagnetита при 800-1300 °C приведены в таблице 1.

Данные таблицы 1 показали, что в зернах титаномagnetита с температуры нагрева до 1000 °C появляются выделения металлического железа размером ≤ 1 мкм, которые с повышением температуры в печи до 1300 °C и времени выдержки до 40-50 мин преобразуются в шарообразные частицы размером более 1 мм.

Таблиця 1 Результаты микроскопических исследований преобразования в зернах титаномагнетита

Температура восстановления, °С	Время восстановления, мин.	Характеристика восстановленных зерен титаномагнетита
800	10	усвоение флюса с образованием сферических пор в местах его присутствия
	20	изменение зерен силикатов с образованием выделений магномагнетита-магнетита
	40	твердофазные преобразования в зернах титаномагнетита размером <0,04 мм - вокруг них образуется темная кайма с большим содержанием металлического железа
1000	10	в зернах титаномагнетита размером <0,04 мм появляются выделения металлического железа размером ≤1 мкм
	20-40	в зернах титаномагнетита размером <0,06 мм происходит образование металлического частиц железа размером до 1÷2 мкм, начинает образовываться шлак
1100	10-20	зерна титаномагнетита размером <0,02 мм изменены полностью, образуются вкрапленности металлического железа размером 2-6 мкм
	40	вокруг зерен титаномагнетита размером 0,15-0,5 мм образуется темная кайма с большим содержанием металлического железа, в шлаковой фазе начинается обособление металлического железа
1200	10-40	титаномагнетитовые зерна размером <0,15 мм изменены очень интенсивно, металлическое железо в них обособлено в виде вкрапленности и каемчатых выделений толщиной от 1÷2 до 8÷12 мкм, в шлаковой фазе появляется металлическое железо размером до 1 мкм
1300	5-40	титаномагнетитовые зерна размером 0,1-0,3 мм изменены не полностью, обособления металлического железа в шлаковой фазе укрупняются до 0,1÷0,2 мм, появляется двухфазная раскристаллизованная шлаковая фаза
	50-80	укрупнение металлического железа до частиц размером 2 мм, образуются шарообразные частицы металлического железа размером до 3,5 мм, шлаковая фаза представлена хорошо оформленными кристаллами рутила

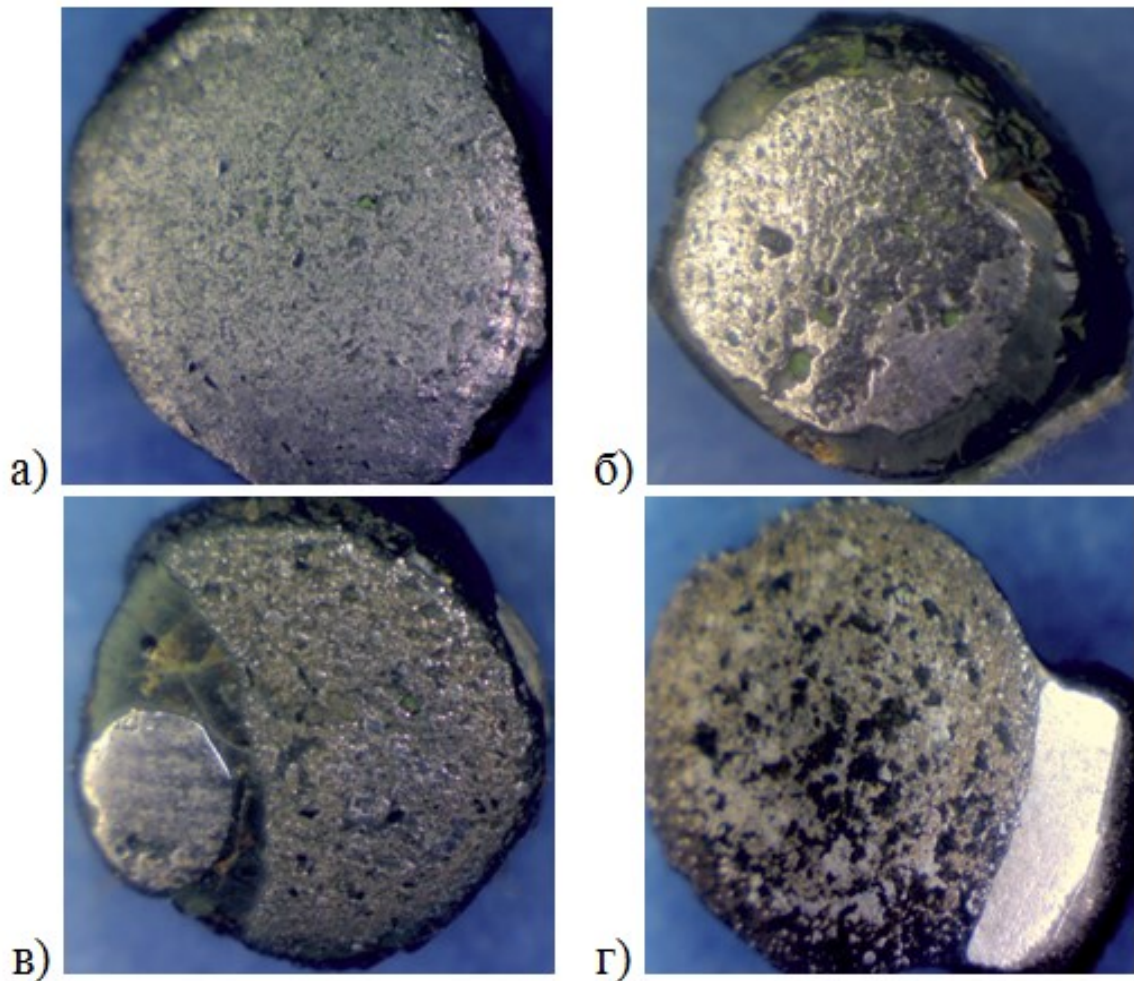


Рис. 1 Текстура окатышей при разных параметрах восстановления.

Макросъемка, $\times 5$. Блестящее – металл, матовое - шлак.

а, б - температура восстановления $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 20 мин.;

в, г - температура восстановления $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$, выдержка 40 мин.

Выводы

1. Для выделения и концентрации металлического железа в виде отдельных частиц из титаномагнетитовых продуктов необходимо предварительно окускованный материал подвергнуть длительной термической выдержке в печи при температуре не менее $1300\text{ }^{\circ}\text{C}$.

2. При термической обработке окускованного материала происходит выделение и концентрация в нем металлического железа в виде шарообразных частиц размером 2-3,5 мм. В остальной части окускованного материала наблюдается накопление оксида титана.

Литература

1. Kharytonov V. M. Titanium potential of Ukraine as a constituent of development strategy for raw material base of Europe / Kharytonov V. M. // Геолого-мінералогічний вісник Криворізького національного університету / Кривий Ріг. – 2013.- № 1-2 (29-30). – С. 49-55.
2. Садыхов Г. Б., Карязин И. А. Исследование титанованадиевых шлаков процесса прямого получения железа из титаномагнетитовых концентратов / Садыхов Г. Б., Карязин И. А. // Металлы. –2007. - № 6. – С.3-12.
3. Исследование одностадийного процесса металлизации титаномагнетита месторождения Гремяха-Вырмес / Погудин Д. С., Морозов А. А., Садыхов Г. Б., Олюнина Т. В., Леонтьев Л. И. // Цветные металлы. – 2011. - № 1. – С.73-76.
4. Разаз Юнес. Анализ технологий прямого восстановления оксидов металлов с применением печей с вращающимся подом / Разаз Юнес, Опрышко И.А., Лобода П.И. // Вісник Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». Серія Машинобудування №61. – 2011, 184-192с.
5. Особенности карботермического восстановления титаномагнетитовых окатышей / Бабошко Д. Ю., Ткач В. В., Губин Г. В., Зима С. Н. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2015. - №1 (292). – С. 17-21.

УДК 620.172/.178

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО БИОМАТЕРИАЛА ДЛЯ ЭНДОВАСКУЛЯРНОЙ ХИРУРГИИ

*А. С. Баикин, Е. О. Насакина, Г. Н. Бикбова, М. А. Каплан,
М. А. Севостьянов, А. Г. Колмаков, С. А. Клименко*

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова РАН,
Россия*

Институт сверхтвердых материалов им. В. Н. Бакуля НАН Украины

Отримано дротяні зразки наноструктурного сплаву з ефектом пам'яті форми з волокнистими зернами діаметром 30-70 нм. Структура досліджена за допомогою ПЕМ, СЕМ і рентгенівської дифрактометрії. Статичні механічні властивості визначені на універсальній випробувальній машині INSTRON 3382

Получены проволоочные образцы наноструктурного сплава с эффектом памяти формы с волокнистыми зернами диаметром 30-70 нм. Структура исследована с помощью ПЭМ, СЭМ и рентгеновской дифрактометрии. Статические механические свойства определены на универсальной испытательной машине INSTRON 3382

Wire samples of nanostructured alloy with shape memory effect with fibrous grains with a diameter of 30-70 nm obtained. The structure was investigated by TEM, SEM and X-ray diffractometry. The static mechanical properties determined on a universal testing machine INSTRON 3382

Введение

Показателем механической биосовместимости является подобие механизма поведения живых тканей – соблюдение закона запаздывания, сверхэластичность, и др. – и искусственных материалов [1]. Ярким примером биомеханически совместимых является группа сплавов на основе никелида титана NiTi [2-3]. Но наиболее бурный (хоть и вполне естественный) интерес к нитинолу в медицине возник в последние десятилетия в связи с развитием малоинвазивной хирургии, где материал получил широкое применение в качестве имплантационного при стентировании в т. ч. за счет наличия эффекта памяти формы, способствующего созданию стентов саморасширяющихся [4-5].

Закономерно в это же время стали широкомасштабно проводится работы по исследованию различных его свойств и поиску способов их улучшения.

Постановка задач исследования

Целью данной работы являлось исследование механических свойств наноструктурного никелида титана на проволочных образцах различного диаметра.

Методика проведения экспериментов

Объектом исследования являлись проволочные образцы нитинола состава 55,91 мас. % Ni – 44,03 мас.% Ti после термической обработки (450 °С, 15 мин. выдержки) с диаметром 100, 130, 150, 170, 280 мкм. Соответствующая шихта была подвергнута трехкратному переплаву в вакуумной печи в среде аргона. Слитки при температуре около 750 – 1000 оС путем проката и ротационнойковки последовательно переводили в прутки диаметром до 4 мм, из которых получали проволоку методом ступенчатого горячего волочения через алмазную фильеру и промежуточной термообработки для стабилизации структуры материала с диаметром зерна ≤ 100 нм и удаления механического напряжения.

Характерный вид и размер зерен определяли с помощью просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) TECNAI 12. Образцы были подготовлены с помощью установки ионного травления GATAN 691. Для определения фазового состава использовали рентгеновский дифрактометр "Ultima IV" фирмы "Ригаку". Морфологию поверхности и послойный элементный состав исследовали на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) TESCAN VEGA II SBU, снабженном приставкой для энергодисперсионного анализа INCA Energy.

Статические испытания проводили на универсальной испытательной машине INSTRON 3382. Микротвердость определяли с помощью оснащенного оптическим микроскопом прибора WOLPERT GROUP 401/402 – MVD с компьютерным управлением. Испытания проводили по схеме "микро-Виккерс", используя алмазный индентор размером 10 мкм и нагрузки в размере 100 – 200 гс. Эта схема соответствовала испытаниям на микротвердость HV по ГОСТ 9450-76. Проволочные образцы фиксировали специальной твердеющей смесью.

Результаты исследований

Результаты измерения микротвердости HV микро- (образец NiTi-1) и наноструктурного (образец NiTi-2) нитинола до и после шлифовки поверхности и отжига приведены в таблице 1. Наблюдается повышение микротвердости наноструктурного материала по сравнению с

микроструктурным аналогом на величину порядка 38%. Это можно объяснить увеличением объемной доли межзеренных границ при наноструктурировании, а также присутствием на этих границах TiO_2 , твердость которого выше твердости основы. В нашем случае зерна исследованного наноструктурного нитинола представляют волокна диаметром 30-70 нм. На поверхности проволоочных образцов из нитинола имеются участки микронного размера, состоящие то из оксидной фазы, то из углеродной. При удалении этой неоднородности поверхности в результате механической обработки образуется тонкий равномерный оксидный слой с малой долей примесей, и возрастает микротвердость. Отжиг нитинола способствует утолщению оксидного слоя. 15 минут выдержки при 450 °С приводит к дальнейшему незначительному повышению микротвердости.

Таблица 1 Микротвердость нано- и микро-структурного нитинола

Образец	Микротвердость, HV
Исходный NiTi (1)	240 ± 3
Исходный NiTi (2)	332 ± 3
NiTi (2) после шлифовки поверхности	390 ± 4
NiTi (2) после отжига	399 ± 3

Были изучены статические механические свойства материалов: микроструктурный TiNi, наноструктурный TiNi, наноструктурный TiNi после механической обработки, наноструктурный TiNi после механической и термической обработки (табл. 2).

Таблица 2 Механические свойства нано- и микро-структурного никелида титана

Образец	σ_T , МПа	σ_B , МПа	ψ , %
Исходный NiTi(1) (микро-)	472 ± 6	1524 ± 8	42 ± 2
Исходный NiTi(2) (нано-)	547 ± 5	1585 ± 7	47 ± 1
NiTi(2) после шлифовки	628 ± 4	1710 ± 5	53 ± 1
NiTi(2) после шлифовки и отжига	641 ± 6	1815 ± 9	54 ± 1

После изменения структуры TiNi происходит увеличение прочностных и пластических характеристик на 4-16 %. В исходном состоянии (после волочения) на поверхности проволок имеется

бороздчатый рельеф, направленный по оси волочения, присутствуют вмятины плоской формы и дефекты в виде ямок. Для улучшения свойств проволок необходимо проводить механическую обработку поверхности. После механической обработки проволок статические свойства наноструктурированного никелида титана увеличиваются на 8 - 15 %.

Для успешного использования изделия из TiNi крайне важна термическая обработка, которая позволяет варьировать статические свойства и циклические нагрузки в рабочем режиме изделия в широком диапазоне деформаций. С этой целью был выбран режим термической обработки (отжига) при температуре 450 °C и времени выдержки 15 минут. При этой температуре происходит релаксация остаточных механических напряжений. После механической обработки поверхности и отжига проволок статические свойства увеличиваются на 14 - 17 %. Во всех изложенных случаях наиболее сильно изменяется предел текучести (σ_T).

Исследования показали, что предел прочности с уменьшением диаметра проволоки с 280 до 100 мкм снижается на 27,2 %, пластические свойства с уменьшением диаметра проволоки со 280 до 100 мкм улучшаются более чем в 3 раза. Характер разрушения не зависит от диаметра проволоки.

Выводы

Получены образцы наноструктурного нитинола с волокнистыми зёрнами діаметром 30-70 нм, обладающие повышенными механическими характеристиками по сравнению с нитинолом микроструктурным.

Література

1. Гюнтер В. О., Ходоренко В. Н., Ясенчук Ю. Ф., Чекалкин Т. Л. Никелид титана. Медицинский материал нового поколения. – Томск: Изд-во МИЦ, 2006. – 296 с.
2. Shabalovskaya S. On the nature of the biocompatibility and medical applications of NiTi shape memory and superelastic alloys // Bio-Medical Materials and Engineering (Bio Med Mater Eng), 1996. – Vol. 6. – P. 267 – 289.
3. Marjan Bahrami Nasab, Mohd Roshdi Hassan. Metallic Biomaterials of Knee and Hip - A Review // Trends in Biomaterials and Artificial Organs, 2010. - Vol. 24(1). – P. 69 - 82
4. Гюнтер В. Э., Итин В. И., Монасевич Л. А. и др. Эффекты памяти формы и их применение в медицине. – Новосибирск: Наука. Сиб. отд-ние, 1992. – 742 с.
5. Bose A., Hartmann M., Henkes H. A Novel, Self-Expanding Nitinol Stent in Medically Refractory Intracranial Atherosclerotic Stenosis: Wingspan Study // Stroke, 2007. – Vol. 38. – P. 1531–1537

УДК 669.716: 621.74

ТЕХНОЛОГІЯ ВИРОБНИЦТВА АЛЮМІНІЄВИХ ЗАГОТОВОК ДЛЯ ПОДАЛЬШОЇ ДЕФОРМАЦІЇ

В. О. Безгинський, В. М. Рибак

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Мета роботи полягала в дослідженні технології виробництва алюмінієвих заготовок, що в подальшому гомогенізуються і деформуються. Було проведено аналіз методу лиття алюмінієвих злитків

Целью работы исследование технологии производства алюминиевых заготовок, что в дальнейшем гомогенизируются и деформируются. Был проведен анализ метода литья алюминиевых слитков

The aim of this work was to study the production technology selected aluminum sections that subsequently homogenized and deformed. We analyzed the method of casting aluminum ingots

Вступ

Для виготовлення будь-яких виробів, призначених до сприйняття зовнішніх сил, застосовують не чистий алюміній, а його сплави, яких в даний час нараховується декілька десятків марок.

Введення різних легуючих елементів в алюміній істотно змінює його властивості, а інколи додає йому нові специфічні властивості. При різному легуванні підвищуються міцність, твердість, жароміцність і інші властивості. При цьому відбуваються і небажані зміни: неминуче знижується електропровідність, у багатьох випадках погіршується корозійна стійкість, майже завжди підвищується відносна густина. Виняток становить легування марганцем, який не лише не знижує корозійну стійкість, але навіть декілька підвищує її, і магнієм, який теж підвищує корозійну стійкість (якщо його не більше 3%) і знижує відносну густину, оскільки він легший, ніж алюміній.

Основними легуючими елементами в різних сплавах, що деформуються, є мідь, магній, марганець і цинк. Крім того, в порівняно невеликих кількостях вводяться також кремній, залізо, нікель і деякі інші елементи.

Для отримання сплавів, що деформуються, в алюміній вводять в основному розчинні в ній легуючі елементи в кількості, що не перевищує межу їх розчинності при високій температурі. У них не повинно бути легкоплавкої евтектики, яка різко знижує пластичність.

Сплави, що деформуються, при нагріві під обробку тиском повинні мати гомогенну структуру твердого розчину, що забезпечує найбільшу пластичність і найменшу міцність. Це і обумовлює їх хорошу оброблюваність тиском.

Сплави, що деформуються, використовуються у будівництві для виробництва профілів, у машинобудуванні для виробництва бамперів, панелей кузовів і деталей інтер'єру, у літальних апаратах і інших галузях. Алюміній у великому об'ємі використовується в будівництві у вигляді облицювальних панелей, дверей, віконних рам, електричних кабелів. Алюмінієві сплави не схильні до сильної корозії протягом довгого часу при контакті з бетоном, будівельним розчином, штукатуркою, особливо якщо конструкції не піддаються частому намоканню.

Алюмінієві сплави, що деформуються, ділять на зміцненні і не зміцнені. Це найменування відображає здатність або нездатність сплаву помітно підвищувати міцність при термічній обробці.

Вже зараз важко знайти галузь промисловості, де б не використовувався алюміній або його сплави. Вони використовуються від мікроелектроніки до важкої металургії. Це відбулося завдяки їх гарним механічним якостям, легкості, малої температури плавлення, що полегшує обробку, високим зовнішнім якостям, особливо після спеціальної обробки. Враховуючи перерахованим і багатьом іншим фізичним і хімічним властивостям алюмінію, його невичерпної кількості в земній корі, можна сказати, що алюміній - один з найперспективніших матеріалів майбутнього.

Виробництво алюмінієвих пресованих напівфабрикатів пов'язане з використанням заготовок, що отримують методами лиття. У світовій практиці використовують, переважно, метод напівбезперервного вертикального лиття зливків з алюмінію і алюмінієвих сплавів на машинах різного конструктивного виконання, до яких пред'являються наступні основні вимоги: простота і надійність конструкції, висока продуктивність, забезпечення отримання якісного лиття з високим виходом придатного.

Найбільш надійні в роботі і прості по конструкції машини з ланцюговим приводом. Машини з тросовим приводом менш надійні унаслідок необхідності частої заміни тросів. Машини з гідравлічним приводом найбільш складні у виготовленні і вимагають складного пристрою для підтримки постійної швидкості лиття, але вони забезпечують

дуже плавний хід рухливого столу, що позитивно позначається на якості зливків.

Машина ливарна з гідравлічним приводом призначена для відливання круглих (при необхідності плоских) зливків. Забезпечення плавного і рівномірного опускання гідравлічного поршня досягається при постійному збільшенні маси зливків за допомогою регульованих об'ємних насосів або регулювальників тиску, керованих комп'ютерними системами.

Гідравлічна ливарна машина для отримання циліндричних зливків (стовпів) з алюмінієвих сплавів методом вертикального напівбезперервного лиття складається з двох часток: верхньої (нерухомої) і нижньої (рухомої). У зборі вся машина розташовується в шахті прямокутного перетину з глибиною 13,75 м і розмірами 3,1 х 2,1 м. Нижня половина шахти футерована бетоном, де стаціонарно укріплений гідроциліндр з діаметром штоку 140 мм і його ходом (вгору-вниз) 5900 мм. Середина шахти має опорну раму, вище за яку укріплений на верхівці штоку рухливий стіл з необхідною кількістю вузлів. На рухливому столі є також 4 штифти для центрованого зімкнення нижнього столу з верхнім. Верхня половина шахти має металеву обичайку і чотири направляючі колони, по яких переміщуються напівмуфти нижнього рухливого столу, виключаючи його можливі перекоси під час переміщення при відливанні стовпів.

Верхній нерухомий стіл представляє собою порожнисту металеву коробку, призначену для прийому розливного розплаву і його роздачі рівномірно в кристалізатори. Порожнина ливарного столу пов'язана з двома горизонтальними трубами, розташованими впоперек шахти. Вода по трубах поступає в порожнину коробки і під тиском надлишкової атмосфери забезпечує інтенсивне охолодження зливків при кристалізації стовпів.

Для регулювання технологічних параметрів лиття алюмінієвих зливків у вигляді стовпів ливарна машина оснащена пультом управління.

Робота ливарної машини вертикального напівбезперервного лиття круглих злитків з алюмінієвих сплавів основана на постійній подачі розплаву в кристалізатор, що формує геометрію злитка, і примусовому інтенсивному водяному охолодженні (рис. 1 - 4). З моменту утворення нижньої частини зливка останній плавно і з постійною швидкістю опускається за допомогою нижнього піддону з одночасним додаванням такої ж кількості алюмінієвого розплаву. Такий процес триває безперервно до досягнення довжини злитка 6 м. При цьому безперервно здійснюється примусове водяне охолодження формованих злитків.

Після закінчення лиття відключається водяне охолодження, від'єднуються водоводи від верхньої роздавальної коробки і розливний стіл відставляється на стенд для підготовки його до чергового циклу лиття, а

потім, при підніманні нижнього столу на 1,5... 1,7 м проводиться виїмка стовпів (по 5 шт.) для передачі на піч гомогенізації зливків.

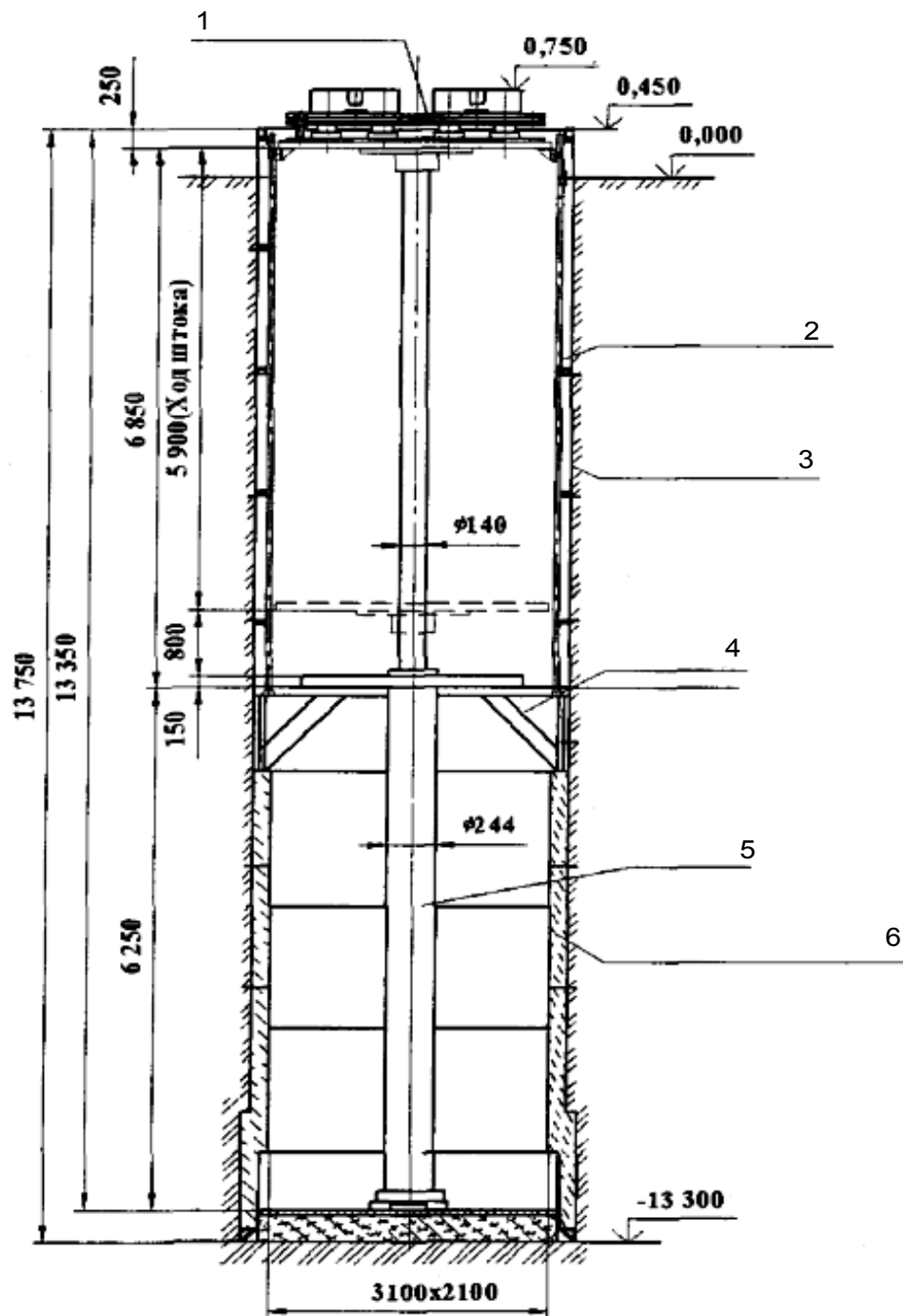


Рис. 1 Схема машини напівбезперервного вертикального лиття алюмінієвих злитків: 1 - стіл розливки; 2 - направляючі колони; 3 - металева обичайка шахти; 4 - рама опорна; 5 - гідроциліндр; 6 - бетонна обичайка шахти

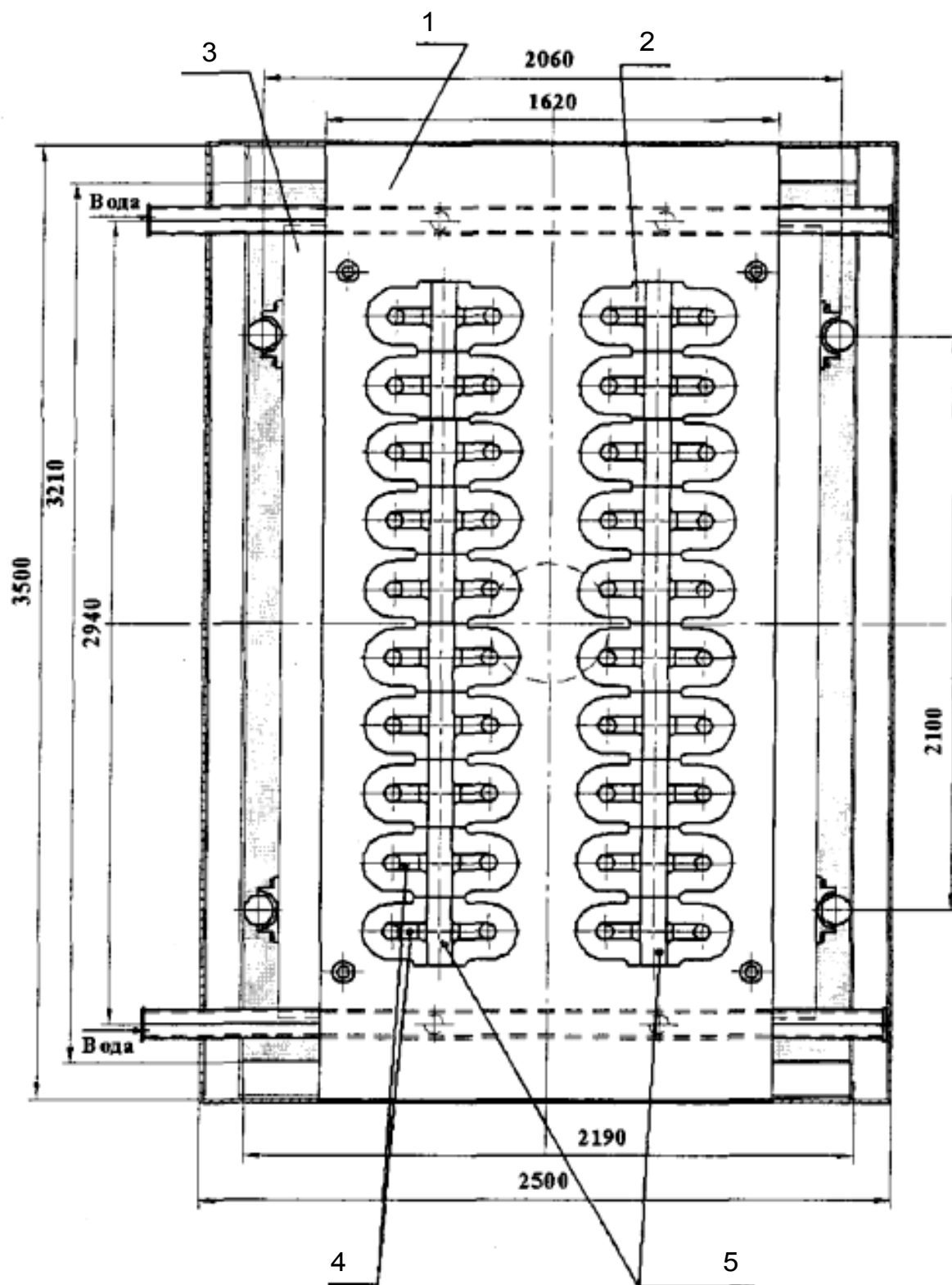


Рис. 2 Загальний вид машини напівбезперервного вертикального лиття алюмінієвих злитків: 1 - стіл знімний; 2 - стакани розливні 20 шт; 3 - стіл підйомника; 4 - живильник; 5 - літники відкриті.

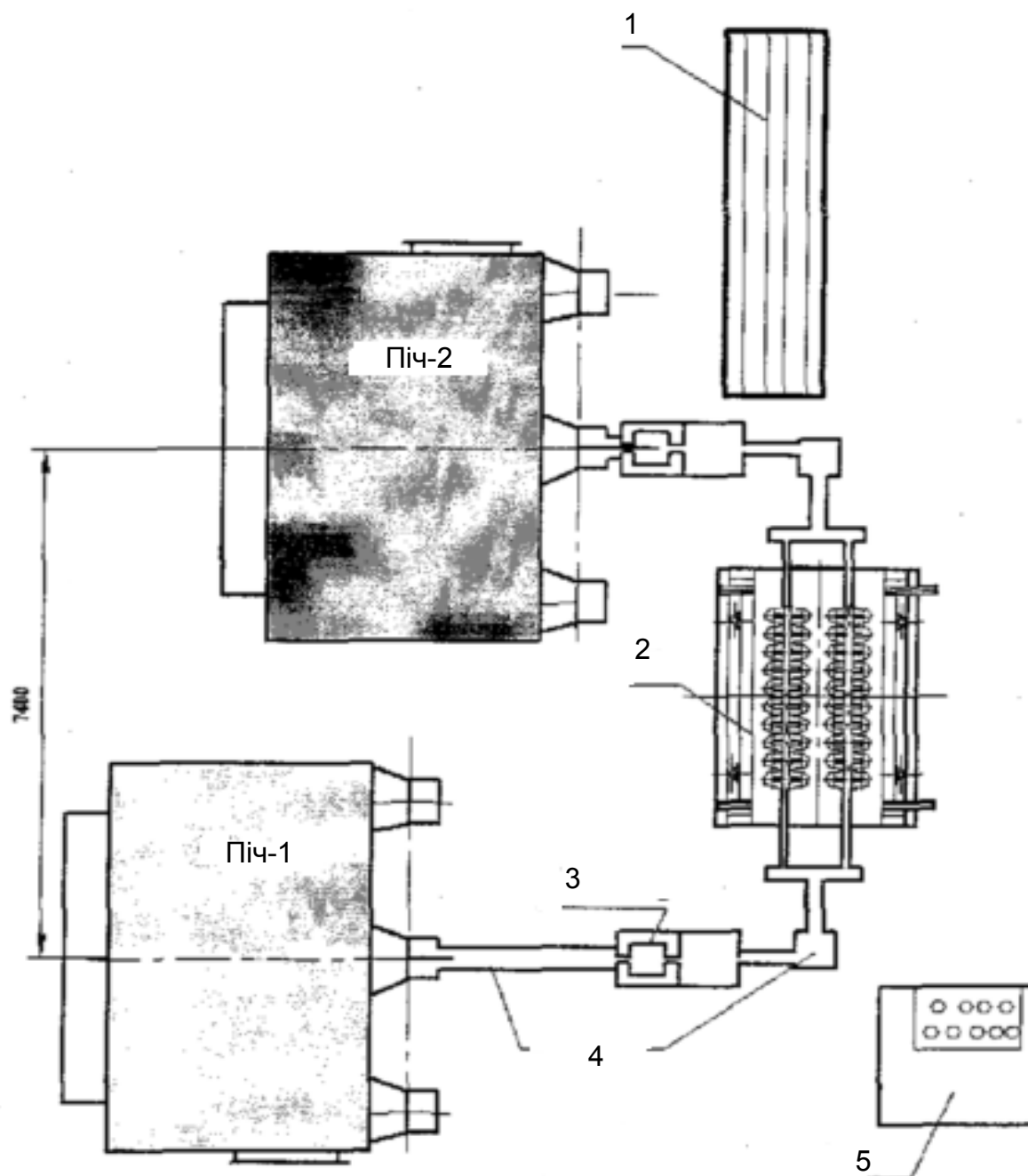


Рис. 3 Схема розливання алюмінію по кристалізаторах:
1 - візок для стовпів; 2 - машини напівбезперервного розливання;
3 - фільтр; 4 - жолоб; 5 - пульт управління

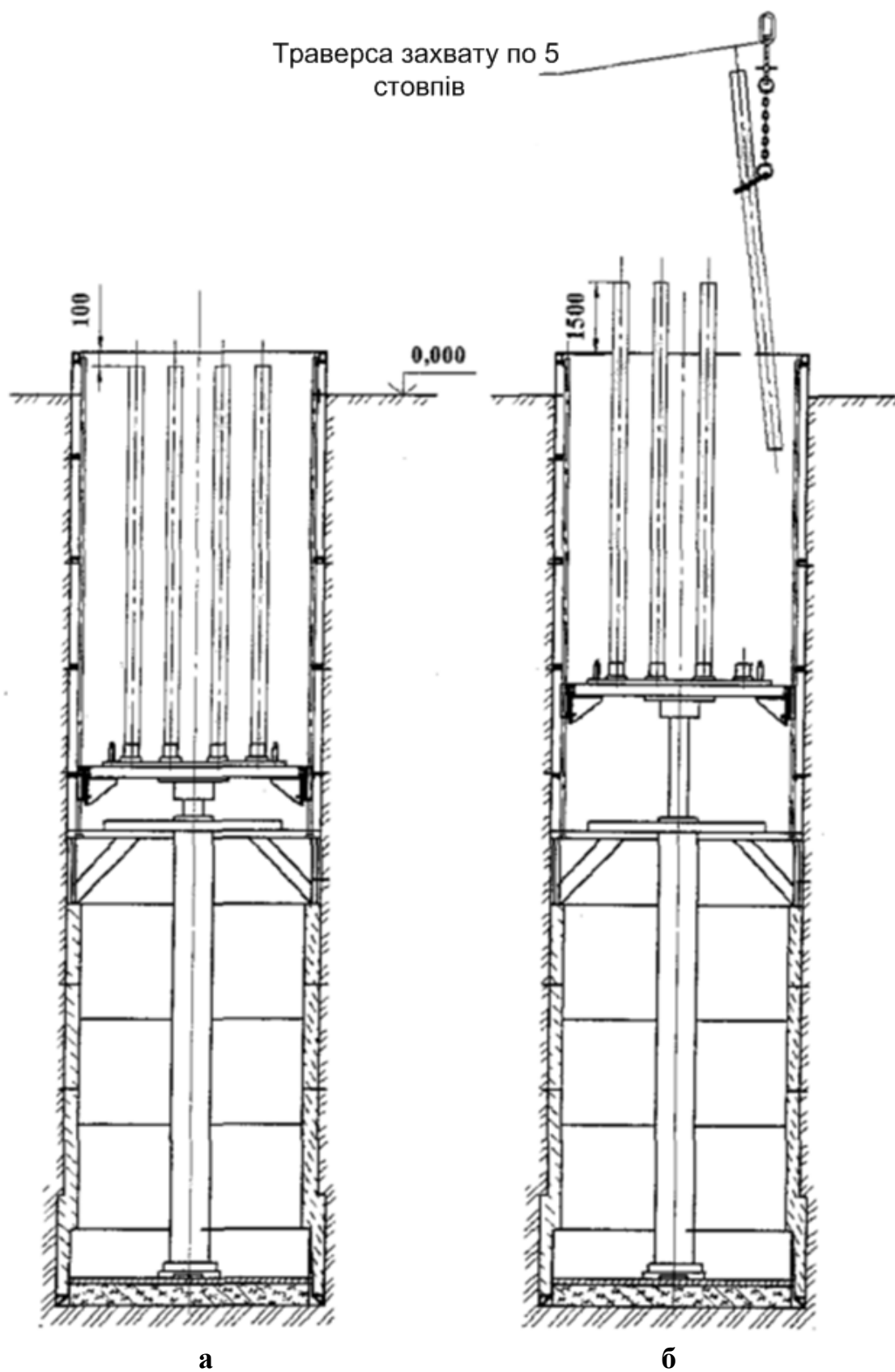


Рис. 4 Схема кінця кристалізації стовпів (а) та схема виймання стовпів (б)

Перед литтям зливків передавальна система жолобів від льотки печі до розливного столу має бути забарвлена вогнетривкою фарбою, просушена і прогріта до температури не менше 150 °С. Розливний стіл має бути також забарвлений, просушений і прогрітий до температури не менше 300 °С.

Кристалізатор - основний елемент ливарного оснащення, який визначає не лише форму і розміри зливка, але також в значній мірі впливає на його якість. Такі показники якості зливка, як стан поверхні, макро- і мікроструктура, тріщини багато в чому залежать від конструкції кристалізатора, а неслитини - від кваліфікації ливарника і його уважності при литві зливків. Тому для зменшення неслитин велике значення має підтримка постійного рівня розплаву в кристалізаторі в процесі лиття.

Під час підготовки розливного столу до прийому сплаву необхідно ретельно перевірити стан кожного кристалізатора, особливо графітову частку, кріплення до столу, а також водопідводні отвори. У разі засмічення отворів необхідно провести очищення спеціальним щупом. Внутрішню поверхню кристалізатора необхідно змастити тонким рівномірним шаром мастила «Азмол» або мінеральним маслом типа «ВАПОР-Т».

Якість зливка залежить від швидкості лиття, температури металу, кількості і температури охолоджуючої води і умов початку і кінця лиття. Швидкість литва зливків алюмінію діаметром 125,6 і 156,0 мм на першій хвилині має бути 8 см/хв., а з другої хвилини і до кінця розливання швидкість лиття має бути в межах 15..19 см/хв. У найостаннішу хвилину швидкість лиття необхідно понизити до 8 см/хв. для формування головної частки зливка (ліквідується осьова глибока усадкова раковина).

Температура металу, що розливається, має бути 700..720 °С, тиск води в кристалізаторі близько 1 атм.

При випуску металу із печі під струмінь розплаву необхідно присаджувати прутки модифікуючого сплаву алюмінію з бором, титаном, цирконієм, ванадієм, ітрієм та інших елементів.

При необхідності перекриття ливарних каналів або окремих кристалізаторів необхідно використовувати тампони каолінової вати, що укріплюються на спеціальних держаків, наприклад, на 1,5-метрових двохріжкових вилах з розміром між ріжками менше діаметру живильника. Каолінову вату перед вживанням необхідно прожарити в течії не менше 2 годин при температурі 150-180 °С (на порозі печі, на гарячих трактах димовиведення або нагрітих стінках печі) для видалення вологи.

Після закінчення лиття необхідно відключити охолоджуючу воду, зняти розливний стіл, рухливий стіл підняти на висоту 1,5 м і приступити до виймання зливків (по 5 шт.) спеціальним пристосуванням для передачі

на гомогенізацію, а ливарну машину необхідно готувати до нового циклу лиття.

Гомогенізація алюмінієвих стовпів

При гомогенізації створюються умови для проходження вирівнюючої дифузії, під дією якої розчиняються нерівноважні евтектики і інтерметалідні з'єднання, вирівнюється хімічний склад і властивості твердого розчину за всім об'ємом зерна.

Оскільки рухливість атомів і розчинність легуючих елементів в алюмінії зростають з підвищенням температури, ефективність гомогенізації тим більше, чим вище температура гомогенізації.

Найбільш ефективна початкова стадія гомогенізуючого відпалу, коли дифузійні процеси в сплаві протікають особливо інтенсивно.

В результаті розчинення надлишкових фаз або їх коагуляції, а також унаслідок вирівнювання складу зерна зникає дендритна будова, межа розділу між зернами різко скорочується, у зв'язку з цим зменшується роль граничної дифузії, і ефективність гомогенізації тим більше, чим дрібніше дендритні зерна зливка, сформовані при високій швидкості кристалізації при литті.

Для усунення (або зменшення) шкідливого впливу надлишкових фаз режим гомогенізації має бути таким, щоб включення із скелетовидною розгалуженою будовою перетворилися на компактну. Цього можна досягти тільки при досить високих температурах відпалу, а для подрібнення первинного литого зерна під час лиття необхідно вводити модифікатори (титан, хром, бор, ванадій, ітрій і ін.) в кількості 0,02-0,07 %.

При повільному охолодженні злиwkів після гомогенізації (охолодження в печі) встигає пройти розпад твердого розчину алюмінію з міддю, магнієм, кремнієм. Сплав набуває підвищеної пластичності і може деформуватися при меншому питомому тиску і з великими швидкостями. Проте крупні глобули зміцнюючих фаз, що виділилися при повільному охолодженні злитка після гомогенізації, можуть понизити властивості напівфабрикатів (особливо величину відносного подовження) по товщині, оскільки при деформації ці глобули перетворюються на витягнуті тонкі прошарки, які і ослабляють метал.

При швидкому охолодженні зливка після гомогенізації (на повітрі) відбувається гартування сплаву. При цьому зливok виходить однорідним і міцнішим, що з одного боку, сприяє набуттю вищих механічних властивостей профілів унаслідок однорідної структури, з іншого боку, вимагає вищих зусиль деформації, що знижує продуктивність пресового устаткування.

Розчинення нерівноважних евтектик і інтерметалічних фаз, а також дифузійний перерозподіл розчинених атомів приводить до вирівнювання хімічного складу і структури в об'ємі литого зерна. Однорідність сплаву по складу і структурі сприяє вирівнюванню всіх фізико-хімічних властивостей литого металу, що благотворно впливає на деформованість і на властивості напівфабрикатів.

Зменшення загальної кількості крихких надлишкових фаз унаслідок розчинення нерівноважних складових, а також різке скорочення поверхні рівноважних надлишкових фаз, що мали розгалужену скелетовидну структуру, перетворення їх в округлі глобули в результаті коагуляції сприяють помітному підвищенню пластичності сплаву. Унаслідок підвищення концентрації твердого розчину при прискореному охолодженні злитка зростає міцність. Сплав здатний зазнавати значно великі пластичні деформації - одна з найважливіших характеристик матеріалу у виробничих умовах.

Зливки, після гомогенізації, як правило, вимагають меншого питомого тиску, а пресовані вироби з них зберігають хорошу поверхню напівфабрикатів при вищих швидкостях пресування.

Низьколегований алюмінієвий сплав АД31 призначений для отримання дрібних профілів для продукції широкого споживання. З врахуванням тонких стінок пресованих профілів особливе значення має якість литих заготовок і устаткування, на якому гомогенізують зливки. Взаємодія водяної пари з алюмінієвими сплавами в твердому стані приводить до насичення їх воднем, що може привести до зниження якості пресованої продукції, виготовленої з цих зливок і до появи схильності до роз'ятрення поверхні профілів по кордонах зерен.

Піч для гомогенізації зливок має бути обладнана вентилятором для інтенсивного переміщення нагрітого повітря (як теплоносія), а злитки металу мають бути розосереджені за всім обсягом пічного простору, щоб гаряче повітря надійно омивало кожен злиток і забезпечувався рівномірний обігрів. Компактне завантаження заготовок недопустиме через нерівномірності нагріву кожного злитка, чим порушується нормальний процес гомогенізації.

Режими високотемпературної гомогенізації зливок сплаву АД31, що рекомендуються, наведено в таблиці 1. У разі виробництва продукції з високолегованих алюмінієвих сплавів до таблиці внесені режими гомогенізації сплаву типу Д16.

Після закінчення гомогенізації піч необхідно відключити, а висувну подину із злитками викотити з печі на повітря. Потім злитки необхідно направити на ділянку пресування. Структура промислового алюмінієвого сплаву, відлитого методом безперервного лиття, неоднорідна, і це

пов'язано з нерівномірними умовами твердіння металу в периферійних і центральних ділянках злитка через різні швидкості кристалізації, що призведе до виникнення дендритної ліквідації. Дендритна ліквідація в затверділому злитку виявляється у вигляді концентраційної неоднорідності кристалевого устрою і в утворенні нерівноважних фазових складових з хімічних елементів, що входять до складу алюмінієвого сплаву. Нерівномірна структура металу по перетину злитка виявляється навіть в порівняно малолегованих алюмінієвих сплавах АД31, отриманих при рекомендованих швидкостях охолодження. Тому для вирівнювання структури по перетину злитка, зменшенню товщини кордонів між дендритами, ліквідації скелетних структурних формувань з легуючих компонентів і інтерметалідів, проводять термічну обробку литих заготовок під назвою гомогенізація.

Таблиця 1 Режими гомогенізації зливків

Група сплавів (марки)	Габарити зливків	Температурний інтервал гомогенізації, °С	Тривалість витримки, годин	Тип напівфабрикатів
АД31, АВ	Круглі, діаметром до 400 мм	540-550	8	Всі напівфабрикати
Д1, Д16, Д19	Круглі, діаметром до 400 мм	480-500	8	Профілі, втулки, прутки

Гомогенізація литих злитків дозволяє усунути (або значно зменшити) дендритну ліквідацію, підвищити здібність сплаву до гарячої і холодної деформації, поліпшити механічні властивості пресованих профілів, особливо по товщині, зняти внутрішню напругу, що виникла в злитку при твердінні, призводить до більшої хімічної і структурної однорідності литого сплаву, полегшує процес пресування, що дозволяє збільшити швидкість пресування, а також підвищити тривалість експлуатації матриць за рахунок ліквідації (шляхом руйнування і коагуляції окремих часток) скелетних фазових формувань з легуючих елементів і інтерметалідів. Вказані зміни структури металу досягаються за рахунок тривалої термічної обробки злитків («стовпів») в термічних печах, що обігріваються природним газом.

Висновки

Вторинна сировина являється економічно вигідною сировиною для будь-якого виробництва. Використання такого роду сировини приносить значні економічні вигоди. Проектування підприємств, працюючих на вторинній сировині особисто актуальне для густонаселених регіонів, де має місто утворення значної кількості відходів різного роду в тому числі і з алюмінію та його сплавів.

Технологія виробництва алюмінієвих сплавів ускладнюється первинною підготовкою сировини, яка складається з контролю, приймання, сортування та підготовки металобрухту. Через те що деформовані алюмінієві сплави являють собою багатокомпонентні системи, ускладнюється їх сортування та шихтовка. Також виробництво цих сплавів потребує залучення значної кількості первинних металів.

В цілому розроблена технологія лиття алюмінієвих заготовок має багато переваг, що повинно сприяти її подальшому впровадженню в промисловість великих регіонів.

Література

1. Металлургия вторичного алюминия: Учебное пособие для вузов / Г. В. Галевский, Н. М. Кулагин, М. Я. Минцис. – Новосибирск: Наука. Сибирское предприятие РАН, 1998. – 289 с.
2. Технология вторичных цветных металлов. Учебник для вузов./ Худяков И. Ф., Дорошкевич А. П., Кляйн С. Э. - М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
3. Переработка отходов производства и потребления: Справочное издание/ Под ред. докт. техн. наук, проф. Б. Б. Бобовича. – М.: «Интермет Инжиниринг», 2000. – 496 с.
4. Расчет металлургических машин и механизмов / В. М. Гребенник, Ф. К. Иванченко, В. И. Ширяев. – К.: Выща школа Головное изд-во, 1988. – 448 с.
5. Сбор и обработка вторичного сырья цветных металлов. Учебник для вузов / Колобов Г. А., Бредихин В. Н., Чернобаев В. А. – М.: Металлургия, 1992. – 288 с.
6. Виробництво алюмінієвих сплавів з рудної та вторинної сировини: Навч. посіб. / Т. М. Нестеренко, О. М. Нестеренко, Г. О. Колобов, В. П. Грицай. – К.: Вища школа, 2007. – 207 с.
7. Металлургия вторичного алюминия: Учебное пособие для вузов / Б. А. Фомин, В. И. Москвитин, С. В. Махов. – М.: «Экомет», 2004. – 240 с.
8. А. С. Цыганов. Производство вторичных цветных металлов и сплавов / А. С. Цыганов – М.: Металлургиздат, 1961. – 301 с.
9. Белоусов Н. Н. Плавка и разливка сплавов цветных металлов / Н. Н. Белоусов. - «Машиностроение», 1969. – 108 с.
10. Альтман М. Б. Плавка и литье сплавов цветных металлов / М. Б. Альтман. - Металлургиздат, 1967. -283 с.
11. Телис М. Я. Плавка цветных металлов и сплавов / М. Я. Телис. -«Высшая школа», 1964. -187 с.

УДК 621.746.3 : 669.184

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВОГО СОСТОЯНИЯ КОВША ПРИ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКЕ СТАЛИ

С. В. Бейцун, Н. В. Михайловский, В. Ю. Мурдий

Национальная металлургическая академия Украины

Розроблена комп'ютерна модель для визначення тепломісткості сталерозливального ковша при позапічній обробці сталі. Отримано зміну температурного поля футеровки ковша в ході основних технологічних операцій. Результати дослідження можуть бути корисні для створення або модернізації АСУ позапічною обробкою сталі в ковші, а також для енергоресурсозбереження при підготовці сталерозливних ковшів

Разработана компьютерная модель для определения теплосодержания сталеразливочного ковша при внепечной обработки стали. Получено изменение температурного поля футеровки ковша в ходе основных технологических операций. Результаты исследования могут быть полезны для создания или модернизации АСУ внепечной обработкой стали в ковше, а также для энергоресурсосбережения при подготовке сталеразливочных ковшей

Developed a computer model to determine the heat content of the ladle at the secondary steelmaking. The resulting change in the temperature field of the ladle during major operations is obtained. The results of the research can be useful for creating or upgrading ACS secondary steelmaking in the ladle, as well as for energy saving in the preparation of ladles

Введение

Внепечная обработка стали характеризуется значительными энергетическими затратами, связанными с поддержанием ее температуры в ковше в заданных пределах. С целью снижения тепловых потерь расплава на нагрев футеровки, а также уменьшения термического удара при наполнении сталью ковша осуществляется его термическая подготовка на специальных установках сушки и высокотемпературного разогрева, что сопряжено с большими энергетическими затратами [1, 2].

По существующей технологии, под выпуск из сталеплавильного агрегата могут назначаться ковши после разливки, которые не требуют дополнительного разогрева. Между двумя этими операциями проходит

определенное время, за которое ковш частично остывает. Поскольку, исходя из прочностных характеристик огнеупоров, под выпуск не могут подаваться ковши с температурой рабочего слоя футеровки менее 800 °С, возникает задача определения допустимого времени ожидания ковша в зависимости от его предыдущей термической подготовки и времени пребывания в нем расплава.

Существующие технические средства контроля не позволяют определять теплосодержание футеровки ковша для прогнозирования изменения температуры рабочего слоя футеровки, поэтому возникает необходимость создания математической модели, учитывающей изменения температуры футеровки в ходе всех технологических операций внепечной обработки.

Цель исследования

Разработать математическую модель теплосодержания футеровки ковшей при внепечной обработке стали с целью рационального использования их под выпуск после разливки.

Методика проведения исследования

Для моделирования процесса разогрева сталеразливочных ковшей использован метод конечных элементов, позволяющий численно решать широкий спектр физических задач, которые математически формулируются в виде системы дифференциальных уравнений или в вариационной постановке. В настоящее время существует немало программных продуктов [3, 4] для решения краевых задач, описываемых дифференциальными уравнениями в частных производных. Они позволяют выполнять линейный и нелинейный температурный анализ в плоской и осесимметричной постановке.

При проведении термического анализа, как правило, интерес представляет распределение температуры, температурный градиент и тепловые потоки. Математическая модель содержит уравнение в частных производных, граничные условия, с которыми решаются эти уравнения и модель материала – константы, которые определяют его теплофизические свойства.

Уравнение краевой задачи нестационарной теплопроводности для тела в декартовой системе координат x, y, z имеет вид

$$K_{xx} \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + K_{yy} \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} + K_{zz} \frac{\partial^2 T}{\partial z^2} + w = \rho c \frac{\partial T}{\partial t}, \quad (1)$$

где $T = T(x, y, z, t)$ – поле температур;

K_{xx}, K_{yy}, K_{zz} – коэффициенты теплопроводности в направлении x, y, z ;
 $w = w(x, y, z, t)$ – мощность внутренних источников тепла;
 c – удельная теплоемкость материала;
 ρ – плотность материала;
 t – время.

В качестве объекта исследования выбран 120-тонный набивной сталеразливочный ковш. Для расчетов процесса нестационарного теплообмена во время нагрева ковша использованы такие исходные данные: геометрические размеры ковша (внутренний диаметр – 3,00 м, высота – 4,10 м, его конусность – 0,06); толщина слоев и теплофизические свойства материалов футеровки (с учетом их зависимости от температуры); температура внутренней поверхности футеровки, а также параметры конвективной и лучистой теплоотдачи в окружающую среду.

Стенки и днище набивного ковша состоят из нескольких слоев разных материалов. Стенки ковша – из хромомagneзитового кирпича (корунда), шамотного кирпича, асбеста и стального кожуха. Днище ковша – из корунда, шамотного кирпича, алюмосиликатного самотвердеющего бетона (АССБ) и стального кожуха. Толщина всех слоев материалов, кроме АССБ, в сечении постоянна. Из-за выпуклости днища ковша толщина слоя АССБ по его оси составляет 150 мм, а к краям сходит на нет. Структура футеровки ковша, а также теплофизические свойства ее компонентов в функции температуры [5] приведены в таблице 1.

Таблица 1 Структура футеровки сталеразливочного ковша и теплофизические свойства ее материалов

Материал	Толщина, мм		Плотность, кг/м ³	Теплоемкость, Дж/(кг·К)	Теплопроводность, Вт/(м·К)
	стенка	днище			
Корунд	150	150	3000	790 + 0,42 t	2,10 + 1,90·10 ⁻³ t
Шамот	65	65	2000	880 + 0,23 t	0,69 + 3,14·10 ⁻⁴ t
Асбест	20	–	700	816 + 0,20 t	0,50 + 5,0·10 ⁻⁴ t
АССБ	–	150	1400	840 + 0,20 t	0,48 + 1,40·10 ⁻⁴ t
Сталь	20	28	7800	462 + 0,17 t	52,0 – 0,020 t

Для моделирования изменения теплосодержания футеровки сталеразливочного ковша при внепечной обработке стали создана его геометрическая модель, которая содержит соответствующие геометрические объекты, свойства их материалов и граничные условия.

Геометрическая модель сталеразливочного ковша представляет собой усеченный цилиндр с округлым днищем. Для создания объемной

геометрической модели был спроектирован базовый эскиз плоской модели ковша, представляющий собой половину вертикального сечения ковша по диаметру. В эскизе были учтены геометрия и расположение каждого слоя футеровки и кожуха ковша. Затем с помощью вращения этого эскиза относительно вертикальной оси получена объемная модель ковша.

Теплофизические свойства материалов футеровки заданы с учетом их линейной зависимости от температуры t (см. таблицу 1).

Для получения численного решения выполнено разбиение геометрической модели конечно-элементной сеткой, которая является основой для составления и решения системы уравнений в матричном виде. С целью повышения точности результатов моделирования выбран тетраэдральный тип сетки с шагом 25 мм.

Моделирование осуществлялось в три этапа.

На первом этапе моделировали разогрев ковша от температуры окружающей среды 30°C. В качестве граничного условия на внутренней поверхности футеровки задан температурный режим сушки и высокотемпературного разогрева, предложенный в [6] для ковша аналогичного типа. Цикл сушки и разогрева сталеразливочного ковша составляет 24 часа и состоит из двух стадий: 1) линейного роста температуры на протяжении восьми часов до величины 650°C с выдержкой при этой температуре на протяжении четырех часов; 2) линейного роста температуры на протяжении восьми часов до величины 1100°C с выдержкой при этой температуре на протяжении еще четырех часов.

От внешней поверхности ковша в окружающую среду тепло отводится конвекцией и излучением. Согласно предварительным расчетам, приняты следующие средние значения приведенных коэффициентов теплоотдачи: 20 Вт/(м²·К) – для боковой поверхности ковша и 10 Вт/(м²·К) – для его днища.

На втором этапе моделировали прогрев ковша находящимся в нем расплавом. Время пребывания расплава в ковше принято 1,5 часа. В качестве граничного условия на внутренней поверхности футеровки задавалась температура 1600°C, что соответствует средней температуре расплава при его внепечной обработке, согласно натурным наблюдениям.

На третьем этапе моделирования вследствие опорожнения ковша граничные условия на поверхности его футеровки существенно изменяются. Отток тепла из внутренней полости ковша происходит за счет конвекции и, в основном, излучения. Средний коэффициент теплоотдачи конвекцией более чем вчетверо меньше приведенного коэффициента теплоотдачи излучением [7]. При этом теплоотдача из полости ковша во внешнюю среду происходит через его горловину, что в модели учтено

коррекцией коэффициента теплоотдачи с поверхности футеровки пустого ковша. Время охлаждения ковша принято 3,5 часа.

Результаты исследований

В результате моделирования получено температурное поле футеровки остывающего ковша после разливки, которое представлено на рис. 1.

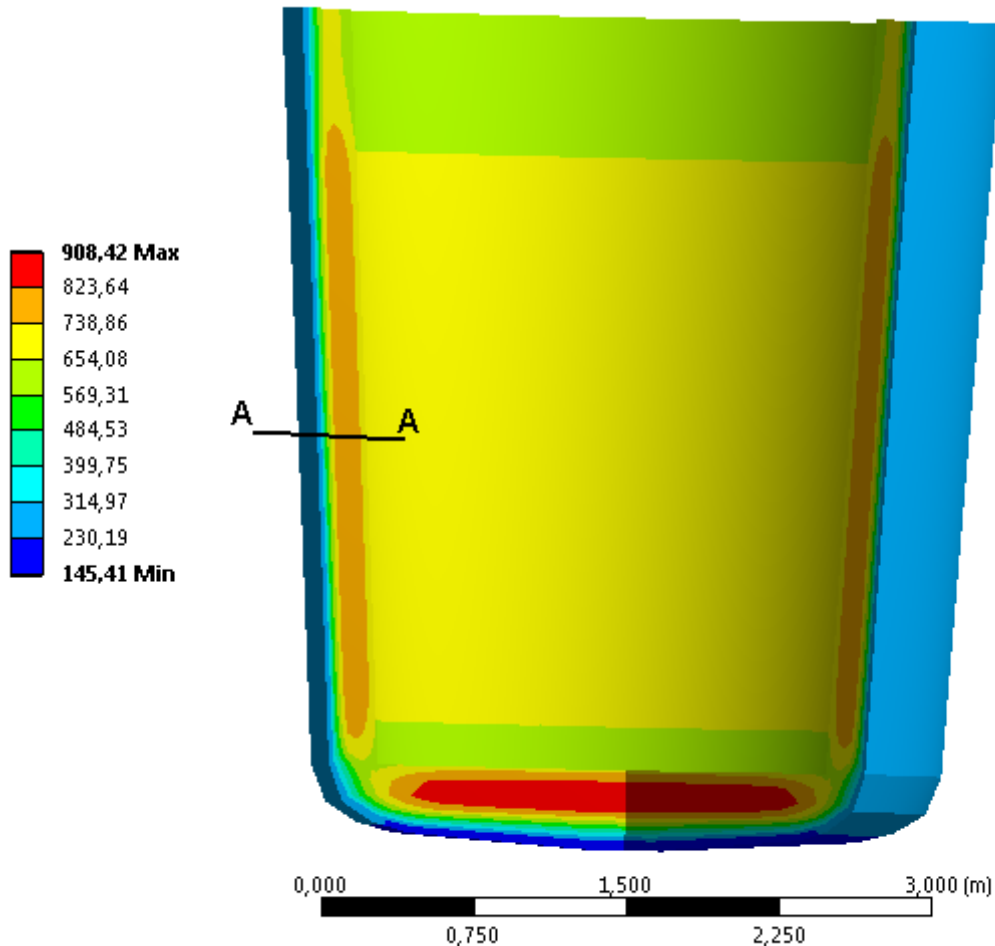


Рис. 1 Температурное поле футеровки ковша через 3,5 часа после разливки

На рис. 2 показаны распределение температуры по толщине футеровки стенки ковша в сечении А–А, а на рис. 3 – распределение температуры по толщине футеровки по оси днища ковша. На графиках приняты обозначения: 1 – профиль температуры по окончании разогрева ковша, 2 – профиль температуры по окончании внепечной обработки стали в ковше, 3 – профиль температуры через 3,5 часа после разливки.

На рис. 4 показано изменение температуры поверхности рабочей футеровки стенки в сечении А–А (кривая 1) и по оси днища (кривая 2) ковша при его остывании.

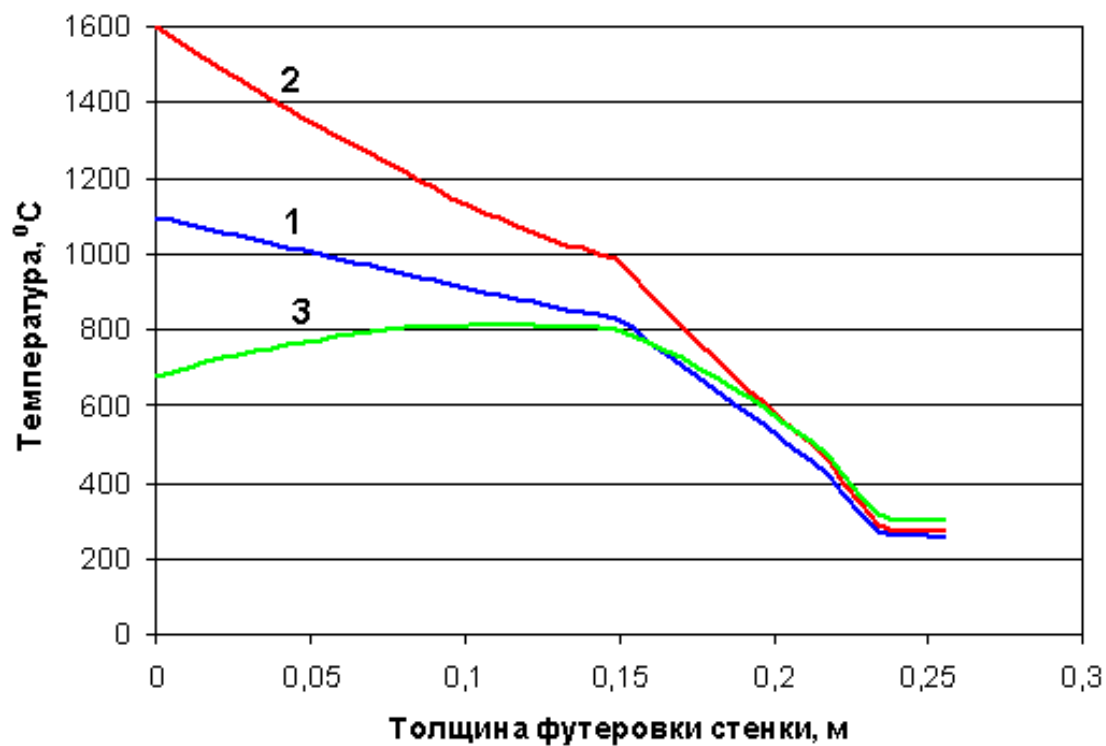


Рис. 2 Распределение температуры стенки ковша в сечении А–А

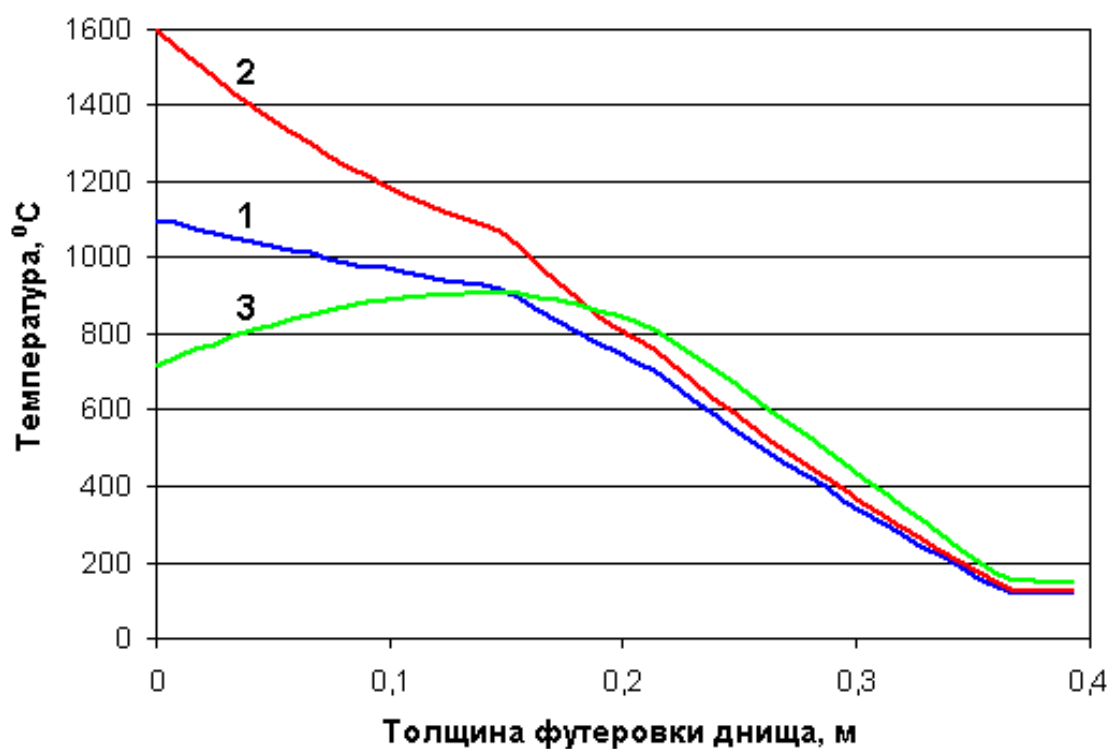


Рис. 3 Распределение температуры футеровки по оси днища ковша

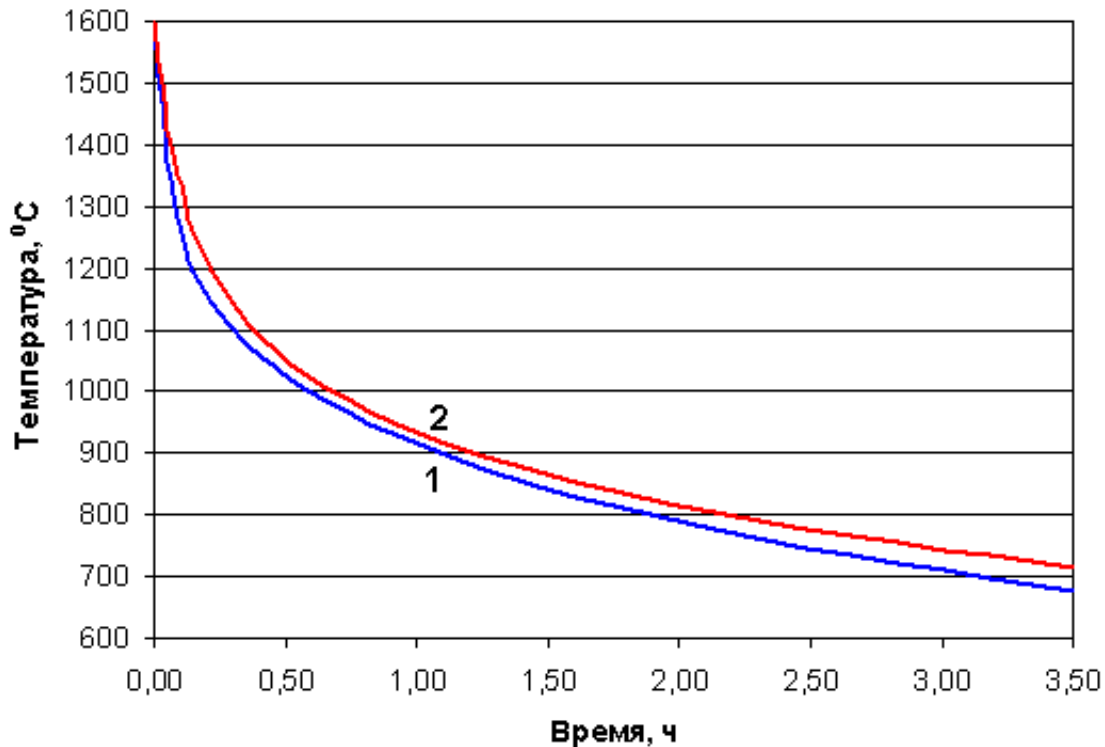


Рис. 4 Зависимость температуры поверхности рабочей футеровки стенки и дна ковша от времени его остывания

Результаты моделирования показывают, что поверхность рабочей футеровки дна ковша остывает несколько медленнее, чем поверхность рабочей футеровки стенки ковша. Снижение температуры рабочего слоя футеровки до 800°C происходит приблизительно за 2 часа, что и определяет допустимое время ожидания ковша под выпуск без дополнительного разогрева.

Выводы

Разработана компьютерная модель для определения изменения теплосодержания футеровки сталеразливочного ковша при внепечной обработки стали. Получены распределения температуры футеровки ковша после его разогрева, по окончании внепечной обработки и при остывании.

Установлена зависимость величины снижения температуры рабочего слоя футеровки ковша от времени его остывания.

Результаты исследования могут быть полезны для создания или модернизации АСУ внепечной обработкой стали в ковше, а также для энергоресурсосбережения при подготовке сталеразливочных ковшей.

Литература

1. Вихлевщук, В. А. Ковшевая доводка стали [Текст] / В. А. Вихлевщук, В. С. Харахулах, С. С. Бродский. – Днепропетровск: Системные технологии, 2000. – 190 с.
2. Огурцов, А. П. Производство стали от старта до финиша. Сталеразливочный ковш и внепечные технологии [Текст] / А. П. Огурцов. – Днепродзержинск: ДГТУ, 2011. – Т. 2. – 275 с.
3. ELCUT. Моделирование электромагнитных, тепловых и упругих полей методом конечных элементов. Руководство пользователя [Текст]. – СПб : ООО «Тор», 2013. – 295 с.
4. Бруяка, В. А. Инженерный анализ в ANSYS Workbench: Учебное пособие [Текст] / В. А. Бруяка, В. Г. Фокин, Е. А. Солдусова и др. – Самара: Самарский государственный технический университет, 2010. – 271 с.
5. Чиркин, В. С. Теплофизические свойства материалов. Справочное руководство [Текст] / В. С. Чиркин. – М.: Государственное издательство физико-математической литературы, 1959. – 356 с.
6. Переходченко, В. Автоматизированная система управления стендом вертикальной сушки ковшей [Текст] / В. Переходченко, А. Ребедак, С. Гаркавенко и др. // Современные технологии автоматизации. – 2006. – № 3. – С. 32-36.
7. Цаплин, А. И. Теплофизика в металлургии: Учебное пособие [Текст] / А. И. Цаплин. – Пермь: Изд-во Пермского государственного технического университета, 2008. – 230 с.

УДК: 669.017.113:669.13

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ РАФИНИРОВАНИЯ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ СИЛИКАТАМИ КАЛЬЦИЯ

Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, И. Л. Бродецкий, Ф. С. Крейденко

Институт проблем материаловедения НАН Украины

Розглянуто основні положення феноменологічної теорії будови рідких і твердих металургійних фаз по моделі гармонійних структур речовини; представлені результати аналізу структурно-хімічного стану силікатів кальцію в процесах рафінування залізовуглецевих розплавів. Визначено оптимальні склади рафінувальних шлаків з основністю $1,0 \leq B^0 \leq 2,0$, що мають підвищену рідкоплинність й адсорбційну ємність

Рассмотрены основные положения феноменологической теории строения жидких и твердых металлургических фаз по модели гармонических структур вещества. Представлены результаты анализа структурно-химического состояния силикатов кальция в процессах рафинирования железоуглеродистых расплавов. Определены оптимальные составы рафинировочных шлаков с основностью $1,0 \leq B^0 \leq 2,0$, обладающих повышенной жидкотекучестью и адсорбционной емкостью

The fundamentals of developed phenomenological theory of a structure of liquid and solid metallurgical phases on model of harmonious structures of substance are observed; findings of the investigation of a structurally-chemical condition of calcium silicates in refining processes iron-carbon melts are presented. Optimum compositions fining slags with basicity of $1,0 \leq B^0 \leq 2,0$, possessing the raised fluidity and a adsorptive capacity are defined

Состояние вопроса

Классическая теория металлургических процессов (ТМП), основанная на химической термодинамике равновесных систем, не позволяет достаточно точно выполнить физико-химический анализ формирования плавильных и ковшевых шлаков, а также неметаллических включений при рафинировании железоуглеродистых расплавов и, следовательно, прогнозировать и оптимизировать эффективность технологий печной и ковшевой обработки стали. Ограниченные возможности ТМП обусловлены законами химической термодинамики для закрытых систем,

которые не учитывают обмена энергией и веществом с окружающей средой, тогда как металлургические процессы реализуются в открытых необратимых системах, когда константы равновесия становятся условными величинами. Кроме того, ТМП не рассматривает структурные и химические аспекты образования и существования металлургических фаз, которые в значительной степени определяют механизм рафинирования и уровень качества стали.

Физико-химические свойства шлаковых расплавов описывают в рамках молекулярной и ионной теорий; для металлических расплавов используют кластерные модели [1-6], опубликованные в конце прошлого века. Современные публикации являются дальнейшим развитием классических теорий строения металлургических расплавов [7-9] с привлечением накопленной базы экспериментальных данных и компьютерного моделирования металлургических процессов. Полученные результаты служат для расчета термодинамических функций химических реакций и их адекватности экспериментальным данным. В химической термодинамике по знаку и величине термодинамического потенциала определяют направление протекания химической реакции, а при заданной температуре, в соответствии с законом действующих масс, устанавливают константу равновесия. Для необратимых металлургических процессов в стохастических системах направление и полнота протекания химических реакций подчиняется законам вероятности, в то время как применение законов термодинамики весьма ограничено.

Технология металлургических процессов определяется не столько законами химической термодинамики, сколько механизмом взаимодействия компонентов в гетерогенной системе газ-шлак-металл, который описывается последовательным рядом структурно-химических реакций в стохастических системах, что позволяет регламентировать тип и количество присадочных материалов, а также шлаковых и неметаллических включений. Предлагаемая в настоящей статье теория строения шлаковых расплавов разрабатывается на основе модельных представлений о межатомных взаимодействиях в металлургических фазах.

Цель работы - изучение механизмов рафинирования железоуглеродистых расплавов силикатами кальция с учетом структурно-химического состояния исходных и конечных компонентов стохастических систем, исследованных в рамках теории строения металлургических фаз по модели гармонических структур (теория МГС - фаз).

Результаты и их обсуждение

Теория МГС - фаз [10] включает следующие методические разработки: определение параметров (длина и энергия) химической связи элементов по квантово-механическим параметрам атомов на базе радиально-орбитальной модели электронного строения (модель РОМ-атома, [11]); новый графо - аналитический метод построения полигональных диаграмм состояния двойных и тройных металлургических систем [12] во всем интервале концентраций твердых и жидких компонентов; анализ структурно-химического состояния исходных компонентов и промежуточных фаз на полигональных диаграммах; анализ структуры ионно-молекулярных комплексов (СИМ - комплексов) [13]; стохастический анализ металлургических систем с помощью последовательного ряда структурно-химических реакций и уравнений материального баланса технологического процесса.

Теория МГС - фаз, как современная парадигма материаловедения металлов и шлаков, является дальнейшим развитием ТМП на базе ассоциированных растворов [7] и квазиполикристаллической модели жидкого состояния [1].




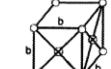



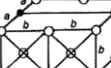
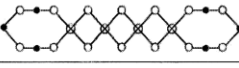
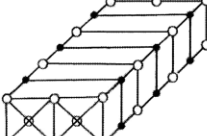



В соответствии с теорией МГС - фаз жидкое состояние, как промежуточное между кристаллическим и газообразным, характеризуется разномерными и разноупорядоченными структурными элементами: трех→двух→одно→нульмерными. Трехмерные кристаллические образования обладают высшей степенью упорядоченности и включают все остальные структурные элементы. Для кристаллов, например, кубической сингонии структурными элементами являются нульмерные (точечные) вершины куба → линейные (мономерные) ребра → плоские (двухмерные) грани, обладающие различной степенью упорядоченности.

В интервале температур плавления - кипения существуют три структурных типа жидкости: при малых перегревах над ликвидусом - полиэдрическая, при высоких перегревах - разупорядоченная, при средних перегревах - полигональная [1, 10].

В настоящей работе представлены результаты анализа структурно-химического состояния силикатов кальция с помощью полигональной диаграммы состояния системы CaO-SiO_2 , построенной графо-аналитическим методом (ПДС - метод, [12]) во всем интервале твердых и жидких исходных компонентов. Структура полигональных диаграмм состояния определяется координатами первичной промежуточной фазы (ППФ), которая отличается тем, что образуется в твердом состоянии при низкой температуре, плавится конгруэнтно, включает минимальное число частиц максимально плотноупакованных на плоскости или объеме в виде

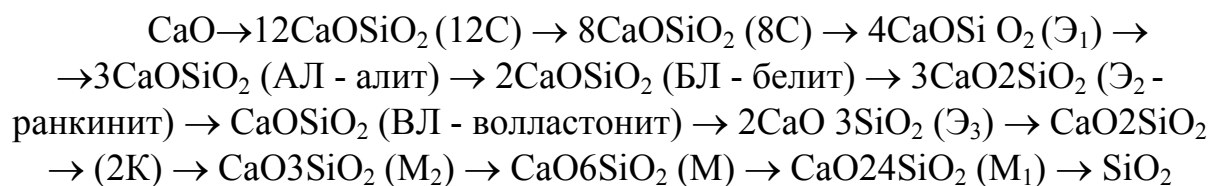
полигональных (ПГЯ) или полиэдрических (ПДЯ) ячеек, отвечающих определенному стехиометрическому составу химического соединения. Для бинарной системы CaO-SiO₂ выполнен наноструктурный анализ ПГЯ и ПДЯ исходных компонентов и промежуточных фаз. СИМ - комплексы (таблица 1) включают исходные компоненты: оксиды сеткообразующие и сеткоразрушающие на базе полигональных (SiO₄)⁴⁻ и (Ca₄O₄)⁰ или полиэдрических (Si₄O₈)⁰ и (Ca₈O₈)⁰ ячеек, геометрические параметры которых рассчитаны по уравнениям радиально-орбитальной модели электронного строения атомов [11]. Полигональная диаграмма состояния (ПДС) CaO-SiO₂ приведена на рис.1, ее классификация в таблице 2.

Таблица 1 Структуризация силикатов кальция *

№ п/п	Формульный состав		СИМ - комплексы		
	Стехиометрический	Структурный		(О - кислород, ● - кальций, ⊗ - кремний)	
		ПГЯ	ПДЯ	Геометрические параметры, нм $a=0,154, b_0=0,229, b=0,199, c=0,24, c_0=0,34, h=0,12, d=0,682$	
1	CaO	$(Ca_4O_4)^0 \quad N=8$ $S=0,0949 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0119$	$(Ca_8O_8)^0 \quad N=16$ $V=0,0228 \text{ нм}^3$ $V_0=0,0014$		
2	SiO ₂	$(SiO_4)^{4-} \quad N=5$ $S=0,0524 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0175$	$(Si_4O_8)^0 \quad N=12$ $V=0,0079 \text{ нм}^3$ $V_0=0,0007$		
3	2CaOSiO ₂ (белит)	$(Ca_2SiO_4)^0 \quad N=7$ $S=0,0635 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0091$	$(Ca_4Si_2O_8)^0 \quad N=14$ $V=0,0122 \text{ нм}^3$ $V_0=0,0009$		
4	CaOSiO ₂ (волластонит)	$(Ca_2Si_2O_6)^0 \quad N=10$ $S=0,1031 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0103$	$(Ca_4Si_4O_{12})^0 \quad N=20$ $V=0,0244 \text{ нм}^3$ $V_0=0,0012$		
5	3CaO2SiO ₂ (ранкинит)	$Ca_6Si_4O_{14} \quad N=24$ $S=0,3049 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0127$	-		
6	3CaOSiO ₂ (алит)	$Ca_6Si_2O_{10} \quad N=18$ $S=0,2257 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0125$	$Ca_{12}Si_4O_{20} \quad N=36$ $V=0,0739 \text{ нм}^3 \quad V_0=0,0020$		
7	CaO2SiO ₂	$Ca_2Si_4O_{10} \quad N=16$ $S=0,1823 \text{ нм}^2$ $S_0=0,0114$	$Ca_4Si_8O_{20} \quad N=32$ $V=0,0561 \text{ нм}^3 \quad V_0=0,0018$		

* S, V – площадь и объем элементарной ячейки; S₀, V₀ - приведенные величины площади (объема), равные отношению S (V) к числу частиц N в ячейке и характеризующие плотность упаковки в СИМ - комплексе.

Последовательный ряд силикатов кальция включает 12 промежуточных фаз:



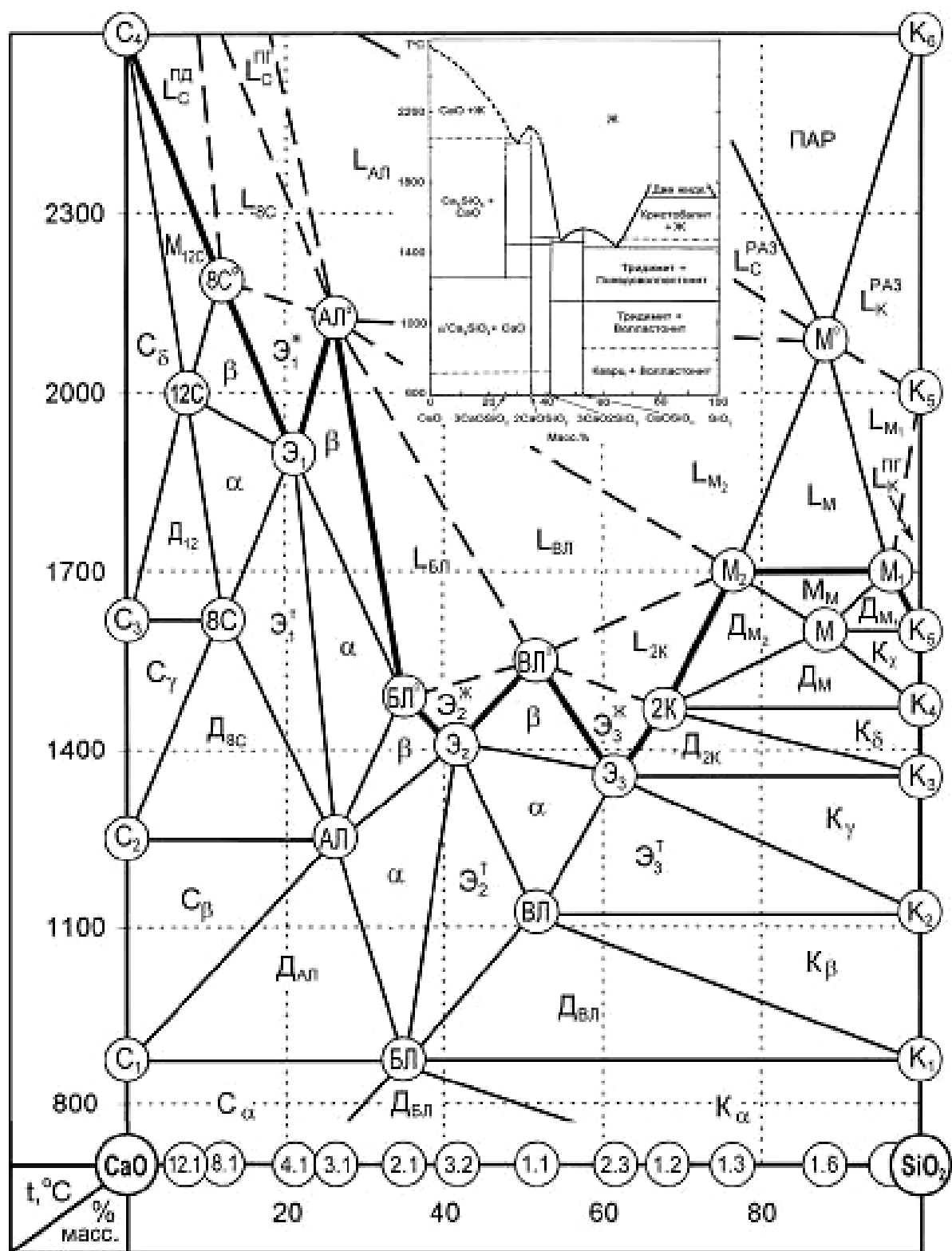


Рис.1 Полигональная диаграмма CaO-SiO₂

При этом, на классической диаграмме (вставка на рис. 1 из работы [14]) представлены только четыре из них, которые находятся на ПДС: $АЛ \rightarrow БЛ \rightarrow ВЛ \rightarrow РН$ (Ξ_2). Жирная линия ликвидус проходит через точки плавления исходных компонентов, сингулярных фаз ($8C^0$, $АЛ^0$, $БЛ^0$, $ВЛ^0$, $2K$) эвтектик (Ξ_1 , Ξ_2 , Ξ_3), монотектик (M_2 , M_1) и разделяет твердые и жидкие растворы на базе исходных компонентов и промежуточных фаз. Сплошные линии сольвуса разделяют области гомогенности твердых растворов, штриховые линии ликвуса разделяют жидкие растворы. На оси абсциссы цифрами обозначены стехиометрические коэффициенты промежуточных фаз: первые для CaO , вторые для SiO_2 . Сингулярные фазы, образующиеся в твердом состоянии, плавятся конгруэнтно, образуют две модификации α и β в области гомогенности; ниже точки образования находится гомогенный периодический двухструктурный (диссипативный) твердый раствор – (Д), выше точки плавления – жидкий раствор (L).

Таблица 2 Классификация промежуточных фаз системы $CaO-SiO_2$ *

№ п/п	Линейные системы	Промежуточные фазы					Температура, °C	
		Химические реакции	Стехиометрический состав	Условные обозначения	SiO_2 , масс. %	CaO/SiO_2	Образования	Плавления
1.	$CaO-SiO_2$	$2CaO+SiO_2 \rightarrow 2CaOSiO_2$ $3(2CaOSiO_2) \rightarrow 3CaO2SiO_2+3CaOSiO_2$	$2CaOSiO_2$ (белит)	2.1(БЛ)	34,9	1,87	875 н.д.	1500 2130
2.	$SiO_2-2CaOSiO_2$	$SiO_2+2CaOSiO_2 \leftrightarrow 2(CaOSiO_2)$ $5(CaOSiO_2) \leftrightarrow 3CaO2SiO_2+2CaO3SiO_2$	$CaOSiO_2$ (воластонит)	1.1(ВЛ)	51,7	0,93	1125 1125	1550 1545
3.	$CaOSiO_2-SiO_2$	$2(CaOSiO_2)+SiO_2 \leftrightarrow 2CaO3SiO_2$ $2(2CaO3SiO_2) \leftrightarrow CaO2SiO_2+CaOSiO_2$	$2CaO3SiO_2$	2.3(Ξ_3)	61,6	0,62	1350 1400	1350 1400
4.	$2CaO3SiO_2-SiO_2$	$2CaO3SiO_2+SiO_2 \leftrightarrow 2(CaO2SiO_2)$ $2(CaO2SiO_2) \leftrightarrow CaOSiO_2+CaO3SiO_2$	$CaO2SiO_2$	1.2(2K)	68,2	0,47	1475 н.д.	. - . н.д.
5.	$SiO_2-CaO2SiO_2$	$4SiO_2+CaO2SiO_2 \leftrightarrow CaO6SiO_2$ $10(CaO6SiO_2) \leftrightarrow 9(CaO4SiO_2)+CaO24SiO_2$	$CaO6SiO_2$	1.6(M/M ⁰)	86,5	0,16	1600 н.д.	1700/2200 2200
6.	$CaO2SiO_2-CaO6SiO_2$	$CaO2SiO_2+CaO6SiO_2 \leftrightarrow 2(CaO4SiO_2)$	$CaO3SiO_2$	1.4(M ₂)	81,1	0,23	1700 н.д.	1700 н.д.
7.	$SiO_2-CaO6SiO_2$	$CaO6SiO_2+18SiO_2 \leftrightarrow CaO24SiO_2$	$CaO24SiO_2$	1.24(M ₁)	96,3	0,04	1700 н.д.	1700 н.д.
8.	$CaO-2CaOSiO_2$	$5CaO+2CaOSiO_2 \leftrightarrow 8CaOSiO_2$ $2(3CaOSiO_2) \leftrightarrow 4CaOSiO_2+2CaOSiO_2$	$8CaOSiO_2$ (алит)	8.1(8C)	11,8	7,5	1250 н.д.	2000 н.д.
9.	$CaO-3CaOSiO_2$	$3CaO+3CaOSiO_2 \leftrightarrow 6CaOSiO_2$ $2(8CaOSiO_2) \leftrightarrow 4CaOSiO_2+12CaOSiO_2$	$6CaOSiO_2$	6.1(6C)	15,2	5,58	1600 н.д.	. - . н.д.
10.	$CaO-6CaOSiO_2$	$6CaO+6CaOSiO_2 \leftrightarrow 12CaOSiO_2$	$12CaOSiO_2$	12.1(12C)	8,2	11,2	1900 н.д.	. - . н.д.
11.	$3CaOSiO_2-6CaOSiO_2$	$4(3CaOSiO_2)+6CaOSiO_2 \leftrightarrow 5(4CaOSiO_2)$	$4CaOSiO_2$	4.1(Ξ_1)	21,1	3,73	1900 2000	1900 2000
12.	$CaOSiO_2-2CaOSiO_2$	$CaOSiO_2+2CaOSiO_2 \leftrightarrow 3CaO2SiO_2$	$3CaO2SiO_2$ (ранкинит)	3.2(Ξ_2)	41,7	1,4	1400 1400	1400 1400
13.	$12CaOSiO_2-6CaOSiO_2$	$2(6CaOSiO_2)+12CaOSiO_2 \leftrightarrow 3(8CaOSiO_2)$	$8CaOSiO_2$	8.1(8C)	11,8	7,47	2100 н.д.	2100 н.д.

* числитель - расчетные, знаменатель - экспериментальные данные; н.д.- нет данных; (. - .) - инконгруэнтное плавление

Для промежуточных фаз, плавящихся инконгруэнтно, выше точки их образования существует гомогенный одноструктурный непрерывный твердый раствор (М). Для исходных компонентов выше точки плавления

существуют полиэдрическая ($L^{ПД}$), полигональная ($L^{ПГ}$) и разупорядоченная (L^{PA3}) жидкости, в твердом состоянии - структурные модификации α , β , γ и т.д., которые являются следствием тепловых или концентрационных воздействий. На коноде M_1M_2 находится купол несмешиваемости (L_M) двух жидкостей L_{M_1} и L_{M_2} с критической точкой M^0 . Кристобаллит (SiO_2) плавится при $1600^\circ C$, образуя вязкую стеклофазу полигональной структуры ($L_K^{ПГ}$), оптически прозрачное стекло существует в области гомогенности (L_K^{PA3}).

Приведенные в таблицах 1 и 2 данные (структура и состав СИМ – комплексов, химические реакции образования промежуточных фаз, температуры их образования и плавления, области гомогенности твердых и жидких растворов) позволяют подробно исследовать механизм рафинирования и оптимизировать технологические параметры шлаковой обработки. Это же относится к эвтектическим и монотектическим фазам.

Силикатные шлаки заданного химического и фазового состава широко используются при ковшевой обработке стали, для которой основным требованием к рафинировочным шлакам является низкая температура их плавления и высокая адсорбционная емкость к примесным элементам и неметаллическим включениям. Легкоплавкие шлаки в системе силикатов кальция относятся к эвтектическим составам $3CaO \cdot 2SiO_2$ (Ξ_2 , $T_{пл} \sim 1400^\circ C$) и $2CaO \cdot 3SiO_2$ (Ξ_3 , $T_{пл} \sim 1350^\circ C$). Адсорбционная емкость определяется структурой СИМ - комплекса, приведенного к активированному состоянию за счет освобождения химической связи кислорода с кальцием и образования его свободных ионов (катионов). Активирование происходит при тепловой обработке с большим перегревом, достаточным для диссоциации оксидов кальция или при взаимодействии оксидов и химических элементов с высоким сродством к кислороду.

Последовательный возрастающий ряд химической активности отдельных элементов к кислороду, рассчитанный по модели РОМ-атома [11], включает: $Fe \rightarrow Mn \rightarrow Ca \rightarrow Mg \rightarrow Al \rightarrow C \rightarrow Ti \rightarrow Si$, следовательно, оксиды кальция восстанавливаются Mg , Al , C , Ti , Si . Механизм рафинирования шлаками металлических расплавов включает последовательный ряд структурно-химических реакций шлакообразования, активирования и адсорбции примесных элементов (кислород, сера и др.). Сопоставительный анализ эффективности рафинирования шлаками на базе силикатов кальция, представленных на построенной полигональной диаграмме состояния $CaO-SiO_2$ (рис.1), приведен в таблице 3.

Таблица 3 Эффективность рафинирования силикатными шлаками*

Параметры шлака и металла	Стехиометрический состав силикатов кальция						
	3CaOSiO_2	2CaOSiO_2	$3\text{CaO}_2\text{SiO}_2$ (Э ₂)	CaOSiO_2	$2\text{CaO}_3\text{SiO}_2$ (Э ₃)	CaO_2SiO_2	CaO_3SiO_2
B^0	2,8	1,87	1,40	0,93	0,62	0,47	0,31
$T_{\text{пл}}, ^\circ\text{C}$	2100	1500	1400	1550	1350	1475	1700
$A_S, \%$	24,6	17,0	20,0	13,0	10,4	8,7	6,6
$\Delta S, \%$	0,028	0,018	0,022	0,014	0,011	0,009	0,007

* $B^0 = \text{CaO}/\text{SiO}_2$ - основность шлака; $A_S, \%$ - содержания серы в шлаке; $\Delta S, \%$ - эффективность рафинирования (убыль серы в металле при расходе рафинировочного шлака 1,0 кг/т металла)

При температурах металлического расплава порядка 1600°C рафинировочные шлаки находятся в жидком состоянии, кроме алита 3CaOSiO_2 и монотектики CaO_3SiO_2 (таблица 3). Оптимальными являются шлаки с основностью ($1,0 \leq B^0 \leq 2,0$); при этом наиболее эффективен эвтектический ранкинит - шлак $3\text{CaO}_2\text{SiO}_2$ с основностью ($B^0 = 1,4$), обладающий высокой жидкотекучестью ($T_{\text{пл}} \approx 1400^\circ\text{C}$), адсорбционной емкостью ($A_S \approx 20\%$) и существующий в области гомогенности сингулярных фаз волластонита и белита.

Выводы

1. Представлены основные положения теории строения металлургических фаз, позволяющей исследовать механизмы металлургических процессов в стохастических системах, которая базируется на модели гармонических структур и представляет дальнейшее развитие теории жидкого состояния по моделям квазиполикристаллических и ассоциированных растворов.

2. Выполнен подробный анализ структурно-химического состояния силикатов кальция на полигональной диаграмме состояния системы $\text{CaO}-\text{SiO}_2$, построенной графо-аналитическим методом во всем интервале концентраций жидких и твердых исходных компонентов.

3. Изучен механизм рафинирования силикатами кальция железоуглеродистых расплавов и определены оптимальные составы рафинировочных шлаков повышенной жидкотекучести и адсорбционной емкости, при этом максимальной эффективностью обладает силикатный эвтектический ранкинит-шлак с основностью 1,4 и стехиометрическим составом $3\text{CaO}_2\text{SiO}_2$.

Литература

1. Архаров В. И. О квазиполикристаллической модели расплавов / В. И. Архаров, И. А. Новохатский // Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов.- Свердловск.- 1974.- С.52-53.
2. Убеллоде А. Р. Расплавленное состояние вещества / А. Р.Убеллоде - М.: Металлургия, 1982.- 376 с.
3. Жидкая сталь / [Баум Б. А., Хасин Г. А., Тягунов Г. В. и др.] //М.: Металлургия, 1984.- 208 с.
4. Еланский Г. Н. Строение и свойства металлических расплавов / Г. Н. Еланский // - М.: Металлургия, 1991.- 160 с.
5. Есин О. А. Физическая химия пирометаллургических процессов / О. А. Есин, П. В. Гельд/ - М.: Металлургия, 1996.- Ч.2.- 702 с.
6. Mills K. C. The Influence of Structure on the Physico-chemical Properties of Slags / K. C. Mills // ISIJ International. - 1993. - V.33, №1. - P.148-155.
7. Зайцев А. И. Жидкие шлаки как ассоциированные растворы / А. И. Зайцев, Б. М. Могутов // Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов.-М.: ИКЦ «Академкнига».- 2002.- С.228-246.
8. Zhang I. State of the Art in Evalnation and Control of Steel Cleanliness/ I. Zhang, B. G. Thomas // ISIJ Int.- 2003.- v. 43, № 3.- P.271-291.
9. Скребцов А. М. О термодинамическом методе вычисления температуры разупорядочения структуры металлических расплавов / А. М. Скребцов // Изв.ВУЗов, ЧМ.- 2005. - №12.- С.5-8.
10. Белов Б. Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях / Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин // Изв. ВУЗов, ЧМ.- 2002. - №4.- С.70-75.
11. Троцан А. И. О природе химической связи элементов в металлургических фазах / А. И. Троцан, Б. Ф. Белов, П. С. Харлашин //Изв. ВУЗов, ЧМ.- 2002. - №4.- С. 60-64.
12. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем / [Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, П. С. Харлашин, Ф. С. Крейденко] // Свідoctво авторського права на твір, ПА №2825 від 14.03.2000 р.
13. Визначення складу, форми і розміру наноструктурних елементів металургійних фаз (спосіб Б.Ф.Белова) /[Белов Б. Ф., Троцан А. І., Бродецький І. Л., Крейденко Ф. С.] // Свідoctво авторського права на твір, ПА №42008 від 01.02.2012 р.
14. Атлас шлаков: справочник: [пер. с нем.]- М.: Металлургия, 1985.- 208 с.

УДК 66-7

СПОСОБИ ВІДНОВЛЕННЯ ТА ЗМІЦНЕННЯ МІДНИХ ПЛИТ КРИСТАЛІЗАТОРІВ МБЛЗ

*Д. О. Бірюченко**

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розглянуто механізми появи дефектів, основні типи руйнувань і причини виходу з ладу мідних панелей кристалізаторів МБЛЗ. Розглянуто деякі способи підвищення стійкості стінок кристалізаторів, такі як, зміцнення металу і застосування зносостійких покриттів. Виявлено недоліки існуючих способів зміцнення мідних плит кристалізаторів МБЛЗ. Розглянуто основні способи відновлення і зміцнення поверхневого шару плит кристалізаторів концентрованими джерелами енергії. Запропоновано технологію ПДРП для відновлення і зміцнення поверхневого шару мідних плит кристалізаторів МБЛЗ

В статье рассмотрены механизмы появления дефектов, основные типы разрушений и причины выхода из строя медных панелей кристаллизаторов МНЛЗ. Рассмотрены некоторые способы повышения устойчивости стенок кристаллизаторов, такие как, укрепление металла и применения износостойких покрытий. Выявлены недостатки существующих способов укрепления медных плит кристаллизаторов МНЛЗ. Рассмотрены основные способы восстановления и укрепления поверхностного слоя плит кристаллизаторов концентрированными источниками энергии. Предложена технология ПДРП для восстановления и укрепления поверхностного слоя медных плит кристаллизаторов МНЛЗ

In the article the mechanisms of occurrence of defects, major damage types and causes of failure of copper panels CCM crystallizer. We consider some ways to improve the stability of the walls of the mold, such as hardening of the metal and the use of wear-resistant coatings. Revealed the shortcomings of existing methods of strengthening copper plates CCM crystallizer. The main options for restoration and strengthening surface layer plates crystallizer

* стаття написана під керівництвом:

д.т.н., професора В. О. Шаповалова, інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України

concentrated sources of energy. The technology PDRP to restore and strengthen the surface layer of copper plates CCM crystallizer

У металургійному виробництві значну частину собівартості продукції складають витрати на ремонт агрегатів, змінне устаткування і запасні частини. У зв'язку з цим, завдання з підвищення зносостійкості швидко зношуваних деталей металургійних агрегатів, працюючих в особливо важких умовах нагріву, напруги, агресивних середовищ і інших несприятливих чинників, нині є найбільш актуальним.

Актуальною проблемою в чорній металургії є підвищення зносостійкості мідних стінок кристалізатора машин безперервного лиття заготовок (МБЛЗ). Це пов'язано з тим, що мідь, маючи високу теплопровідність, забезпечує швидке формування кірки металу на поверхні зливка, що утворюється.

При русі металу через кристалізатор в зоні взаємодії поверхонь відбувається значний абразивний знос міді (рис. 1), (найбільш схильні до зносу бічні стінки). Рухаючись, кірка металу заготовки спричиняє сильний знос поверхні кристалізатора, який призводить до зміни початкової геометрії кристалізатора [1].

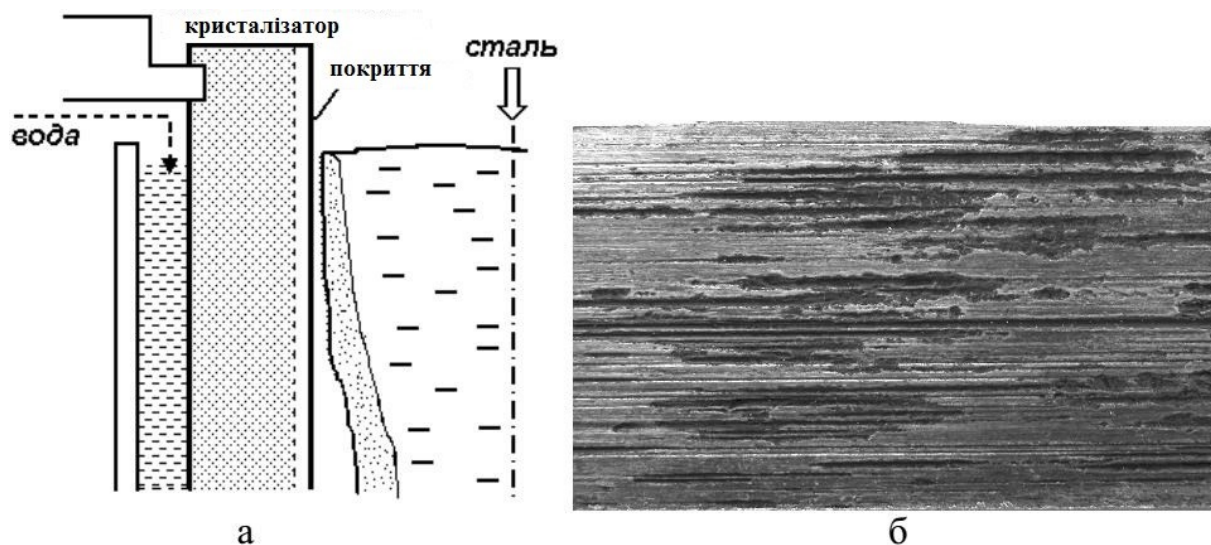


Рис. 1 Схема роботи кристалізатора (а) і вид поверхні стінки кристалізатора МНЛЗ після експлуатації (б)

Кристалізатори працюють в екстремальних умовах (незалежно від їх конструкції) при дії високих температур розлитого металу і тривалому термоциклюванні. У стінках кристалізатора виникає внутрішня напруга, яка поступово накопичується. Рівень цієї напруги може перевищити межі пружності і в деяких випадках межу текучості матеріалу кристалізатора. В

результаті тривалої повзучості з'являються залишкові напруги, які з рештою призводять до порушення геометрії кристалізатора. Погіршується рівномірність охолодження кристалізатора, з'являються сприятливі умови для зносу стінок.

Критерієм відбракування вузьких стінок є знос або стирання контактних поверхонь сталю. На противагу цьому найбільш частим критерієм відбракування широких стінок є поява тріщин в зоні дзеркала розплаву.

Заміна кристалізаторів на МБЛЗ проводиться за такими основними причинами: досягнення передревізійної стійкості; два прорива поспіль по тріщині в ході експлуатації; ромбічність заготовок вище допустимих значень; поява течі води через ущільнення.

На рис. 2 схематично показані основні типи ушкоджень кристалізаторів на МБЛЗ [2].

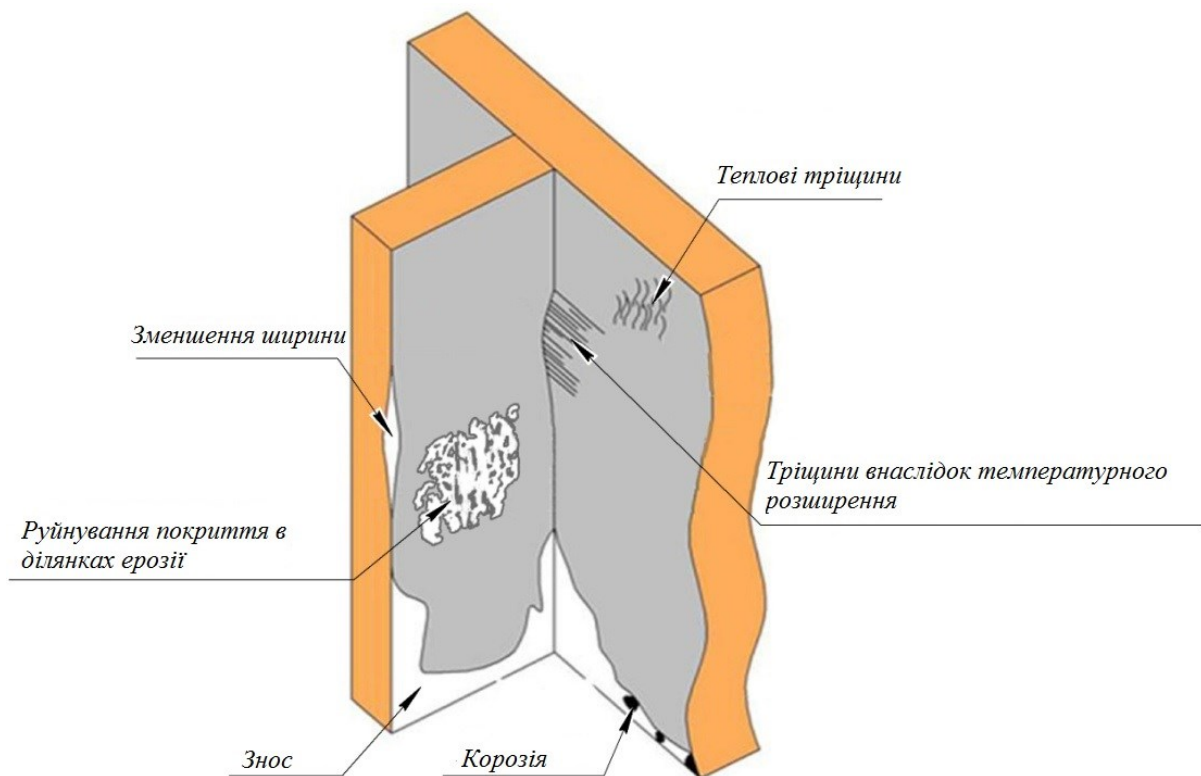


Рис. 2 Основні типи ушкодження стінок кристалізатора

Перераховані дефекти обумовлені низькою механічною міцністю матеріалу кристалізатора – міді [2]. Стійкість кристалізатора значною мірою визначається матеріалом, з якого виготовлені його стінки. Недоліком мідних кристалізаторів є їх низькі міцнісні властивості при робочих температурах ($\sim 400^{\circ}\text{C}$) [8]. При тих температурах, які мають мідні

стілки в процесі розливання (а це 300-350 °С) в міді відбувається процес рекристалізації (вже при 150-200 °С), тобто укрупнення зерен. Великі зерна мають меншу твердість, через що метал розміцнюється. [9,10,11].

Відомо кілька способів підвищення стійкості вузьких стінок кристалізаторів [16]: їх виготовлення з більш зносостійких мідних сплавів; нанесення зносостійких покриттів на робочу поверхню.

Ефективним способом збільшення зносостійкості є зміцнення металу [7]. Матеріал стінок кристалізаторів повинен бути досить теплопровідним і жароміцним, хімічно неактивним по відношенню до розплаву, досить твердим, витримувати додаткове термоциклювання в діапазоні робочих температур розливання, володіти стабільністю властивостей [1,2]. Істотно підвищити міцність міді можливо шляхом легування. Сумарний вміст легуючих елементів у сплавах високої теплопровідності знаходиться в межах від 0,1 до 3 ... 5 % [9]. З легуючих елементів, який істотно зміцнює мідь, є - хром. Так, при введенні 1% Cr твердість міді підвищується в 2,5 рази, а електропровідність зменшується всього на 20 ... 30 %. Дані про розчинність свідчать про те, що на основі системи Cu-Cr можливе створення дисперсійно-твердіючих мідних сплавів. Срібні бронзи міцніше міді і володіють найбільш високою електропровідністю і теплопровідністю. Температуру рекристалізації міді найбільш сильно підвищують перехідні метали IV-ї групи - Zr, Hf, Ti. Сплав міді з 0,03...0,1% цирконію має температуру рекристалізації - 500 °С Цирконій забезпечує значне підвищення опору повзучості при підвищених температурах.

На сьогоднішній день існують безліч сплавів на основі міді для виготовлення кристалізаторів МБЛЗ, а саме: CuAg, CuAgP, CuCr, CuZrCr, CuNiBe, CuZrNiBe, CuBeZrTi [16]. Однак такі сплави мають істотний недолік: теплопровідність таких сплавів нижче, ніж у міді і, крім того, виготовлення спеціальних сплавів вельми дороге і трудомістке [9, 10].

Застосування вищевказаних заходів з підвищення стійкості кристалізаторів значно зменшує схильність кристалізаторів до термічних тріщин і спотворення геометрії, проте незначно підвищує опір до зносу стінок. Тому в світовій практиці для підвищення стійкості кристалізаторів останнім часом знайшли поширення процеси поверхневого зміцнення, тобто нанесення захисних покриттів [3].

Ефективним способом підвищення стійкості кристалізаторів є застосування зносостійких покриттів на їх основі хімічними, електрохімічними, електролітичними, лазерними та електронно-променевими способами. До покриттів, що наносяться, повинні пред'являтися певні вимоги: висока зносостійкість і твердість, незначна змочуваність рідкою сталлю, висока адгезія покриттів з мідною основою,

здатність забезпечити достатній тепловідвід і по можливості невелику різницю в коефіцієнтах теплового розширення покриттів і основи [3,2]. Найбільш поширеними покриттями на сьогоднішній день є гальванічні покриття, а також газополуменеве напилення Ni, Cr, Ni-Fe, Ni-Co, Ni-P, Ni-B, Ni-Cr [3, 9, 12]. Метою нанесення покриттів на поверхні гільз і плит кристалізаторів є, як правило, збільшення їх довговічності, а також поліпшення якості литих заготовок.

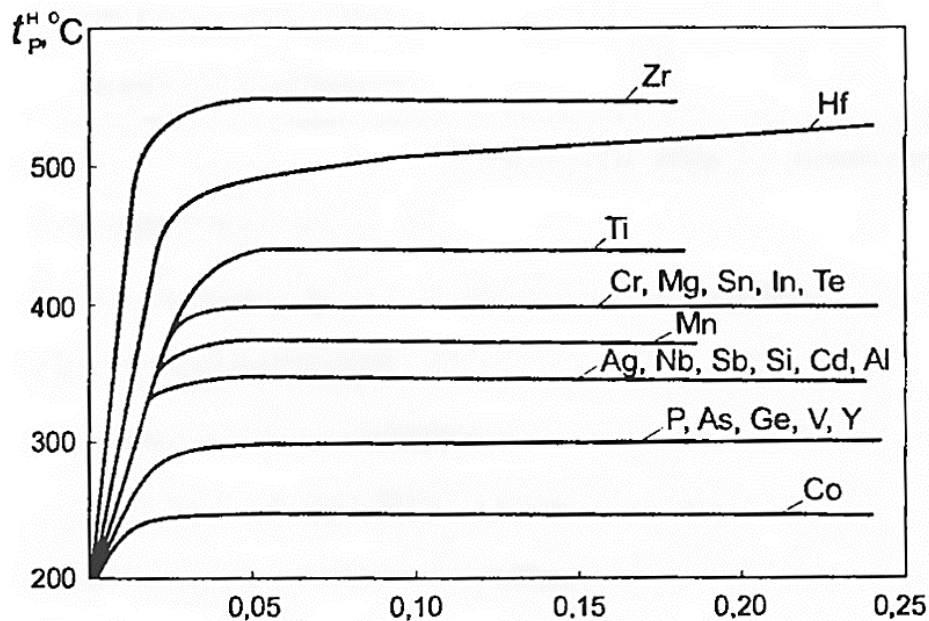


Рис. 3 Вплив домішок і легуючих елементів на температуру початку рекристалізації міді

Однак матеріали зносостійких покриттів мають низький коефіцієнт теплопровідності порівняно з чистою міддю. Застосовувані хромові покриття робочих поверхонь стінок кристалізаторів товщиною 0,1-0,15 мм змінюють температурні характеристики, підвищуючи температуру ребра на 2-3 °С, а температуру середини стінки на 6-8 °С, нікелеві покриття підвищують температуру стінок при різній товщині: 0,7 мм на + 11 °С, 1 мм на + 15 °С, 2 мм на + 30 °С, 3 мм на + 45 °С [14].

Недоліком захисних покриттів для кристалізаторів є їх низька теплопровідність, використання покриттів призводить до підвищення температури стінок і, як наслідок, викликає збільшення термічних напружень через різницю в коефіцієнтах теплового розширення міді і покриття, при підвищених температурах в 300 °С (вище температури початку рекристалізації і розм'якшення міді) можливо відшаровування покриття внаслідок ослаблення сил адгезії між міддю та елементом

напилення(покриття) [12]. Головним недоліком даних покриттів є їх незначна товщина (до 1 мм). Неможливість використання покриттів більшої товщини пов'язане з небезпекою зниження міцності зчеплення покриття з мідною основою [4]. Існуючі технології нанесення різних захисних покриттів дозволяють збільшити стійкість мідних панелей кристалізаторів, але через 4-8 циклів механічної обробки (острожки) і нанесення нового захисного покриття шар міді на плиті стирається до бракувального стану і плита утилізується [12].

Значний ефект поверхневого зміцнення досягається за рахунок підвищення не тільки твердості, але й зносо- та корозійної стійкості робочої поверхні кристалізаторів [9,11]. Метою зміцнення поверхневого шару кристалізаторів МБЛЗ є підвищення його стійкості тобто кількості плавок.

Найбільший інтерес при цьому представляють методи, за допомогою яких досягається значне зміцнення поверхневих шарів мідних плит кристалізаторів. Основною перевагою поверхневої обробки мідних плит є поєднання високої твердості і міцності поверхневого шару з в'язкістю і високою пластичністю основи мідних кристалізаторів [9,10].

З аналізу літературних джерел [4,5,9,14], відновлення поверхневого шару мідної плити можливо за допомогою існуючих способів наплавлення:

- електродуговий спосіб наплавлення;
- електрошлаковий спосіб наплавлення;
- плазово-дуговий спосіб наплавлення.

При виборі раціонального способу відновлення і зміцнення мідних плит кристалізаторів МБЛЗ необхідно враховувати наступні фактори: вимоги до якості наплавленого металу; величину проплавлення; продуктивність наплавлення та ін. З урахуванням цих обставин певні переваги мають способи наплавлення, що забезпечують мінімальне проплавлення основного металу і малу товщину наплавленого шару. Для вибору відповідного способу відновлення і зміцнення поверхневого шару кристалізатора МБЛЗ порівнюємо їх основні параметри.

Плазове наплавлення відноситься до прецизійних процесів, оскільки дозволяє наплавити шар заданої товщини від 0,3 до 10 мм як на всю деталь, так і на певну ділянку з лімітованою часткою основного металу (5 ... 10 %) [7]. Плазово-дугове наплавлення проводиться в контрольованій інертній атмосфері в герметичній камері. Переваги цього виду наплавлення - мала глибина проплавлення основного металу, можливість наплавлення тонких шарів, висока якість наплавленого металу без напливів [7]. Висока концентрація теплової енергії в плазовому струмені, стабільність дугового розряду, можливість роздільного регулювання

ступеня нагріву основного і присадочного матеріалів забезпечують переваги плазмового наплавлення перед іншими видами наплавки, особливо в тих випадках, коли присадочний матеріал за складом і властивостями відрізняється від основного [7]. Мале вкладення тепла в оброблювану деталь забезпечує невеликі деформації і термічні впливи на структуру основи, невеликі припуски на наступну механічну обробку [9]. Плазмове наплавлення володіє такими важливими перевагами, як широка можливість легування шарів наплавлення, можливість застосування будь-яких наплавочних металів.

Таблиця 1 Основні технологічні параметри способів відновлення і зміцнення поверхневого шару плит кристалізаторів МБЛЗ

Параметри	Електро- дуговий	Плазмово- дуговий	Електро- шлаковий
Товщина наплавленого шару, мм	2...15 [8]	0,3...10 [15]	більше 14...16 [16]
Витрати електроенергії, кВт·год /кг	0,4...0,5 [8]	0,9...1,2 [15]	1,3 [16]
Продуктивність, кг/ч	5 [13]	до 18 [15]	до 150 [16]

Вирішення цієї проблеми можливе за допомогою розробленого в ІЭС ім. Е. О. Патона методу плазмово-дугового рафінування поверхні (ПДРП). Плазмово-дуговий переплавляв поверхневого шару - це безвідходна технологія ліквідації дефектів у вигляді газових пухирів, великих неметалічних включень і окисних плівок, зливків, що утворюються в зовнішньому шарі, і заготівель в процесі їх формування. Цей процес розроблений з метою заміни існуючих способів підготовки зливків до подальшої модифікації, ґрунтованих на видаленні дефектного шару.

Плазмово-дуговий переплав поверхневого шару проводиться в контрольованій інертній атмосфері в герметичній камері. При русі заготовки відносно плазмотронів переміщується фронт плавлення і кристалізації металу і послідовно оброблюється вся поверхня заготовки (рис. 4, 5).

Високопродуктивний процес переплаву поверхневого шару при обробці плоских заготовок забезпечується підтримкою тонкого шару рідкого металу по усій ширині заготовки, що досягається за рахунок рівномірного розосередження теплових потоків від плазмових дуг по поверхні оброблюваної заготовки, при якому здійснюється її рафінування і формування якісної поверхні (рис. 6).

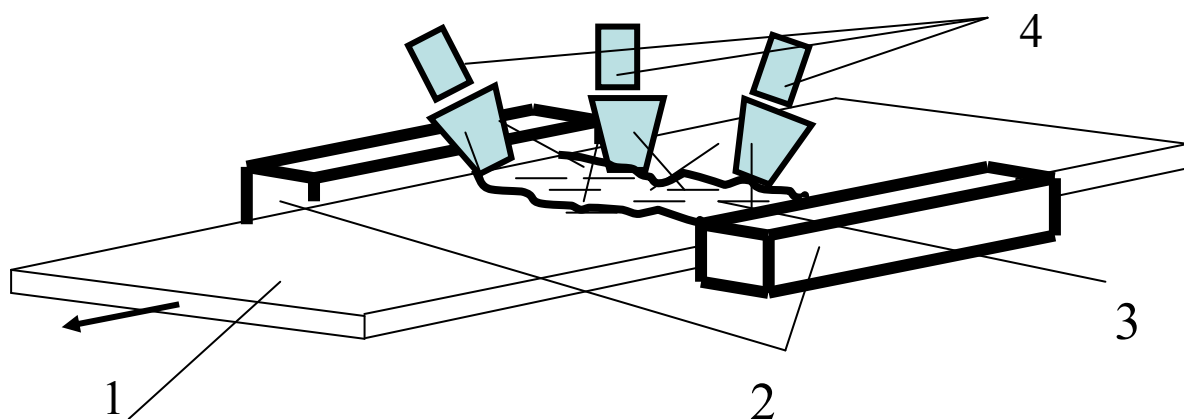


Рис. 4 Схема процесу плазмово-дугової плавки:
1 - оброблювана заготовка; 2 - кристалізатор; 3 - ванна рідкого металу;
4 - плазмотрони



Рис. 5 Плазмово-дугова установка ОБ-1957

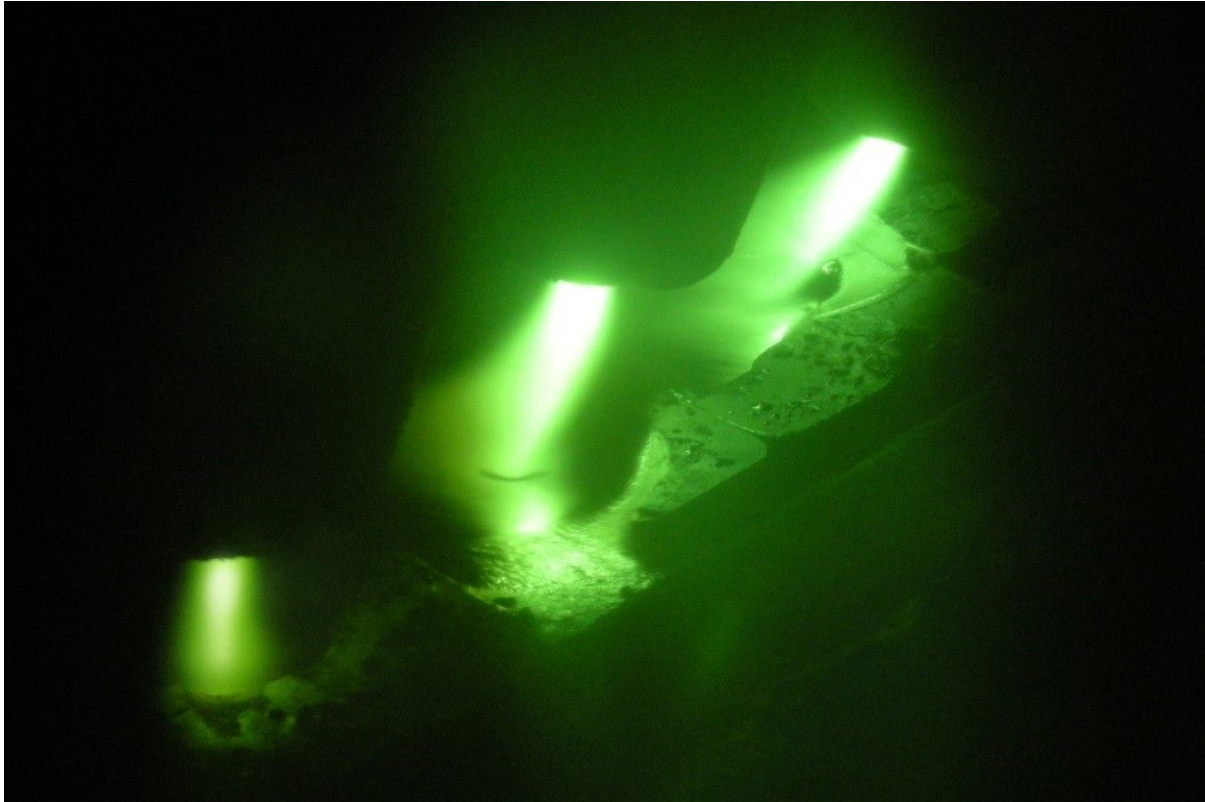


Рис. 6 Процес плазово-дугового переплаву поверхневого шару

При цьому формується якісна поверхня зливків : переплавлений шар щільний; тріщини, плівки, пори і інші макроскопічні дефекти в процесі переплавки зникають. Товщина переплавленого шару складає 5.20 мм.[15]

Поєднання ПДРП з легуванням і дисперсійним зміцненням поверхневого шару дозволить не лише відновлювати мідні панелі кристалізаторів, забезпечуючи надійне з'єднання металу панелі з наплавленим шаром, але і підвищити їх зносостійкість при незначній зміні теплопровідності. Завдяки легуванню поверхневий шар набуває нові властивості з можливістю їх зміни в потрібному напрямі залежно від модифікаторів, що вводяться, і легуючих добавок. В результаті проведеного літературного огляду (аналізу) та основних вимог до матеріалів для виготовлення кристалізаторів, були обрані елементи для зміцнення поверхневого шару мідних плит кристалізаторів МБЛЗ, які повинні істотно підвищувати стійкість поверхневого шару міді при робочих температурах (400 °С) і практично не знижувати теплопровідність міді.

Таким чином, були обрані сплави на основі міді з високою теплопровідністю, високою температурою розміцнення і високою стійкістю для зміцнення поверхневого шару мідних плит кристалізаторів МБЛЗ (табл. 2) CuNi, CuNiB, CuHf, CuZr, CuTi, CuAg, CuCr, CuCrZr.

Таблиця 2 Властивості мідних сплавів для виготовлення стінок кристалізаторів

Марка сплаву	Основні властивості						Температура розміцнення °С
	при 20°С			при 300°С			
	λ , Вт/(м·к)	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	λ , Вт/(м·к)	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	
Мідь (г/д)	410	60	45	393	50	40	250-280
МСр (х/д)	380	220	20	375	160	25	350
5КоКрХ (т/о)	180	600	10	240	480	6	550
БрХ (т/о)	350	280	20	360	220	15	500
БрХ Цр (т/о)	340	330	25	350	280	20	550
БрЦр (х/д)	370	300	15	365	280	15	500
МЗРЖ (т/к)	280	200	20	290	180	15	600

Примітка: Г / д - гарячедеформована заготовка; х / д - холоднодеформована заготовка; т / о - термооброблена; т / к – теплопрокатана.

За розробленою технологією були проведені експерименти по зміцненню поверхневого шару мідного кристалізатора МБЛЗ. З отриманих зразків були виготовлені макрошліфи. Макрошліф зміцненого поверхневого шару моделі мідної плити кристалізатора МБЛЗ показаний на рис. 7. Отриманий поверхневий шар суцільний, не має дефектів. Товщина наплавленого шару склала 5-10 мм залежно від технологічних режимів.

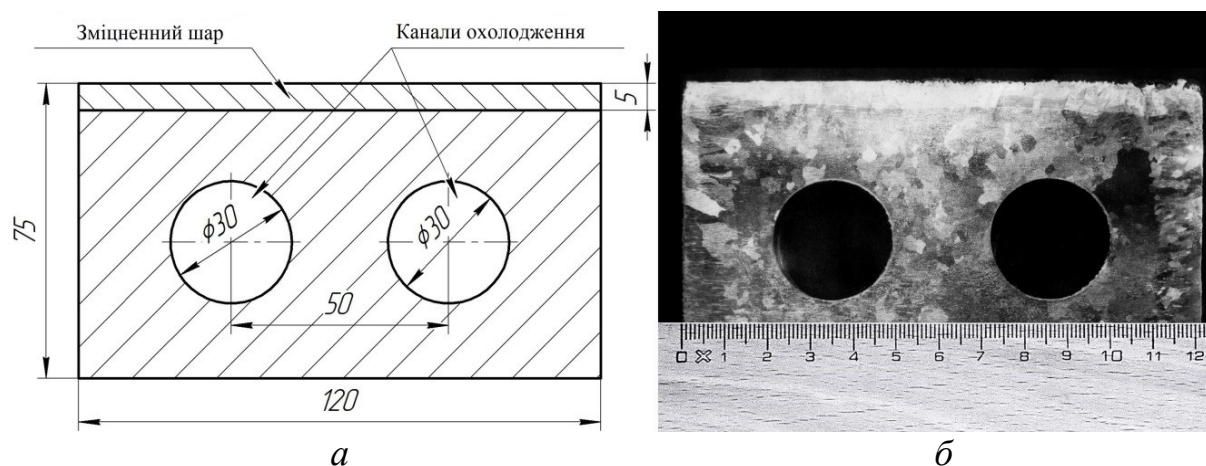


Рис. 7 Схема (а) і макрошліф (б) поперечного перерізу моделі мідного кристалізатора МБЛЗ зі зміцненим шаром

Застосування технології ПДРП дозволить заощадити дорогу мідь за рахунок скорочення операції острожки і зберегти теплопровідність стінки кристалізатора за рахунок часткового зміцнення. Дана технологія дозволить відновлювати і зміцнювати зношену поверхню кристалізатора без механічної обробки поверхні (рис. 8).

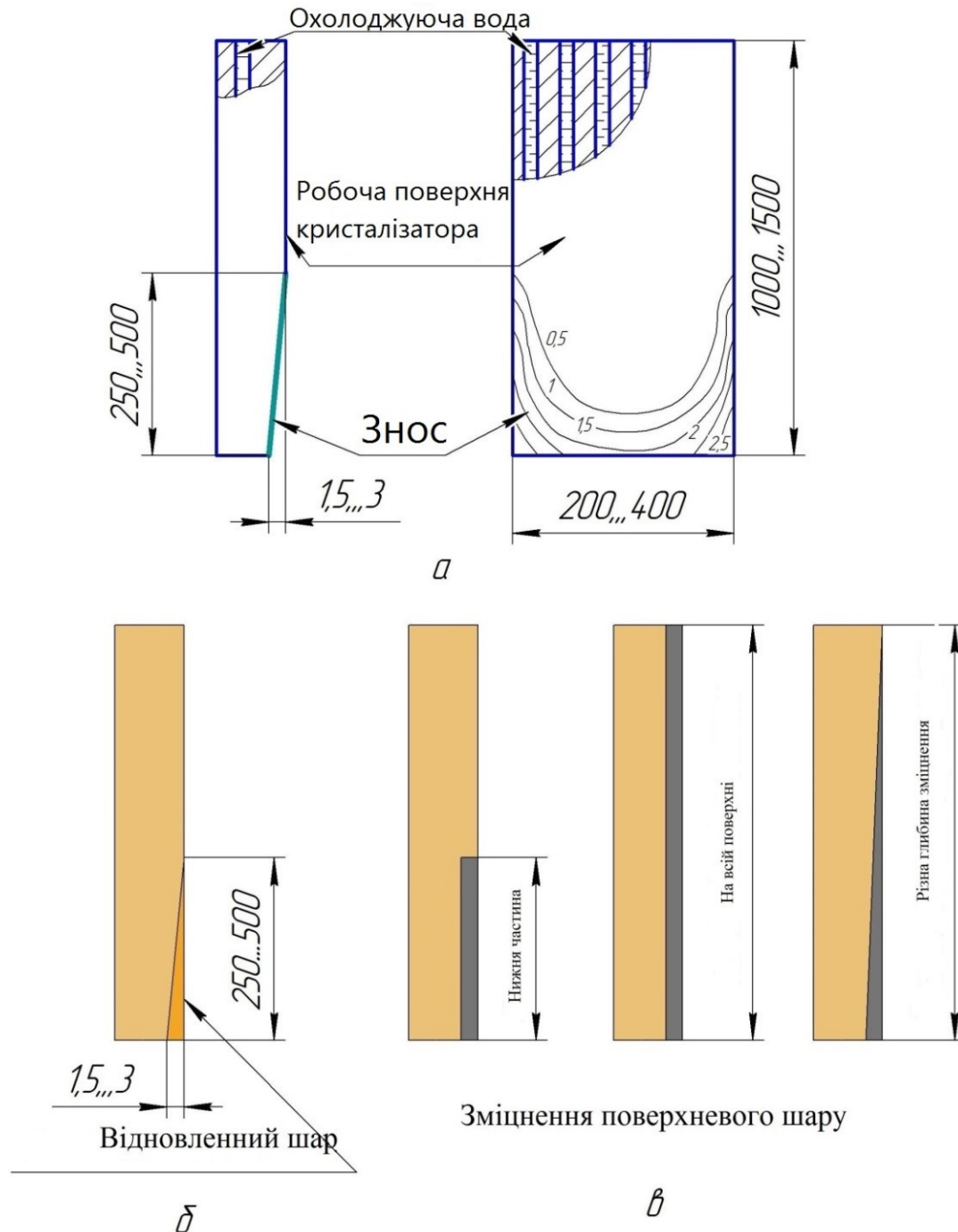


Рис. 8 Мідна плита кристалізатора МБЛЗ:

а - знос мідної плити (мм); б - відновлення зношеної поверхні плити;
в - різні типи зміцнення поверхневого шару плити

Висновки

1. Аналіз літературних даних дозволив виявити причини виходу кристалізаторів з ладу: знос, тріщини і викривлення робочої поверхні. Показано, що причиною виникаючих дефектів є низькі механічні характеристики матеріалу кристалізатора- чистої міді, при робочих температурах до 400 °С.

2. Показано, що основними недоліками сплавів, які застосовуються для виготовлення кристалізаторів (CuAg, CuAgP, CuCr, CuZrCr, CuNiBe, CuZrNiBe, CuBeZrTi) мають низьку теплопровідність і низьку зносостійкість, а недоліками покриттів (Ni, Co-Ni, Ni-Cr, Fe -Ni) –є погана адгезія з міддю при збільшенні товщини покриття понад 1 мм.

3. Запропоновано використовувати технологію ПДРП для відновлення і легування поверхневого шару мідних плит кристалізаторів МБЛЗ. Обрані сплави на основі міді з високою теплопровідністю, високою температурою розміцнення і високою стійкістю для зміцнення поверхневого шару мідних плит кристалізаторів МБЛЗ (CuNi, CuNiB, CuHf, CuZr, CUTi, CuAg, CuCr, CuCrZr), що дозволить підвищити їх експлуатаційні характеристики і заощадити мідь при незначній зміні теплофізичних характеристик.

Література

1. Смирнов А. Н. Исследование особенностей износа гильз кристаллизаторов высокоскоростных сортовых МНЛЗ [Текст]/ А. Н. Смирнов, В. Е. Ухин, А. Л. Подкорытов // Наук. пр. Донец. нац. техн. ун-ту. Сер. Металургия. - 2010. - Вип. 12. - С. 157-164.

2. Любименко Е.Н. Особенности разрушения покрытий гильз кристаллизаторов высокоскоростных сортовых МНЛЗ [Текст, рисунки]/ И.В. Лейрих, А.Н. Смирнов, Е.Ю. Жибоедов, //Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія: металургія. Випуск 102 - Донецьк, ДонНТУ, 2005. - С. 155 – 161.

3. Пат.2174900 Российская Федерация, В23Р6/00, В22D11/04, В23К9/04 Способ ремонта кристаллизатора [Текст, рисунки]/ Исакаев М.-Э.Х. - № 2000123601/02; заявл. 14.09.2000; опубл. 20.10.2001, Бюл. № 1 – 2 с.

4. Лейрих И.В., Жибоедов Е. Ю. Влияние условий эксплуатации на разрушение гильз кристаллизаторов сортовых МНЛЗ [Текст]//Донецкий національний технічний університет. Наукові праці. «Металургія». 2007. Випуск 9 (122) - С. 104-112.

5. [Электронный ресурс]- <http://steeltimes.ru/books/casting/sortccm/56/56.php>.

6. [Электронный ресурс]- <http://uas.su/books/mnlz/3.3.3.2/razdel3332.php>

7. Пат. 2260493 Российская Федерация, МПК⁷ В22D11/06 С22С09/06. Способ изготовления широких боковых стенок кристаллизаторов для отливки тонких слэбов [Текст]/ Фелеманн Гереон, Келерт Герхард. - №2002130502/02;

8. [Электронный ресурс]- <http://www.nbt08.ru/menu/bronze/mnb/primkrist>

9. Пат. 2333087 Российская Федерация, МПК⁷ В23Р006/00 В23Н009/00 В22D011/059. Способ восстановления рабочих стенок кристаллизатора из меди или ее сплавов [Текст, рисунки]/ Киричков А. А., Данилин Ю. А., Файншмидт Е. М., Веселов А. С., Пегашкин В. Ф., Астафьев Г. И., Пилипенко В. Ф.,

10. [Электронный ресурс]- <http://mlu.com.ua/pub/32-proizvodstvo-mednyx-stenok-kristalizatorov-dlya.html>
11. [Электронный ресурс]- <http://bankpatentov.ru/node/469686>
12. Пшеничников А. П., Колесникова К. А., Белюк С. И. Повышение износостойкости медных стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок [Текст]// XVIII Международная научно-практическая конференция «Современные техника и технологии» Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Россия, - С. 215-216.
13. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет [Текст]/ Л. В. Буланов, Л. Г. Корзунин, Е. П. Парфенов и др. - Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2003 – 320 с.
14. [Электронный ресурс]- <http://uas.su/conferences/2010/50let/52/00052.php>
15. [Электронный ресурс]- <http://www.dslib.net/mashyny-agregaty/povyshenie-stojkosti-tolstostennyh-kristallizatorov-mashin-nepreryvnogo-litja.html>
16. Радюк А. Г., Горбатюк С. М., Герасимова А. А. Использование метода электродуговой металлизации для восстановления рабочих поверхностей узких стенок толстостенных слябовых кристаллизаторов [Текст]// Металлург. 2011.

УДК 621.74.043.2

УПРАВЛІННЯ ПРОЦЕСОМ ПІДГОТОВКИ МАСТИЛЬНОГО МАТЕРІАЛУ МАШИНИ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

В. С. Богушевський, О. О. Антонець

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В даній статті розглянуто процес контролю та регулювання кількості мастильно-охолоджуючої рідини. Запропоновано схему приладу для змащення прес-форм при литті під тиском та описано алгоритм керування процесом змащення. В основу технологічного рішення покладено контроль кількості мастильно-охолоджуючої рідини за зусиллям виштовхування виливка з прес-форми. Приведено основні параметри системи, функції та розрахунки для оцінки та коректування кількості мастильно-охолоджуючої суміші, що подається на робочу поверхню. Оптимальне управління складом і подачею МОР в процесі виробництва виливків надзвичайно важливо для нормальної роботи комплексів ЛПТ, та дозволяє покращити техніко-економічні показники процесу

В данной статье рассмотрен процесс контроля и регулирования количества смазочно-охлаждающей жидкости. Предложена схема прибора для смазки пресс-форм при литье под давлением и описан алгоритм управления процессом смазки. В основу технологического решения возложен контроль количества смазочно-охлаждающей жидкости с усилием выталкивания отливки из пресс-формы. Приведены основные параметры системы, функции и расчеты для оценки и корректировки количества смазочно-охлаждающей смеси, подаваемой на рабочую поверхность. Оптимальное управление составом и подачей СОЖ в процессе производства отливок чрезвычайно важно для нормальной работы комплексов ЛПТ, и позволяет улучшить технико-экономические показатели процесса

In this article reviewed the process control and regulate the amount of coolant. Suggested the scheme of the device to lubricate molds in die-castings and lubrication process control algorithm are described. The basis of the decision process is monitoring the number of coolant efforts by pushing the casting from the mold. Showed basic system parameters, functions and calculations for evaluating and adjusting the number of lubricating mixture is

supplied to the working surface. Optimal warehouse management and supply of coolant in the production of castings is essential for normal functioning of LPT systems, and providing improved technical and economic indexes of the process

Вступ

В удосконаленні процесу лиття під тиском (ЛПТ) велике значення має операція змазування прес-форми, яка здійснюється для зменшення зусиль при видаленні виливків з форми і стрижнів з виливків, попередження утворення задирів на відливання і приварювання їх до поверхні форми. Мастильний матеріал впливає на якість виливків: зайве змазування призводить до утворення неспаїв, узорчастості, плям на поверхні виливків, а також підвищує їх пористість, знижує міцність і герметичність [1].

У цехах для кожного виду виливків експериментально підбирається склад мастильно-охолоджувальної рідини (МОР), який в процесі виробництва не змінюється. При надмірній подачі МОР виходить брак виливків по газонасиченості і перевитрата матеріало- і енергоносіїв. З іншого боку, при недостатній подачі МОР виходить брак продукції у вигляді тріщин. Крім того, внаслідок приварювання виливків до стінок прес-форми знижується стійкість останнього і продуктивність агрегату [2]. Тому оптимальне управління складом і подачею МОР в процесі виробництва виливків дуже важливо для нормальної роботи комплексів ЛПТ.

З позиції економічності процесу частка мастильного матеріалу в МОР повинна бути якомога менше. Однак це входить в протиріччя з технологічною операцією надійного знімання виливків з прес-форми [3, 4].

Дослідження, представлені в статті, проводилися в НТУУ "Київський політехнічний інститут" за темами "Математична модель і система управління машинами лиття під тиском" і "Система управління машиною лиття під тиском на основі нечіткої логіки", Державні реєстраційні номери 0112U002173 і 0114U002566.

Постановка задачі

Ціллю досліджень являється підвищення якості відливків.

Результати досліджень

В основу технічного рішення покладено регулювання складу мастила в залежності від зусилля виштовхування і щільності вилученої виливки. Склад мастила, отриманої шляхом регулювання дозволяє стабілізувати процес виштовхування виливків і підвищити їх якість за рахунок зниження пористості. Одночасно контроль зазору між напівформами дозволяє виключити простріли металу з форми в процесі пресування.

Пристрій (рис. 1) містить систему 1 підготовки мастила різного складу, що включає резервуари 2 і 3 відповідно для змащувального матеріалу і розріджувача, з'єднані за допомогою трубопроводів 4 з насосами 5 і через електрокеровані дроселі 6 з баком 7, підключеним через електрокерований клапан 8 з пневматичною мережею 9.

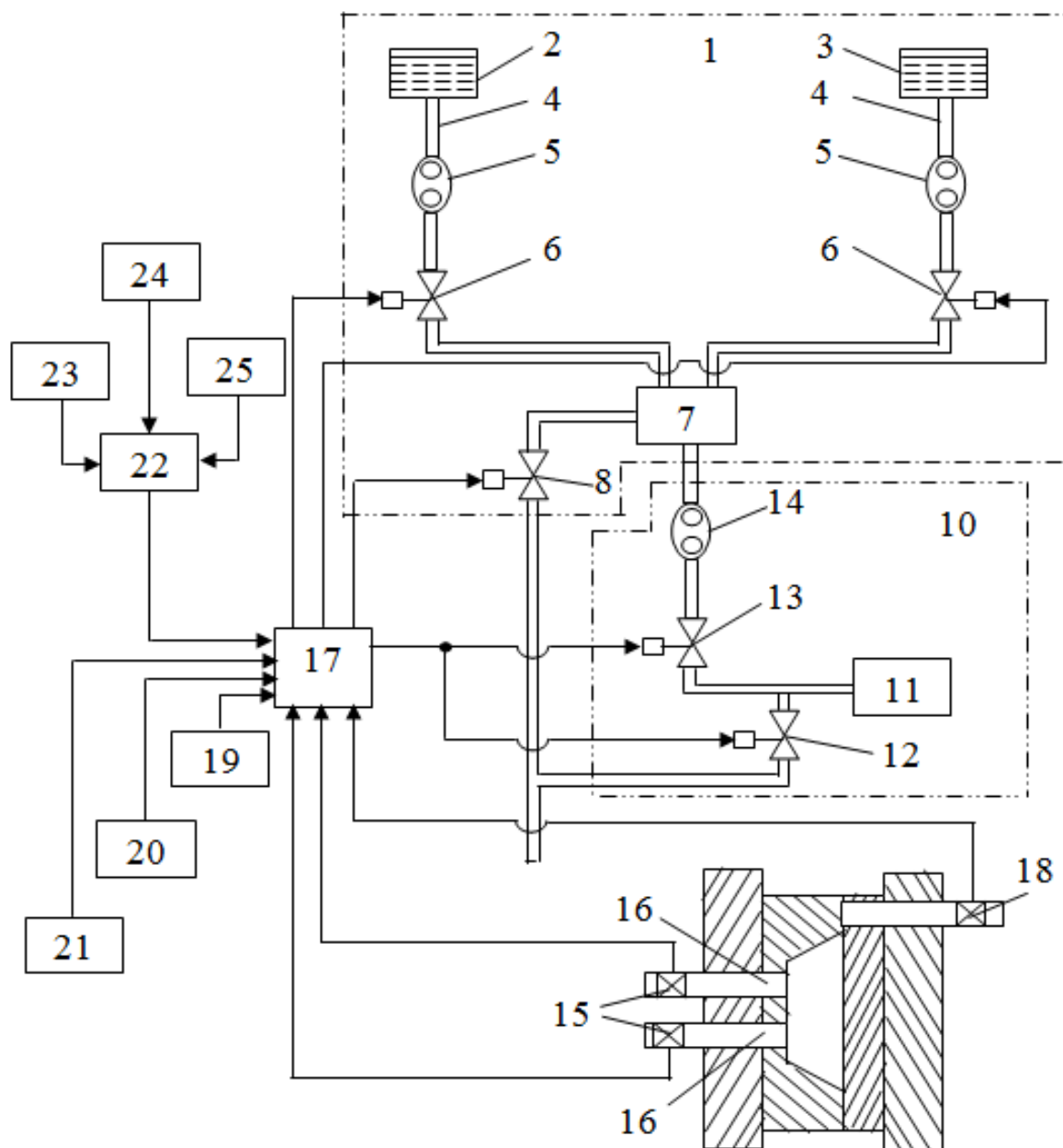


Рис. 1 Схема приладу для змащення форм лиття під тиском

До складу пристрою входить система 10 нанесення мастила на поверхню форми, що включає форсунки 11, з'єднані з пневматичною мережею 9 через електрокерований клапан 12, а трубопроводами через

електрокерований клапан 13 і насос 14 з баком 7, підключеним через електрокерований клапан 8 з пневматичною мережею 9. До складу пристрою входить система 10 нанесення мастила на поверхню форми, що включає форсунки 11, з'єднані з пневматичної мережею 9 через електрокерований клапан 12, а трубопроводами через електрокерований клапан 13 і насос 14 з баком 7. Датчики 15 зусиль, встановлені на виштовхувач 16, з'єднані з входами блоку 17 управління, інші входи якого з'єднані з датчиком 18 контролю зазору між напівформами, датчиком 19 початкового запуску, датчиком 20 моменту розкриття форми, датчиком 21 моменту змикання напівформ і виходом блоку 22 визначення щільності виливка, відповідні входи якого з'єднані з датчиком 23 маси виливка, датчиком 24 положення прес-поршня і датчиком 25 кінця кристалізації виливка. Виходи блока 17 управління з'єднані з електрокеруваними дроселями і клапанами.

Блок 22 визначення щільності відливків (рис. 2) містить послідовно з'єднані вузол 26 пам'яті, цифроаналоговий перетворювач (ЦАП) 27, вузол 28 обчислювальних операцій і вузол 29 порівняння, другий вхід якого з'єднаний з задатчиком 30 щільності, а вихід, що є виходом блоку 22, - з блоком 17 керування. Другий вхід вузла 28 обчислювальних операцій з'єднаний з датчиком 23 маси виливки і є першим входом блоку 22. Перший і другий входи вузла 26 пам'яті з'єднані відповідно з датчиком 24 положення прес-поршня і датчиком 25 кінця кристалізації і є відповідно другим і третім входами блоку 22.

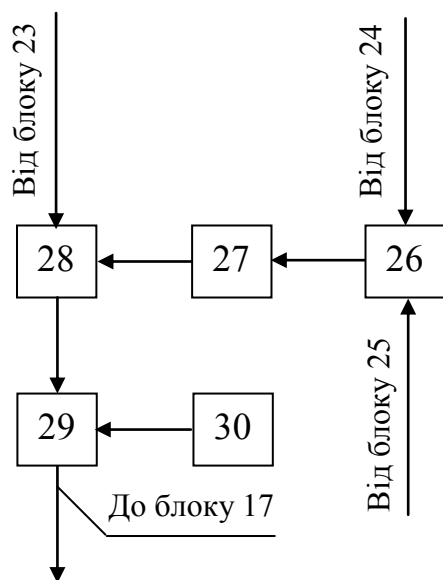


Рис. 2 Блок-схема блоку 22

Датчик 19 початкового запуску представляє собою електромеханічну кнопку. Датчик 20 моменту розкривання форми виконаний у вигляді контактного реле типу РПУ, живиться паралельно з електромагнітом

включення гідроприводу на розкриття форми. Датчик 21 моменту змикання напівформ являє собою безконтактний датчик положення типу ВТП101-24. Датчик 23 маси виливки являє собою електронні ваги, забезпечені аналоговим виходом. Датчик 24 положення прес-поршня виконаний у вигляді щілинної лінійки, жорстко пов'язаної з штоком прес-поршня і забезпеченою вимикачем імпульсів ДФ-4У1. Датчик 25 кінця кристалізації виливка являє собою контакти електромагніту блокування змикання плит.

Вузол 26 пам'яті виконаний на базі мікросхеми типу K155 TM5, а ЦАП 27 - на базі мікросхеми типу K5 72 ПА2.

Пристрій працює наступним чином.

На початку роботи ливарної машини готують мастило з підвищеним вмістом мастильного матеріалу в розчиннику шляхом подачі сигналу від датчика 19 початкового запуску в блок 17 управління. Блок 17 задає тимчасові управляючі на електрокеровані дроселі 6 на приготування мастила необхідного складу в баку 7. Перемішування мастила в баку 7 проводиться відкриттям електрокерованого клапану 8 пневматичної мережі 9.

У момент змикання напівформ (реєстрований датчиком 21) перед заливкою металу в прес-камеру ливарної машини сигнал, що характеризує величину зазору між напівформами (d), від датчика 18 контролю зазору між напівформами надходить до блоку 17 управління. При перевищенні величиною зазору технологічно допустимого значення ($d > 10^{-6}$ м) у разі наявності облою в роз'ємі форми блок 17 управління видає повідомлення про необхідність зупинки циклу ливарної машини для видалення облою. Після видалення облою змащення форми проводиться вручну. В іншому випадку цикл триває, і в момент отримання сигналу блоком 17 від датчика 20 моменту розкриття форми після закінчення кристалізації виливка аналогічно визначається наявністю облою в роз'ємі форми. Зважаючи на виникнення додаткових зусиль виштовхування виливки при наявності облою в цьому випадку склад змащування форми на наступний цикл не змінюють, залишаючи колишнім.

При відсутності облою блок 17 управління протягом 1...5 с від моменту початку розкриття форми, достатнього для підризу і видалення виливки, періодично вимірює сигнали від датчиків 15 зусиль виштовхування виливки, визначає найбільше сумарне значення вимірюваних зусиль (F_i) на виштовхувач і порівнює його з максимально допустимим значенням зусилля (F_{\max}) і найбільшим попереднім сумарним значенням зусиль ($F_{(i-1)}$). Крім того, визначають відповідність щільності виливки допустимого значення. При цьому в момент, який відповідає кінцю кристалізації виливка (зняття блокування змикання плит), по

сигналу від датчика 25 проводиться скидання-запис в блок 26 пам'яті значень довжини L , м, прес-залишку, який відповідає положенню прес-поршня, реєстрованого датчиком 24. З виходу блоку 26 пам'яті через ЦАП 27 сигнал, відповідний L , надходить на перший вхід вузла 28 обчислювальних операцій, на другий вхід якого від датчика 23 надходить сигнал, відповідний масі виливка з прес-залишком m , кг. Сигнал з виходу вузла 28 відповідає значенню щільності виливки $\rho_{\text{відливка}}$, кг/м³, визначеної за формулою

$$\rho_{\text{відливка}} = \frac{m - \rho \left(\frac{\pi D^2}{4} L + V_d \right)}{V} = k_1 m - k_2 L - k_3, \quad (1)$$

де ρ – щільність металу, кг/м³;

D – діаметр камери пресування, м;

V_d – сумарний об'єм ливникової системи та живильників, м³;

V – об'єм відливки, м³; k_1, k_2, k_3 – числові коефіцієнти.

Даний сигнал у вузлі 29 порівнюється з сигналом, який надходить від датчика 30, що в свою чергу відповідає допустимій щільності відливка $\rho_{\text{доп}}$, кг/м³. У випадку $\rho_{\text{відливка}} \geq \rho_{\text{доп}}$ з виходу вузла 29 порівняння в блок 17 управління поступає сигнал про те, що даний склад змащувальної речовини забезпечує якість відливки за пористістю. Цей склад мастила, який встановлює фактичний необхідний початковий вміст мастильного матеріалу і розріджувача, у блоці 17 управління приймається як початковий. У випадку, якщо $F_i > F_{\text{max}}$, склад мастила на наступний цикл вибирають відповідним початковому. При відсутності попереднього значення $F_{(i-1)}$ склад мастила на наступний цикл не змінюють. В іншому випадку склад змащувальної речовини не змінюють при $\frac{F_i - F_{(i-1)}}{F_{(i-1)}} > 0,05$ і

обирають склад змащувальної речовини з великим вмістом розчинника при $\frac{F_i - F_{(i-1)}}{F_{(i-1)}} \leq 0,05$.

Після проведення вимірювань та визначення складу мастила на наступний цикл блок 17 управління видає управляючі на електрокерований клапан 13 для подачі мастила до форсунок 11, з одночасним включенням електрокерованого клапана 12 пневматичної мережі 9. Проводиться змащення форми, по закінченню якої блок 17 видає керуючий вплив на

приготування вже певного складу мастила для наступного циклу машини лиття під тиском (ЛПТ).

Порядок функціонування блоку 17 на наступних циклах зберігається. Зупинка машини ЛПТ при розкритті форми для видалення облою не проводиться, так як можливе його видалення разом з відливком.

Приклад. Змащення форм лиття під тиском проводиться установкою, що включає мастильник з комплекту КОМ 1,25Е, змонтованої на машині ЛПТ моделі 711Б08 із зусиллям замикання 2,5 МН, діаметр камери пресування $D = 0,1$ м, при виготовленні кришки редуктора з алюмінієвого сплаву з $\rho = 3 \cdot 10^3$ кг/м³. Розрахований за геометричними розмірами форми обсяг вилівка $V = 1,1 \cdot 10^{-4}$ м³, сумарний обсяг ливникової системи і живильників $V_d = 0,6 \cdot 10^{-5}$ м³. Таким чином, для даної вилівки $k_1 = 9091$ кг/м³; $k_2 = 21,4 \cdot 10^4$ кг/м⁴; $k_3 = 163,6$ кг/м³. Після нагріву форми до 230 - 250 °С готують мастило шляхом змішування чотирьох частин мастильного матеріалу і однієї частини розчинника. Вимірюють зусилля виштовхування вилівка, яке склало 9,8 кН, масу вилівка $m = 0,48$ кг і довжину прес-залишку $L = 6,5 \cdot 10^{-3}$ м, визначають за формулою (1) щільність вилівка $\rho_{\text{відливки}} = 2,81 \cdot 10^3$ кг/м³ і порівнюють з допустимою густиною $\rho_{\text{доп}} = 2,85 \cdot 10^3$ кг/м³ ($\rho_{\text{відливки}} < \rho_{\text{доп}}$). Потім поступово збільшують кількість розчинника в мастилі, заміряючи при цьому зусилля виштовхування. При отриманні мастила шляхом змішування трьох частин мастильного матеріалу і однієї частини розріджувача зусилля виштовхування склало 10,7 кН, при цьому $m = 0,49$ кг; $L = 6,6 \cdot 10^{-3}$ м і $\rho_{\text{відливки}} = 2,88 \cdot 10^3$ кг/м³ ($\rho_{\text{відливки}} > \rho_{\text{доп}}$). Таким чином, останній склад мастила в подальшому використовується як початковий. Продовжують далі збільшувати кількість розчинника в мастилі, заміряючи при цьому зусилля виштовхування. Розбавлення ведуть до значень, при яких не відбувається надійного виштовхування вилівки (це граничне значення відповідає зусиллю виштовхування 29 кН). Максимальне зусилля виштовхування складає 0,8 від граничного - 23,2 кН. Подальше змащення ведуть відповідно до наведеного порядком.

Випробування макета, що реалізує пропоноване технічне рішення, показало, що його застосування дозволяє підвищити продуктивність на 5%, стійкість форми на 10%, знизити витрати на ремонт і експлуатацію ливарного устаткування на 2%, знизити брак з повернення вилівок на 5%.

Висновки

Регулювання співвідношення мастильний матеріал - розчинник по зусиллю на виштовхувачі дозволяє поліпшити техніко-економічні показники процесу ЛПТ.

Література

1. Зеленов В. Н. Смазка пресс-формы литья под давлением / В.Н Зеленов, Н.Е. Киселенко. – М.: Машиностроение, 1983. – 144 с.
2. Повышение эффективности литья под давлением (ЛПД) / А. А. Жуков, А. Д. Постнова, В. А. Борисов и др. //Литейщик России. – 2008. – № 1.– С. 25 – 30.
3. Богушевський В. С. АСКТП комплексу лиття під тиском / В. С. Богушевський //Автоматизація виробничих процесів. – 2001. – № 2 (13). – С. 53 – 55.
4. Богушевский В. С. Тепловая работа пресс-формы машин литья под давлением / В. С. Богушевський, Я. К. Антоневи́ч // Металл и литье Украины. – 2012. – № 6 (229). – С. 7 – 9.
5. www.metran.ru. Интеллектуальные датчики.

УДК 669.184:001.891.573

ВПЛИВ КЕРУЮЧИХ ДІЯНЬ НА ВИХІДНІ ПАРАМЕТРИ В КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНІЙ ПЛАВЦІ

В. С. Богушевський, М. В. Горбачова

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені залежності впливу керуючих діянь на основні показники киснево-конвертерної плавки та питому собівартість сталі. Проаналізовано зв'язки між цими показниками

Приведенны зависимости влияния управляющих воздействий на основные показатели кислородно-конвертерной плавки и удельную себестоимость стали. Проанализированы связи между этими показателями

The depending of impact control actions on the basic parameters of BOF and unit cost of steel are considered. The relationships between these parameters are analysed

Вступ

Завданням управління киснево-конвертерним процесом є отримання до кінця продувки сталі заданої якості з потрібним хімічним складом і температурою, причому одночасно, а також виконання умов за певними показниками (сірка, фосфор) [1, 2].

Конвертерний процес з точки зору управління складний: він характеризується високими швидкостями протікання, складною взаємодією рідкої, твердої і газової фази.

Загальновідомо, що похибки при управлінні процесом призводять до отримання сталі неналежної якості. Так як вартість таких помилок досить велика, то зменшення їх частоти приведе до підвищення ефективності виробництва. Оскільки, існуючі підходи та методи управління складними технологічними процесами, до числа яких слід віднести і киснево-конвертерну плавку сталі, базуються в основному або на уявленнях і моделях внутрішніх механізмів процесів, що проходять, або на функціональних залежностях, які відображають вхід-вихідні співвідношення, то визначення останніх відіграє важливу роль для ефективної автоматизації процесу [3].

В багатомірному об'єкті, яким є киснево-конвертерна плавка, ціленаправлена зміна протікання технологічного процесу здійснюється за допомогою керуючих діянь – витрат кисневого дуття, положення фурми, маси і часу подачі сипучих матеріалів, які не залежать від зовнішнього середовища і суттєво впливають на керовані вихідні величини, що визначають показники готового продукту (хімічний склад і температуру металу, хімічний склад шлаку) [4].

Постановка задач дослідження

Ціллю проведення дослідження є встановлення залежностей параметрів конвертерної плавки і питомої собівартості сталі від керуючих діянь.

Результати досліджень

Відомо, що найважливішим чинником, який визначає окисненість шлаку, особливо при продувці ванни відкритим струменем, тобто на початку і в кінці продувки, є положення фурми щодо рівня спокійної ванни. На рис.1 показана залежність окисненості кінцевого шлаку від висоти фурми над рівнем спокійної ванни 55-тонного конвертера, побудована за даними, наведеними в [5]. Зростання масової частки оксидів заліза в кінцевому шлаку, перерахованих на еквівалентне значення монооксиду, зі збільшенням середньозваженої висоти фурми над рівнем спокійної ванни обумовлене зменшенням швидкості масопереносу при зниженні глибини реакційної зони. Збільшення оксидів заліза в кінцевому шлаку приводить до додаткового нагрівання ванни.

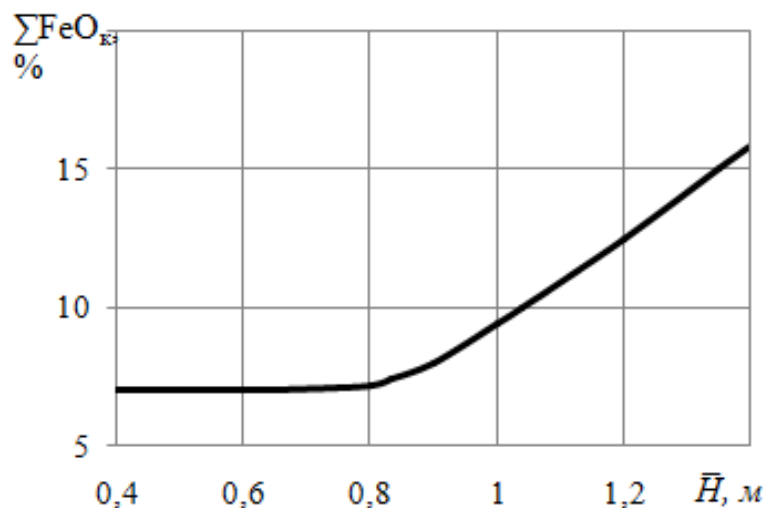


Рис. 1 Вплив середньозваженої за продувку висоти фурми над рівнем спокійної ванни \bar{H} на окисненість кінцевого шлаку ΣFeO_k

Залежність ступеня допалювання монооксиду вуглецю в порожнині реторти від середньозваженої за продувку висоти фурми над рівнем розплаву (рис. 2) отримана японськими дослідниками на 85-тонному конвертері заводу фірми «Кавасакі сейтецу» в м. Тібі [6]. Була використана верхня продувальна фурма, в якій лавалівські сопла кінцевика замінені на циліндричні. Як видно з рисунка, ефективність допалювання монооксиду вуглецю в порожнині конвертера із збільшенням висоти фурми зростає, що ймовірно, пов'язано з великим потоком кисню у верхній зоні агрегату.

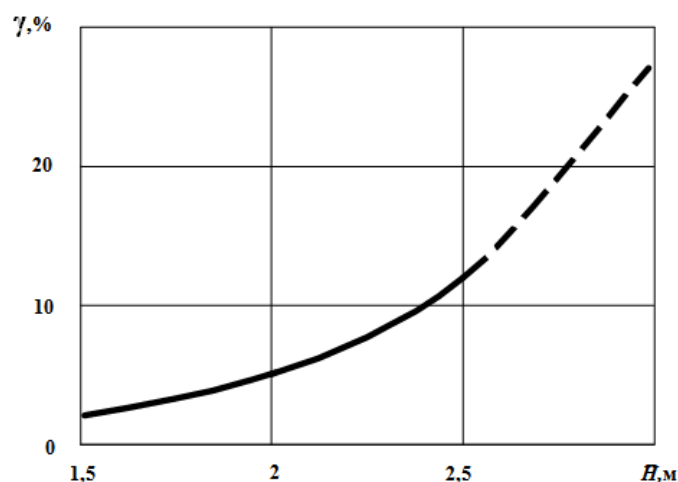


Рис. 2 Залежність ступеня допалювання CO до CO₂ у порожнині конвертера γ від висоти розташування фурми над рівнем спокійної ванни (штрихова лінія – область нетехнологічної продувки)

За даними роботи [7] отримані залежності питомої маси заліза в кінцевому шлаку та прирощення питомого обсягу діоксиду вуглецю при допаленні монооксиду в порожнині конвертера від питомої витрати дуття (рис. 3 і 4).

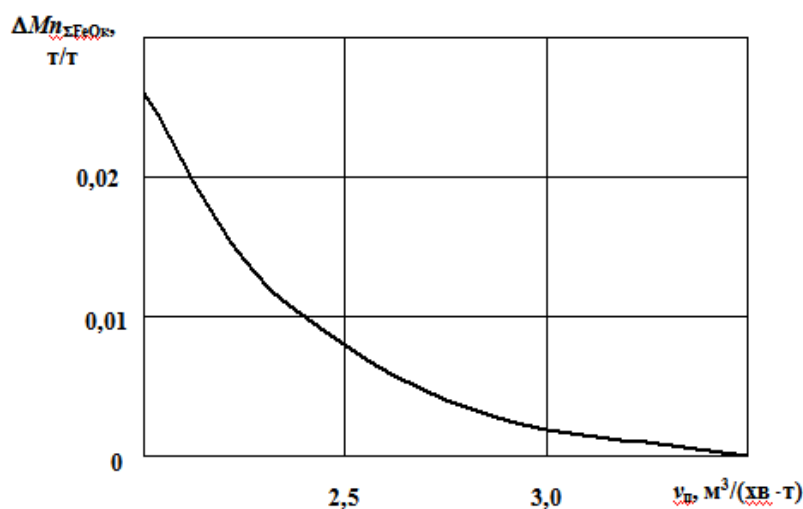


Рис. 3 Залежність змінення питомої на тонну металошихти маси монооксиду заліза в кінцевому шлаку $\Delta Mn_{\Sigma FeO_k}$ від інтенсивності продування

Ступінь допалення монооксиду вуглецю в порожнині конвертера зростає із збільшенням питомої витрати кисню, що, мабуть, пов'язано з перерозподілом вивільненого потоку окиснювача від зменшення горіння заліза ванни на догорання конвертерного газу.

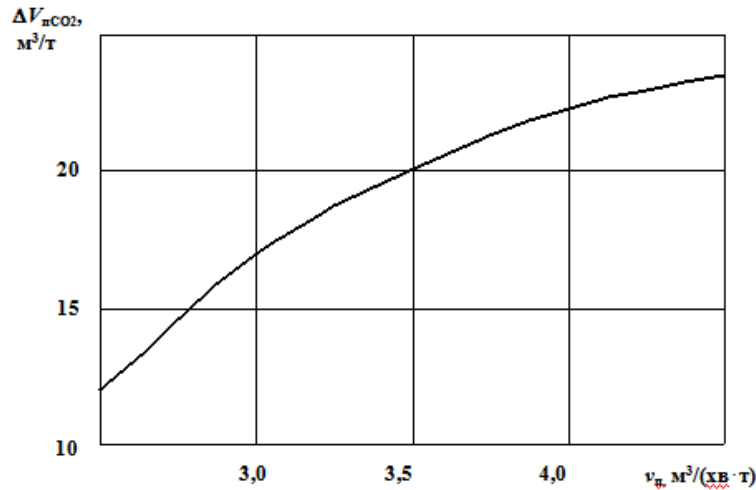


Рис. 4 Залежність підвищення питомого об'єму CO_2 на тонну металошихти у порожнині конвертера $\Delta V_{n\text{CO}_2}$ від інтенсивності продування

На рис. 5 показано зв'язок між прирощенням основності кінцевого шлаку і питомої витрати кисню. Природу графіка можна пояснити зниженням масової частки оксидів заліза в шлаку при підвищенні інтенсивності подачі дуття.

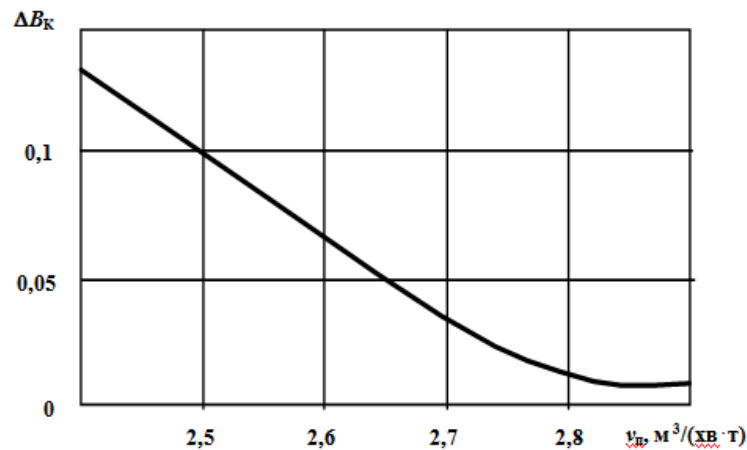


Рис. 5 Залежність зміни основності кінцевого шлаку ΔB_k від інтенсивності продування

Характер залежності $\Delta Mn_m = f(v_n)$ показаний на рис. 6. Чим вище питома витрата кисню v_n , тим нижче, масова частка оксидів заліза в кінцевому шлаку і, отже, вище частка марганцю в металі в кінці продувки.

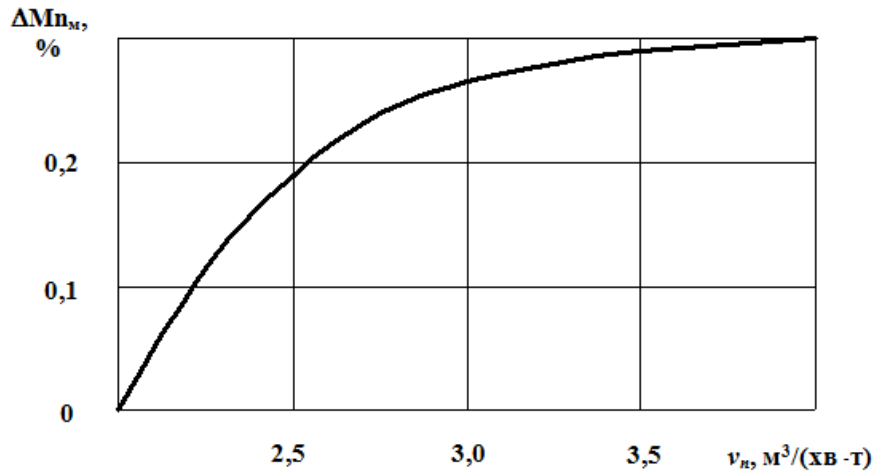


Рис. 6 Залежність прирощення масової частки марганцю у кінцевому металі ΔMn_M від інтенсивності продування

На рис. 7 показана залежність зносу футерівки, оцінювана за складом кінцевого шлаку, від питомої витрати кисню при продувці 130-тонного конвертера в умовах металургійного комбінату «Криворіжсталь» [5]. Залежність має спадний характер, що, мабуть, пов'язано зі зменшенням тривалості продувки і, отже, тривалості контакту вогнетривів з агресивним шлаком і високотемпературним підфурменним факелом при зростанні v_n .

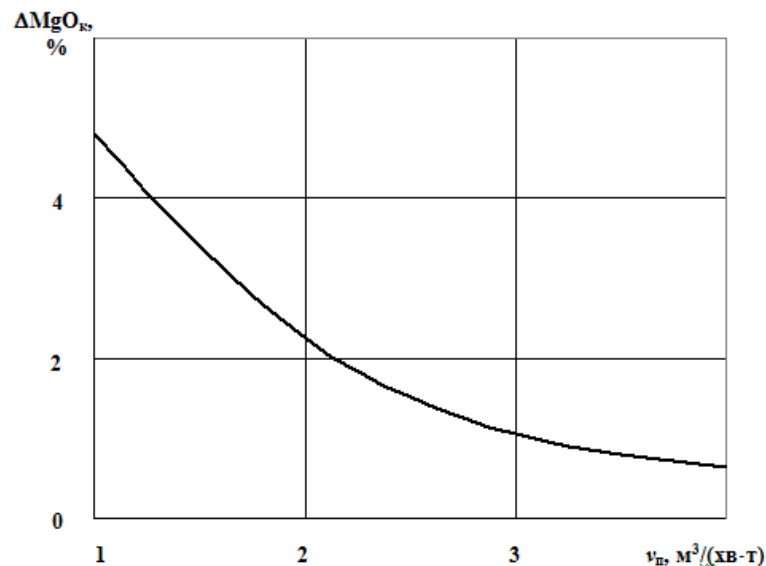


Рис. 7 Залежність змінення масової частки оксиду магнію у кінцевому шлаку ΔMgO_K від інтенсивності продування

Для 160-тонного конвертера ЄМЗ питома на тонну сталі маса вапняку, що компенсує нагрів плавки за рахунок збільшення висоти фурми або зниження питомої витрати кисню, розраховується відповідно:

$$\begin{aligned} \Delta m_{n.вк} = F(\Delta \bar{H}) = & 0,00132 \int_{(\tau)} \Delta \bar{H} \sigma(\Delta \bar{H}) \sigma(0,3 - \Delta \bar{H}) d\tau + \\ & + \int_{(\tau)} (-0,00079 + 0,00396 \Delta \bar{H}) \sigma(\Delta \bar{H} - 0,3) \sigma(0,5 - \Delta \bar{H}) d\tau + \\ & + \int_{(\tau)} (0,000968 + 0,000443 \Delta \bar{H}) \sigma(\Delta \bar{H} - 0,5) \sigma(1,4 - \Delta \bar{H}) d\tau \end{aligned} \quad (1)$$

$$\Delta m_{n.вк} = \int_{(\tau)} (0,0396 - 0,0198 v_n) \sigma(1,97 - v_n) \sigma(v_n - 1,64) d\tau \quad (2)$$

де $\Delta m_{n.вк}$ – питома маса вапняку, т/г сталі;

τ – тривалість продування, хв;

$\Delta \bar{H}$ – середньоінтегральне за час нагрівання збільшення висоти фурми над рівнем ванни, м;

v_n – питома витрата кисню, м³/(хв·т).

Для виконання розрахунків питомої собівартості сталі нелінійні графіки впливу керуючих діянь на приращення керованих параметрів апроксимуються відповідно виразами:

$$\Delta m_{n.с} = -0,0198 \cdot 0,6 [1 - \exp(\bar{H} - 1)] \quad (3)$$

$$\Delta m_{n.FeMn} = -0,0156 \cdot 0,085 [1 - \exp\{-6,65(\bar{H} - 1)\}] \quad (4)$$

$$\Delta m_{n.ш} = 10^{-3} \cdot 0,215 (v_n - 2,5)^2 \quad (5)$$

$$\Delta m_{n.с} = -0,0198 [1,86 - 14,7 \cdot \tau_{с} / \tau_{прод} + 27,5 (\tau_{с} / \tau_{прод})^2] \quad (6)$$

$$\Delta v_n = 2,8 \cdot \exp[-4,45 (\tau_{ш} / \tau_{прод} - 0,2)] \quad (7)$$

Можна вважати, що зміна висоти фурми над рівнем спокійної ванни призводить до збільшенню температури металу (змінюються витрати на охолоджуючі матеріали), окисненості ванни (змінюються витрати на металошихту і шлакоутворювачі – вапно, плавиковий шпат), масових часток марганцю в металі й оксиду магнію в шлаку (змінюються витрати відповідно на розкиснювачі і вогнетриви).

Дані розрахунку підсумкових залежностей наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 Вплив керуючих діянь на питому собівартість сталі

Керу- юче діяння	Приріст керованого параметру	Вартісний питомий еквівалент, т/т сталі	Співвідношення між питомим еквівалентом і керуючим діянням	Для собівартості питомого еквіваленту в питомій собівартості сталі як функція керуючого діяння, %
$\bar{H}, \text{м}$	$\Delta t_{\text{м}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta m_{\text{н.БК}}$	(1)	$4,55F(\bar{H})$
	$\Delta \sum FeO_{\text{к}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.З}}$	0,0172	$1,72(\bar{H} - 1)$
		$\Delta m_{\text{н.С}}$	(3)	$0,237 \exp[-5,8(\bar{H} - 1)]$
		$\Delta m_{\text{н.З}}$	-0,008	$2,46 - 1,64\bar{H}$
	$\Delta Mn_{\text{м}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.ФЕМн}}$	(4)	$0,459\{1 - \exp[-6,65(\bar{H} - 1)]\}$
	$\Delta MgO_{\text{к}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.О}}$	-0,00731	$2,16 - 1,44\bar{H}$
		Разом:		$2,04 - 1,36\bar{H} + 0,237 \exp[-5,8(\bar{H} - 1)] - 0,459 \exp[-6,65(\bar{H} - 1)]$
$v_{\text{н}}, \frac{\text{м}^3}{\text{хв} \cdot \text{т}}$	$\Delta t_{\text{м}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta m_{\text{н.БК}}$	(2)	$8,1 - 1,8v_{\text{н}}$
	$\Delta \sum FeO_{\text{к}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.З}}$	Рис.3	$2,06 \exp[-2,66(v_{\text{н}} - 2,5)]$
		$\Delta m_{\text{н.С}}$	Рис.5	$0,0552\{1 - \exp[-4,13(v_{\text{н}} - 2,5)]\}$
		$\Delta m_{\text{н.Ш}}$	(5)	$0,0441(v_{\text{н}} - 2,5)^2$
	$\Delta Mn_{\text{м}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.ФЕМн}}$	Рис.6	$1,62 \exp[-1,97(v_{\text{н}} - 2,5)]$
	$\Delta MgO_{\text{к}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.О}}$	Рис.7	$1,07 \exp[-0,69(v_{\text{н}} - 2,5)]$
		Разом:		$7,81 - 1,8v_{\text{н}} + 2,06 \exp[-2,66(v_{\text{н}} - 2,5)] + 1,62 \exp[-1,97(v_{\text{н}} - 2,5)] + 1,07 \exp[-0,69(v_{\text{н}} - 2,5)]$
$\frac{\tau_{\text{с}}}{\tau_{\text{прод}}}$	$\Delta t_{\text{м}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta m_{\text{н.БК}}$	-0,0156	$0,0284 - 0,071\tau_{\text{в}}/\tau_{\text{прод}}$
	$\Delta B_{\text{к}}$	$\Delta m_{\text{н.С}}$	(6)	$-0,732 + 5,78\tau_{\text{в}}/\tau_{\text{прод}} - 10,8(\tau_{\text{в}}/\tau_{\text{прод}})^2$
	$\Delta MgO_{\text{к}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.О}}$	0,0185	$3,64(\tau_{\text{с}}/\tau_{\text{прод}} - 1)$
		Разом:		$-0,834 + 9,42\frac{\tau_{\text{с}}}{\tau_{\text{прод}}} - 10,8(\tau_{\text{с}}/\tau_{\text{прод}})^2$
$\frac{\tau_{\text{БК}}}{\tau_{\text{прод}}}$	$\Delta t_{\text{м}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta m_{\text{н.БК}}$	-0,0118	$0,0482 - 0,0536\tau_{\text{БК}}/\tau_{\text{прод}}$
	$\Delta B_{\text{к}}$	$\Delta m_{\text{н.С}}$	0,0159	$0,316(\tau_{\text{БК}}/\tau_{\text{прод}} - 0,5)$
	$\Delta MgO_{\text{к}}, \%$	$\Delta m_{\text{н.О}}$	0,0125	$2,46(\tau_{\text{БК}}/\tau_{\text{прод}} - 0,5)$
		Разом:		$2,78(\tau_{\text{БК}}/\tau_{\text{прод}} - 0,5)$
$\frac{\tau_{\text{ш}}}{\tau_{\text{прод}}}$	$\Delta t_{\text{м}}, ^\circ\text{C}$	$\Delta m_{\text{н.С}}$	-0,00488	$-0,097(\tau_{\text{ш}}/\tau_{\text{прод}} - 0,6)$
	$\Delta B_{\text{к}}$	$\Delta m_{\text{н.О}}$	-0,0122	$2,16 - 2,4(\tau_{\text{ш}}/\tau_{\text{прод}})$
	$\Delta V_{\text{е}}, \text{м}^3$	$\Delta V_{\text{н}}, \frac{\text{м}^3}{\text{т сталі}}$	(7)	$0,068 \exp[-4,45(\frac{\tau_{\text{ш}}}{\tau_{\text{прод}}} - 0,2)]$
		Разом:		$2,16 - 2,4 \tau_{\text{в}}/\tau_{\text{прод}}$

Висновки

Паралельний розвиток окислювально-відновних реакцій, частина з яких є конкуруючими, з нагріванням і шлакоутворенням свідчить про те, що конвертер являє собою складну відкриту сильно нерівноважну систему зі змінною структурою внутрішніх прямих і зворотних зв'язків. При киснево-конвертерному переплаві зміна керуючих діянь суттєво впливає на показники вихідного металу, такі як: хімічний склад сталі та шлаку, температуру металу, тому дуже важливо мати інформацію про взаємозв'язок цих параметрів.

Досліджено вплив положення фурми над рівнем спокійної ванни на окисненість шлаку. Встановлено, що збільшення кількості оксидів заліза в кінцевому шлаку призводить до додаткового нагрівання ванни.

Література

1. Шахпазов Е. Х. Ключевые направления развития металлургической технологии по обеспечению растущих требований к качеству стали. / Е. Х. Шахпазов, А. И. Зайцев, И. Г. Родионова, Г. В. Семернин // *Электрометаллургия*. – 2011. – № 2. – С. 2 – 12.
2. Зайцев А. И. Современные тенденции развития металлургической технологии для достижения высокого комплекса служебных свойств и качественных показателей стали / А. И. Зайцев, К. Л. Косырев, И. Г. Родионова // *Проблемы черной металлургии и материаловедения*. – 2012. – № 3. – С. 5 – 13.
3. Кукушкин О. Н. Управление конвертерным процессом на основе радиолокационной информации / О. Н. Кукушкин, Ю. П. Лукашевич // *Металургія. Збірник Наукових праць Запорізької Державної інженерної академії*. – 2013. – №1 (29). – С.139 –143.
4. Математическая модель АСУ конвертерной плавкой / В. С. Богушевский, Ю. В. Орбцев, Н. А. Рюмшин, Н. А. Сорокин. – К.: НПК „Киевский институт автоматики”, 1996. – 212 с.
5. Баптизманский В. И. Теория кислородно-конвертерного процесса / В. И. Баптизманский. – М.: Металлургия, 1975. – 376 с.
6. Выплавка кислородно-конвертерной стали с низким содержанием примесей / П. И. Югов, В. В. Поляков, В. В. Рябов // *Чер.металлургия: Бюл.НТИ*. –1991. № 6. – С.15 – 27.
7. Богушевский В. С. АСУТП производства стали в конвертерах / В. С. Богушевский, Н. А. Рюмшин, Н. А. Сорокин. – К.:Тэхника,1991. – 180 с.

УДК 669.184.146

МАТЕМАТИЧНА МОДЕЛЬ ДЛЯ АНАЛІЗУ ПРОЦЕСУ ДОПАЛЮВАННЯ ВІДХІДНИХ КОНВЕРТЕРНИХ ГАЗІВ

В. С. Богушевський, М. І. Забайрацький

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розроблена статична математична модель конвертерної плавки з вторинним допаленням відхідних газів, що базується на отриманих емпіричних залежностях ключових параметрів процесу вторинного допалювання і рівняннях матеріального і теплового балансів

Разработана статическая математическая модель конвертерной плавки с вторичным дожиганием отходящих газов, базирующаяся на полученных эмпирических зависимостях ключевых параметров процесса вторичного дожигания и уравнениях материального и теплового балансов

Developed a mathematical model of the static converter melting with secondary post-combustion flue gases, based on the empirical dependences of key process parameters and equations afterburning secondary material and heat balances

Вступ

Вирішення головного завдання сучасного конверторного виробництва – одержання розплавленого металу з заданими властивостями при мінімальних витратах матеріальних та енергетичних ресурсів і шкідливих викидах в навколишнє середовище, нерозривним чином пов'язано з упровадженням науково-технічних заходів, спрямованих на подальше поліпшення теплового балансу конверторних плавок. До числа таких відносять реалізацію технології вторинного допалювання відхідних СО-вмісних газів у порожнині конвертора [1, 2].

Це вимагає надійної інформації про закономірності процесів у зонах вторинного допалювання конверторних газів потоками окислювального дуття, про їх вплив на макрокінетику конверторної плавки в цілому.

Постановка задачі

Мета роботи - зниження енергетичних та матеріальних витрат на виплавку конверторної сталі шляхом розробки нових ефективних

пристроїв (способів) для інтенсифікації процесу допалювання відхідних СО-вмісних газів у кисневих конверторах на основі дослідження термодинамічних, кінетичних та теплофізичних закономірностей цього процесу, з урахуванням його впливу на макрокінетику конверторної плавки.

Результати досліджень

Як відомо при продувці через однаюрсну фурму для підвищення ступеня допалювання СО до СО₂ у відхідних газах достатньо змінювати відстань фурми над рівнем розплаву. Для автоматичного управління цим процесом, система повинна бути замкнена, а вміст СО₂ безперервно вимірюватись. В конвертері це зробити практично неможливо, тому запропоновано розраховувати вміст СО₂ по балансовому рівнянню вмісту газів у дутті, повітрі та газоході [3].

Коефіцієнт допалювання СО в СО₂ у порожнині конвертера знаходимо за формулою:

$$\gamma = \frac{\text{CO}_{2r} \times \left(\frac{\text{Ar}_n \text{N}_{2d} - \text{Ar}_d \text{N}_{2n}}{\text{Ar}_n \text{N}_{2r} - \text{Ar}_r \text{N}_{2n}} v_d \right) - v_{\text{COp}}}{(\text{CO}_r + \text{CO}_{2r}) \times \left(\frac{\text{Ar}_n \text{N}_{2d} - \text{Ar}_d \text{N}_{2n}}{\text{Ar}_n \text{N}_{2r} - \text{Ar}_r \text{N}_{2n}} v_d \right)}, \quad (1)$$

де v_d – витрати дуття;

v_{COp} – витрати кисню на реакцію окиснення СО, м³/хв;

“Г”, “П”, “Д” – індекси відповідно газоходу, повітря і дуття.

Так як, підвищення відстані фурми може призвести до збільшення вмісту оксидів заліза у шлаку, то запропоновано його визначати за результатами виміру настилеутворення на фурмі, величина якого знаходиться із співвідношення:

$$\delta = x_1 \left(\sqrt{\frac{\Delta \tau_1}{\Delta \tau_2}} - 1 \right), \quad (2)$$

де x_1 – початкова величина настилу, мм;

$\Delta \tau_1$, $\Delta \tau_2$ – час запізнення збурюючого температурного імпульсу в момент опускання фурми на початку продувки та момент, який визначається по ходу продувки.

Моменти проходження теплових імпульсів запропоновано контролювати за характером зміни температури води, що охолоджує фурму [4]. При цьому визначається час запізнення зміни температури води, що охолоджує фурму, при різкій зміні температурного режиму у конвертері, що відповідає середній величині δ по всій поверхні фурми, яка знаходиться у конвертері.

В результаті, вміст кількості оксидів заліза у шлаку визначається за формулою:

$$FeO = 29,5 - 308[0,252 - \Delta(\tau_1 / \tau_2)]^2. \quad (3)$$

Основним процесом, що проходить під час продувки розплаву є – знеуглецювання. Швидкість знеуглецювання залежить від періоду продувки, що свідчить про нестационарність процесу, та відстані фурми над рівнем розплаву:

$$v_c = \frac{\alpha_0 - 20,42H}{0,93[1,031 + 0,102(H - 1,5)^2] \cdot 10^3}, \quad (4)$$

де α_0 – коефіцієнт який характеризує витрати кисню на окиснення домішок розплаву у продовж продувки, м³/хв.;

H – відстань фурми над рівнем розплаву, м.

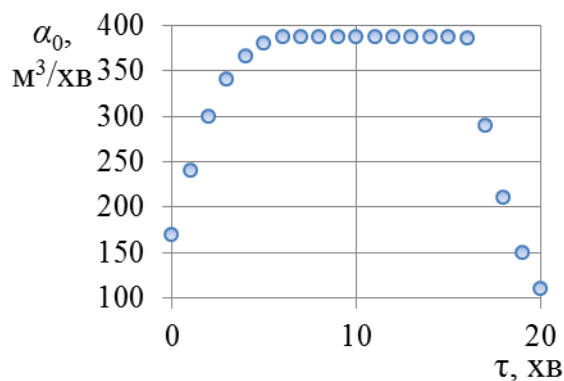


Рис. 1 Залежність коефіцієнта α_0 від тривалості продувки

Як видно з рис. 1, коефіцієнт α_0 змінюється протягом продувки і у першому періоді, коли вигоряють домішки чавуну, він збільшується відповідно до зменшення швидкості вигорання домішок, у другому, коли швидкості окиснення силіцію, мангану і фосфору й відповідно витрати кисню на ці реакції наближені до нуля, він визначається тільки інтенсивністю і хімічним складом дуття, в кінцевому періоді продувки знову зменшується, відповідно із зростанням у цей період кількості кисню, що йде на реакції окиснення заліза і допалювання CO до CO₂.

Перехідний процес зміни v_c від зміни H описується інерційною ланкою першого порядку виду:

$$W(s) = \frac{k_{v_c}}{T_{v_c}s + 1}, \quad (5)$$

де k_{v_c}, T_{v_c} – відповідно коефіцієнт передачі по каналу відстань фурми до рівня спокійної ванни – швидкість зневуглицювання, т/(хв.×м), і постійна часу, с.

Зміна швидкості зневуглицювання приводить до зміни ступеня окиснення вуглецю до CO_2 у порожнині конвертера. Цей процес також описується інерційною ланкою першого порядку виду:

$$W(s) = \frac{k_{\gamma_{CO_2}}}{T_{\gamma_{CO_2}}s + 1}, \quad (6)$$

де $k_{\gamma_{CO_2}}, T_{\gamma_{CO_2}}$ – відповідно коефіцієнт передачі по каналу швидкість зневуглицювання – ступінь окиснення вуглецю до CO_2 , хв./т вуглецю і постійна часу, с. Тут $k_{\gamma_{CO_2}} = 3,33$ хв./т, а за результатами експериментальних досліджень $T_{\gamma_{CO_2}} = 2,146$ с.

Обидві ланки з'єднані послідовно й передаточна функція системи має вигляд класичної передаточної функції коливальної ланки, в якій вхідна величина відстань фурми до рівня спокійної ванни, а вихідна – ступінь окиснення вуглецю до CO_2 у порожнині конвертера:

$$W(s) = \frac{k_H^{\gamma_{CO_2}}}{T_2^2 s^2 + 2\varepsilon T_1 s + 1}, \quad (7)$$

де $k_H^{\gamma_{CO_2}} = k_{v_c} \cdot k_{\gamma_{CO_2}}$ – коефіцієнт передачі по каналу відстань фурми до рівня спокійної ванни – ступінь окиснення вуглецю до CO_2 , $T_1 = (T_{v_c} + T_{\gamma_{CO_2}})/2\varepsilon$ і $T_2^2 = T_{v_c} \cdot T_{\gamma_{CO_2}}$ – постійні часу;

ε – коефіцієнт демпфування, що дорівнює 0,9918.

Механізм переміщення фурми описали передаточною функцією інтегруючої ланки:

$$W_m(s) = \frac{k_m}{s}, \quad (8)$$

де k_m – коефіцієнт передачі, с^{-1} , а об'єкт керування загальною передаточною функцією другого порядку:

$$W(s) = \frac{\alpha_2(s)}{m(s)} = \frac{\alpha}{s(s^2 + bs + a)}, \quad (9)$$

$$\text{де } b = 2\varepsilon \cdot T_1/T_2^2; a = 1/T_2^2; \alpha = k_H^{\gamma_{\text{CO}_2}} \cdot k_i \cdot a = k_H^{\gamma_{\text{CO}_2}} \cdot k_m/T_2^2.$$

Математична модель процесу як об'єкта регулювання описується нестационарною коливальною ланкою, диференціальне рівняння якої має вигляд:

$$\frac{d^2\alpha_2(\tau)}{d\tau^2} + b(\tau)\frac{d\alpha_2}{d\tau} + a(\tau)\alpha_2(\tau) = \alpha_1(\tau)m(\tau). \quad (10)$$

Наведена математична модель регулювання киснево конвертерного процесу може бути реалізована на базі регулятора нечіткої логіки та ПД-регулятора.

Для двоярусної фурми використана математична модель для аналізу процесу допалювання відхідних конвертерних газів базується на рівняннях матеріального та теплового балансів конверторної плавки з вторинним допалюванням відхідних газів [5]. Залежності ключових параметрів – α (%) від $\dot{V}_{O_2, II}$ (%), а також ηQ (ч. од.) от α (ч. од.) для різних варіантів організації процесу одержані на основі узагальнення, аналізу та обробки даних вітчизняних і закордонних дослідників:

– при допалюванні над ванною в газовій фазі

$$\alpha = -0,0178 \cdot (\dot{V}_{O_2, II})^2 + 1,3036 \cdot \dot{V}_{O_2, II} + 12,94, \quad (R = 0,66), \quad (11)$$

– при допалюванні в шлаку (ШГМЕ)

$$\alpha = -0,0357 \cdot (\dot{V}_{O_2, II})^2 + 2,2524 \cdot \dot{V}_{O_2, II} + 9,44, \quad (R = 0,83); \quad (12)$$

$$\eta_Q = \{ 1,0 - (\alpha)^b \}, \quad (13)$$

де b – емпіричний коефіцієнт, який відповідно дорівнює: 0,67 – при вторинному допалюванні над ванною при комбінованій продувці з подачею нейтрального газу через днище агрегату;

1,02 й 0,39 – те саме, при комбінованій кисневій та верхній продувках відповідно;

1,40 й 0,51 – при вторинному допалюванні в шлаку при комбінованій та верхній продувках.

Модель містить блок розрахунку техніко-економічних показників, що дозволяє визначити фінансові витрати на виплавку сталі при різних технологіях конвертування чавуну та організації процесу вторинного допалювання відхідних газів.

Далі, як приклад, наведено результати розрахунку змінення показників конверторної плавки (зменшення питомої витрати рідкого чавуну на виплавку сталі $DM_{\text{ч}}$, кг/т, і витрат на основні матеріальні та енергетичні ресурси на виплавку сталі $DЗ$, грн. /т) у 160-т агрегаті при організації процесу вторинного допалювання над ванною та в шлаку (ШГМЕ) залежно від $\dot{V}_{O_2, II}$ при верхній та комбінованій з подачею через днище нейтрального газу продувках. При цьому як узагальнюючий критерій, що характеризує ефективність процесу допалювання відхідних газів, використовували величину $\dot{q}_{\text{дон}}$ (МДж/т), що являє собою відношення теплоти допалювання, засвоєної металевим розплавом, до маси металу наприкінці продувки плавки. Було визначено, що вторинне допалювання конверторних газів у ШГМЕ для всіх варіантів підведення дуття (при традиційних технологіях конвертування чавуну) є більш ефективним порівняно з організацією процесу над ванною. При комбінованій продувці ванни ця перевага нівелюється при збільшенні частки донного кисневого дуття. Одержано в першому наближенні, що в LD -агрегаті збільшення параметра $\dot{V}_{O_2, II}$ при організації процесу допалювання газів над ванною в шлако-газо-металевій емульсії (ШГМЕ) до значень, більших $\sim 10\%$ / $\sim 15\%$ з техніко-економічного погляду є недоцільним. Для комбінованої з подачею через днище нейтрального газу, комбінованої кисневої та донної продувок ці значення становлять: $\sim 10\%$ / $\sim 20\%$, $\sim 15\%$ / $\sim 20\%$ та $\sim (20...25)\%$ / $\sim (20...25)\%$ відповідно.

На основі проведених досліджень змінення величини $DM_{\text{ч}}$ для найбільш поширеної в СНД технології верхньої продувки ванни залежно від параметрів процесу вторинного допалювання та шихтовки плавки

установлено, що збільшення вмісту кремнію в чавуні та його температури характеризується зниженням $DM_{\text{ч}}$. Це пояснюється, в основному, зменшенням питомої витрати рідкого чавуну на виплавку сталі, кількості відхідних конверторних газів та теплоти, що виділяється при вторинному допалюванні. Вміст марганцю в чавуні та інших домішок суттєвого впливу на показники процесу вторинного допалювання не має. В межах завдання, що вирішувалося, розглядалось питання про часткове використання в шихті деяких альтернативних металобрухту охолоджувачів плавки (для кон'юнктури цін, яка склалася на цей час). Найменше подорожчання виплавки сталі має місце при використанні залізрудних котунів, а найбільше – при використанні вапна. Для розглянутих умов була розрахована оптимальна витрата залізрудних котунів на виплавку сталі залежно від $\dot{V}_{O_2, II}$ при типових шихтових умовах плавки.

Виходячи з того, що для одержання якісних сталей частка металобрухту в шихті конверторів обмежується верхньою межею $\sim 20\%$, вторинне допалювання відхідних газів у LD -агрегаті з рекомендованим діапазоном значень $\dot{V}_{O_2, II}$ при вирішенні цього завдання конвертування чавуну є прийнятним. Для вирішення завдання переробки максимально можливої кількості металобрухту необхідно розглядати питання про використання додаткових джерел теплоти (введення твердого палива, підігрів металобрухту і т.ін.), або переходити до технології комбінованої (донної) продувки ванни з вторинним допалюванням відхідних газів та в разі необхідності – також з використанням додаткових джерел теплоти.

Розроблена математична модель для аналізу процесу допалювання відхідних конвертерних газів була адаптована стосовно до умов роботи 160-т LD -конвертора ВАТ “ММК ім. Ілліча”. На основі порівняльного аналізу розрахункових даних та фактичних технологічних показників продувки промислових плавки з вторинним допалюванням відхідних газів у ШГМЕ була встановлена її адекватність реальним процесам. Аналітичні дослідження проводили для двох варіантів технології продувки ванни: верхньої та комбінованої (з подачею нейтрального газу знизу), які використовуються в наш час у переважній більшості випадків у світовій практиці конверторного сталеваріння (у т.ч. в Україні).

При використанні двоконтурних кисневих фурм для організації допалювання газів у ШГМЕ, на початковому (до $\dot{\tau}_{np} \sim 5...10\%$) та кінцевому ($\dot{\tau}_{np} \sim 90...100\%$) етапах продувки процес здійснюється в газовій фазі над ванною, відповідно до змінення висоти продувки і рівня ШГМЕ. Ця закономірність зберігається в широкому діапазоні змінення $\dot{V}_{O_2, II}$ як при верхній, так і при комбінованій продувках.

При зміні величини $\dot{V}_{O_2,II}$ в досить широкому діапазоні (5...30 %) характер динаміки h_Q в процесі продувки плавки з допалюванням газів як над ванною, так і в ШГМЕ, принципово не змінюються: найбільші значення h_Q мають місце до $\dot{\tau}_{np} \sim (10...15) \%$; далі є ще один, менший за перший, екстремум h_Q при $\dot{\tau}_{np} \sim (60...70) \%$; при $\dot{\tau}_{np} \sim (85...100) \%$ величина h_Q є мінімальною. Це пояснюється, в основному, характером динаміки співвідношення температур газу, металу та ШГМЕ - параметрів, які багато в чому визначають теплообмін між зонами допалювання та металевим розплавом. В цілому, це підтверджує те, що процес вторинного допалювання найбільше ефективно реалізується з регульованою подачею вторинного дуття по ходу продувки; при цьому найбільш відповідально слід підходити до встановлення та регулювання параметрів процесу на початковому етапі продувки, а подачу вторинного дуття на заключному етапі продувки (переважно в *LD*-конверторах) доцільно виключати з техніко-економічних міркувань.

Висновки

1. З використанням розроблених комплексних функціонально-детермінованих динамічних математичних моделей допалювання відхідних газів в порожнині кисневого конвертора з урахуванням макрокінетики плавки виконано аналіз впливу параметрів процесу вторинного допалювання на основні динамічні характеристики конверторної плавки, що дозволило розробити практичні рекомендації щодо його ефективної організації. Отримано рівняння системи керування та залежності a та h_Q від параметрів процесу вторинного допалювання для різних варіантів його організації і конвертування чавуну, а також від виду брукхту, що використовується в шихті, „віку” футерівки агрегату та інших факторів.

2. Установлено, що оптимальна величина $\dot{V}_{O_2,II}$ для *LD*-конвертора становить $\sim (5...10) \%$, для агрегату з комбінованою продувкою – $\sim (5...15) \%$. При цьому середня за продувку плавки величина h_Q для конверторів верхнього дуття становить $\sim (20...35) \%$ при організації вторинного допалювання в газовій фазі над ванною та $\sim (30...50) \%$ - в ШГМЕ. Для конверторів комбінованого дуття ці значення становлять $\sim (20...60) \%$ та $\sim (50...80) \%$ відповідно. У цілому, з техніко-економічних міркувань, для агрегатів з комбінованою продувкою прийнятною є організація процесу вторинного допалювання відхідних газів у газовій фазі над ванною та в ШГМЕ, а для *LD*-агрегатів - тільки в ШГМЕ.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д.Ф.Чернега, В.С.Богушевський, Ю.Я.Готвянський та ін.; За ред. Д.Ф.Чернеги, Ю.Я.Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
2. Бойченко Б.М., Охотський В.Б., Харлашин П.С.: Підручник / Конвертерне виробництво сталі (теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія). – Дніпропетровськ: РВА „Дніпро-ВАЛ”, 2004. – 454 с.
3. Богушевский В.С., Жук С.В., Зубова Е.Н. Параметры отходящего газа как индикаторы массо- и теплообменных процессов в ванне конвертера // Металл и литье Украины. – 2012. - № 7. – С. 16 – 20.
4. Богушевский В.С., Сухенко В.Ю., Сергеева Е.А. Математическая модель управления дутьевым режимом конвертерной плавки // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 2011. – № 8. – С. 24 – 25.
5. Сущенко А.В., Безчерев А.С. О математическом моделировании процесса дожигания отходящих газов в кислородном конвертере // Вісник Приазовського державного технічного університету: Зб. наук. праць. - Маріуполь, 2000. - Вип. 9. - С.23-26.

УДК 669.184

МОДЕЛІ ДОВОДКИ ПЛАВКИ

В. С. Богушевський, Д. В. Мамчик

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Описание моделей доведения плавки по серу и другим элементам в конвертере и ковше

Описание моделей доведения плавки по сере и другим элементам в конвертере и ковше

Description models bring melting of sulfur and other elements in the converter and ladle

Вступ

В даний час основними тенденціями розвитку металургійного виробництва в нашій країні є, з одного боку, все зростаюча частка виробництва сталі безперервно-литим способом, і, з іншого боку, боротьба за підвищення якості металу в конкуренції, що загострилася як на внутрішньому, так і на світовому ринку [1].

В сучасних умовах важливим аспектом металургійного виробництва є збільшення ресурсо- та енергоощадності виробництва. Особливо гостро це питання постає при виробництві чавуну, оскільки його виплавка з низьким вмістом сірки потребує значних додаткових витрат флюсуючих матеріалів та зменшення продуктивності доменної печі. Тому при переході до світових стандартів якості процес позапічної десульфурації чавуну виноситься на окрему стадію виробництва. Серед розроблених технологічних операцій з видалення сірки найбільше поширення отримали процеси засновані на використанні металевого магнію, карбіду кальцію або матеріалів на їх основі [2 – 4].

З іншого боку, десульфурація металу в деякій мірі може бути виконана в конвертері й при позапічній обробці рідкого металу, що злитий із сталеплавильних печей.

Постановка задачі

Дослідити ефективність моделей доводки плавки в ковші та конвертері.

Результати досліджень

1 Модель доведення плавки в конвертері

Доведення плавки за вмістом сірки і станом кінцевого шлаку може бути у вигляді додувки, коли основним керуючим впливом є об'єм кисню і дуттєвий режим. Підвищення при цьому температури ванни компенсується введенням охолоджуючих добавок. Доведення розраховується в два етапи. На першому по плавці позитивного досвіду визначаються якісні характеристики керуючих впливів такі, як положення фурми (додувки проводиться з піднятою фурмою), необхідність введення охолоджувачів. На другому етапі обчислюються кількісні характеристики такі, як об'єм кисню, витрата шлакоутворювачів і охолоджувачів [5].

Класифікація плавок позитивного досвіду в цьому випадку здійснена за наступними критеріями близькості (табл. 1)

Таблиця 1 - Критерії близькості плавок позитивного досвіду при доведенні плавки

Параметр на вході	Одиниця вимірювання	Діапазон вимірювання	Параметр заданий	Одиниця вимірювання	Діапазон вимірювання
Зміна вмісту вуглецю при доводці	%	0,1	Заданий мінімальний вміст вуглецю в сталі	%	0,01
Вимірювання температури металу при доводці	°C	10,0	Задана температура металу	°C	15,0
Маса садки	т	10,0	Заданий максимальний вміст сірки	%	0,005

Прогноз приросту температури ванни роблять з передумови окислення в період додувки тільки вуглецю і заліза, використовуючи теоретичні значення розподілу кисню між цими елементами або деякі усереднені значення, характерні для розглянутого конвертера.

При додувці з піднятою фурмою надмірне окислення заліза порушує рівновагу системи метал – шлак. При різкому збільшенні поверхні контакту між фазами часто спостерігається так зване явище "закипання",

тобто бурхливе окислення вуглецю оксидами заліза шлаку, внаслідок чого система переходить в рівноважний стан, який визначається початковим її станом перед додувкою (а не дуттєвим режимом). Можливість порушення рівноважного стану в значній мірі визначається кінцевою часткою вуглецю. Так, при продувці більше 1,5 хвилин з піднятою фурмою при вмісті вуглецю більше 0,30 % [C] на 80 % плавок спостерігалось післяпродувочне "скипання", що призводило до необхідності перепризначення марки сталі.

Аналогічна і більш тривала продувка при $C_M < 0,12$ % практично не супроводжувалася "скипанням". Отже, найбільша трудність при додувці з піднятою фурмою уникнути післяпродувочного "скипання". Для цього присаджують 0,5 т вапна в ванну перед повалкою, яку проводять повільно.

Невеликі коректування температури при необхідності нагріву можуть виконуватися в сталерозливному ковші шляхом обдування поверхні металу киснем з наступною продувкою через занурену в метал фурму [6].

Продування з охолодженням проводиться при підвищеному положенні фурми з додавкою охолоджуючих матеріалів, в основному вапняку. Дослідження показують, що добавки не істотно впливають на баланс кисню. Похибка по температурі металу в значній мірі визначається засвоєнням ванною охолоджуючого матеріалу. Особливо великого значення вона може досягти на плавках, в яких частка вуглецю на проміжній повалці близька до заданої, так як в цьому випадку через слабкий барботаж ванни погіршується теплоперенос.

Тривалість додувки $\Delta\tau_d$, хв, визначається аналітичним виразом залежності рис. 1.

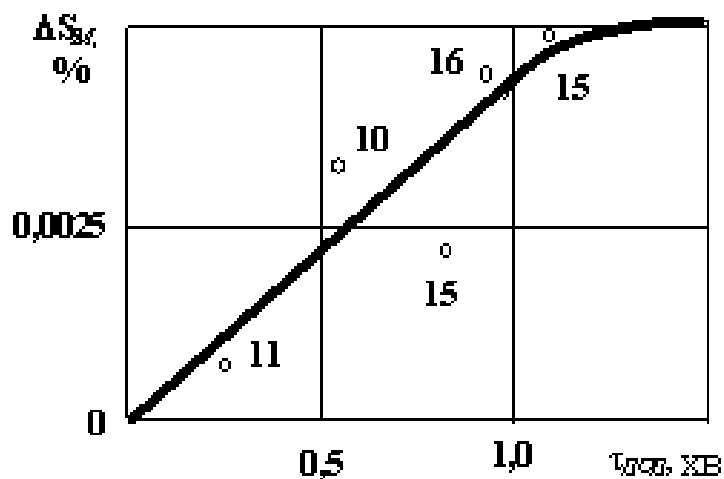


Рис. 1 Залежність видаленої з металу масової частки сірки ΔS_M по ходу додувки τ_d (цифри біля точок – кількість плавок)

$$\left| \begin{array}{l} \Delta S_M = 0,00423 \Delta \tau_d, \text{ якщо } \Delta \tau_d \leq 1 \text{ хв} \\ \Delta S_M = 0,005(1 - e^{-1,8716 \Delta \tau_d}), \text{ якщо } \Delta \tau_d > 1 \text{ хв} \end{array} \right. \quad (1)$$

$$\Delta m_{IK.d} = \Delta m_{IK.d}^0 - 2(\Delta \tau_d - \Delta \tau_d^0) \quad (2)$$

де ΔS_M – необхідна зміна частки сірки при додувці, %;

$\Delta m_{IK.d}$ – коригуюча маса вапняку на охолодження при додувці, т.

Ця модель може також використовуватися при доведенні плавки після прямого вимірювання параметрів ванни зондовими методами без припинення продувки.

2 Модель доведення плавки в ковші

За результатами хімічного аналізу металу в ковші управляють складом сталі на основі моделі, складеної по балансу вуглецю, марганцю, кремнію і сірки. Розраховують відхилення маси вуглецю, марганцю і кремнію в сталі, а також надлишкову масу сірки, після чого за рівнянням визначають масу розкиснювачів (для доведення по Mn і Si) і навуглецьовувача [7]

$$m_{\phi C} = m_{\phi C}^0 - \alpha_P [R_M^0 b_R - R_M b_M^0 + \alpha_{P1}(b_R^0 - b_R)] / (b_R b_R^0), \quad (3)$$

де b_R – коефіцієнт засвоєння елемента розкиснювача;

α_P, α_{P1} – коефіцієнти.

Коефіцієнт засвоєння елемента розкиснювача для плавки позитивного досвіду

$$b_R^0 = \gamma(m_o^0 + m_{\phi}^0)(R_C^0 - R_M^0) / (m_{\phi C}^0 R_{\phi C}^0), \quad (4)$$

де γ – коефіцієнт, що враховує угар металу;

$R_C^0, R_{\phi C}^0$ – відповідно масова частка елемента в сталі за результатами хіманаліза і в розкиснювачі, обумовлена його маркою, %;

$m_{\phi C}^0$ – фактична маса розкиснювача на плавку, т.

Рівняння розрахунку очікуваного значення коефіцієнта засвоєння елемента модифікатора, визначене за методикою [8], має вигляд,

$$b_R = b_R^0 + \alpha_{P2}(1/C_{M.3} - 1/C_M^0) + \alpha_{P3}(t_{M.3} - t_M^0) + \alpha_{P4}(R_M - R_M^0), \quad (5)$$

де $\alpha_{P2}, \alpha_{P3}, \alpha_{P4}$ – коефіцієнти.

Для видалення надлишкової сірки розраховують масу твердих шлакоутворюючих сумішей (ТШС) для отримання шлаку необхідної основності [9] (рис. 2):

$$\begin{aligned} \Delta S &= 0,00166 m_{y\text{ТШС}}, \text{ при } v_{yr} = 0,0031 \text{ м}^3/(\text{хв} \cdot \text{т}); \\ \Delta S &= 0,00095 m_{y\text{ТШС}}, \text{ при } v_{yr} = 0,0019 \text{ м}^3/(\text{хв} \cdot \text{т}). \end{aligned} \quad (6)$$

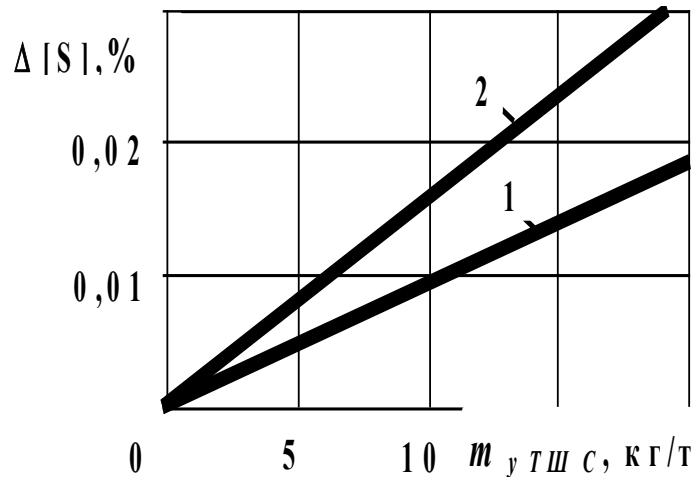


Рис. 2 Зміна масової частки сірки в металі $\Delta[S]$ в залежності від питомої на тонну сталі маси ТШС $m_{y\text{ТШС}}$, що додається в ківш, при питомій витраті аргону на продувку v_{yr} , $\text{м}^3/(\text{хв} \cdot \text{т})$: 1 – 0,0019; 2 – 0,0031

Математична модель подачі в ківш порошкового дроту, що містить кальцій, необхідний для утворення рідких алюмінатів і запобігання випаданню твердих CaS представлена у вигляді [10]:

$$L_{\text{Ca}} = (-1,68 + 1,44S_m + 0,686Al_m + 0,0012t_m)m_m/(\beta\vartheta R_{\text{Ca}}), \quad (7)$$

де L_{Ca} – погонна довжина дроту з SiCa , що витрачається, м;
 S_m , Al_m – масова частка сірки і алюмінію в металі перед обробкою, %;
 t_m – температура металу в ковші, °С;
 m_m – маса металу в ковші, т;
 β – ступінь засвоєння кальцію після позапічної обробки;
 ϑ – ступінь наповнення дроту;
 R_{Ca} – масова частка кальцію в силікокальцій, %.

Висновки

Для видалення сірки з металу під час додувки проводять її з підвищеною відстанню фурми до рівня спокійного металу. Це призводить

до одночасного підвищення температури металу, що дозволяє вводити у ванну додаткове вапно або вапняк для її охолодження.

Для зниження вмісту сірки в металі при зливі його із конвертера в ківш вводять шлакоутворюючі суміші, а при позапічній обробці найкращі результати отримують при введенні порошкового дроту, що містить кальцій.

Література

1. L. Zhang, Brian G. Thomas Evaluation and control of steel cleanliness – review// 85th Steelmaking Conference Proceedings. - ISS-AIME. – Warrendale. - PA. - 2002. - pp. 431-452.
2. Чернега Д. Ф. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
3. Бойченко Б. М. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія: Підручник / Б. М. Бойченко, В. Б. Охотський, П. С. Харлашин. – Дніпропетровськ: РВА“Дніпро-ВАЛ”, 2006. – 456 с.
4. Величко О. Г. Технології підвищення якості сталі: Підручник / О. Г. Величко, Б. М. Бойченко, О. М. Стоянов. – Дніпропетровськ: Системні технології, 2009. – 234 с.
5. Богушевський В. С. Модель доводки киснево-конвертерної плавки сталі за заданою температурою і вмістом вуглецю / В. С. Богушевський, К. О. Сергєєва// Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2014. № 2. С. 39 – 45.
6. Бигеев А. М., Колесников Ю. А. Основы математического описания и расчеты кислородно-конвертерных процессов. М.: Металлургия, 1970. 229 с.
7. Ойкс Г. Н., Йофе Х. М. Производство стали (расчеты). М.: Металлургия, 1975. 480 с.
8. Туркенич Д. И., Литвиненко Е. Ф., Югов П. И. Использование термодинамической модели для прогнозирования элемента-раскислителя//Изв. вузов. Чер. металлургия. 1977. № 10. С. 29 – 30.
9. Богушевський В. С. Керування киснево-конвертерною плавкою в замкненому режимі / В. С. Богушевський, С. В. Жук, Є. К. Бондаренко, О. О. Капусняк//Наукові вісті НТУУ «КПІ». 2014. № 5. С. 76 – 83.
10. Ланге К. В. К вопросу об управлении процессом кислородно-конвертерной плавки // Чер. металлы. 1982. №10. С. 18 – 22.

УДК 669.18 (075.8)

МІКРОЛЕГУВАННЯ СТАЛІ БОРОМ З ГЛИБОКОЮ ДЕСУЛЬФУРАЦІЄЮ МЕТАЛУ НА УСТАНОВКАХ ПІЧ-КІВШ

В. С. Богушевський, О. М. Меженський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведена галузь застосування бору, як мікролегуючого елементу при десульфурації металу під шлаковими системами

Приведена область применения бора, как микролегирующего элемента при десульфурации металла под шлаковыми системами

The scope to a pine forest, as microalloying element is resulted at removal of sulphur from metal under slag systems

Вступ

Створення конкурентоспроможної металопродукції вимагає розширення сортаменту сталі, що виплавляється, підвищення її якості та зниження собівартості. Одним із факторів підвищення якості сталі є мікролегування металу бором. Традиційні технології отримання сталі марок 25ХГСП (вміст бору 0,001 – 0,005 %), 16ХГМФТР (вміст бору 0,001 – 0,005 %), 15ХГН2МА (вміст бору 0,001 – 0,005 %), 15ХГНМРА (вміст бору 0,002 – 0,006 %) передбачають використання феробору, хімічний склад якого наведено в табл. 1. Цей же феросплав використовується при мікролегуванні сталі марок 3ТРпс, 3ГТРпс.

Таблиця 1 Хімічний склад феробору

Марка	Масова частка, %						
	бор	кремній	алюміній	вуглець	сірка	фосфор	мідь
	не менше	не більше					
ФБ20	20	2	3	0,05	0,01	0,02	0,05
ФБ17	17	3	5	0,20	0,02	0,03	0,10
ФБ12	12	10	10	—	—	—	—
ФБ6	6	10	10	—	—	—	—

Також до факторів, що дозволяють регулювати якісні показники литих слябів і готової металопродукції, відноситься вміст сірки в металі, зниження концентрації якої до 0,005 – 0,010 % дозволяє зменшити відсортювання заготовок по поверхневим дефектах (тріщинах) в 5 – 10 разів і підвищити продуктивності МБЛЗ за рахунок збільшення швидкості розливання на 5 – 10 % без погіршення макроструктури литої заготовки.

Для організації виробництва сталей з низьким (0,010 – 0,015 %) і наднизьким (0,004 – 0,005 %) вмістом сірки процес десульфурації здійснюють на установках ківш-піч (УКП), як правило, з формуванням високоосновних, шлаків системи $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ з додаванням плавикового шпату. Однак короткочасна дія плавикового шпату на фізико-хімічні властивості шлаку не забезпечує високої ефективності десульфурації сталі, а екологічна шкідливість плавикового шпату в сукупності з формуванням шлаків, що розпадаються, значно погіршує екологічну обстановку.

Для формування рідкорухомих високоосновних шлаків з високими рафінуючими властивостями часто замість плавикового шпату використовується B_2O_3 . Наприклад, результати лабораторних експериментів показали, що шлаки основністю 5,0, що містять 15 – 30 % Al_2O_3 , 8 % MgO і 4% B_2O_3 , в діапазоні температур 1500 – 1550 ° С, характеризуються низькою в'язкістю, що не перевищує 0,15 Па · с. При цьому витримка глибоко розкисненого металу, що містить 0,21 % С; 0,79 % Мn; 0,35 % Si і 0,028 % Al, під шлаком зазначеного вище складу при температурі 1600 °С поряд з глибокою десульфурацією, супроводжується мікролегуванням сталі бором, концентрація якого досягає 0,018 %.

Постановка задачі

Метою роботи є підвищення ефективності технології знесіркування металу з одночасним мікролегуванням сталі бором.

Результати досліджень

Дослідження проводились в конвертерному цеху із 160-тонними конвертерами. Мікролегування сталі бором проводили при її розкисненні. Розкиснення проводили глибинним методом у ковші під час випуску металу. При виплавці спокійних марок сталі розкиснювачі вводили в ківш на струмінь металу в такій послідовності: спочатку феромарганець або сілікомарганець, потім феросіліцій і в останню чергу алюміній і феробор. Введення розкиснювачів починають після наповнення ковша рідким металом приблизительно на 1/4...1/3, а закінчують в момент наповнення 2/3 ковша, що дозволяє запобігти попаданню розкиснювачів у шлак й їх підвищеного вигару [1, 2]. Разом з феросплавами вводять знесіркуючі

матеріали (вапно, термошлакові суміші тощо). При наявності в цеху агрегатів УКП мікролегування бором і остаточне знесіркування проводять в них.

Масу феросплавів $m_{\text{фс}}$, т, розраховують за формулою

$$m_{\text{фс}} = \frac{\gamma(m_{\text{б}} + m_{\text{ч}})(R_{\text{с}} - R_{\text{м}})}{(1 - b_R)R_{\text{фс}}}, \quad (1)$$

де γ , b_R – відповідно коефіцієнт вигару металу під час продувки (приймають рівним 0,9) і розкиснювача;

$m_{\text{б}}$, $m_{\text{ч}}$ – маса брухту і чавуна, т;

$R_{\text{с}}$, $R_{\text{м}}$, $R_{\text{фс}}$ – відповідно задана масова частка елемента розкиснювача в сталі, фактична в металі перед випуском його в сталерозливний ківш і у феросплаві, %.

Вигар розкиснювачів залежить від типу злитка, температури металу, масової частки в ньому вуглецю і елемента розкиснювача і змінюється в широких межах: при розкисненні спокійної сталі – вигар марганцю 0,1...0,25, кремнію 0,15...0,25; при розкисненні киплячої сталі вигар марганцю дорівнює 0,2...0,35. Витрата алюмінію 0,15...1,20 кг на тонну сталі, причому збільшується із зменшенням вмісту вуглецю. Вигар бору при розкисненні феробором становить 0,35 – 0,40, кремнію з феробору 0,07.

Коефіцієнт вигару розкиснювача визначають за формулою [3]

$$b_R = \alpha_0 + \alpha_1 C_{\text{м}}^{-1} + \alpha_2 t_{\text{м}} - \alpha_3 R_{\text{м}} + \Delta\alpha, \quad (2)$$

де $\alpha_0... \alpha_3$ – коефіцієнти, величина яких залежить від виду легуючого матеріалу;

$C_{\text{м}}$ – вміст вуглецю в металі в кінці продувки, %;

$t_{\text{м}}$ – температура металу в кінці продувки, °С;

$\Delta\alpha$ – поправка, що визначається за результатами попередніх плавок.

Нижче наведені результати промислових експериментів, проведених в конвертерному цеху АТ «АрселорМіттал Теміртау» (Казахстан), з відпрацювання технології формування на УКП високоосновних борвмісних шлаків і оцінки їх ефективності [4].

Формування шлаків системи $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-B}_2\text{O}_3$ здійснювали на УКП присадками в ківш вапна і дрібних чушок (пірамідок) алюмінію для розкиснення шлаку та підвищення концентрації Al_2O_3 . На окремих плавках для досягнення більш високих концентрацій Al_2O_3 в

формованому шлаку використовували присадки гліноземвмісних шлаків, що містять 50 – 85 % Al_2O_3 , 15 – 30 % CaO , 4 – 16 % MgO і не більше 5 % SiO_2 . В якості борвмісного матеріалу використовували природний матеріал – Колеманіт (Туреччина), що містить 39 – 41 % B_2O_3 , 26 – 28 % CaO і не більше 6 % SiO_2 .

Хімічний склад формуємих на УКП шлаків (табл. 2) визначався марочним складом сталі та витратами шлакоутворюючих матеріалів.

Таблиця 2 Хімічний склад формуємих на УКП шлаків

Марка сталі	Витрати матеріалів на УКП, кг			Хімічний склад шлаку, %						$\text{B}_{\text{шл}}$
	Вапно	Колеманіт	$\text{Al}_{\text{пир}}$	CaO	SiO_2	Al_2O_3	MgO	B_2O_3	FeO_2	
08КП	1300	110	164	50,7	9,0	24,3	5,1	3,1	10,0	5,6
ЗПС	1100	120	75	52,2	14,6	10,2	4,3	3,3	8,4	3,6
09Г2С	1400	158	159	51,8	21,4	18,7	6,4	4,1	1,6	2,4

За розробленим режимом формування на УКП основних борвмісних шлаків проведена 81 плавка, в т. ч. 38 плавок сталі «киплячої» і сталі для жерсті, 22 плавки спокійної і напівспокійної сталі, 8 плавок сталі марки 09Г2С, 5 плавок трубної сталі марки 17Г1СУ та ін. в якості порівняльних використовували плавки поточного виробництва з формуванням на УКП основних шлаків з використанням в якості флюсу плавикувального шпату.

Окремі технологічні і техніко-економічні показники дослідних та порівнювальних плавок наведені в таблиці 3.

Видно, що розроблений режим присадки шлакоутворюючих матеріалів та розкиснювачів забезпечує формування на УКП шлаків, що мають у порівнянні з плавками поточного виробництва більш високий ступінь десульфурації.

На плавках, розкиснених тільки алюмінієм (08КП), відзначений знижений в середньому до 17,6 % ступінь десульфурації, але в 2,3 вище, ніж на плавках поточного виробництва. На плавках, розкиснених алюмінієм і кремнієм (ЗПС, ЗСП і 09Г2С), відзначається більш високий ступінь десульфурації, що досягає 22,2 – 23,1 % проти 12,5 – 16,7 % на плавках поточного виробництва. При цьому на дослідному металі вміст сірки знаходиться на рівні 0,010 – 0,014 % проти 0,013 – 0,015 % в металі поточного виробництва.

На трубному металі (17Г1СУ) вміст сірки не повинен перевищувати 0,005 %. На плавках поточного виробництва трубної сталі марки 17Г1СУ збільшення в середньому до 2617 кг витрати вапна і до 381 кг пірамідок алюмінію, використання в якості флюсу гліноземвмісного шлаку забезпечили середній вміст сірки в металі на УКП 0,0032 % при ступені десульфурації 68,0 %.

Таблиця 3 Окремі технологічні та техніко-економічні показники дослідних та порівнювальних плавок

Показники	08КП		3ПС		3СП		09Г2С		17Г1СУ	
	досл.	порівн.	досл.	порівн.	досл.	порівн.	досл.	порівн.	досл.	порівн.
Витрати матеріалів на УПК., кг										
Вапно	1394	800	1233	1250	1386	1040	1386	1280	2140	2617
Колеманіт	110	0	143	0	112	0	144	0	258	-
Плав. Шпат	0	60	0	175	0	200	0	0	-	-
Al ₂ O ₃ - шлак	0	0	0	0	0	30	0	200	-	0,533
Al пров.	148	240	80	90	66	110	44	112	115	140
Al пір.	134	80	68	75	153	102	147	160	373	381
FeMn	12	320	69	62	21	70	0	87	0	0
FeSi	0	0	60	0	19	120	196	77	30	260
SiCa	0	0	0	0	0	0	0	0	150	0
FeNb	0	0	0	0	0	0	54	25	320	278
Час обробки на УКП, хв	68,4	71,0	88,0	69,3	85,9	85,4	123,1	104,0	138,2	181
[S] _{поч.} УПК, %	0,017	0,013	0,013	0,016	0,018	0,018	0,013	0,017	0,012	0,010
[S] _{кін.} УПК, %	0,014	0,012	0,010	0,014	0,014	0,015	0,010	0,013	0,004	0,003
ΔS УПК, %	17,6	7,7	23,1	12,5	22,2	16,7	23,1	23,5	61,7	68,0
[B] _{г.м.} %	0,001	0	0,002	0	0,001	0	0,004	0	0,008	0

На дослідних плавках, незважаючи на зниження до 2140 кг витрати вапна, виключення присадок гліноземвмісного шлаку і використання в якості флюсу колеманіта, зберігається висока ступінь десульфуратії, що досягає 66,7 %, і забезпечується середня концентрація сірки в металі 0,004% при тривалості обробки на УКП 138,2 хв. проти 180,8 хв. на плавках поточного виробництва.

На дослідних плавках з середньою витратою колеманіта 143 – 144 кг, поряд з поліпшенням рафінуючих властивостей формованих на УКП основних борвмісних шлаків, зазначено мікролегування сталі бором в кількості 0,002 – 0,004 %. При скороченні витрат колеманіта до 110 – 112 кг концентрація бору в сталі не перевищує 0,001 %.

Підвищена до 258 кг витрата колеманіта на дослідних плавках сталі марки 17Г1СУ, обумовлена необхідністю збереження рідкотекучості формованого на УКП високоосновного шлаку, забезпечує високу концентрацію бору в сталі, що досягає в середньому 0,008 %.

Механічні властивості дослідного та порівняльного металу були вивчені в залежності від товщини прокату стандартними методами контролю на чотирьох групах марок сталі: 08КП, 3СП, 09Г2С і 17Г1СУ. В якості порівняльних використовували метал зазначених марок сталі, прокатаний в період проведення промислових експериментів.

Видно, що прокат завтовшки 0,25 – 0,50 мм з «киплячої» сталі, що містить в середньому 0,001 % бору, характеризується підвищеними характеристиками міцності і пластичними властивостями. Абсолютні величини межі текучості й тимчасового опору на дослідному металі на 73,4 МПа і 30,5 МПа вище, ніж на металі порівняльних плавов. Величина відносного подовження, що характеризує пластичні властивості прокату, знаходиться на високому рівні, досягаючи на дослідному металі в середньому 33,6 % проти 32,6 % на плавках порівняльного металу.

Таблиця 4 Механічні властивості металопродукату дослідних і порівнюючих плавов

Марка сталі	Товщина прокату, мм	Дослідний метал			Порівнювальний метал		
		σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ , %
08КП	0,25 – 0,50	$\frac{345 - 415}{378,0}$	$\frac{385 - 445}{411,0}$	$\frac{29 - 36}{33,6}$	$\frac{222 - 385}{304,6}$	$\frac{338 - 420}{380,5}$	$\frac{29 - 36}{32,7}$
ЗСП	2,0	$\frac{380 - 402}{392,3}$	$\frac{480 - 492}{487,3}$	$\frac{24 - 27}{25,8}$	$\frac{380 - 405}{389,1}$	$\frac{470 - 495}{477,8}$	$\frac{24 - 31,5}{28,3}$
09Г2С	4-6	$\frac{420 - 520}{464}$	$\frac{520 - 620}{576}$	$\frac{21,5 - 32}{28}$	$\frac{425 - 500}{468,0}$	$\frac{520 - 620}{574}$	$\frac{23,5 - 36}{28,9}$
17Г1СУ	10	$\frac{517 - 585}{561,7}$	$\frac{610 - 685}{646,8}$	$\frac{18 - 20,5}{19,4}$	$\frac{490 - 590}{548,6}$	$\frac{550 - 640}{615,7}$	$\frac{24 - 27}{26,1}$

Позитивний вплив бору на міцносні властивості простежується і на сталі марки ЗСП. Межа плинності і тимчасовий опір на прокаті товщиною 2,0 мм відповідно на 3,2 МПа і 9,5 МПа вище, ніж на металі порівняльних плавов. При цьому наголошується незначне зниження відносного подовження, величина якого відповідає вимогам ТУ.

На низьколегованому металі марки 09Г2С, що містить 0,002 – 0,004 % бору, прокат завтовшки 4,0 – 6,0 мм по міцності і пластичних характеристиках не поступається прокатній продукції плавов поточного виробництва.

Трубна сталь марки 17Г1СУ, що містить в середньому 0,008 % бору, товщиною прокату 10,0 мм характеризується підвищеними властивостями міцності. Абсолютні величини межі текучості і тимчасового опору на дослідному металі відповідно на 13,1 МПа і 31,1 МПа вище, ніж плавках порівняльного металу. При цьому пластичні характеристики прокату задовольняють вимогам ГОСТу. Зауважень по поверхневим дефектам, пов'язаним з мікролегуванням сталі бором, на дослідному металі не відзначено.

Відомо, що мікролегування сталі бором дозволяє значно підвищити прогартваність та пов'язані з цим властивості при одночасній економії

дорогих легуючих елементів таких, наприклад, як нікель, хром, молібден, марганець та ін. У таблиці 5 наведені експериментальні дані, що характеризують вплив концентрації марганцю в сталі, що мікролегована бором на механічні показники металопрокату.

Таблиця 5 Механічні властивості металопрокату дослідних плавок в залежності від вмісту марганцю у сталі

Марка сталі	Хімічний склад сталі, %						Товщина прокобу, мм	G _T , МПа	G _B , МПа	δ, %	Пит. витрати феросплавів, кг/т
	C	Mn	Si	P	S	B					
08КП	0,06	0,24	0,013	0,016	0,011	0,0024	0,25-0,50	380	415	32,5	2,8
	0,05	0,19	0,010	0,014	0,016	0,0030		380	408	34,3	2,3
	0,05	0,29	0,013	0,017	0,007	0,0023	1,0-2,0	200	348	37,5	3,5
	0,06	0,19	0,013	0,016	0,016	0,0023		302	368	32,5	2,2
092С	0,08	1,57	0,63	0,025	0,010	0,0048	4,0-6,0	429	551	29,5	22,2
	0,07	1,42	0,65	0,020	0,009	0,0030		497	590	27,0	20,8
	0,07	1,47	0,68	0,020	0,008	0,0026	8,0-12,0	455	558	23,2	22,1
	0,08	1,40	0,70	0,023	0,010	0,0040		443	560	25,5	21,9
17Г1СУ	0,06	1,60	0,16	0,015	0,007	0,009	10	571	648	19,2	24,9
	0,06	1,43	0,16	0,014	0,004	0,008		564	656	19,5	24,1

Зниження вмісту марганцю в сталі марки 08кп на 0,05 % практично не вплинуло на міцність і пластичні показники металопрокату товщиною 0,25 – 0,50 мм і супроводжується збільшенням міцносних властивостей зі збереженням високих пластичних характеристик металопрокату товщиною 1,0 – 2,0 мм.

При цьому питома витрата марганцевих феросплавів знижується в середньому на 0,5 і 1,3 кг/т сталі відповідно.

Аналогічні властивості просліджуються і на інших марках сталі (таблиця 5).

Висновок

Дослідно-промислові випробування розробленої технології глибокої десульфурзації металу та мікролегкування сталі бором з формуванням на УКП шлаків системи CaO–SiO₂–Al₂O₃–MgO–B₂O₃ забезпечили вміст бору в сталі 0,001 – 0,012 % в залежності від виплавляємої марки, низькі, не більше 0,005 – 0,01%, концентрації сірки в металі, скорочення витрат марганцевих феросплавів від 0,2 кг/т сталі 3 сп до 1,4 кг/т сталі 09Г₂С, виключення присадок в ківш феробору та плавикового шпату зі збереженням високих механічних властивостей готового металопрокату.

Література

1. Бойченко Б. М., Охотський В. Б., Харлашин П. С. Конвертерне виробництво сталі (теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія). – Дніпропетровськ: РВА „Дніпро-ВАЛ”, 2004. – 454 с.
2. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д. Ф. Чернега, В. С. Богущевський, Ю. Я. Готвянський та ін.; За ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
3. Богущевський В. С., Сергеева К. О., Жук С. В. Автоматизована система керування конвертерною плавкою // Вісник НТУУ „КПІ”, серія Машинобудування. – 2011. - № 61. – Т. 2. – С. 147 – 151.
4. Отработка технологи глубокой десульфурации металла и микролегирования стали бором на УКП под шлаками системы $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO-B}_2\text{O}_3$ /А. А. Бабенко, Л. А. Смирнов, В. И. Жучков и др. // Труды XIII конгресса сталеплавильщиков. Москва – 2014. – С.174 – 177.

УДК 669.2

СПОЖИВЧІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІОБІЮ

В. С. Богушевський, Р. М. Пальоха

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені галузі застосування, структура, хімічний склад і механічні властивості сплавів на основі ніобію

Приведены области применения, структура, химический состав и механические свойства сплавов на основе ниобия

The fields of application, the structure, f chemical composition and mechanical properties of niobiy's alloys are discussed

Вступ

Ніобій був відкритим у 1801 р. англійським хіміком Ч.Гатчетом з мінералу, знайденого в Колумбії, уперше був виділений оксид нового елемента, названий колумбієм. У 1802 р. шведський хімік А. Екеберг виділив схожий оксид іншого елемента, названого танталом. В 1844 німецький хімік Генріх Розі перейменував його в "ніобій" на честь дочки Тантала - Ніобії, чим підкреслив схожість між ніобієм і танталом. Проте в деяких країнах (США, Англії) довго зберігалася первинна назва елемента - колумбій, і лише в 1950 рішенні Міжнародного союзу теоретичної та прикладної хімії (IUPAC) елементу остаточно було присвоєно назву ніобій.

В руді ніобію 18 г/т. Ніобій завжди супроводжує тантал. Тісні хімічні властивості ніобію і танталу обумовлюють спільне їх перебування в одних і тих же мінералах і участь у спільних геологічних процесах. Ніобій здатний заміщати титан в ряді титаномістних мінералів (стено, ортіт, перовскит, біотит). Форма знаходження ніобію в природі може бути різною: розсіяною (в породоутворюючих і акцесорних мінералах магматичних порід) і мінеральної. У загальній складності відомо більше 100 мінералів, що містять ніобій. З них промислове значення мають лише деякі: колумбіт-танталіт $(\text{Fe,Mn})(\text{Nb,Ta,Ti})_2\text{O}_6$, лопаріт $(\text{Na,Ca,Ce})(\text{Ti,Nb})\text{O}_3$, іноді використовуються евксеніт, тороліт, ільменорутіл, а також мінерали, що містять ніобій у вигляді домішок (ільменіт, каситерит). Ніобій також є в морській воді, його онцентрація $1 \cdot 10^{-5}$ мг/л.

В промислових масштабах сплави на основі ніобію почали використовуватися з початку 50-х рр. минулого сторіччя. За комплексом фізико-хімічних, механічних і технологічних властивостей ніобій і його сплави – найбільш перспективні матеріали нової техніки. Добра міцність і жароміцність ніобієвої основи поєднуються з високою пластичністю і при низьких (до 77 К) температурах. Дуже низький переріз захвату теплових нейтронів (1,15 барн), хімічна інертність до перегрітої пари і рідких металевих теплоносіїв (розплавленого натрію, літію тощо) і відносно великий коефіцієнт термічного розширення, тобто добра механічна сумісність з покриттями, роблять ніобій і його сплави вельми цінними конструкційними матеріалами з широким діапазоном властивостей. Сплави на ніобієвій основі використовуються в атомних енергетичних реакторах: космічних, авіаційних, суднових і стаціонарних, в газових турбінах – як матеріали лопаток й інших високотемпературних деталей. Із них виготовляють сопла реактивних двигунів, несучих конструкцій і екранів космічних апаратів, що повертаються, трубопроводів рідких металів.

Сплави ніобію з оловом, цирконієм, танталом, ванадієм й іншими елементами – найкращі зверхпровідні матеріали. Деякі сплави ніобію (60Nb – 40Na та інші) за корозійною стійкістю в сильних кислотах не поступаються чистому танталу і платині й є відмінними конструкційними матеріалами для хімічного апаратобудування.

До головних недоліків ніобію і його сплавів як конструкційних матеріалів для високих температур відноситься велика схильність до окиснення при підвищених температурах і відносно низький модуль пружності.

Хімічний склад і механічні властивості молібденових сплавів

Хімічно ніобій досить стійкий. При прожарюванні на повітрі окислюється до Nb_2O_5 . При сплаві Nb_2O_5 з різними оксидами отримують ніобіт: $\text{Ti}_2\text{Nb}_{10}$, FeNb_{49} . Ніобіти можуть розглядатися як солі гіпотетичних ніобієвих кислот. Ніобіту реагують з HF , розплавами гідрофторидов лужних металів (KHF_2) і амонію. Деякі ніобіти гідролізуються: $6\text{Na}_3\text{NbO}_4 + 5\text{H}_2\text{O} = \text{Na}_8\text{Nb}_6\text{O}_{19} + 10\text{NaOH}$.

При взаємодії ніобію і графіту утворюються карбіди Nb_2C і NbC , тверді жароміцні з'єднання. В системі Nb-N існують декілька фаз змінного складу інітриди Nb_2N і NbN . Подібним чином поводить ся ніобій в системах з фосфором і миш'яком. При взаємодії ніобію з сіркою отримують сульфідів : NbS , NbS_2 і NbS_3 . Синтезовано подвійні фториди Nb і калію (натрію) - $\text{K}_2[\text{NbF}_7]$.

Властивості нелегованого ніобію та його сплавів сильно залежать від вмісту домішок впровадження (особливо кисню й азоту). Щоб запобігти варіації механічних властивостей сплавів, вихідні компоненти очищують вакуумним переплавом.

Сучасні промислові сплави на основі ніобію як легуючі елементи вміщують добавки майже всіх тугоплавких металів. Деякі елементи підвищують температуру плавлення сплавів, деякі знижують її. При цьому титан, цирконій, гафній, ванадій, тантал, молібден і вольфрам утворюють з ніобієм ряд твердих розчинів; залізо, хром, нікель утворюють обмежені тверді розчини. В системах Nb–Mo, Nb–Zr, Nb–Hf є обмежена область незмішуваності при низьких температурах. Легуванням ніобію намагаються підвищити міцність, пластичність і окалиностійкість, при цьому вдається покращити одночасно тільки дві з цих властивостей. Титан, гафній і ванадій при додаванні до 20 % дають пластичні сплави, хром, молібден і вольфрам вже при вмісті 5 – 10 % призводять до сильного окрихчення. При високих температурах найбільше впливають на короткочасну міцність ванадій і цирконій. Добавки ітрію в сплави з цирконієм і вуглецем покращують характеристики довготривалої міцності й повзучості, не знижуючи міцносні й пластичні властивості. Титан (5 – 10 %) слабо впливає на жароміцність але сильно впливає на пластичність.

Сплави з високим опором окисненню й високою міцністю вміщують відносно високі кількості хрому, алюмінію, силіцію, або їх сполучень із титаном. Підвищення міцності й опору високотемпературній повзучості досягається обмеженням вмісту титану при складному легуванні.

Хімічний склад і деякі механічні властивості основних промислових і дослідних конструкційних сплавів на основі ніобію наведені в таблицях 1 – 3.

Деякі ніобієві сплави описані в літературі під різними назвами. Це пояснюється тим, що фірми і заводи-виробники по-різному називали сплави на стадії дослідних і лабораторних розробок; в деяких сплавах дещо змінювався хімічний склад. При засвоєнні промислові сплави отримали нове маркування. Так, нелегований ніобій за ГОСТ 16029-80 отримав назву Нб1 – Нб3, замість НВЧ. Замість назв СБ-1 і Сб-1-1 введені

НЦ-2, НЦ2-1, сплави ВН-1, 5ВМ, БВМЦ, СБ-2, СБ-У названі відповідно 10ВМ5МЦУ, 5В2М, 5В2МЦ, 10ВЦ і НЦУ (ТУ 48-248-82). Сплав В-66 мав раніш назву НС-181, а Сб-752 називався Сб-74.

Таблиця 1 Хімічний склад сплавів на основі ніобію за нормативним документом (НД)

Сплав	Вміст легуючих елементів і домішок, %	НД
Нб-1	0,1Ta; 0,01Mo; 0,01Fe; 0,01C; 0,01O ₂	Н1
Нб-2	0,15Ta; 0,02Mo; 0,01Fe; 0,01C; 0,015O ₂ ; 0,001H ₂	
Нб-3	0,3Ta; 0,04(Mo + W); 0,01Fe; 0,03C; 0,015O ₂ ; 0,001H ₂	
ВН-2	3,8-5,2Mo; 0,05C; 0,03O ₂ ; 0,04N ₂	
ВНА-2А	3,5-4,7Mo; 0,5-0,9Zr; 0,08C; 0,03O ₂	
ВН-3	4,0-5,2Mo; 0,8-2,0Zr; 0,12C; 0,03O ₂ ; 0,04N ₂	
ВН-2АЭМ	6,0-8,0Mo; 0,5-0,9Zr; 0,07C; 0,02O ₂ ; 0,03N ₂	
НЦУ	0,8-1,3Zr; 0,08-0,13C; 0,015O ₂ ; 0,08 W, Mo; 0,04Ta; 0,01Si, Ti, Al, Fe	
10ВЦ	9-11W; 0,4-0,9Zr; 0,15O ₂ ; 0,06Mo; 0,03C; 0,01 Fe, Al, Ti, Si	
10В5МЦУ-1	9,5-11W; 4,5-5,7Mo; 1,0-1,5Zr; 0,09-0,15C	
10В5МЦУ-2	9,5-11W; 4,5-5,7Mo; 0,1-0,5Zr; 0,09-0,15C	
5В2МЦУ	4,74W; 2,17Mo; 1,11Zr; 0,067C; 0,011O ₂ ; 0,01N ₂	
ИРМН-3	6 W; 3Ta; 0,1C	
ВН-4	8,5-10,5Mo; 1,0-2,0Zr; 0,25-0,40C; 0,01-0,05 La, Ce; 0,04O ₂ ; 0,06 N ₂	
ВН-5А	5,0-7,0Mo; 0,50-0,95Zr; 0,08-0,15C; 0,015-0,04 La, Ce; 0,03O ₂ ; 0,05N ₂	
5В2МЦ1	4,5-5,5W; 1,7-2,3Mo; 0,7-1,15Zr; 0,15O ₂ ; 0,01N ₂ ; 0,4Ta; 0,002C; 0,01Ti, Fe, Al, Si	Н2
5В2МЦ2	4,5-5,5W; 1,7-2,3Mo; 0,7-1,15Zr; 0,02C; 0,01Ti, Fe, Al, Si	
5В2М	4,5-5,5W; 1,7-2,3Mo; 0,01Ti, Fe, Al, Si	
НЦ-2	0,8-1,3Zr; 0,015O ₂ ; 0,01N ₂ ; 0,06 W, Mo; 0,03C; 0,04 Ta, 0,01Ti, Fe, Al, Si	
НЦ2-1	0,8-1,3Zr; 0,01O ₂ ; 0,01N ₂ ; 0,03C	
РН-8	8W; 2,5Zr; 0,06C	Н3
НЦА-44	4,25Zr; 0,04N ₂	Н3

Таблиця 2 Механічні властивості сплавів на основі ніобію

Сплав	Виріб, стан	σ_B , МПа	δ , %
Нб-2	Пруток, отж.	300	20
ВН-2	Пруток, деф.	750	18-28
ВНА-2А	Лист, деф.	680-850	4-5
ВН-3	Те ж	770	...
ВН-2АЭМ	...	800	4-5
5В2МЦУ	Лист, отж	465-480	27-32
ИРМН-3	Пруток, отж.	560	25-28
ВН-4	Пруток, деф.	810	16
ВН-5А	Лист, рекр.	600	27
5В2МЦ1	Лист, деф.	265	5
5В2МЦ2	Лист, отж.	450	80
РН-8	Пруток, отж.	450	20
НЦА-44	Лист, деф/отж	875/579	4/20

Таблиця 3 Хімічний склад і механічні властивості закордонних сплавів на основі ніобію

Сплав	Склад	Θ , К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %
Cb	0,024C; 0,019N ₂ ; 0,024O ₂	1368	89	42	50	70
		1473	65	28	45	70
Cb-1Zr	1Zr	1368	159
PWC-11	1Zr; 0,1C	1473	157	134	17	...
PWC-33	3Zr; 0,3C	1473	350	325	10	...
FS-80	0,8Zr	1368	160	140	23	...
D-14	5Zr	1368	240	190	35	84
		1644	102	78	...	34
D-36	5Zr; 10Ti	1368	161	154	50	84
C-103	10Hf; 1Ti; 0,7Zr	300	402	343	26	...
		1373	185	127	63	...
B-66	5Mo; 10Ti; 0,1C	1373	450	400	23	...
		1473	280	240
D-31	10Mo; 10 Ti; 0,1C	300	700	645	22	47
		1368	241	257	12	9
D-41	20W; 6Mo; 10Ti	1253	400	371	26	57
F-50	15W; 5Mo; 5Ti; 1Zr	1368	343	158	28	1
Cb-7	28W; 7Ti			1473	281	75

За рівнем механічних властивостей при робочих температурах ніобієві сплави можна поділити на сплави нескладного складу, що мають переваги перед нелегованим ніобієм при температурах 1400 – 1450 К, сплави середньої міцності, що використовують при температурах 1450 – 1520 К, і високоміцні сплави для роботи при температурах 1520 – 1600 К, а при короткочасному використанні до 1820 – 1870 К.

Сплави першої групи (FS-80, D-14, B-33, Cb-1Zr, C-103, НЦ-2 й інші з твердорозчинним або деформаційним зміцненням) вміщують як легуючі елементи головним чином титан, цирконій, гафній іноді ванадій і тантал. Температура плавлення таких сплавів в середньому 2300 – 2650 К. При 1370 К $\sigma_B = 180 - 240$ МПа. Вище температурного порогу рекристалізації короткочасна міцність цих сплавів різко знижується.

Сплави першої групи мають підвищену пластичність при кімнатній температурі й високу технологічність при обробці тиском. Залежність модуля пружності від температури слабкіша ніж у сплавів другої й третьої груп, а термічне розширення всіх ніобієвих сплавів при зміні температури практично однакове. Характеристики довготривалої міцності цієї групи сплавів при 1300 – 1400 К знаходяться на рівні $\sigma_{100} = 70 - 80$ МПа.

Жароміцні ніобієві сплави другої групи додатково вміщують тугоплавкі легуючі елементи – молібден, вольфрам і тантал, що підвищують температуру плавлення і міцність при робочих температурах. Представниками цієї групи сплавів є сплави ВН-2, ВН-2А, ВН-3, В-66, FS-85, D-31 (табл. 4, 5).

Таблиця 4 Вплив ступеню деформації ε , %, і температури відпалу на механічні властивості сплаву ВН-2

ε , %	Властивості	Вихідний	1273	1373	1473	1573	1673
50	σ_B , МПа	708	663	626	567	568	580
	$\sigma_{0,2}$, МПа	666	580	560	487	487	468
	δ , %	4	18	23	29	29	27
	HV , МПа	2450	2120	2040	1790	1820	1810
80	σ_B , МПа	751	726	674	590	510	670
	$\sigma_{0,2}$, МПа	700	664	624	531	468	600
	δ , %	5	14	18	25	28	27
	HV , МПа	2540	2245	2140	1900	1830	2140

Завдяки невеликому вмісту тугоплавких легуючих елементів сплави даної групи мають більш високі температури початку рекристалізації (1300 – 1500 К) і більш високий рівень міцності: 260 – 450 МПа у відпаленому стані при 1370 К. При 1470 К межа міцності знаходиться на рівні 190 – 280 МПа, а межа довготривалої міцності σ_{100} при 1370 К в 1,5 – 2 рази вище,

ніж у сплавів І групи (120 – 160 МПа). Сплави цієї групи добре обробляються тиском і використовуються в широкому асортименті напівфабрикатів (прутки, листи, труби тощо).

Таблиця 5 Механічні властивості вітчизняних сплавів системи Nb-Mo-Zr при різних температурах Θ , К

Сплав	Виріб, стан	Θ , К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
ВН-2А	Лист нагарт. деф. 80-90 %	293	787-880	608	4-5
		1373	441	...	10
		1773	98	...	17
ВН-2АЭМ	Те ж	293	686-883	608	4-5
		1373	440	...	10
		1573	98	...	17
ВН2АЭ	Лист рекр., 1573 К, 1 год.	293	534	326	22
		1373

Високоміцні ніобієві сплави (ВН-4, 5В2М, 5В2МЦ, 10В5МЦУ, F-48, D-43, Сb-752, Сb-291 й інші) відрізняються підвищеним вмістом вольфраму і молібдену (в сумі 20 – 25 %), в деяких із них – підвищеним вмістом карбідів або нітридів. Завдяки високій температурі солідусу і присутності зміцнюючої карбідної або нітридної фази високоміцні ніобієві сплави можуть успішно працювати при температурах до 1600 К. Дані про механічні властивості високоміцних ніобієвих сплавів наведені в таблицях 6 – 7.

Таблиця 6 Вплив ступеню деформації ϵ , %, і температури відпалу на механічні властивості сплаву ВН-2

ϵ , %	Властивості	Вихідний	1273	1373	1473	1573	1673
50	σ_B , МПа	708	663	626	567	568	580
	$\sigma_{0,2}$, МПа	666	580	560	487	487	468
	δ , %	4	18	23	29	29	27
	HV , МПа	2450	2120	2040	1790	1820	1810
80	σ_B , МПа	751	726	674	590	510	670
	$\sigma_{0,2}$, МПа	700	664	624	531	468	600
	δ , %	5	14	18	25	28	27
	HV , МПа	2540	2245	2140	1900	1830	2140

Недоліком сплавів третьої групи є низька пластичність при кімнатній температурі і погана оброблюваність тиском.

Таблиця 7 Механічні властивості вітчизняних сплавів системи Nb-Mo-Zr при різних температурах Θ , К

Сплав	Виріб, стан	Θ , К	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
ВН-2А	Лист нагарт. деф. 80-90 %	293	787-880	608	4-5
		1373	441	...	10
		1773	98	...	17
ВН-2АЭМ	Те ж	293	686-883	608	4-5
		1373	440	...	10
		1573	98	...	17
ВН2АЭ	Лист рекр., 1573 К, 1 год.	293	534	326	22
		1373

Для попередньої оцінки короточасної міцності пластичних сплавів при високих температурах можна використовувати приблизну лінійну залежність типу $\sigma_B = \kappa H$, де κ – постійний коефіцієнт, що залежить від природи матеріалу і методу виміру твердості, а H – твердість при температурі іспитів. Для багатьох ніобієвих сплавів $\kappa = 0,31 - 0,36$ (табл. 8).

Таблиця 8 Механічні властивості сплавів системи Nb-W-Mo-Zr при різних температурах Θ , К

Вміст, %			$\Theta = 300$ К			$\Theta = 1573$ К	
W	Mo	Zr	σ_B , МПа	δ , %	HV , МПа	σ_B , МПа	HV , МПа
Nb 100 %			417	16-24	1216	108	314
5,6	5,4	1,06	573	18-22	1853	301	902
7,6	2,6	0,76	680	14-19	1971	324	961
8,0	5,1	0,82	755	14-18	2108	355	1010
10,01	2,6	2,37	799	12-16	2197	309	853
14,8	3,4	1,82	877	9-12	2687	535	1030

Важливим фактором при виборі необхідних конструкційних матеріалів є характеристики питомої міцності. Найкращі характеристики при температурах $0,5 \Theta_{пл}$, $0,58 \Theta_{пл}$ і $0,62 \Theta_{пл}$ має сплав Nb-5Mo-5V-1Zr (В-66), інші найкращі сплави мають найвищі характеристики питомої міцності при різних температурах.

Фізичні властивості ніобієвих сплавів наведені в таблиці 9.

Таблиця 9 Фізичні властивості ніобієвих сплавів

Сплав	$T_{\text{солідус}}$	ρ , т/м ³	$T_{\text{рекрис.}}$	Сплав	$T_{\text{солідус}}$	ρ , т/м ³	$T_{\text{рекрис.}}$
H6	2741	8,58	...	FS-85	2863	10,78	1373
BH-2A	2693	8,65	1473	Cb-752	2703	3,03	1373
BH-3	2673	8,6	1473	Cb	2741	8,58	...
BH-4	2543	...	1673	Cb-1Zr	2742	8,57	...
D-43	2773	9,03	1423	FS-80	2663	8,56	1253
D-41	...	8,86	1813	D-14	2473	8,57	1273
F-44	2623	D-36	2203	7,91	1253
F-48	2753	9,42	1703	B-66	2643	8,43	1373
F-50	2703	9,14	1643	Su-31	2533	8,08	1373

Висновки

Застосування і виробництво ніобію швидко зростають, що обумовлено поєднанням таких його властивостей, як тугоплавкі, здатність утворювати жароміцні, надпровідні та інші сплави, корозійна стійкість, низька робота виходу електронів, гарна оброблюваність тиском на холоді і зварюваність.

Сплави на ніобієвій основі використовуються в атомних енергетичних реакторах: космічних, авіаційних, суднових і стаціонарних, в газових турбінах – як матеріали лопаток й інших високотемпературних деталей. Із них виготовляють сопла реактивних двигунів, несучих конструкцій і екранів космічних апаратів, що повертаються, трубопроводів рідких металів.

До головних недоліків ніобію і його сплавів як конструкційних матеріалів для високих температур відноситься велика схильність до окиснення при підвищених температурах і відносно низький модуль пружності.

Сучасні промислові сплави на основі ніобію як легуючі елементи вміщують добавки майже всіх тугоплавких металів. Деякі елементи підвищують температуру плавлення сплавів, деякі знижують її. При цьому титан, цирконій, гафній, ванадій, тантал, молібден і вольфрам утворюють з ніобієм ряд твердих розчинів; залізо, хром, нікель утворюють обмежені тверді розчини. Легуванням ніобію намагаються підвищити міцність, пластичність і окалиностійкість, при цьому вдається покращити одночасно тільки дві з цих властивостей.

Також ніобій негативно впливає на організм людини, металевий пил ніобію вогнебезпечний і подразнює очі та шкіру. Деякі сполуки ніобію дуже токсичні. ГДК ніобію в воді 0,01 мг/л. При попаданні в організм викликає роздратування внутрішніх органів і подальший параліч кінцівок.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін.; За ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
2. Структуры и свойства металлов и сплавов. Механические свойства металлов и сплавов: Справочник / Л. И. Тихонов, В. А. Кононенко, Г. И. Прокопенко, В. А. Рафаловский. – К.: Наукова думка, 1986. – 580 с.
3. Богушевський В. С., Сухенко В. Ю., Богушевська Н. В. Споживчі властивості металургійної продукції. Ч. 2. Споживчі властивості сплавів кольорових і тугоплавких металів. Посібник до вивчення. – К.: «ІЩ СПОВ», Електронне видання, 2011. – 97 с.
4. Мала гірнича енциклопедія. В 3-х т. / За ред. В. С. Білецького— Донецьк: Донбас, 2004.
5. Рідкісний ніобій на рідкоземельні ринку www.metalbulletin.ru/publications/1167/

УДК 669.2

СПОЖИВЧІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ МОЛІБДЕНУ

В. С. Богушевський, І. Ю. Піскова

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені галузі застосування, структура, хімічний склад і механічні властивості сплавів на основі молібдену

Приведены области применения, структура, химический состав и механические свойства сплавов на основе молибдена

The fields of application, the structure, f chemical composition and mechanical properties of molibden's alloys are discussed

Вступ

Серед тугоплавких металів з ОЦК ґраткою (вольфрам, молібдену, хрому, танталу, ванадію, ніобію) молібден має добре поєднання фізико-механічних властивостей, завдяки чому він і його сплави є перспективними конструкційними матеріалами як у полікристалічному, так і в монокристалічному стані. Висока температура плавлення ($\Theta_{\text{пл}} = 2893 \pm 10 \text{ K}$), високе значення модуля пружності й теплопровідності при відносно невисокій щільності ($10,22 \cdot 10^3 \text{ кг/м}^3$), відсутність поліморфних перетворень і малий коефіцієнт лінійного розширення сприяють його використанню при створенні жароміцних сплавів.

Вміст молібдену у земній корі ($3 \cdot 10^{-4} \%$) значно перевищує вміст таких металів, як вольфрам, ніобій і тантал. Успіх вакуумної металургії молібдену дозволив розробити технологію отримання в промисловому масштабі цілого ряду високо- і низьколегованих литих і деформованих сплавів, а успіх порошкової металургії сприяв розробці дисперсійно-зміцнюваних металокерамічних композицій.

Молібденові сплави широко використовуються для виготовлення деталей літаків, ракет і космічних апаратів, що працюють при високих температурах і напруженнях (носові конуси ракет, сопла ракетних двигунів, передні крайки летальних апаратів, рулі, деталі кріплення).

В хімічній промисловості сплави молібдену використовуються у середовищі H_2SO_4 , HCl , H_3PO_4 , у розплавах скла, солей та інших агресивних середовищах. Сплави молібдену використовуються як інструментальні

матеріали при гарячій обробці сталей і сплавів тиском, а також в електронній промисловості – у вигляді струмопідводів, пружних підвісок і т.д.

Особливо важливим і перспективним є використання молібдену і його сплавів в атомній техніці (лопатки гелієвих турбін, оболонки ТВЕЛів, стінки термоядерних реакторів, елементи термостійких перетворювачів, тощо).

Застосування молібдену та його сплавів

Молібден застосовують як легуючу добавку до різних сплавів, у тому числі до високоякісних сталей. Молібден і молібденові сплави використовуються в деталях, які тривалий час працюють у вакуумі до 1800 °С (в соплах ракет і в електровакуумних приладах), як конструкційний матеріал в енергетичних ядерних реакторах, для виготовлення обладнання, що працює в агресивних середовищах. Молібденовий дріт і молібденова стрічка служать для виготовлення високотемпературних печей, введів електричного струму в лампочках.

Молібден та його сплави відносяться до тугоплавких матеріалів. Для виготовлення обшивки головних частин ракет і літаків тугоплавкі метали і сплави на їх основі використовують у двох варіантах. В одному з варіантів ці метали служать лише тепловими екранами, які відокремлені від основного конструкційного матеріалу теплоізоляцією. У другому випадку тугоплавкі метали і їх сплави служать основним конструкційним матеріалом. Молібден займає друге місце після вольфраму і його сплавів по міцності. Однак, по питомій міцності при температурах нижче 1350-1450 °С молібден та його сплави займають перше місце. Таким чином, найбільше поширення для виготовлення обшивки та елементів каркаса ракет і надзвукових літаків отримують молібден і ніобій й їх сплави, що володіють більшою питомою міцністю до 1370 °С у порівнянні з танталом, вольфрамом і сплавами на їх основі.

Молібден - перспективний матеріал для обладнання, що працює в середовищі сірчаної, соляної та фосфорної кислот. У зв'язку з високою стійкістю молібдену в розплавленому склі його широко використовують в скляній промисловості, зокрема для виготовлення електродів для плавки скла. В реальний час з молібденових сплавів виготовляють прес-форми і стрижні машин для лиття під тиском алюмінієвих, цинкових і мідних сплавів. Висока міцність і твердість сплавів молібдену при підвищених температурах зумовили їх застосування в якості інструменту при гарячій обробці сталей і сплавів тиском (оправки прошивних станів, матриці).

Молібден істотно покращує властивості сталей. Присадка молібдену значно підвищує їх прогартованість. Невеликі добавки Мо (0,15-0,8 %) у конструкційні сталі настільки збільшують їх міцність, в'язкість і корозійну

стійкість, що вони використовуються при виготовленні найвідповідальніших деталей і виробів. Для підвищення твердості молібден вводять в сплави кобальту і хрому, які застосовують для наплавлення кромки деталей зі звичайної сталі, що працюють на знос (стирання). Також він входить до складу ряду жаростійких і кислототривких сплавів на основі нікелю, кобальту і хрому.

У чистому вигляді молібден застосовують у вигляді стрічки або дроту, в якості нагрівальних елементів електропечей, що працюють в атмосфері водню при температурах до 1600 ° С. Молібденовий дріт і жерсть широко використовуються в радіоелектронній промисловості і рентгенотехніці для виготовлення різних деталей електронних ламп, рентгеновських трубок та інших вакуумних приладів.

Сполуки молібдену - сульфід, оксиди - є каталізаторами хімічних реакцій, пігментами барвників, компонентами глазурі. Також молібден як мікродобавка входить до складу добрив. Гексафторид молібдену застосовується при нанесенні металевого молібдену на різні матеріали. MoSi_2 використовується як тверде високотемпературне мастило. Чистий монокристалічний молібден використовується для виробництва дзеркал для потужних газодинамічних лазерів. Теллурид молібдену є дуже хорошим термоелектричним матеріалом для виробництва термоелектрогенераторів (термо-е.р.с 780 мкВ/К). Молібденовий ангідрид широко застосовується в якості позитивного електрода в літєвих джерелах струму.

Також знаходять застосування і хімічні сполуки молібдену. Дисульфід MoS_2 і MoSe_2 молібдену використовують як мастило деталей для тертя, що працюють при температурах від -45 до + 400 °С. У лакофарбовій та легкій промисловості для виготовлення фарб і лаків і для фарбування тканин і хутра в якості пігментів застосовують ряд хімічних сполук Мо.

Хімічний склад і механічні властивості молібдену та молібденових сплавів

Переваги та недоліки молібдену.

Переваги:

1. Має високу жароміцність.
2. Молібден має високий модуль пружності.
3. Малий температурний коефіцієнт розширення.
4. Гарна термостійкість.
5. Для молібдену характерна висока корозійна стійкість. Цей метал стійкий в більшій частині лужних розчинів, а також в сірчаної, соляної та плавикової кислотах при різних температурах і концентраціях.

Недоліки:

1. Висока крихкість зварних швів.
2. Мала пластичність при низьких температурах.
3. Володіє невеликою окаленістю.

Суттєвим недоліком молібденових сплавів, як і більшості тугоплавких сплавів, є висока температура холодноламкості (більше 400 К) в литому і рекристалізованому стані, що зв'язано з присутністю домішок впровадження і характером їх розподілення. По цій причині сучасні жароміцні молібденові сплави є низьколегованими (табл. 1 – 3) і звичайно вміщують 1 – 2 % легуючих елементів.

Таблиця 1 Фізичні та механічні властивості молібдену

Властивість	Значення
Атомний номер	42
Атомна маса	95,94
Параметр елементарної комірки, нм	0,31470
Атомний діаметр, нм	0,272
Густина при 20°C, г/см ³	10,2
Температура плавлення, °C	2610
Температура кипіння, °C	4612
Теплота плавлення, кДж/моль:	28
Теплота випаровування, кДж/моль:	590
Молярний об'єм, см ³ /моль:	9,4
Питома теплоємність, Дж/(г·К)	0,256
Теплопровідність, Вт/(м·К)	142
Коефіцієнт лінійного розширення, 10 ⁻⁶ К ⁻¹	4,9
Електроопір, мкОм·см	5,70
Модуль Юнга, ГПа	336,3
Модуль зсуву, ГПа	122
Коефіцієнт Пуассона	0,30
Твердість, НВ	125
Колір іскри	Короткий жовтий переривчастий пучок іскор
Група металів	Тугоплавкий метал

Таблиця 2 Хімічний склад сплавів на основі молібдену за нормативним документом (НД)

Сплав	Вміст легуючих елементів і домішок, %	НД
Технічно чисті сплави		
МЧ	99,96 Мо; інші $\leq 0,04$; 0,015 С	М1
МЧК	99,94 Мо; інші $\leq 0,4$; 0,01-0,02 Si	М1
МК	99,92Мо; інші $\leq 0,04$; 0,02-0,04 Si	
МС	99,89 Мо; 0,02-0,1 (Co+Fe+Ni)	
МРН	99,92 Мо; інші $\leq 0,08$	
ЦСДМ	99,87Мо; 0,02Al; 0,005Ti, Cr; 0,016 Si; 0,08C	М1
МЧВП	99,92Мо; 0,03С; інші $\leq 0,4$; 0,005O ₂ , N ₂	М2
ОЧМ	Монокристали: 0,003 Fe, Al, N, C, Si; 99,97Мо	М3
ОЧМ-ОМ	99,97(Мо+W); 0,5W; 0,006С; інші $\leq 0,002$	М4
Низьколеговані сплави		
ЦМ-2А	0,07-0,15Zr; 0,07-0,30Ti; 0,004C	М5
ВМ-1	0,08-0,25Zr; 0,4Ti; 0,01C; 98,8Мо; W $\leq 0,6$	М5
ЦМ-6	0,2 Zr; 0,03В; 0,004C	
МТ	0,3-0,5Ti; 0,007C	М6
МЛТ	0,1-0,5Ti; 0,01-0,02C; 0,05 La	
ТСМ-3	0,06-0,1C; 0,03-0,1Ni	М7
Двофазні сплави		
ВМ-2	0,4Zr; 0,2Ti; 0,02C	
ВМ-3	0,3-0,6Zr; 0,8-1,3Ti; 1,0-1,8Nb; 0,25-0,5C	
ЦМ-5	0,4-0,6Zr; 0,05C	
ТСМ-4	0,15-0,25Zr; 0,05-0,10Ni; 0,03C	М8
ТСМ-5	0,3-1,5Zr; 0,8-1,3Ti; 0,01-0,1Ni; 0,045-0,15C	
ЦМВ30	30W; 0,01C; додатки Zr, Ti, В; Al	
ЦМ-10	0,02Al; 0,002В; 0,003C	
МР47-ВП	42-47Re; інші $\leq 0,05$	М9
ВМ-1Д	0,1-0,2Ti; 0,1-0,15Zr; 0,02C	
МТАН	4,5-5,5Ti; 0,4-0,5Ni; 15Nb	

Таблиця 3 Механічні властивості сплавів на основі молібдену

Сплав	Виріб	Θ, К	σ _В , МПа	δ, %	σ ₁₀₀ , МПа
МЧ	Дріт, $d=1\text{мм}$,отж.	300	500	2	...
МЧК	Пруток деф., $d=0,5\text{мм}$ $d=0,4-1\text{мм}$	300	900
		300	1000	3	...
МК	Пруток отж.	300	700	3	...
МС	Те ж, $d=0,02\text{мм}$	300	620	3	...
МРН	Пруток деф., $d=1,0\text{мм}$	300	800	2	...

Продовження табл. 3

Сплав	Виріб	Θ, К	σ _В , МПа	δ, %	σ ₁₀₀ , МПа
ЦСДМ	Лист отж.	300	679	28	...
		1473	124	29	40
МЧВП	Пруток деф., d=5,0мм	300	600	17	...
ОЧМ	Зонна вакуум. плавка	300	460	23	...
ОЧМ-ОМ	Зонна вакуум. плавка
ЦМ-2А	Пруток деф., d=18мм	300	800	27	...
		1473	222	...	10
ВМ-1	Лист деф.	300	760	25	...
		1473	252	22	90
ЦМ-6	Гарячекатаний	1473	350	12	130
МТ	Те ж	1253	457	15	274
		1588	140	71	73
МЛТ	Рекристалізований	300	380	1,5	...
		1473	90	38	...
ТСМ-3	Гарячекатаний	300	942	24,1	
ВМ-2	Деформований	300	686	12	...
		1473	442	15	150
ВМ-3	Отж.	300	830	0	...
		1573	520	10	157 (973К)
ЦМ-5	Деформований	300	800	5	...
ТСМ-4	Те ж	300	770	18	...
ТСМ-5	«»	300	950	25	...
ЦМВ30	Отж.	300	680	34	...
ЦМ-10	Гарячекатаний	300	770	14	...
		1473	200	20	...
МР47-ВП	Отж.	300	1000	17	
ВМ-1Д	Гарячекатаний	300	780	22	
МТАН	Гарячекатаний	873	500	1	...
		1673	300	...	250

Характеристики закордонних сплавів наведені в таблиці 4.

Таблиця 4 Хімічний склад і механічні властивості закордонних сплавів на основі молібдену при температурах Θ, К

Сплав	Склад	Стан	Θ, К	σ _В , МПа	δ, %	σ ₁₀₀ , МПа
ТМ	0,5Ti; 0,002-0,5C	Отж.	300	773	29	365
			1253	452	25	...
			1588	127	53	69

Продовження табл. 4

Сплав	Склад	Стан	Θ , К	σ_B , МПа	δ , %	σ_{100} , МПа
TZM	0,5Ti; 0,08Zr; 0,015C	Спец. ТО	300 1588	840 310	29 31	... $\sigma_{10}=159$
TZC	1,0Ti; 0,14 Zr; 0,02-0,08C	Те ж	300 1588	950 379	22 193
Mo-5 Re	5 Re	Те ж	1921	14	...	7
Mo-30W	30W	Те ж	1363	344	...	138

Найбільш ефективними зміцнювачами молібдену є цирконій, гафній, титан, ніобій і вольфрам. Вольфрам і тантал підвищують температуру плавлення сплавів молібдену, а інші, що введені у невеликих кількостях, знижують її незначно. Температура рекристалізації деформованих молібденових сплавів суттєво підвищується при введенні малих домішок цирконію, гафнію, титана, при цьому титан зменшує схильність сплавів до крихкого руйнування. Вплив невеликих добавок легуючих елементів на короточасні властивості й межу довготривалої міцності низьколегованого молібдену наведено в таблицях 5 – 7.

Таблиця 5 Механічні властивості невідпаленого прокату технічно чистого молібдену при температурі 300 К

d , мм	ОЧМ (ТУ 48.19.200-75)		МС (ОСТ 11.021.004-76)		МЧ і МЧВП (ТУ 48.19.250-77)	
	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %	σ_B , МПа	δ , %
0,015-0,019	1892
0,020-0,050	1795
0,051-0,070	981	2,0	1697
0,101-0,150	930	5,0	1402
0,25	957	12,0	830-880
0,5-1,25	830-880	8	1180	1,5
3,5-5,0	830-880	...	590	17,0

Підвищена пластичність при температурах вище 600 К з невисокими характеристиками довготривалої міцності характерна для сплавів МТ, МЛТ, МС, МК, що використовуються в області робочих температур до 1400 К.

Таблиця 6 Залежність механічних властивостей технічно чистого молібдену (деформованого) від температури іспитів Θ , К

Θ , К	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ , %	
	МЧ	ДВП	МЧ	ДВП	МЧ	ДВП
300	630	640	530	515	35	31

Продовження табл. 6

Θ, К	σ _B , МПа		σ _{0,2} , МПа		δ, %	
	МЧ	ДВП	МЧ	МЧ	ДВП	МЧ
673	385	...	370	...	31	...
1273	276	255	214	226	22	20
1473	200	...	78	...	20	...
1773	108	44	27	48
2073	40	17	...

Таблиця 7 Залежність механічних властивостей і довготривалої міцності сплаву ЦМ-2А (деформований) від температури іспитів Θ, К

Θ, К	σ _B , МПа	δ, %	φ, %	σ ₁₀ , МПа	σ ₁₀₀ , МПа	σ ₁₀₀₀ , МПа
1273	343	18	90	294	275	...
1473	216	18	90	108	98	96
1673	196	20	90	...	49	39
1773	108	28	90	37,3	34,3	24,5
2073	39	35	80	8,8	5,9	4,9
2273	20	40	80

Сплави з високим значенням короточасної міцності, що вміщують нікель, кобальт або невеликі добавки титану і цирконію при обмеженому (до 0,01 %) вмісті вуглецю (BM1, BM2, ЦМ2А, TZM), малопластичні при кімнатній температурі в литому стані. В деформованому стані ці сплави мають добру пластичність і ударну в'язкість при кімнатній і підвищених температурах. Присутність невеликих добавок цирконію, танталу і гафнію підвищує характеристики довготривалої міцності (табл. 8).

При більш високих температурах помітніший вплив твердорозчиненого вольфраму і ренію (сплави ЦВМ-30, МР47ВП). Як розкиснювачі в цих сплавах використовують невеликі добавки вуглецю, титану, цирконію і бора. У високотемпературній області широко використовують сплави з карбідним і нітридним зміцненням, що вміщують титан, ніобій або цирконій. В залежності від співвідношення карбідоутворюючого елемента і вуглецю виділяються або дрібнодисперсні частки TiC, або грубі карбідні включення. Максимальна короточасна міцність у сплавах з титаном досягається при C/Ti = 0,15, коли основна фаза – TiC. При C/Ti > 0,15 переважають більш грубі включення Mo₂C. При 1368 К сплав типу ТМ (0,5Ti–0,02C, C/Ti = 0,04) в наклепаному стані має σ_B в 1,5, а довготривалу міцність у 3 рази вищу, ніж у молибдену (414 і 234 у порівнянні з 279 і 83 МПа відповідно). Сплав Mo–3,2Ti–0,5C, C/Ti =

0,16 має ще більш високу міцність. При 1588 К σ_b цього сплаву в 1,8 рази вище, ніж у ТМ (248 і 137 МПа).

При одночасному легуванні титаном, цирконієм і вуглецем досягаються найкращі параметри довготривалої міцності (табл. 8).

Таблиця 8 Межа довготривалої міцності подвійних молібденових сплавів (рекристалізованих) при підвищених температурах

Вміст, %	σ_{100} , МПа, при Θ , К		Вміст, %	σ_{100} , МПа, при Θ , К	
	1253	1368		1253	1368
Нелегований	80-100	63-80	0,11Cr	90	63
0,53Al	113	70	10W	95	80
1,26Ti	265	155	0,05Ni	90	63
0,12Zr	225	167	0,05Co	148	110
0,20Hf	198	150	0,1ZrO ₂	166	...
0,87V	151	98	20Re	137	...
0,75Nb	200	126			

Сплав Мо–1,27Ti–0,29Zr–0,30C (типу TZC) при 1588 К в наклепаному стані має $\sigma_{100} = 227$ МПа. Між межею міцності і довготривалої міцності кореляція відсутня. Сплав Мо–25W–0,1Zr–0,05C в наклепаному стані при 1588 К має $\sigma_b = 510$ МПа і $\sigma_{100} = 82,4$, а наклепаний сплав Мо–1,27Ti–0,29Zr–0,30C має $\sigma_b = 421$ МПа і $\sigma_{100} = 227$ МПа. Вважають, що відмінність в поведінці при короткочасних і довготривалих іспитах зв'язана із стійкістю різних карбідних фаз й їх дисперсністю. Вище 2330 К стійка тільки Мо₂C, нижче 1920 К – тільки TiC. В проміжному інтервалі можуть одночасно існувати Мо₂C і TiC. Тому ефект зміцнення в сплаві Мо–TiC досягається завдяки розчиненню карбідів (TiC, ZrC і Мо₂C) і наступному старінню з виділенням дрібнодисперсних часток TiC. Якщо не весь вуглець зв'язаний в TiC, то утворюється сітка Мо₂C по межах зерен, суттєво окрихчуючи сплав. Тому обробка сплавів подібного типу потребує дуже точного витримування технології. Карбід цирконію в цих сплавах – другорядна фаза. В сплавах ТСМ-3 і ТСМ-4 мікродобавки нікелю при кімнатній температурі підвищують пластичність, знижують міцність, а при високих температурах сприяють зміцненню. Така аномальна поведінка нікелю зв'язана з модифікуючою дією нікелю при підвищених температурах.

Сплав ЦМ-6 і ЦМ-10 вміщує мікродобавки бору, що подрібнює зерна литого молібдену. Добавки як розкиснювачів цирконію в (ЦМ-6) і алюмінію в (ЦМ-10) покращують пластичність литого молібдену і зварюваність.

Створення коміркової полігональної структури в сплавах на основі молібдену покращує їх технологічні властивості: знижує температуру холодноламкості, підвищує пластичність і ударну в'язкість. Зокрема, до таких ефектів приводить деформація в умовах усебічного тиску рідиною (гідроекструзія) (табл. 9). Для роботи при високих температурах перспективні сплави з нітридним зміцненням типу МТАН.

Таблиця 9 Вплив ступеня деформації (ϵ , %) при прокатці при температурі 1473 К на механічні властивості сплаву ЦМ-2А

ϵ , %	σ_B , МПа	δ , %	HRB	Кут вигибу
23	777	8	93,5	8/8
48,6	802	12	98,7	10/120
68	829	11	99	50/120
80	840	17	99	50/120
95	840	18	100	65/120

Висновки

Висока температура плавлення ($\Theta_{пл} = 2893 \pm 10$ К), високе значення модуля пружності й теплопровідності при відносно невисокій щільності ($10,22 \cdot 10^3$ кг/м³), відсутність поліморфних перетворень і малий коефіцієнт лінійного розширення сприяють використанню молібдену при створенні жароміцних сплавів.

Суттєвим недоліком молібденових сплавів, як і більшості тугоплавких сплавів, є висока температура холодноламкості (більше 400 К) в литому і рекристалізованому стані, що зв'язано з присутністю домішок впровадження і характером їх розподілення. По цій причині сучасні жароміцні молібденові сплави є низьколегованими і звичайно вміщують 1 – 2 % легуючих елементів.

Температура рекристалізації деформованих молібденових сплавів суттєво підвищується при введенні малих домішок цирконію, гафнію, титана, при цьому титан зменшує схильність сплавів до крихкого руйнування.

У високотемпературній області широко використовують сплави з карбідним і нітридним зміцненням, що вміщують титан, ніобій або цирконій. В залежності від співвідношення карбідоутворюючого елемента і вуглецю виділяються або дрібнодисперсні частки TiC, або грубі карбідні включення. Максимальна короточасна міцність у сплавах з титаном досягається при C/Ti = 0,15, коли основна фаза – TiC. При C/Ti > 0,15 переважають більш грубі включення Mo₂C. При одночасному легуванні титаном, цирконієм і вуглецем досягаються найкращі параметри довготривалої міцності.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін.; За ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
2. Структуры и свойства металлов и сплавов. Механические свойства металлов и сплавов: Справочник / Л. И. Тихонов, В. А. Кононенко, Г. И. Прокопенко, В. А. Рафаловский. – К.: Наукова думка, 1986. – 580 с.
3. Богушевський В. С., Сухенко В. Ю., Богушевська Н. В. Споживчі властивості металургійної продукції. Ч. 2. Споживчі властивості сплавів кольорових і тугоплавких металів. Посібник до вивчення. – К.: «ІЩ СПОВ», Електронне видання, 2011. – 97 с.
4. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. Б. А. Колачев, В. А. Ливанов, В. И. Елагин.
5. Металлургия цветных металлов. Н. И. Уткин.

УДК 621.74.043.2

НЕЧІТКЕ РЕГУЛЮВАННЯ В СИСТЕМІ УПРАВЛІННЯ МАШИНОЮ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

В. С. Богушевський, Р. В. Самарай

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Автоматична система керування (АСК) забезпечує нормальну роботу комплексів ЛПТ при мінімальній собівартості продукції, підвищує якість і розширює асортимент відливок, що виплавляються. Основним завданням є підвищення ефективності керування процесом ЛПТ шляхом удосконалення й впровадження системи управління, в основі якої лежать моделі нечіткої логіки, з автоматичним вибором структури математичної моделі й самонастроювання її параметрів для безперервного функціонування в режимі керування. Досліджений контур регулювання температури прес-форми машини ЛПТ як найбільш важливий і складний в регулюванні. Регулювання температури прес-форми проводимо за рахунок зміни температури термостатуючої рідини, тому за вхідні параметри процесу обрано – температуру термостатуючої рідини і прес-форми, відхилення температури прес-форми від заданного значення, (помилка регулювання), швидкість та прискорення зміни відхилення та задане значення температури термостатуючої рідини. Поточне значення температури прес-форми, термостатуючої рідини на вході й виході порожнини теплообмінника ливарної форми вимірюється термопарами. Значення кожного параметру розділені на терм-множини та обрані відповідні діапазони зміни для кожного терму. Дослідження функцій приналежності у вигляді рівнобедреного трикутника, гаусових і трикутних, що перетинають весь діапазон зміни значень параметру показали, що найкращі перехідні характеристики при регулюванні досягаються при використанні трикутних, що перетинають весь діапазон

Автоматическая система управления (АСУ) обеспечивает нормальную работу комплексов ЛПД при минимальной себестоимости продукции, повышает качество и расширяет асортимент выплавляемых отливок. Основной задачей является повышение эффективности управления процессом ЛПД путем усовершенствования и внедрения системы управления, в основе которой лежат модели нечеткой логики, с автоматическим выбором структуры математической модели и

самонастройки ее параметров для непрерывного функционирования в режиме управления. Исследован контур регулирования температуры пресс-формы машины ЛПД как наиболее важный и сложный в регулировании. Регулирование температуры пресс-формы проводим за счет изменения температуры термостатирующей жидкости, поэтому за входящие параметры процесса избрана – температура термостатирующей жидкости и пресс-формы, отклонения температуры пресс-формы от заданного значения, (ошибка регулирования), скорость и ускорение изменения отклонения и заданное значение температуры термостатирующей жидкости. Текущее значение температуры пресс-формы, термостатирующей жидкости на входе и выходе полости теплообменников литейной формы измеряется термодарами. Значение каждого параметра разделены на термножества и выбраны соответствующие диапазоны изменения для каждого терма. Исследование функций принадлежности в виде равнобедренного треугольника, гауссовых и треугольных, пересекающих весь диапазон изменения значений параметра показали, что лучшие переходные характеристики при регулировании достигаются при использовании треугольных, пересекающих весь диапазон

Automatic control system (ACS) provides normal operation IMP systems with minimal production costs, improves quality and expands assortment casting, investment casting. The main objective is to improve the management process by improving the IMP and management system, which is based on fuzzy logic models with automatic selection of the structure of the mathematical model and its self-tuning parameters for continuous operation mode control. Investigated circuit temperature control mold machine IMP as the most important and difficult to regulate. Temperature regulation molds produce by changing the temperature thermostating fluid as input parameters for the selected process - temperature thermostating fluid and molds, temperature deviation from the mold default value (error adjustment), speed and acceleration changes and deviations given value thermostating temperature liquid. The current temperature of the mold, thermostating fluid inlet and outlet cavity mold heat exchanger measured by thermocouples. The value of each parameter is divided into term-set and selected the appropriate range of variation for each term. Study on accessories in the form of an isosceles triangle, Gaussian and triangular crossing the entire range of variation of the parameter values showed that the best transient response in the regulation achieved with triangular crossing the entire range

Вступ

Виробництво ЛПТ характеризується використанням засобів автоматизації й обчислювальної техніки для керування процесом. Автоматична система керування (АСК) забезпечує нормальну роботу комплексів ЛПТ при мінімальній собівартості продукції, підвищує якість і розширює асортимент відливок, що виплавляються.

Передовими закордонними і вітчизняними фірмами розроблено багато моделей систем керування машин ЛПТ. Закордонні розробки орієнтуються на високу якість вихідних матеріалів, що практично недосяжно для підприємств України. Тому впровадження таких розробок не призводить до позитивних результатів при роботі на вітчизняних підприємствах. Вітчизняні розробки, як правило, орієнтовані на стабілізацію окремих параметрів процесу лиття і оснащені АСК на базі стандартних ПІ- і ПІД-регуляторів. Це призводить до низької ефективності керування, підвищує брак виробництва виливків. Основною причиною цього є нестаціонарність окремих складових технологічного процесу в умовах постійних настроєк регуляторів.

Робота виконувалась в НТУУ «Київський політехнічний інститут по темі «Система керування машинами лиття під тиском на основі нечіткої логіки», Державний реєстраційний номер 0114U002566.

Система управління, що розроблена на кафедрі ФХОТМ НТУУ «КПІ», вирішує наступні задачі: термостатування сплаву в заливальній установці [1]; розрахунок і регулювання дози сплаву [2]; регулювання температури робочої рідини у гідросистемі [3], тиску робочої рідини машини ЛПТ [3, 4]; розрахунок і регулювання тривалості кристалізації відливки й прес-залишку [5]; контроль положення і регулювання швидкості прес-поршня при запресовці [6]; регулювання тиску і тривалості підпресовки [3, 4], змикання форми й зусилля закривання [7]; програмне керування циклом машини ЛПТ, маніпулятора знімання відливок й змащувальника [8].

Постановка задачі

Мета роботи – підвищення ефективності керування процесом ЛПТ шляхом удосконалення й впровадження системи управління, в основі якої лежать моделі нечіткої логіки, з автоматичним вибором структури математичної моделі й самонастроювання її параметрів для безперервного функціонування в режимі керування.

Результати досліджень

Досліджений контур регулювання температури прес-форми машини ЛПТ як найбільш важливий і складний в регулюванні [9].

Теплообмінник є типовим об'єктом управління з запізнюванням. Останнє значно зменшує швидкодію системи і динамічну точність об'єкта управління. Передаточна функція такого об'єкта $W_o(s) = e^{-sT} G(s)$, де $G(s)$ – передаточна функція об'єкта без запізнення. Найбільш ефективним методом боротьби з запізненням є охопчування регулятора Р ланкою зворотного зв'язку з передаточною функцією $W_{oc}(s) = (1 - e^{-sT})G(s)$, яку називають предиктором (випереджувачем) Сміта. Структурні схеми систем автоматичного управління (САУ) з предиктором Сміта наведені на рис. 1 а, б. Предиктор Сміта може бути включений також паралельно об'єкту управління, як показано на рис. 1 в, г [10].

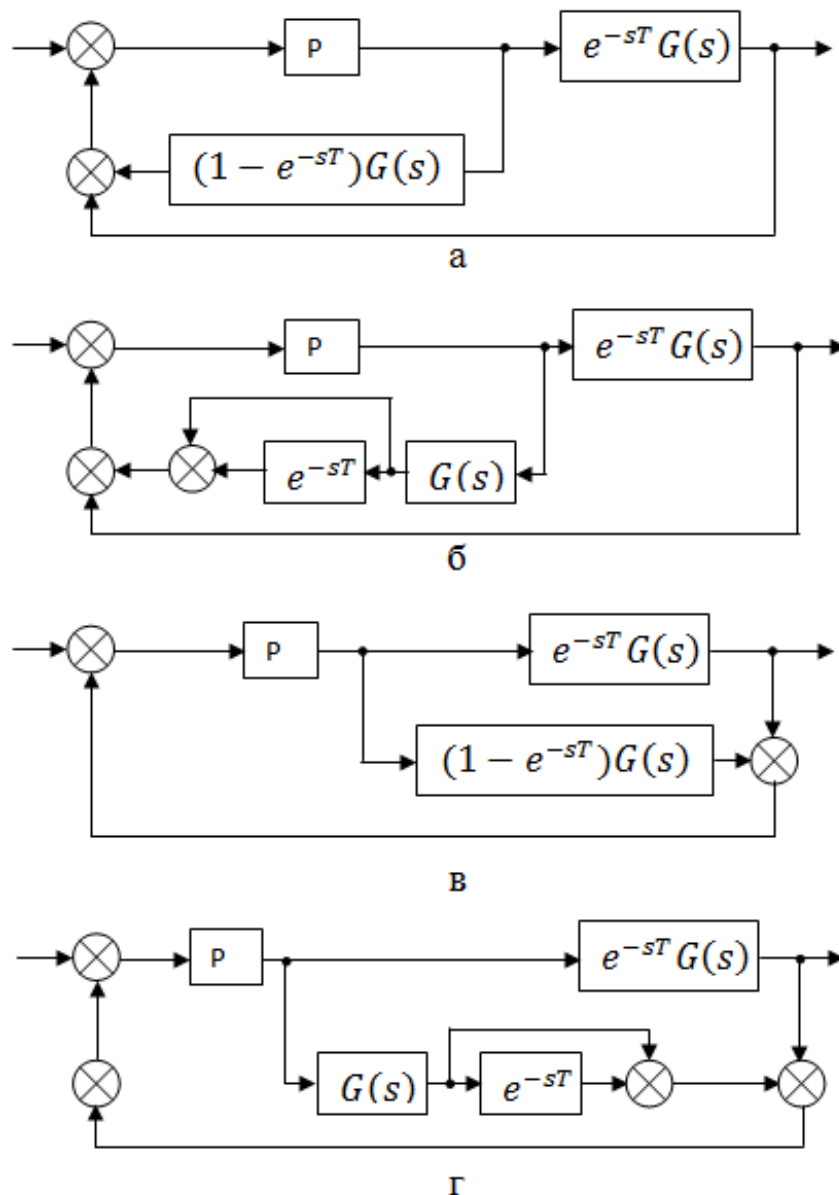


Рис. 1 Структурні схеми САУ з предиктором Сміта

Для всіх схем передаточна функція замкнутої системи управління $W_s(s)$ має вигляд

$$W_s(s) = \frac{W_p(s)G(s)}{1+W_p(s)G(s)} e^{-sT} \quad (1)$$

де $W_p(s)$ – передаточна функція регулятора.

Якщо синтезувати регулятор для об'єкта без запізнювання $G(s)$, то при наявності запізнення якість перехідного процесу не змінеться, а відбувається лише зміщення вихідної змінної системи на час запізнення T . Ланку запізнення з передаточною функцією e^{-sT} при моделюванні реалізуємо наближенням Паде першого порядку

$$e^{-sT} \approx \frac{2-Ts}{2+Ts}, \quad (2)$$

або наближенням Паде другого порядку

$$e^{-sT} \approx \frac{12-6Ts+T^2s^2}{12+6Ts+T^2s^2}. \quad (3)$$

При проектуванні системи управління з оптимальним за швидкодією цифровим регулятором і об'єктом управління з чистим запізненням так, щоб система «апроксимувала» довільне вхідне діяння сигналом, який лінійно змінюється на інтервалах регулювання, необхідно визначати оптимальні керуючі діяння на об'єкт управління. Ці діяння на об'єкт управління з передаточною функцією $e^{-sT}G(s)$ можна знайти модифікуючи формули, що отримані в роботах [11], для оптимальних керуючих діянь на об'єкт управління з передаточною функцією $G(s)$ наступним чином:

1. Інтервал регулювання визначити як $t_p = Nh + \tau$, де N – порядок передаточної функції об'єкта управління, h – крок квантування у цифровому регуляторі, $T \equiv \tau$ – час запізнення.

2. Оскільки за час запізнення помилка змінюється на величину $\tau\Delta\sigma$, то замість помилки системи θ_n в момент початку n -го інтервалу регулювання (в момент nt_p) у формули необхідно підставити $\theta_n + \tau\Delta\sigma$, де $\Delta\sigma = \sigma_n - \sigma_{n-1}$, тут σ_n – перша різниця вхідного діяння на n -му інтервалі регулювання $nt_p \leq t \leq (n+1)t_p$, σ_{n-1} – перша різниця вхідного діяння на $(n-1)$ -му інтервалі регулювання $(n-1)t_p \leq t \leq nt_p$.

Наприклад, на вхід об'єкта управління, математична модель якого описується передаточною функцією $G(s) = \alpha[s(s+a)(s+b)]^{-1}$ на n -му інтервалі регулювання $nt_p \leq t \leq (n+1)t_p$ необхідно подавати діяння:

$$\begin{cases} m_0 = K_0(\Delta U + S_0 \Delta \sigma) + R\sigma_{n-1}; nt_p \leq t \leq nt_p + h; \\ m_1 = K_0[q_1(\Delta U + S_0 \Delta \sigma) + h\Delta \sigma] + R\sigma_{n-1}; nt_p + h \leq t \leq nt_p + 2h; \\ m_2 = K_0[q_2(\Delta U + S_0 \Delta \sigma) + h\Delta \sigma(1 + q_1)] + R\sigma_{n-1}; nt_p + 2h \leq t \leq nt_p + 3h; \end{cases} \quad (4)$$

де $K_0 = \frac{ab}{\alpha h(1-A)(1-B)}$; $S_0 = 3h + \frac{a+b}{ab} - \frac{h(2+q_1)}{(1-A)(1-B)}$; $R = \frac{ab}{\alpha}$;
 $q_1 = -(A+B)$; $q_2 = AB$; $A = e^{-ah}$; $B = e^{-bh}$.

$\Delta U = \theta_n$. Тут θ_n – помилка системи в момент n -го інтервала регулювання, тобто помилка системи в момент nt_p . Інтервал регулювання $t_p = Nh = 3h$ ($N = 3$ – порядок об'єкта; h – крок квантування; на $(n-1)$ -му інтервалі регулювання $(n-1)t_p \leq t \leq nt_p$ вхідне діяння характеризується першою різницею σ_{n-1} , на n -му інтервалі регулювання $nt_p \leq t \leq (n+1)t_p$ – першою різницею σ_n ; $\Delta \sigma = \sigma_n - \sigma_{n-1}$, $n = 0, 1, 2, \dots$

Підкреслимо, що m_0, m_1, m_2 – прямокутні керуючі імпульси, кожний з яких має тривалість h і відповідну амплітуду. Якщо число імпульсів N , де N – порядок об'єкта, то інтервал регулювання $t_p = Nh$.

На вхід об'єкта керування з передаточною функцією $G(s) = \alpha e^{-\tau s} [s(s+a)(s+b)]^{-1}$ необхідно, починаючи з моменту nt_p , подавати діяння:

$$\begin{cases} m_0 = K_0(\Delta U + \tau \Delta \sigma + S_0 \Delta \sigma) + R\sigma_{n-1}; nt_p \leq t \leq nt_p + h; \\ m_1 = K_0[q_1(\Delta U + \tau \Delta \sigma + S_0 \Delta \sigma) + h\Delta \sigma] + R\sigma_{n-1}; nt_p + h \leq t \leq nt_p + 2h; \\ m_2 = K_0[q_2(\Delta U + \tau \Delta \sigma + S_0 \Delta \sigma) + h\Delta \sigma(1 + q_1)] + R\sigma_{n-1}; nt_p + 2h \leq t \leq nt_p + 3h; \end{cases} \quad (5)$$

а також $m_3 = R\sigma_{n-1}$, якщо

$$nt_p + 3h \leq t \leq nt_p + 3h + \tau. \quad (6)$$

Порівнюючи вирази (4) і (5) відмітимо, що для об'єкта із запізнюванням можна використовувати формули (4) замість формул (5) для керуючих імпульсів, але для цього необхідно у формулах (4) величину S_0 замінити новим значенням $S_0^* = S_0 + \tau$:

$$S_0^* = 3h + \frac{a+b}{ab} - \frac{h(2+q_1)}{(1-A)(1-B)} + \tau. \quad (7)$$

При розрахунках можна час запізнювання τ (особливо при великому запізнюванні) виражати через ціле число кроків квантування $\tau = Lh$. Тоді інтервал регулювання можна визначити як $t_p = (N + L)h$. При цьому у кожному інтервалі регулювання після N прямокутних керуючих імпульсів проходить L прямокутних імпульсів однакової амплітуди $R\sigma_{n-1}$.

Якщо τ менше h , то зручно крок квантування h виражати через ціле число інтервалів запізнювання τ : $h = M\tau$. Тоді інтервал регулювання можна визначити як $t_p = Nh + \tau = (NM + 1)\tau$.

Коефіцієнти a, b, α – нечіткі величини, значення яких визначаються за наступними формулами

$$a(\tau) = 0,41 - 0,01\tau + 0,00011\tau^2 - 0,000005\tau^3 + 0,0000000008\tau^4;$$

$$b(\tau) = 1,27 - 0,021\tau + 2,6 \times 10^{-4}\tau^2 - 1,6 \times 10^{-6}\tau^3 + 0,5 \times 10^{-9}\tau^4 - 0,5 \times 10^{-11}\tau^5;$$

$$\alpha(\tau) = 193,6883 - 4,37\tau + 0,053\tau^2 - 0,31 \times 10^{-4}\tau^3 + 0,9 \times 10^{-6}\tau^4 - 0,1 \times 10^{-8}\tau^5,$$

де τ – поточний час, с.

Система регулювання (рис. 2) виконана на стандартних засобах вимірювання і регулюючому мікроконтролері. В якості датчиків температури використані датчики системи Метран-270МП [12], датчиків тиску і витрати – датчики системи Метран-100, датчики вилучення відливки і наявності металу в прес-формі виконані на базі безконтактного датчика положення типу БК. Блоки управління охолодженням і нагрівом представляють собою підсилювачі, що перетворюють одиничний вихідний сигнал контролера в напругу ~ 110 В для включення відповідно електромагнітного клапана магістралі охолоджуючої води і магнітного пускателя, який управляє нагрівом теплоносія.

Регулювання температури прес-форми проводимо за рахунок зміни температури термостатуючої рідини. Тому за вхідні параметри процесу обрано – температуру термостатуючої рідини і прес-форми, відхилення температури прес-форми від заданного значення, (помилка регулювання), швидкість та прискорення зміни відхилення та задане значення температури термостатуючої рідини.

Поточне значення температури прес-форми, термостатуючої рідини на вході й виході порожнини теплообмінника ливарної форми вимірюється термопарами.

Значення кожного параметру розділені на терм-множини (табл. 1) та обрані відповідні діапазони зміни для кожного терму.

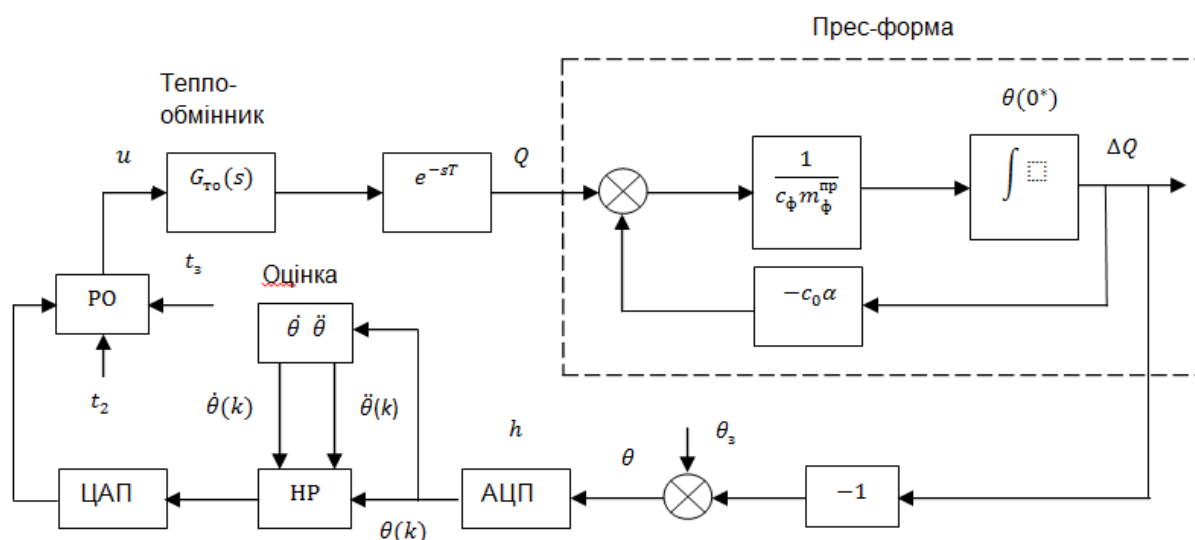


Рис. 2. Замкнута система автоматичного

Таблиця 1 Вхідні та вихідні параметри, чіткі та лінгвістичні змінні, та інтервали зміни

Вхідні/вихідні параметри	Символ	Чіткі та лінгвістичні змінні, та інтервали зміни				
Поточне значення температури термостатуючої рідини, $^{\circ}\text{C}$	t_p	Низьке А	Нижче середнього В	На середині С	Вище середнього D	Високе F
Температура прес-форми, $^{\circ}\text{C}$	t_{Φ}	Набагато нижча заданої К	Нижче заданої L	Задана М	Вище заданої I	Набагато вище заданої G
Швидкість зміни температури прес-форми (10^{-2}) $^{\circ}\text{C} / \text{c}$	S	Від'ємна N	Нульова Z	Додатна P	-	-
Прискорення, зміни температури прес-форми (10^{-3}) $^{\circ}\text{C} / \text{c}^2$	a	Від'ємне N	Додатне P	-	-	-
Задане значення температури термостатуючої рідини, $^{\circ}\text{C}$	t_z	Низьке А	Нижче середнього В	На середині С	Вище середнього D	Високе F

Як розглянуто у [13] ФП мають різний вигляд. Для того, щоб визначити який вид ФП найбільше підходить для побудови нечіткої моделі регулювання температури термостатуючої рідини, розглянуто декілька їх видів, такі як: а) у вигляді рівнобедреного трикутника, б) гаусові, в) трикутні, що перетинають весь діапазон зміни значень параметру.

Дослідження функцій приналежності у вигляді рівнобедреного трикутника, гаусових і трикутних, що перетинають весь діапазон зміни значень параметру показали, що найкращі перехідні характеристики при регулюванні досягаються при використанні трикутних, що перетинають весь діапазон.

Після побудови функцій приналежності, були розроблені нечіткі лінгвістичні правила. Правила розроблялись так: якщо температура прес-форми набагато вище заданого значення, а швидкість зміни її від'ємна, а прискорення додатне, то поточне задане значення температури термостатуючої рідини, треба встановити на рівні нижче середнього.

Таким чином розроблено 75 правил, у данній статті представлено тільки фрагмент.

Правило 1. Якщо температура термостатуючої рідини знаходиться на середньому рівні, температура прес-форми набагато вище заданого значення, а швидкість зміни її й прискорення додатні, то поточне задане значення температури термостатуючої рідини, треба встановити на рівні низьке.

Правило 2. Якщо температура термостатуючої рідини знаходиться на середньому рівні, температура прес-форми набагато вище заданого значення, а швидкість зміни її від'ємна, а прискорення додатне, то поточне задане значення температури термостатуючої рідини, треба встановити на рівні нижче середнього.

Правило 3. Якщо температура термостатуючої рідини знаходиться на середньому рівні, температура прес-форми вище заданого значення, а швидкість зміни її від'ємна, а прискорення додатне, то поточне задане значення температури термостатуючої рідини, треба залишити на середньому рівні.

Правило 4. Якщо температура термостатуючої рідини знаходиться на середньому рівні, температура прес-форми вище заданого значення, а швидкість зміни її й прискорення додатні, то поточне задане значення температури термостатуючої рідини, треба встановити на рівні нижче середнього.

Правило 5. Якщо температура термостатуючої рідини знаходиться на середньому рівні, температура прес-форми відповідає заданому значенню, а швидкість зміни її від'ємна, а прискорення додатне, то поточне задане значення температури термостатуючої рідини, треба встановити на рівні вище середнього.

Для скорочення запису запишемо правила у символічному вигляді (фрагмент):

Правило 1. Якщо $t_p = C$, $\gamma = G$, $S = P$, $a = P$, то $t_3 = A$.

Правило 2. Якщо $t_p = C$, $\gamma = G$, $S = N$, $a = P$, то $t_3 = B$.

Правило 3. Якщо $t_p = C$, $\gamma = I$, $S = N$, $a = P$, то $t_3 = C$.

Правило 4. Якщо $t_p = C$, $\gamma = I$, $S = P$, $a = P$, то $t_3 = B$.

Правило 5. Якщо $t_p = C$, $\gamma = M$, $S = N$, $a = P$, то $t_3 = D$.

де t_p , t_3 – поточне та задане значення температури термостатуючої рідини, $^{\circ}\text{C}$;

γ – поточне значення температури прес-форми, $^{\circ}\text{C}$;

S – швидкість зміни температури прес-форми, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$, яка визначається

як: $S = \frac{\gamma_2 - \gamma_1}{\Delta\tau}$. Тут γ_1 , γ_2 – попереднє та поточне виміряне значення

температури прес-форми, $^{\circ}\text{C}$; $\Delta\tau$ – різниця часу між двома послідовними вимірами, с;

a – прискорення зміни температури прес-форми, $^{\circ}\text{C}/\text{с}^2$.

На рис. 3. зображено функцію приналежності по помилці невідповідності, яку розроблено в системі Matlab. Аналогічним чином розроблено функції приналежності для інших вхідних та вихідного параметрів. На рис. 4. зображено інтерфейс перегляду правил.

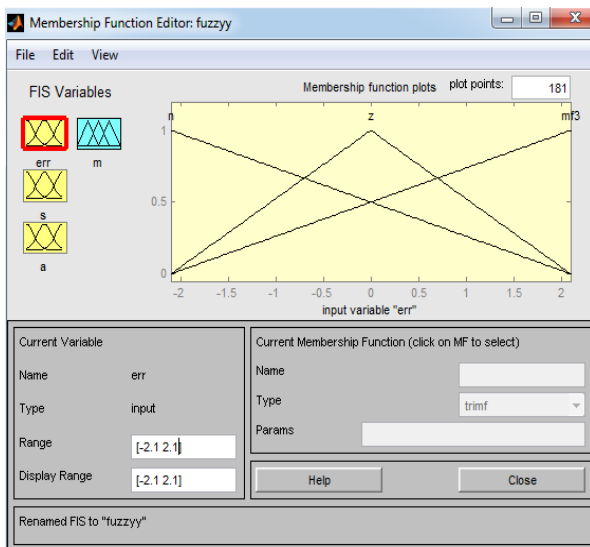


Рис. 3 Інтерфейс перегляду функцій приналежності

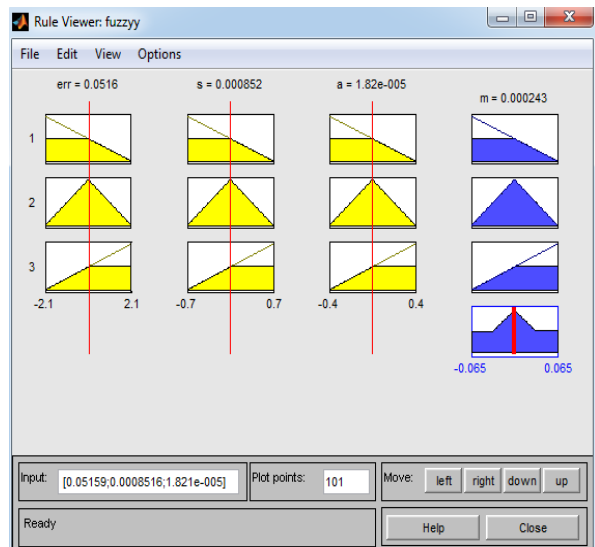


Рис. 4 Інтерфейс перегляду бази правил

Час моделювання задано 1080 с. Для визначення оптимального значення кроку квантування дослідження проводились використовуючи функції приналежності представлені на рис. 3 з трьома термами. Виявилось, що при зі збільшенням проміжку часу подачі інформації на вхід регулятора похибка збільшується. Так, при збільшенні кроку квантування з 0,25 до 0,3 с похибка збільшувалась з 2,0785 % до 2,1643 %,

тобто на 0,0858 %. А при зменшенні до 0,2 с, збільшується час регулювання, та відсутня частина графіку (до 300 с), який характеризує процес імітаційного моделювання. В результаті чого відсутня можливість слідкувати за перехідним процесом в перші хвилини роботи МЛПТ. Тому, можна стверджувати, що для даної системи, як мінімальне значення кроку квантування можна використовувати час 0,25 с.

Висновки

1. Теплообмінник є типовим об'єктом управління з запізнюванням. Останнє значно зменшує швидкодію системи і динамічну точність об'єкта управління. Передаточна функція такого об'єкта $W_o(s) = e^{-sT} G(s)$, де $G(s)$ – передаточна функція об'єкта без запізнення. Найбільш ефективним методом боротьби з запізненням є охопчування регулятора Р ланкою зворотного зв'язку з передаточною функцією $W_{oc}(s) = (1 - e^{-sT})G(s)$, яку називають предиктором (випереджувачем) Сміта.

2. Система регулювання виконана на стандартних засобах вимірювання і регулюючому мікроконтролері. В якості датчиків температури використані

датчики системи Метран-270МП, датчиків тиску і витрати – датчики системи Метран-100, датчики вилучення відливки і наявності металу в прес-формі виконані на базі безконтактного датчика положення типу БК.

3. Дослідження функцій приналежності у вигляді рівнобедреного трикутника, гаусових і трикутних, що перетинають весь діапазон зміни значень параметру показали, що найкращі перехідні характеристики при регулюванні досягаються при використанні трикутних, що перетинають весь діапазон.

4. Для системи термостатування мінімальне значення кроку квантування становить 0,25 с. При збільшенні проміжку часу подачі інформації на вхід регулятора похибка збільшується. Так, при збільшенні кроку квантування з 0,25 до 0,3 с похибка збільшувалась з 2,0785 % до 2,1643 %, тобто на 0,0858 %. А при зменшенні до 0,2 с, звісно, що збільшується час регулювання, та відсутня частина графіку (до 300 с), який характеризує процес імітаційного моделювання в початкові хвилини роботи машини ЛПТ.

Література

1. Патент № 85552 F28C 3/04 (2006.01). Спосіб регулювання температури прес-форми машини лиття під тиском / Богушевський В. С., Антонець А. К.; заявитель НТУУ «Киевский политехнический институт. – № U 2013 05955; заявл. 13.05.2013; опубл. 15.11.2013, Бюл. № 22, 2013.

2. Богушевський В. С., Антоневич Я. К., Антоневич О. О. Устройство измерения и коррекции дозы в машине литья под давлением / Матеріали Х МНПК “Литьє-2014”, 27-29.05.2014, Запоріжжє. – С. 23 – 24.
3. Богушевський В. С., Антоневич Я. К. Автоматизация технологического процесса литья под давлением // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. – 2012. – № 4. – С. 29 – 33.
4. Борисов Г. П. Давление в управлении литейными процессами. – К.: Наук. думка, 1988. – 272 с.
5. Богушевський В. С., Самарай Р. В. Визначення моменту розкриття прес-форми / Збірник статей МНПК “Іноваційний потенціал світової науки – ХХІ сторіччя”, 8-13.10.2014, Запоріжжя. – С. 38 – 41.
6. Богушевський В. С., Антоневич Я. К. Регулирование скорости пресс-поршня машин литья под давлением // Металл и литье Украины. – 2013. – № 4. – С. 27 – 29.
7. Богушевський В. С., Антоневич Я. К., Антоневич О. О. Система керування машиною лиття під тиском / Матеріали ХІІ МНТК “Електромеханічні та енергетичні системи, методи моделювання та оптимізації”, Кременчук. – 2014. – С. 223 – 224.
8. Голод В. М., Савельев К. Д. Теория, компьютерный анализ и моделирование литейных процессов // Литейщик России. – 2011. – № 2. – С. 13 – 16.
9. Богушевський В. С., Самарай Р. В. Система регулювання температури прес-форми на основі нечіткої логіки // Металл и литье Украины – 2014. – № 3. – С. 16 – 20.
10. Хасмамедов Ф. И. Автоматизация управления трубчатыми печами. – М.: Химия, 1980. – 216 с.
11. Гостев В. И., Худолий Д. А., Баранов А. А. Синтез цифровых регуляторов систем автоматического управления. – К.: «Радиоаматор». – 2000. – 400 с.
12. www.metran.ru. Интеллектуальные датчики.
13. Гостев В. И. Нечеткие регуляторы в системе автоматического управления. – К.: “Радіоаматор”, 2008. – 972 с.

УДК 669.18 (075.8)

ПОЗАПІЧНА ОБРОБКА ЧАВУНУ З ВИКОРИСТАННЯМ Mg

В. С. Богушевський, Ю. І. Сирбу

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені способи позапічної десульфурзації чавуну з використанням Mg

Приведены способы внепечной десульфурации чугуна с использованием Mg

Ways iron ladle treatment are shown using Mg

Вступ

На сучасному етапі розвитку світової металургії гостро постає питання дефіциту якісних шихтових матеріалів, що призводить до використання у виробничому процесі вихідних матеріалів з підвищеним вмістом сірки та фосфору. Наслідком цього є або погіршення кінцевої якості продукції, або значне ускладнення виробничого процесу. Особливо гостро це питання постає у зв'язку з переходом до міжнародних стандартів якості [1].

Для подолання ситуації, що склалась, розроблена значна кількість різноманітних технологій позапічної десульфурзації рідкого чавуну. Найліпшими серед них, відповідно до відомостей світової практики використання, є десульфурация порошкоподібним магнієм, який інjektується у струмені газу-носія та видалення сірки за допомогою порошкового дроту з наповнювачем на базі металевго магнію [2]. Їх застосування дозволяє отримати низький вміст сірки у розплаві, що значно спрощує технологію подальшої переробки рідкого чавуну. Використання у технологічному процесі металевго магнію викликає ряд ускладнень, до найбільш вагомих серед яких можна віднести високу вартість металевго магнію, особливі умови його транспортування та зберігання (через пожежо- та вибухонебезпечність), наявність вільного місця у виробничому цеху для розміщення додаткового технологічного устаткування та обладнання.

Дослідження, що представлені в статті, проводились в НТУУ „Київський політехнічний інститут” за темами „Принципи створення

математичної моделі системи управління кисневим конвертером” і „Математичні моделі й алгоритми системи управління кисневим конвертером”, Державні реєстраційні номери 0109U001838 і 0110U002880.

Постановка задачі

Мета роботи є дослідження отримання якісного чавуну в конвертерному цеху з використанням різних методів.

Результати досліджень

Введення реагентів в метал може здійснюватися у вигляді шматків, гранул, порошоків, дроту. При вдмухуванні порошоків в якості несучого газу використовують повітря, азот, природний газ. Перемішування реагентів з металом можна здійснювати різними способами, в тому числі: 1) падаючим струменем металу; 2) різними механічними мішалками; 3) барботажем під впливом продувки газом; 4) пульсуючим затопленим струменем та іншими способами (впливом вібрації, ультразвуку, газліфтным перемішуванням).

Робота з магнієм має свої особливості, пов'язані, по-перше, з тим, що магній при нагріванні розплавляється, випаровується, обсяг його зростає в тисячі разів і, по-друге, енергія взаємодії парів магнію з домішками рідкого металу і з навколишнім повітрям (окислення магнію з утворенням MgO з виділенням великої кількості тепла $2\text{Mg} + \text{O}_2 = 2\text{MgO}$ настільки велика, що спостерігається піроефект у вигляді яскравого спалаху) [3].

Тому магній вводять в метал зазвичай під спеціальним ковпаком - випарником з щілинами для виходу парів магнію або яким-небудь іншим способом, що виключає викид рідкого металу (пасивуванням шматків магнію, заповненням магнієм пір в шматках інертного матеріалу, в пористих шматках коксу, введенням в чавун гранульованого магнію в струмі природного газу або азоту тощо). На рисунку 2. показана схема введення в чавуновозні ковші (звичайні або міксерного типу) гранульованого магнію в струмі азоту.

При використанні сумішей типу вапно + плавиловий шпат + реагент, що знижує окисненість ванни (алюміній, кокс тощо) використовують мішалки (рис. 1). Перемішування металу з реагентом досягається обертанням ротора - мішалки і пропусканням через ротор газу - перемішувача (зазвичай азоту), що створює ефект кипіння. Останнім часом все більшого поширення отримує метод обробки чавуну з використанням дроту, наповненою реагентами - десульфурантами. [5]. Перемішування маси металу досягається при цьому додатковою продувкою ванни газом (азотом).

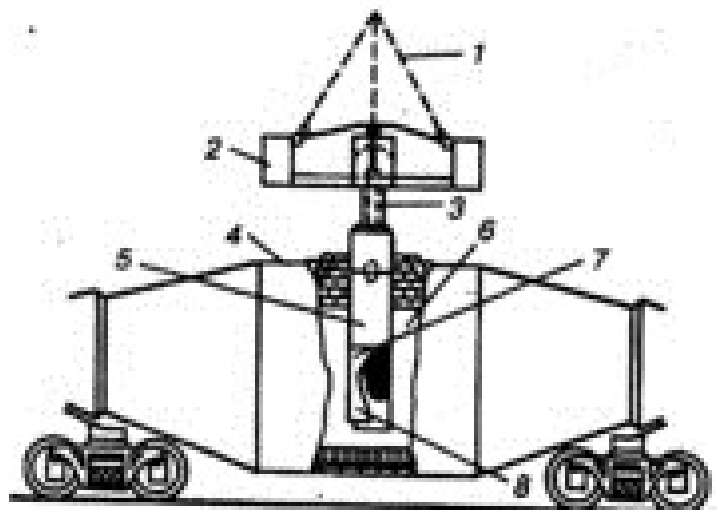


Рис. 1 Схема установки для десульфурації чавуну магнієвим коксом:

- 1 – ланцюговий підйомник; 2 – баласт; 3 – сталевий вал;
4 – ківш "Торпедо", 5 – графітовий стрижень; 6 – чавун;
7 – магнієвий кокс; 8 – графітовий дзвін

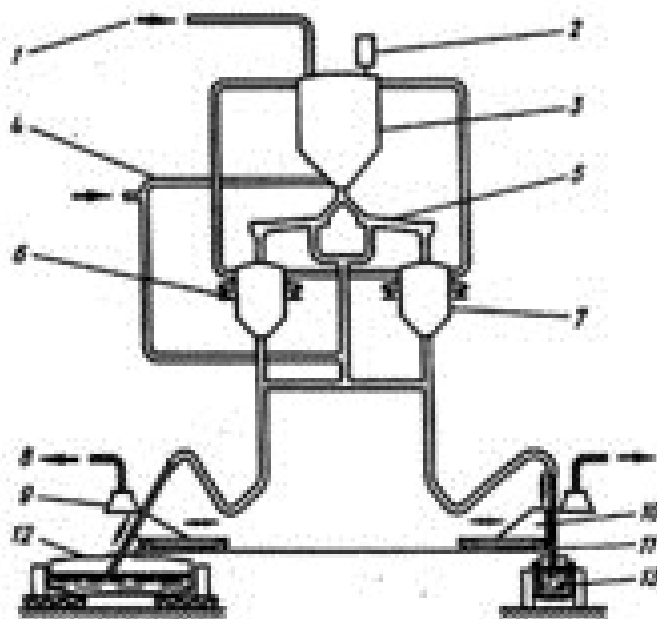


Рис. 2 Схема введення гранульованого магнезії в чавуновозні ковші:

- 1 – десульфуранти; 2 – пиловий фільтр; 3 – бункери; 4 – стиснене повітря (азот); 5 – транспортний жолоб; 6 – зважувальний пристрій;
7 – розподільник пилоподібних матеріалів; 8 – пиловловлювання; 9 – зонти;
10 – візок фурми; 11 – занурювальна фурма; 12 – ківш "Торпедо";
13 – відкритий ківш

При використанні азоту необхідно враховувати перебіг реакції $3\text{Mg} + \text{N}_2 = \text{Mg}_3\text{N}_2 + Q$ [4]. Кращі результати отримують при використанні природного газу, так як в зоні реакції відбувається дисоціація метану, що знижує температуру до $\sim 1200^\circ\text{C}$, що сприяє протіканню екзотермічної реакції утворення MgS . Над поверхнею розплаву в ковші створюється захисна відновна атмосфера, що блокує надходження кисню з атмосфери.

Найбільш дешевим, зручним (безпечним) в зберіганні і доступним у постачанні є зливковий магній, що випускається підприємствами кольорової металургії. Якщо занурювальний пристрій для введення магнію (випарник) виконати з порожнистою штангою і через неї під дзвін подати газ, то при зануренні випарника в ківш чавун не підніметься вище отворів в дзвіні. Це дозволяє розмістити у верхній частині випарника механічний дозатор і подавати магній в необхідній кількості через штангу у дзвін.

Злитки магнію (рис. 3), з'єднані в гірлянду, перед початком обробки надягають на гак і за допомогою приводного барабана, розміщеного в герметичному корпусі, втягують всередину штанги випарника так, щоб нижній край зливки знаходився приблизно на рівні отворів в дзвіні або декілька вище.

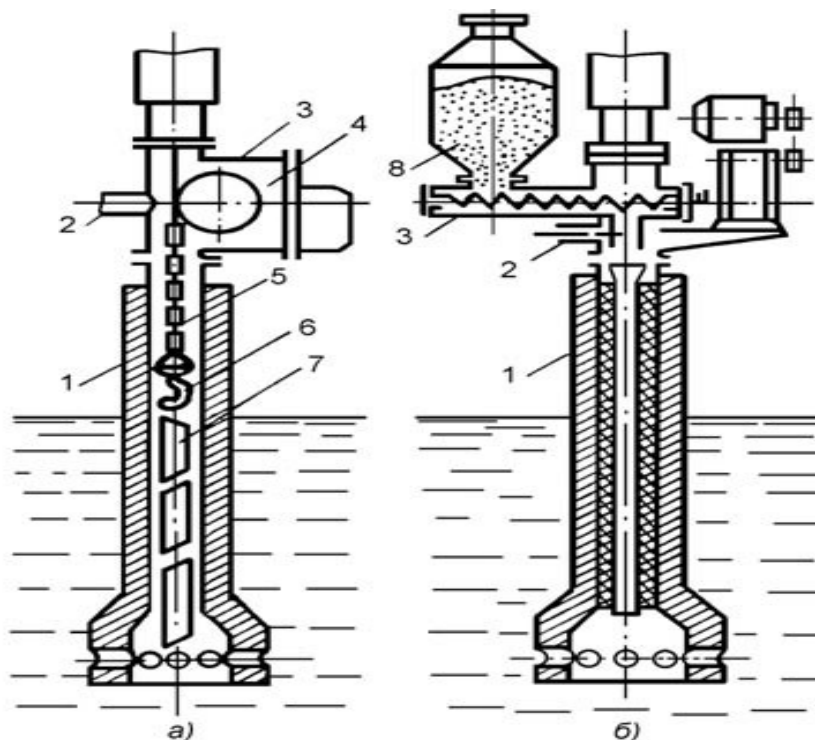


Рис. 3 Схема введення зливкового (а) і гранульованого (б) магнію:
1 – випарник; 2 – патрубок для підведення газу; 3 – корпус дозатора;
4 – барабан; 5 – ланцюг; 6 – гак; 7 – злитки магнію; 8 – бункер для гранульованого магнію

Випарник занурюють в ківш з чавуном, подаючи в нього через патрубок газ (азот або повітря) з витратою, що забезпечує швидкість підйому тиску всередині корпусу і штанги, відповідно швидкості збільшення глибини занурення випарника в метал. Після досягнення випарником заданої глибини занурення витрату газу зменшують і починають повільно подавати злитки магнію до поверхні металу всередині дзвону випарника. У реальних пристроях швидкість випаровування магнію змінюють в діапазоні 0,05-0,20 кг/с, що для стандартних злиwkів магнію масою 8 кг і довжиною 0,48 м досягається при швидкості їх опускання 0,003-0,012 м/с. Величина разового заряду злиwkів визначається допустимим часом перебування випарника в розплавленому металі, прийнятої швидкості введення магнію і зазвичай становить 3-4 злиwка.

Витрату газу, що подається у випарник в процесі обробки, вибирають з умови запобігання можливості проникнення парів магнію в штангу випарника і витиснення цих парів в чавун через отвори в дзоні. При використанні азоту і повітря достатнім виявляється витрата, відповідно, 20-40 і 40-80 м³ на годину.

Висновки

Слід звернути увагу на те, що, українська технологія десульфурзації має ряд таких переваг як низькі капітальні витрати, простота і гарантована безпека, найбільш низькі витрати на видалення та утилізацію шлаку, низькі поточні експлуатаційні витрати. Наведене дослідження та промислова практика підтверджує, що процес десульфурзації вдмухуванням магнію без добавок має високий науково-технічний рівень і супроводжується: найвищим ступенем засвоєння реагенту (до 95 %); найнижчою витратою реагенту; надійністю і стабільністю; найменшим шлакоутворенням; найменшими втратами чавуну; малою тривалістю процесів; малою металоємністю комплексу обладнання; безпекою та відсутністю шкідливих викидів; низькими капітальними і поточними витратами; високим рівнем автоматизації; найменшою собівартістю і високим рівнем окупності витрат. Все викладене свідчить про те, що апаратурно-технологічний комплекс десульфурзації чавуну вдуванням гранульованого або зернистого магнію є не тільки високораціональним, сучасним, але й має надійну і хорошу перспективу практичного застосування для ковшів широкого типорозміру – від 20 ÷ 30 т до 300 ÷ 350 т чавуну.

Література

1. Зборщик О. М. Фізико-хімічні процеси позаагрегатного рафінування металу: Навчальний посібник – Донецьк: ДонНТУ, 2001. – 154 с.

2. Воронова Н. А. Десульфурация чугуна магнием / Воронова Н. А. – М.: Металлургия, 1980. – 240 с.
3. Доменный чугун с шаровидным графитом для крупных отливок / [А. М. Зборщик, В. А. Курганов, Ю. Б. Бычков и др.]. – М.: Машиностроение, 1995. – 128 с.
4. Основи металургійного виробництва металів і сплавів / [Д.Ф. Чернега, В.С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін.]; під ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
5. Богушевський В. С., Сирбу Ю. І., Меженський О. М. Металургія України: криза або тимчасовий спад // Матеріали VIII НПК Міжнародне Нтспівробітництво: принципи, механізми, ефективність, Київ, 15 –16.03.2012. – С. 176
5. Богушевський В. С., Сирбу Ю. І., СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧОРА, СЬОГОДНІ, ЗАВТРА // Матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 15.04.2014 – С. 133.

УДК 669.184

УПРАВЛЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНЫМ РЕЖИМОМ ИНДУКЦИОННОЙ ПЕЧИ

В. С. Богушевский, В. Ю. Сухенко

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

У статті розглянуті вплив параметрів шихти, що переплавляється, на температуру рідкого металу і регулювання потужності нагріву. Запропонований пристрій керування температурним режимом, що забезпечує оптимальну потужність індукційної печі на початку плавки і при доводці плавки

В статье рассмотрены влияние параметров переплавляемой шихты на температуру жидкого металла и регулирование мощности нагрева. Предложено устройство управления температурным режимом, обеспечивающее оптимальную мощность индукционной печи в начале плавки и при доводке плавки

Influence of parameters charge material at the temperature of liquid metal and the power control are considered. Control unit of temperature are proposed and is providing optimum power induction furnace at the beginning of melting and at heat finishing

Введение

Процесс плавления твердого тела в ванне расплава можно разделить на три следующих друг за другом аддитивных периода. Первый – тепловой, характеризуется прогревом шихты при интенсивном поглощении теплоты расплава. Второй – диффузионный, учитывающий комплексный массо-теплоперенос. При разогреве жидкой фазы до температуры, превышающей температуру плавления твердой загрузки, начинается третий период – интенсивного плавления и перегрева, характерный тем, что куски загрузки хорошо прогреты и градиент температуры по их сечению близок к нулю.

В разработке механизма плавления твердого тела и создания схемы расчета большую роль сыграли работы М.А.Глинкова [1], Э.М.Гольдфарба [2], М.Я.Меджибожского [3], Д.А.Гитгарца [4] и других авторов. Однако строгие методы решения оказываются малоэффективными в ряде

практических задач, так как их применение сопряжено со сложными и громоздкими вычислениями, весьма затруднительными для программирования. Численные методы также громоздки и неудобны для анализа и инженерных расчетов.

Процесс тепловой обработки металлошихты в ванне индукционной тигельной печи (ИТП), лимитирующее звено которого – внешний теплообмен, происходит при начальных условиях, учитывающих температуру загружаемого металла и расплава, их массу, насыпную плотность загрузки, которая обуславливает эффективную поверхность теплового контакта с расплавом на границе раздела фаз, теплофизические характеристики рабочих тел, удельную мощность печи и т.д. [5]. Игнорирование этих факторов при расчете мощности нагрева ИТП снижает качество управления [6, 7].

Исследования, представленные в статье, проводились в НТУУ „Киевский политехнический институт” по теме „Система управления машиной литья под давлением на основе нечеткой логики”, Государственные регистрационный номер 0114U002566.

Постановка задачи

Целью исследований является повышение качества управления температурным режимом за счет выбора оптимальной мощности нагрева печи в период расплавления металла.

Результаты исследований

Исследования показали, что в зависимости от параметров переплавляемой шихты (ее количества, насыпной массы – размеров отдельных кусков) проплавление ее происходит с разной скоростью (табл. 1). Это приводит, с одной стороны, к перегреву жидкой части металла, а с другой, неверному регулированию мощности нагрева, так как измеритель температуры показывает температуру именно жидкой части загруженной шихты.

Таблица 1. Значение параметров плавки в зависимости от вида загрузки

Вид загрузки, ф	$\rho(\varphi)$	$\beta(\varphi)$	$\Delta\tau_v(\varphi)$	$\Delta\tau(\varphi)$	$\Delta\tau_{пл}(\varphi)$
Легкая (стружка)	300	0,33	0,0133	5,32	16,0
Средняя (литники)	600	0,20	0,0266	10,65	32,0
Тяжелая (чушки)	1300	0,10	0,0576	23,05	69,2

Здесь $\rho(\varphi)$ – насыпная плотность загрузки φ -го вида, кг/м³; $\beta(\varphi)$ – массовая доля твердой металлошихты φ -го вида, расплавляющейся в

момент загрузки в ванну; $\Delta\tau_y(\varphi)$ – удельное значение постоянной времени переходного процесса проплавления твердой металлошихты φ -го вида, мин/кг; $\Delta\tau(\varphi)$ – постоянная времени переходного процесса проплавления загрузки φ -го вида, мин; $\Delta\tau_{пл}(\varphi)$ – длительность тепловой обработки φ -го вида в ванне ИТП, мин.

Таким образом, устанавливаемая мощность нагрева в период расплавления является функцией как массы, так и размеров шихты

$$P = km_{тв}f(d), \quad (1)$$

где P – установленная мощность нагрева индукционной печи, кВт;

k – коэффициент пропорциональности, кВт/(кг · м);

$m_{тв}$ – масса загружаемой шихты, кг;

$f(d)$ – функция, зависящая от насыпной массы шихты, м.

Функцию $f(d)$ представляем как ступенчатую, соответствующую трем видам шихты: мелкокусковая ($d = 0 - 0,3$ м), среднекусковая ($d = 0,31 - 0,6$ м) и крупнокусковая ($d > 0,6$ м).

Переменный поток $\overline{\Phi}_1$, создаваемый током индуктора, индуцирует в садке вторичный ток, создающий магнитный поток $\overline{\Phi}_2$, компенсирующий поток $\overline{\Phi}_1$. Суммарный магнитный поток $\overline{\Phi}_\Sigma$, Вб, равный

$$\overline{\Phi}_\Sigma = \overline{\Phi}_1 + \overline{\Phi}_2, \quad (2)$$

наводит в измерительном витке, расположенном над индуктором и используемом в качестве датчика уровня ЭДС индукции E , В.

Рассматривая индукционную печь как воздушный трансформатор, действующее значение ЭДС, наводимой в витке, можно представить в виде

$$E = If(h) = \frac{U \cos \phi}{R_\Sigma} f(h), \quad (3)$$

где I – действующее значение тока индуктора, А;

$f(h)$ – некоторая функция от уровня h , м, расплава, В/А;

U – действующее значение напряжения питания индуктора, В;

$\cos \phi$ – косинус сдвига фаз между током и напряжением (коэффициент мощности);

R_Σ – активное эквивалентное сопротивление системы индуктор-садка, Ом.

Таким образом, действующее значение ЭДС, наводимой в витке, прямо пропорционально напряжению питания индуктора и коэффициенту мощности. Для исключения влияния этих параметров, изменяющихся в зависимости от условий работы печи, на точность контроля уровня расплава в качестве контролируемой величины следует выбрать величину ψ , равную отношению $\frac{E}{U \cos \varphi}$, так что

$$\psi = \frac{f(h)}{R_s} \quad (4)$$

По ходу расплавления шихты (твердой фазы) значительно изменяется активное эквивалентное сопротивление R_s системы индуктор-садка.

Поэтому достоверно уровень расплава можно контролировать после полного расплавления шихты, т.е. когда R_s практически уже не изменяется.

Допуская, что магнитное поле равномерно распределяется по всей высоте как индуктора, так и садки, глубина проникновения тока в садке мала, и, пренебрегая активным сопротивлением садки, величину ψ можно представить в виде

$$\psi = k(D - \frac{d^2 H}{DH}), \quad (5)$$

где k – коэффициент пропорциональности, м^{-1} ;

D – внутренний диаметр индуктора, м;

d – средний диаметр садки, м; H – высота индуктора, м.

Отсюда статическую зависимость для определения уровня расплава в тигле можно представить в виде

$$h = k_1 k_2 \psi = k_1 \frac{k_2 E}{U \cos \varphi}, \quad (6)$$

где k_1 , k_2 – статистические коэффициенты, зависящие от геометрических размеров и электрических характеристик индуктора и садки, м.

Так как тигель с течением времени изнашивается, то по мере износа его внутренний диаметр (средний диаметр садки) увеличивается. В первом приближении влияние износа футеровки на величину уровня расплава, рассчитанную по формуле (6), можно учесть введением поправки

$$h = k_1 \frac{k_2 E}{U \cos \phi} + \Delta N, \quad (7)$$

где Δ – средняя за сутки поправка величины уровня расплава, вызванная износом футеровки тигля, м;

N – количество суток с начала кампании печи.

В соответствии с экспериментальными данными, полученными для печи ИАТ-1: $k_1 = 1,36$ м; $k_2 = 4,7$ м; $\Delta = 7,6 \cdot 10^{-4}$ м.

Устройство (рис. 1) содержит датчик 1 температуры (представляющий собой термопару, установленную в футеровке печи), соединенный через измерительный преобразователь 3, сумматор 4, позиционный регулятор 5 и первый ключ 6 блоком 7 управления.

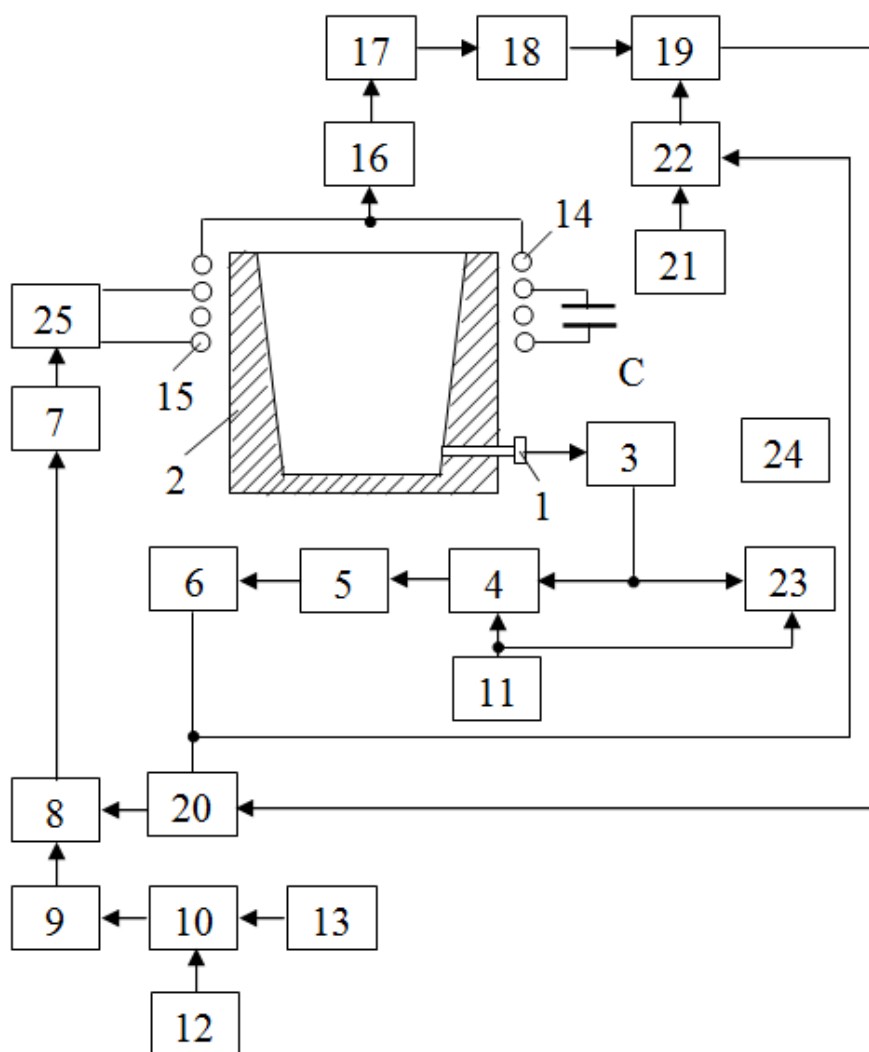


Рис. 1 Структурная схема устройства

Вход блока 7 управления соединен также через ключ 8, позиционный регулятор 9 с блоком 10 умножения. Второй вход сумматора 4 соединен с задатчиком 11 температуры, а первый и второй входы блока 10 умножения – соответственно с датчиком 12 массы шихты (потенциометр на выходе тензометрических весов) и задатчиком 13 вида шихты (потенциометрический задатчик напряжения). Кроме того, устройство содержит последовательно соединенные датчик 14 момента расплавления шихты (представляющий собой холостой виток индуктора 15 печи), измерительный преобразователь 16, блок 17 дифференцирования, пороговый элемент 18, элемент И 19 и коммутатор 20. Первый и второй выход коммутатора 20 соединены соответственно со вторыми входами ключей 6 и 8. Датчик 21 загрузки шихты соединен с блоком 22 памяти, второй вход которого соединен с первым выходом коммутатора 20, а выход – со вторым входом элемента И 19. Первый вход блока 23 сравнения соединен с измерительным преобразователем 3, второй вход с задатчиком 11 температуры, а выход – с блоком 24 сигнализации. Блок 7 управления соединен через исполнительный элемент 25 (трансформатор, оборудованный переключателем ступеней напряжения ПСН) с индуктором 15.

Устройство работает следующим образом.

В момент загрузки шихты импульсный сигнал от датчика 21 поступает на вход блока 22 памяти, где фиксируется. С выхода блока 22 памяти на второй вход элемента И 19 поступает логическая «1». При наличии твердой шихты в расплаве величина ЭДС, наводимой в холостом витке индуктора 15, будет значительно изменяться в зависимости от изменения количества нерасплавившейся шихты вследствие различной толщины поверхностного слоя садки (глубин проникновения), где в основном циркулируют индукционные токи, для твердой и жидкой фаз. Таким образом, при загрузке и нахождении в расплаве твердой шихты изменяющийся сигнал от измерительного преобразователя 16, соединенного с датчиком 14 момента расплавления шихты, поступает на вход блока 17. С выхода его сигнал поступает на вход порогового элемента 18 и далее на вход элемента И 19. С выхода его на управляющий вход коммутатора 20 поступает логическая «1», что приводит к установлению ключа 6 на закрытие, а ключа 8 на открытие. При этом на управляющий вход блока 7 будет поступать (через ключ 8) сигнал с выхода позиционного регулятора 9. На вход регулятора 9 поступает сигнал, пропорциональный $m_{\text{тв}}f(d)$ с выхода блока 10 умножения, на входы которого задаются сигналы от датчика 12 массы и задатчика 13 вида шихты. Таким образом, в зависимости от величины сигнала блок 7 управления изменяет мощность индуктора 15 (переключая ступени

напряжения исполнительного элемента существенно меняется²⁵ в соответствии с необходимой оптимальной мощностью). При полном расплавлении шихты сигнал от измерительного преобразователя 16 существенно меняться не будет. Поэтому в данном случае с выхода блока 17 на вход порогового элемента 18 поступает сигнал, близкий к нулевому. При этом с выхода порогового элемента 18 на первый вход элемента И 19 поступает нулевой сигнал, формирующий логический «0» на вход коммутатора 20 и приводит к переключению ключа 6 на открытие, а ключа 8 на закрытие (кроме того, по сигналу с первого выхода коммутатора 20 происходит сброс блока 22 памяти). На управляющий вход блока 7 теперь поступает через первый ключ 6 сигнал с выхода позиционного регулятора 5, на вход которого поступает разностный сигнал с выхода сумматора 4. Таким образом, в зависимости от величины температуры металла, характеризуемой величиной сигнала поступающего на первый вход сумматора 4 от датчика 1 через измерительный преобразователь 3, и величины заданной температуры (поступающей на второй вход сумматора 4 от датчика 11 температуры) блок 7 управления изменяет мощность индуктора 15 переключением ступеней напряжения элемента 25.

При достижении заданной температуры металла сигнал, поступающий на первый вход блока 23 сравнения от датчика 1 температуры через измерительный преобразователь 3, сравнивается с величиной сигнала, поступающего на второй вход блока 23 от датчика 11 температуры, при этом с выхода блока 23 поступает сигнал на включение блока 24 сигнализации о готовности металла.

Таким образом, предлагаемое устройство осуществляет включение оптимальной мощности индукционной печи на этапе расплавления твердой шихты и доводку металла по температуре до заданной с сигнализацией о его готовности.

Стабилизация параметров готового металла ИТП значительно повышает технико-экономические показатели агрегатов потребителей металла [7].

Выводы

Устанавливаемая мощность нагрева в период расплавления шихты в ванне ИТП является функцией как массы, так и размеров шихты. Окончание периода расплавления шихты может фиксироваться по сигналу датчика уровня, представляющего собой ходостой виток индуктора.

Применение устройства управления температурным режимом в составе АСУ ТП ИТП дает возможность вести процесс плавки металла и его хранения с меньшими энергозатратами.

Литература

1. Глишков М. А. Тепловая работа сталеплавильных ванн. – М.: Металлургия, 1970. – 408 С.
2. Гольдфарб Э. М. Теплотехника металлургических процессов. – М.: Металлургия, 1967. – 440 с.
3. Меджибожский М. Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов. – К., Донецк: Вища шк., 1986. – 280 с.
4. Гитгарц Д. А. Автоматизация плавильных электродов с применением микро-ЭВМ. – М.: Энергоиздат, 1984. – 135 с.
5. Богушевський В. С. АСКТП комплексу лиття під тиском // Автоматизація виробничих процесів. – 2001. – № 2 (13). – С. 53 – 55.
6. Богушевський В. С., Антоневич Я. К. Інформаційна АСУ машинами лиття під тиском // “Матеріали для роботи в екстремальних умовах-4”, Матеріали МНТК. – К.: НТУУ “КПІ”. – 2012. – С. 206 – 210.
7. Богушевський В. С., Сухенко В. Ю. Управление температурным режимом индукционной печи // Збірник тез доповідей МНТК «Актуальні задачі сучасних технологій, Тернопіль 19 – 20 листопада 2014. – С. 72 – 73.

УДК 683.946

ТЕХНОЛОГІЯ ЗАМІЩЕННЯ ПРИРОДНОГО ГАЗУ БІОПАЛИВОМ В ПРОМИСЛОВИХ ПЕЧАХ*

В. К. Бондар

Мала академія наук України

Дослідження процесу вигорання частинки лушпиння соняшника та тирси з деревини дало змогу отримати габаритні та фізико-хімічні дані для вироблення технічних вимог до палива, забезпечити об'ємне горіння біопалива в обертовій печі.

Отримані дані можуть бути використані при проектуванні топкових пристроїв теплових агрегатів – печей, котлів, для яких одним з визначальних параметрів є час перебування часток палива в топковому об'ємі

Исследование процесса выгорания частиц шелухи подсолнечника и опилок из древесины позволило получить габаритные и физико-химические данные для выработки технических требований к топливу, обеспечить объемное горение биотоплива в вращающейся печи.

Полученные данные могут быть использованы при проектировании топочных устройств тепловых агрегатов - печей, котлов, для которых одним из определяющих параметров является время пребывания частиц топлива в топочном объеме

Investigation of burnout particles sunflower husks and wood chips made it possible to receive and overall physical and chemical data to develop technical requirements for fuels provide volumetric combustion of biofuels in the rotary kiln.

The data can be used in the design of flue devices thermal units - furnaces, boilers, which one of the defining parameters is particle residence time in the furnace fuel volume

Вступ

Як одна з найбільш енергоспоживаючих країн світу, Україна гостро потребує розширення споживання місцевих джерел енергоресурсів. Україна має суттєві ресурси біомаси потенціал якої практично не

* робота приймала участь у Всеукраїнському конкурсі-захисті науково-дослідницьких робіт учнів-членів Малої академії наук України в 2015 році і включена в збірник з метою підтримки обдарованої молоді

використовується. Біомаса – найбільш важливе не викопне джерело енергії в Україні. Вартість природного газу на внутрішньому ринку у два-три рази перевищує вартість еквівалентного по енергетичному потенціалу об'єму біопалива. Іншим важливим фактором, від якого залежить використання біопалива у теплових технологічних процесах, є наявність перевірених технологій та обладнання. В цей час у промисловому секторі України проекти, що мають термін окупності, більший двох років, практично не реалізуються. Тому задача створення надійно та економічно ефективно працюючих промислових об'єктів, що використовують біомасу для заміщення природного газу, була визнана визначальною при виконанні програми робіт по використанню біопалива.

Мета роботи

Мета роботи полягала в розробці технології заміщення природного газу біопаливом в обертових печах. Для досягнення мети необхідно було вирішити такі питання:

- проаналізувати потенціал заміщення природного газу біопаливом та можливість заміщення природного газу в обертових печах металургійної промисловості;
- визначити характеристики палива (вологість та ступінь подрібнення);
- дослідити процес вигорання біопалива: час вигорання в залежності від розміру частинки біопалива та її вологості;
- забезпечити повне вигорання підготовленого біопалива;
- визначити об'ємну долю заміщення природного газу біопаливом.

Висновки

Дослідження процесу вигорання частинки лушпиння соняшника та тирси з деревини дало змогу отримати габаритні та фізико-хімічні дані для вироблення технічних вимог до палива, забезпечити об'ємне горіння біопалива в обертовій печі.

Отримані дані можуть бути використані при проектуванні топкових пристроїв теплових агрегатів – печей, котлів, для яких одним з визначальних параметрів є час перебування часток палива в топковому об'ємі.

УДК 669.141.247.56

ЕШН РМ - ЯК СПОСІБ ОТРИМАННЯ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ НАПЛАВЛЕНОГО ШАРУ З ШВИДКОРІЗАЛЬНОЇ СТАЛІ

Є. В. Бориц

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Застосування ЕШН РМ запобігає утворенню грубих великих карбідів, забезпечуючи їх подрібнення і рівномірний розподіл. У металі ЕШН ЖМ практично повністю відсутні евтектичні виділення по границях зерен, характерні для традиційних способів виробництва

Применение ЭШН ЖМ предотвращает образование грубых крупных карбидов, обеспечивая их измельчения и равномерное распределение. В металле ЭШН ЖМ практически полностью отсутствуют эвтектические выделения по границам зерен, характерные для традиционных способов производства

Application ESR process surfacing liquid metal prevents the formation of rough coarse carbides, providing them with shredding and uniform distribution. In a metal ESHN JM virtually no eutectic separation along the grain boundaries that are typical of traditional production methods

Виробництво композитних валків з робочим шаром з високоміцних матеріалів - один з найперспективніших способів підвищення робочих характеристик і терміну служби прокатних валків сучасних прокатних станів. Правильний вибір найбільш оптимального матеріалу для робочого шару композитних валків є дуже важливим. Аналіз світового досвіду використання матеріалів самого різного типу [1] показує, що ведучі виробники і споживачі прокатних валків віддають останнім часом найбільшу перевагу швидкорізальної сталі. При цьому до категорії швидкорізальних в даному випадку прокатники відносять не тільки гарно відомі і застосовуються вже багато років для виробництва металоріжучого інструменту сталі типу Р18, Р6М5, Р6М5К5 і т. д., а й з'явившись зовсім недавно сталі з підвищеним (до 2%) вмістом вуглецю.

Новий підхід у виборі матеріалу робочого шару прокатних валків обумовлює і нові вимоги до технології їх виробництва. В даний час існують десятки способів виробництва композитних заготовок - від

звичайної розливання в виливниці і відцентрового лиття до застосування спреї-процесу.

Добре відомо, що вибір тієї чи іншої металургійної технології для виробництва швидкорізальної сталі в значній мірі відбивається на властивостях майбутнього виробу. За питомою вагою у виробництві валків з робочим шаром з швидкорізальних сталей на сьогоднішній день найбільш часто застосовується відцентрове лиття. Але також добре відомі і суттєві недоліки цього способу, що змушують виробників шукати нові альтернативні технології.

Багато вітчизняних і зарубіжних авторів [2-5] відзначають позитивний вплив електрошлакової переплавки на структуру і властивості швидкорізальних сталей. У порівнянні з традиційними технологіями кристалізація металу при ЕШП здійснюється у відносно невеликих обсягах і з досить високою швидкістю. Це в значній мірі обумовлює той факт, що швидкорізальні сталі електрошлакового переплаву мають більш тонкою структурою і меншою мірою, ніж сталі, отримані за традиційними технологіями, схильні таким факторам, як розвиток карбідної неоднорідності і виділення ледебуритного евтектики по межах зерен.

Тому з нашої точки зору вельми перспективним для виробництва композитних валків з робочим шаром з швидкорізальних сталей представляється розроблена ЗАТ «ЕЛМЕТ-РОЛ» в кооперації з ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України та НДЦ ЕШТ технологія електрошлакового наплавлення рідким присадним металом (ЕШН РМ) [6]. Як матеріал для дослідної наплавлення рідким присадним металом використовували швидкорізальну сталь, що містить 2 % вуглецю і 22 % карбідоутворюючих елементів, таких як хром, молібден, ванадій, вольфрам. Діаметр наплавленої заготовки склав 350 мм, товщина наплавленого шару - 50 мм.

Як показали проведені нами дослідження мікроструктури наплавленого шару (рис. 1 а), застосування ЕШН РМ запобігає утворенню грубих великих карбідів, забезпечуючи їх подрібнення і рівномірний розподіл. У металі ЕШН ЖМ практично повністю відсутні евтектичні виділення по границях зерен, характерні для традиційних способів виробництва (рис. 1 б). Домогтися подібного позитивного впливу на структуру вдалося за рахунок технологічних особливостей ЕШН РМ і, зокрема, особливих умов кристалізації металу наплавленого шару, пов'язаних з високою швидкістю кристалізації металу.

Отримані результати дозволяють зробити висновок, що технологія ЕШН РМ забезпечує виробництво високоякісних композитних заготовок прокатних валків з робочим шаром з швидкорізальних сталей.

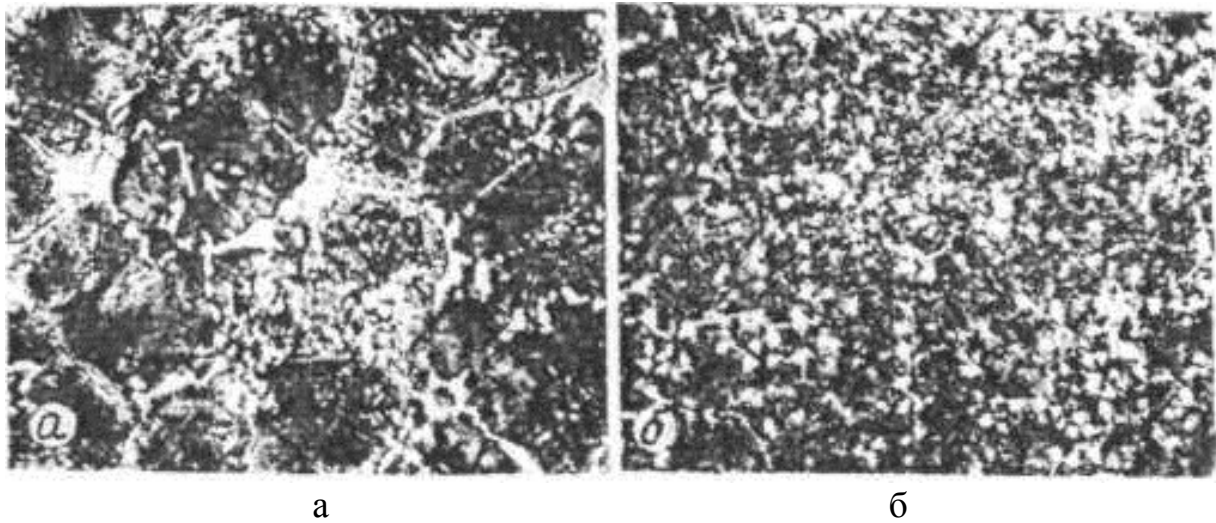


Рис. 1 Мікроструктура (х200, зменш. 3/5) наплавленого шару, отриманого за традиційною технологією (а) і за технологією ЕШН ЖМ (б)

Література

1. Патон Б. Е. Электрошлаковые печи / Уклад. Медовар Б. И. – К.: Наук.думка, 1976. – 414 с.
2. Патон Б. Е. Электрошлаковая технология / Уклад. Медовар Б. И, Ступак Л. М. – К.: Наук думка, 1983. – 256 с.
3. Медовар Б. И Качество электрошлакового металла / Уклад. Цыкуленко А. К, Дяченко Д. М. – К.: Наук думка, 1990. – 312 с.
4. Медовар Б. И., Медовар Л. Б. Композитные прокатные волки с рабочим слоем из быстрорежущей стали / Пробл. спец. электрометаллургии. - 1999. - №3. - С. 22-24.
5. Позняк Л. А Инструментальные стали / Уклад. Медовара Б. И. – К.: Наук.думка, 1976. – 414 с.
6. Медовар Б. И Электрошлаковая наплавка жидким присадочным металлом / Уклад. Медовар Б. И, Чернец А. Б, Медовар Л. Б. . – К.: Наук.думка, 1976. – 414 с.

УДК 620.178.152:669.265.295

ВПЛИВ НІКЕЛЮ НА ФАЗОВИЙ СКЛАД ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ $VCrMnFeCoNi_x$

І. О. Булигін, І. Е. Балицька, А. Б. Харченко

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Шестикомпонентна система високоентропійних сплавів $VCrMnFeCoNi_x$ (де $x = 0; 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5$ моля) була отримана методом аргано-дугової плавки. Вплив Ni на кристалічну структуру досліджено за допомогою рентгенофазного аналізу. В дослідженому концентраційному інтервалі зміни вмісту нікелю встановлено існування двох фазових складових: σ -фази та твердого розчину на основі фази зі структурою ГЦК. Було показано, що зі збільшенням вмісту Ni збільшується кількість твердого розчину на основі ГЦК

Шестикомпонентная система высокоэнтропийных сплавов $VCrMnFeCoNi_x$ (где $x = 0; 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5$ моля) была получена методом аргано-дуговой плавки. Влияние Ni на кристаллическую структуру изучено с помощью рентгенофазного анализа. В исследованном концентрационном интервале изменений содержания Ni установлено существование двух фазовых составляющих: σ -фазы и твердого раствора на основе фазы со структурой ГЦК. Было показано, что с увеличением содержания Ni увеличивается количество твердого раствора на основе ГЦК

Six-component system high-entropy alloy $VCrMnFeCoNi_x$ (where $x = 0; 0.5; 1.0; 1.5; 2.0; 2.5$ in molar ratio) was obtained by argon arc-melting. Effect of Ni on crystal structure investigated by X-ray diffraction (XRD). In the studied concentration range of Ni content changes the existence of two phase components of σ -phase and solid solution based on the structure of the FCC phase. It has been shown that with increasing Ni content increases the amount of solid solution based on FCC

Вступ

В останнє десятиліття була розроблена нова система сплавів, яка отримала назву «високоентропійні сплави». Ці сплави мають 5 та більше

основних металічних елементів, при цьому концентрація кожного елементу коливається від 5 до 35 ат. %. Дослідження показали, що ВЕСи мають високу ентропію змішування, сильно викривлену кристалічну решітку, сповільнену дифузію. При правильно підбраному складі ВЕСи можуть мати високу міцність, пластичність, хорошу стійкість до зношування, окислення, корозії та ін. Хімічний склад, безумовно, є важливим фактором при розробці ВЕСів, він також впливає на його фазовий склад і властивості. Встановлено, що введення Ni в розплав суттєво впливає на властивості одержуваних ВЕСів, у зв'язку з його високою концентрацією валентних електронів [1].

Постановка задач дослідження

Метою даної роботи є дослідження впливу Ni на фазовий склад литих сплавів системи VCrMnFeCoNi_x .

Методика проведення досліджень

Багатокомпонентні високоентропійні сплави системи VCrMnFeCoNi_x (де $x = 0; 0,5; 1,0; 1,5; 2,0; 2,5$ моля) були отримані в аргоно-дуговій печі МІФІ-9 з використанням невитратного вольфрамового електроду переплавом високочистої шихти масою 100 г на мідній водоохолоджуваній подині в атмосфері чистого аргону. Злитки переплавлялися 6 – 7 разів для гомогенізації складу; розплав охолоджувався зі швидкістю 80 – 100 К/с.

Рентгеноструктурні дослідження проводили на дифрактометрі Ultima IV на зразках високоентропійних сплавів в монохроматичному CuK_α - випромінюванні. В якості монохроматора використовували монокристал графіту, встановлений на дифрагованому пучку. Дифрактограми знімали методом покрокового сканування в інтервалі кутів 2Θ 18-88°. Крок сканування складав 0.05°, час експозиції в точці 2 с. Обробку даних дифрактометричного експерименту виконували з використанням програми для повно профільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фазових складових PowderCell 2.4.

Результати досліджень

На рис. (1-6) представлено рентгенограми литої системи ВЕСів VCrMnFeCoNi_x з різним вмістом Ni. Фазовий склад даної системи ВЕС істотно змінюється з додаванням Ni. При $x = 0-0,5$ моля система повністю кристалізується з утворенням σ -фази зі структурою типу FeCr , з періодами елементарних ґратки $a = 0,8850$ нм, $c = 0,4575$ нм та $a = 0,8833$ нм, $c = 0,4572$ нм, відповідно (рис. 1-2).

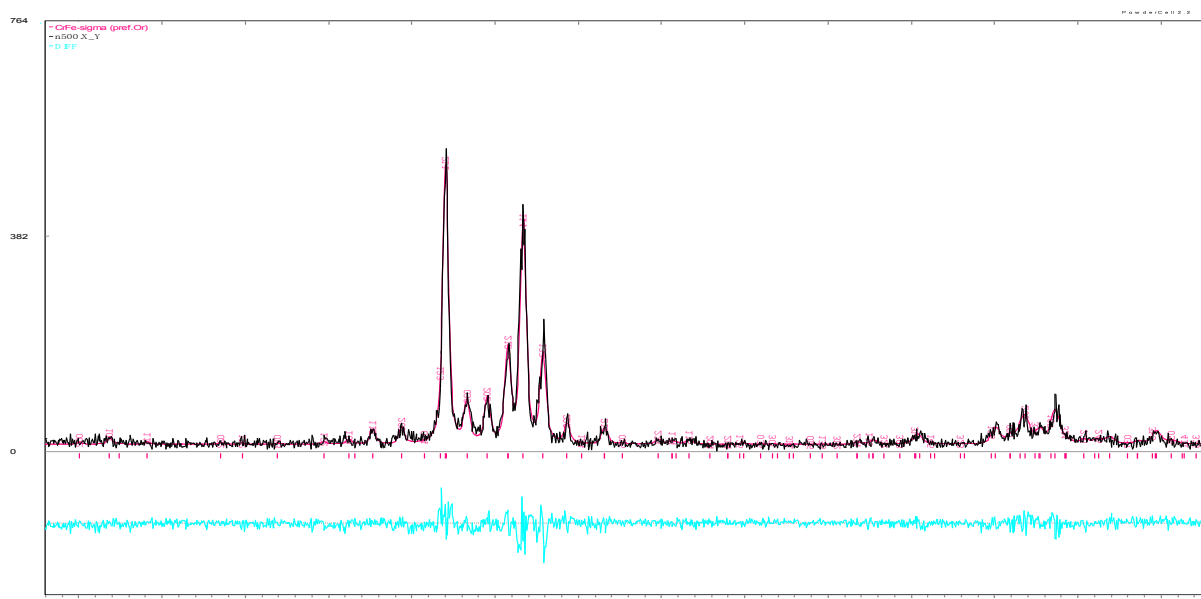


Рис.1 Дифрактограма сплаву VCrMnFeCoNi₀

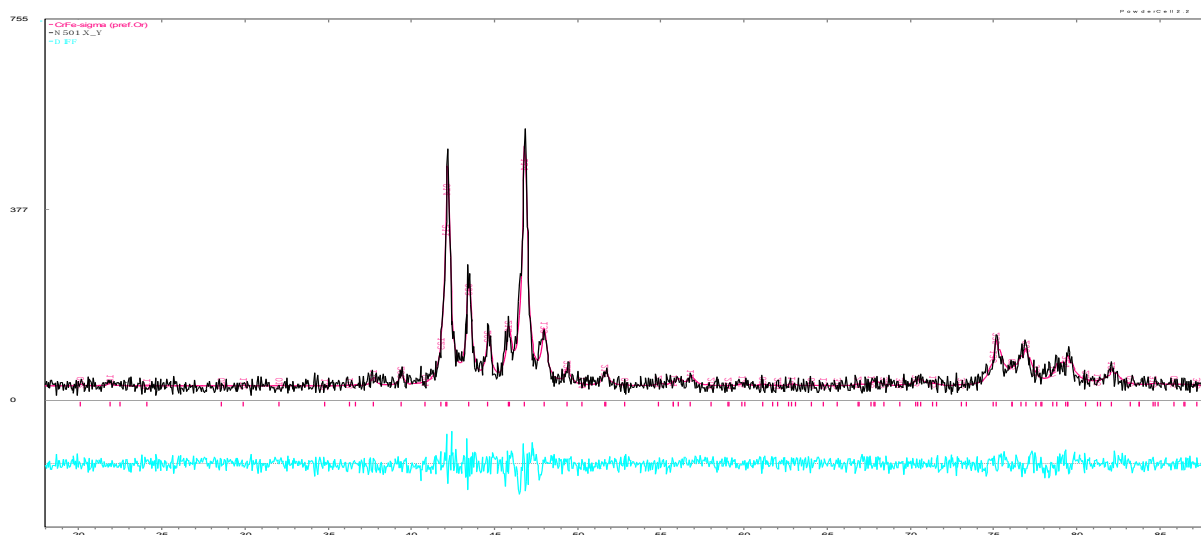


Рис. 2 Дифрактограма сплаву VCrMnFeCoNi_{0,5}

Спільне існування σ -фази і твердого розчину на основі фази зі структурою ГЦК спостерігається на рентгенограмах зразків з $x = 1,0$ та $1,5$ моля. В сплавах VCrMnFeCoNi_{1,0} і VCrMnFeCoNi_{1,5} σ -фаза має періоди ґраток $a = 0,8864$ нм, $c = 0,45940$ нм і $a = 0,87902$ нм, $c = 0,45669$ нм, а твердий розчин на основі фази зі структурою ГЦК: $a = 0,36169$ нм і $a = 0,35971$ нм для сплава $1,0$ та $1,5$ відповідно. Кількість ГЦК твердого розчину в них пропорційна вмісту нікелю в сплаві: ГЦК = 21,43 % мас. (рис.3); ГЦК = 83,36 % мас. (рис.4).

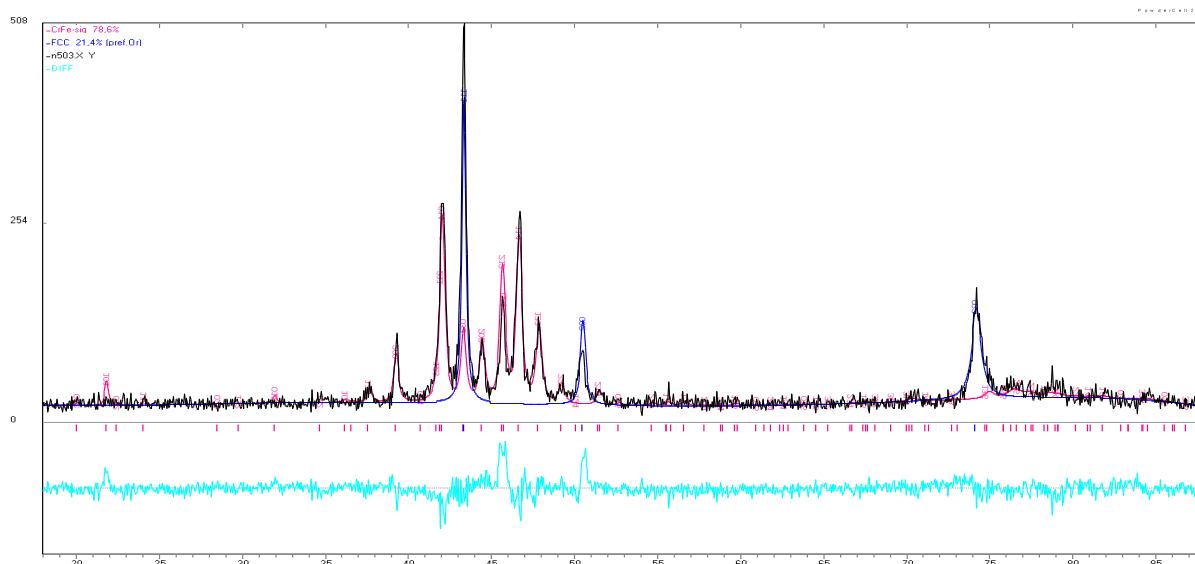


Рис. 3 Дифрактограма сплаву VCrMnFeCoNi_{1,0}

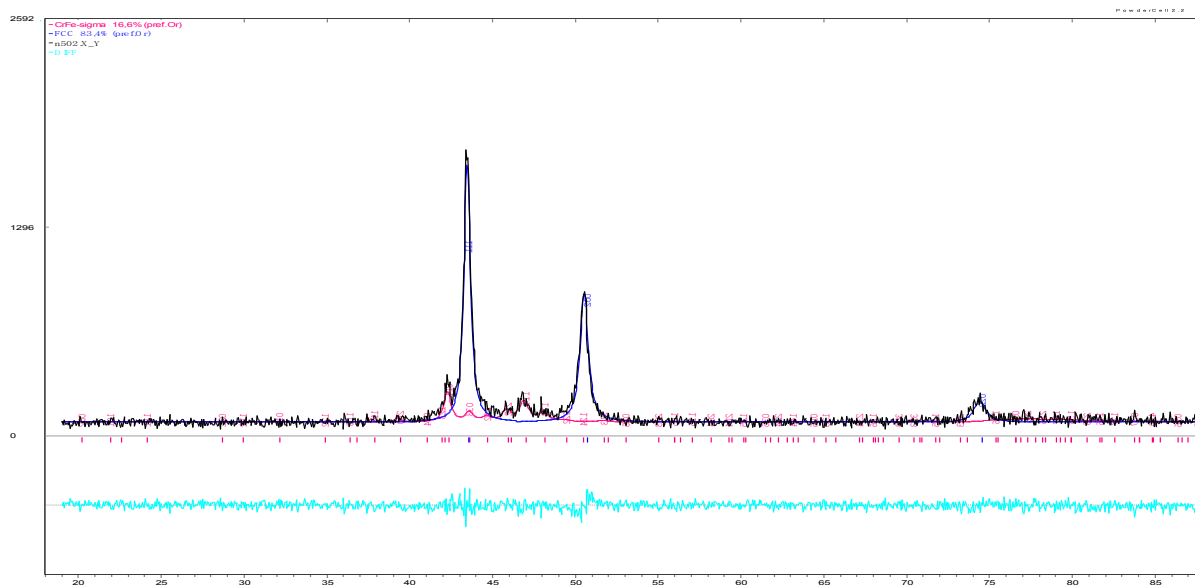


Рис. 4 Дифрактограма сплаву VCrMnFeCoNi_{1,5}

При $x=2,0$ та $x=2,5$ моля за даними дифрактометричного експерименту, в досліджуваних сплавах реєструється тільки твердий розчин на основі фази зі структурою ГЦК з періодами елементарних ґраток $a=0,35989$ нм (рис.5) та $a=0,35824$ нм (рис.6).

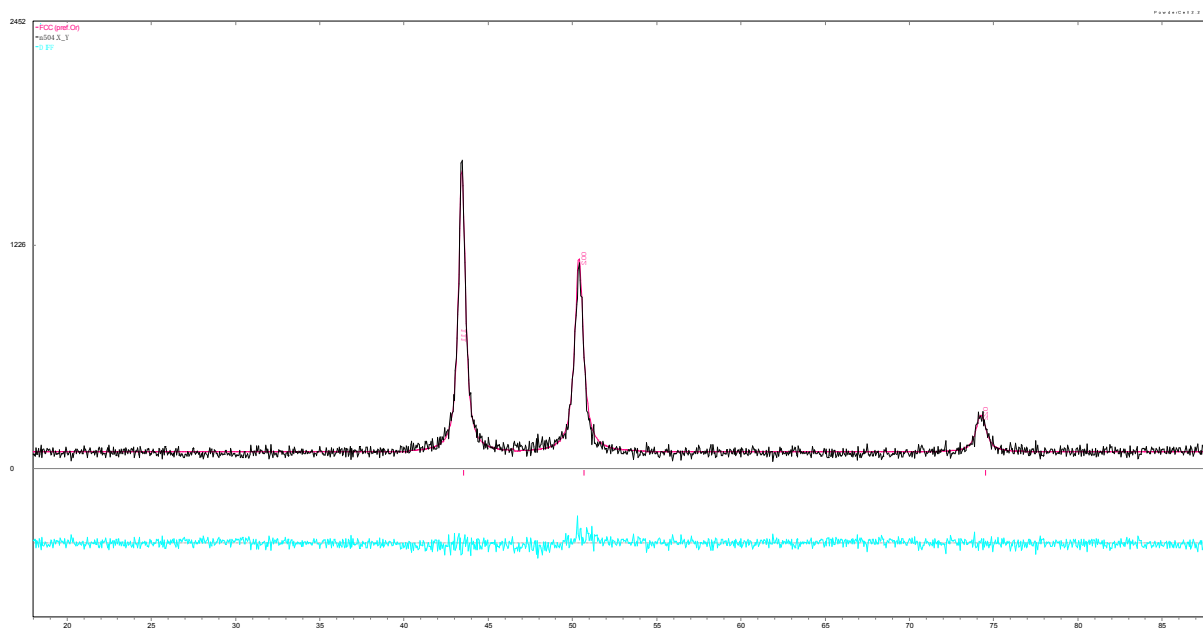


Рис.5 Дифрактограма сплаву VCrMnFeCoNi_{2,0}

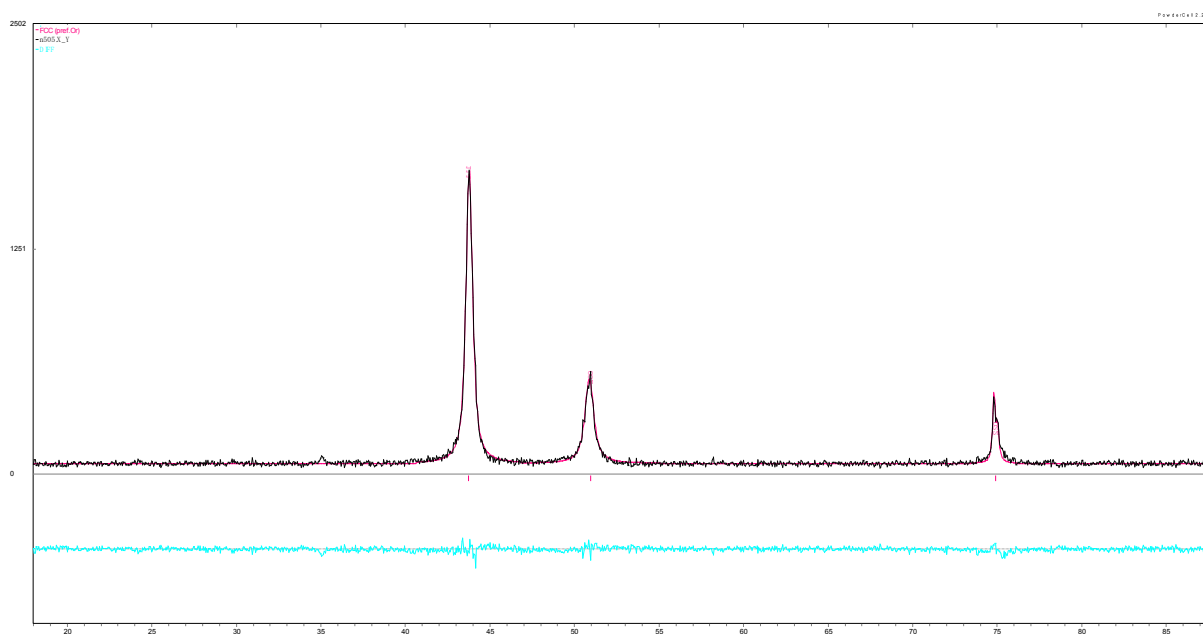


Рис.6 Дифрактограма сплаву VCrMnFeCoNi_{2,5}

Висновки

Вихідний сплав має структуру σ-фази при введенні Ni ми сприяємо утворенню твердого розчину ГЦК. Таким чином, регулюючи вміст Ni в сплавах системи VCrMnFeCoNi_x можна отримувати різне співвідношення складових фаз: сигма фази та ГЦК.

Література

1. Yeh JW, Chen SK, Lin SJ, Gan JY, Chin TS, Shun TT, et al. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes. *Adv Eng Mater* 2004;6:299–303.

УДК 629.4.027.4:669.14.018.294

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ І ВЕЛИЧИНИ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ НА РОЗМІР ЗЕРНА АУСТЕНІТУ СТАЛІ СУЦІЛЬНОКАТАНОГО ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА

І. О. Вакуленко¹, О. М. Перков², Д. М. Болотова³

*¹ Дніпропетровський національний університет залізничного
транспорту ім. академіка В. Лазаряна*

² Інститут чорної металургії НАН України

³ Дніпропетровський професійний залізничний ліцей

*Використання прискореного охолодження в процесі гарячого
обтискування ободу при виготовленні залізничного колеса приводить до
зменшення розміру зерна аустеніту, що сприяє підвищенню рівня
пластичних властивостей і ударної в'язкості металу*

*Использование ускоренного охлаждения в процессе горячего обжатия
обода при изготовлении железнодорожного колеса приводит к
уменьшению размера зерна аустенита, что способствует повышению
уровня пластических свойств и ударной вязкости металла*

*The use a speed-up of cooling at hot deform rim at produce railway wheel
lead to decrease of grain size of austenite, that is promote increase level of
plastic properties and impact toughness of metal*

Вступ

При термомеханічному зміцненні підвищення густини дефектів кристалічної будови при гарячій пластичній деформації і фазовий наклеп вуглецевої сталі в процесі прискореного охолодження визначають структурний стан і зв'язаний з ним комплекс властивостей металу. Підвищення температури пластичної деформації аустеніту прискорює розвиток процесів дифузійного масопереносу, що сприяє пом'якшенню аустеніту після гарячого наклепу. Формування визначеної субструктури в зернах аустеніту (виникнення полігональних угруповань з дислокацій, в тому числі меж з малими кутами разорієнтації), повинне гальмувати розвиток процесів анігіляції дефектів кристалічної будови [1]. Керування процесами, що спрямовані на збереження структурних змін в аустеніті при гарячому пластичному деформуванні, дозволить змінювати комплекс властивостей вуглецевої сталі у достатньо широкому інтервалі [2,3].

Постановка задач дослідження

Визначення впливу температури і ступеня гарячої пластичної деформації на розмір зерна аустеніту при формуванні ободу суцільнокатаного залізничного колеса.

Методика проведення експериментів

Матеріалом для дослідження була вуглецева сталь 60 із змістом вуглецю 0,56 %, зразки якої досліджували на етапі виготовлення ободу залізничного суцільнокатаного колеса. Температура і ступінь гарячого обтискування змінювалися в діапазоні 950-1150 °С і 10-35 % відповідно. Дослідження структури металу здійснювали під світловим мікроскопом. Розмір зерна аустеніту визначали використовуючи методики кількісної металографії [4].

Результати досліджень

За умов незмінного ступеню деформації, зниження температури обтискування на прокатному стані супроводжується зменшенням швидкості зростання зерна аустеніту з неодмінним підвищенням опору металу деформації. На підставі цього, підстужуючи метал в інтервалах між проміжними обтискуваннями при формуванні ободу колеса стає можливим підвищити ступінь деформації в його центральних об'ємах. Після підстужування, метал поблизу з поверхнею тепловідводу, повинен мати підвищений опір деформації. Таким чином, внутрішні об'єми металу з більш високою температурою будуть піддаватися підвищеним ступеням пластичної деформації. В результаті використання операції проміжного прискореного охолодження можна отримати більш дисперсну структуру аустеніту в центральних об'ємах ободу залізничного колеса після кінцевої формоутворюючої деформації.

В порівнянні з температурою 1250 °С, зниження температури обтискування заготовки при виготовленні залізничного колеса до 1150 °С повинне мати цілком обґрунтований відбиток на комплексі властивостей металу елементів колеса.

З аналізу експериментальних даних, по механічним властивостям можна визначити, що незалежно від відстані досліджуваних об'ємів металу від поверхні кочення, за всіма показниками комплекс властивостей вище при зниженні температури обтискування. В порівнянні з властивостями міцності, характеристики пластичності зростають достатньо суттєво. Наприклад, збільшення відносних видовження і звуження досягає понад 1,5 разів. Аналогічний характер впливу спостерігається і на величині ударної в'язкості (*KCU*). Випробування зразків металу після обтискування при температурі 1250 °С показали значення *KCU* (при температурі +20 °С)

$0,8-1,0 \frac{\text{КЗМ}}{\text{см}^2}$, в той час, як після деформації при 1150°C , вказана характеристика досягає $2,0-3,0 \frac{\text{КЗМ}}{\text{см}^2}$. Враховуючи достатньо високу чутливість ударної в'язкості руйнування до розміру зерна аустеніту (d_A) [3], зменшення d_A повинне цілком обгрунтовано сприяти підвищенню величини KCU [2].

За діючою технологією виготовлення залізничних суцільнокатаних коліс температура нагріву заготовки для обтискування на пресах і прокатному стані складає значення на рівні 1250°C . Величина зерна аустеніту в центральних об'ємах металу ободу після виготовлення залізничного колеса приблизно відповідає 0 або 1 балу, а поблизу з поверхнею кочення до 2-3 балу за класифікацією ГОСТ 5639. Обумовлене це залежністю розміру зерна аустеніту від ступеня пластичної деформації, яка досягається при формуванні визначеного елемента колеса. Так, в [3,5] показано, що в центральних об'ємах ободу ступінь пластичної деформації складає значення на рівні 5-10 %, а поблизу з поверхнею кочення – до 50-60 %. Наведена різниця в ступені деформації має визначений відбиток на розвиток процесів збіркової рекристалізації. При незмінній температурі обтискування пропорційно ступеню деформації (за умов перевищення її критичного значення [6,7]) розмір зерна аустеніту буде неухильно зменшуватися. Одним із напрямків підвищення ступеню пластичної деформації аустеніту в центральних об'ємах ободу може бути зниження температури металу на поверхні кочення колеса. На підставі цього, зниження температури обтискування сталі для умов постійного ступеню пластичної деформації, сприяючи розвитку процесів збіркової рекристалізації, приведе до подрібнення зерна аустеніту. Обумовлене наведене положення уповільненням процесів дифузійного масопереносу, які в свою чергу знижують швидкість розвитку анігіляції дефектів кристалічної будови, що вводяться в матрицю при деформації [1]. В наслідок цього, чим у більшому ступені буде збережена густина дефектів кристалічної будови до моменту початку розвитку процесу збіркової рекристалізації, тим більш дрібна буде сформована зеренна структура аустеніту після завершення рекристалізації [2].

Мікроструктурними дослідженнями було підтверджено, що знижуючи температуру обтискування, досягається подрібнення структури аустеніту (рис. 1). Результати оцінки розміру зерна аустеніту, в залежності від температури і ступеню гарячої деформації (ε), без витримки металу після закінчення обтискування, наведені на рис. 2. Враховуючи, що величина критичного ступеню деформації для вуглецевих сталей складає значення на рівні 6-10 % [6,7], максимальні значення d_A відповідають умовам

розвитку процесів рекристалізації для вказаного інтервалу деформацій. За цих умов, в сталі формується структура аустеніту з дуже великими за розміром зернами при одночасно високій структурній неоднорідності. При підвищенні ступеня пластичної деформації, незалежно від температури нагріву металу, характер зміни d_A залишається незмінним. Так, після ступеня пластичної деформації 10 % при підвищенні температури обтискування вуглецевої сталі від 950 до 1150 °С спостерігається збільшення d_A від 60 до 110 мкм (рис. 2). Аналогічний характер впливу визначається і для інших досліджуваних ступенів деформації.

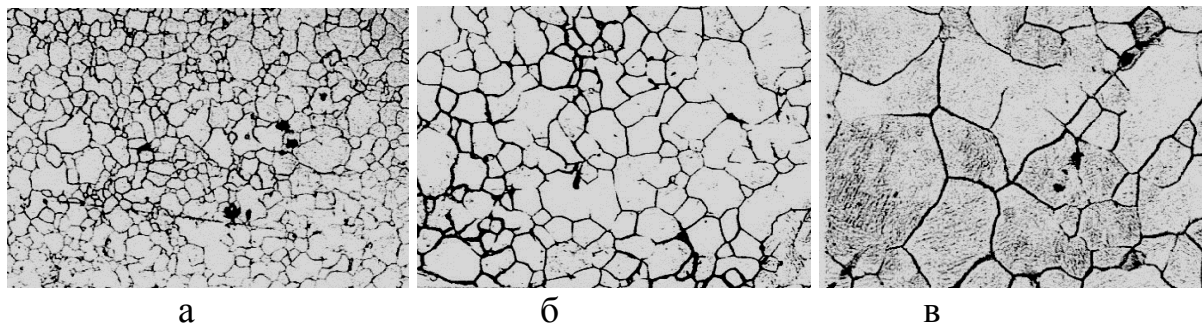


Рис. 1 Вплив температури гарячої деформації 850 – (а), 900 – (б) і 950 °С на структуру аустеніту досліджуваної сталі. Збільшення 75

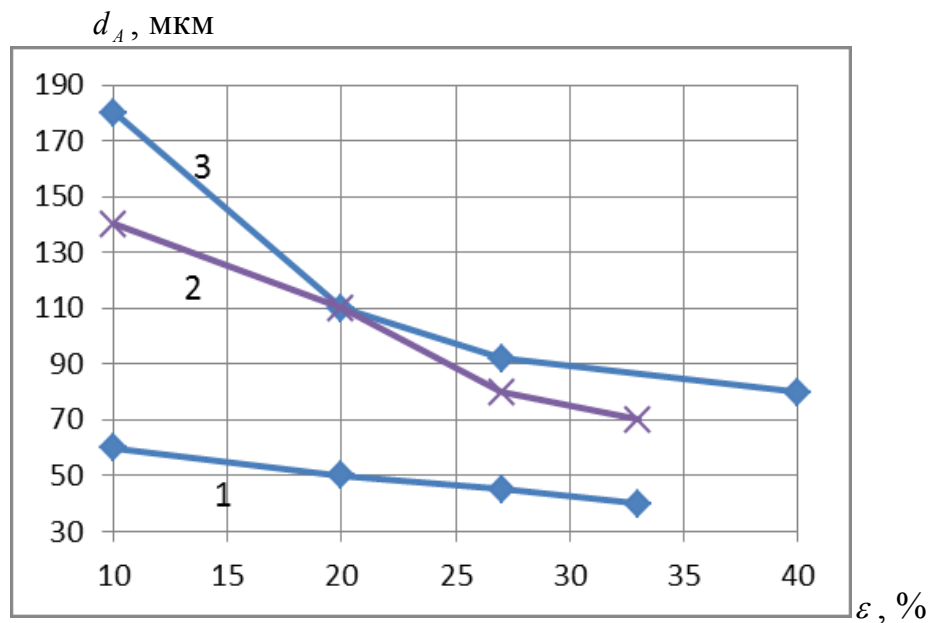


Рис. 2 Залежність середнього розміру зерна аустеніту вуглецевої сталі залізничного колеса від ступеня (ε) і температури (1)-950; (2)-1100 і (3)-1150 °С деформації без витримки після її закінчення

Таким чином, можна з впевненістю вважати, що ступінь пластичної деформації 10 % для вуглецевих сталей, які використовуються для виготовлення залізничних коліс є значенням, яке перебільшує критичну величину.

Порівняльний аналіз зміни розміру зерна аустеніту свідчить, що за умов відсутності витримки металу (після закінчення останньої формоутворюючої деформації) збільшення ступеня деформації від 10 до 33% при температурі 950 °C супроводжується зменшенням d_A на 20 мкм. Для більш високих температур нагріву 1100 і 1150 °C вказана характеристика значно більша і відповідно дорівнює 80 і 90 мкм.

З метою оцінки ступеню впливу температури і величини ε вуглецевої сталі на розмір зерна аустеніту, для спрощення апроксимуємо співвідношення $d_A = f(\varepsilon)$ прямою лінією. Тоді кутовий коефіцієнт співвідношення ($d_A = f(\varepsilon)$), який має вигляд $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$, дозволить визначити ступінь впливу деформації на d_A при конкретній температурі. За умов відсутності витримки металу після деформації, для температур обтискування 950, 1100 і 1150 °C величина $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ склала значення 0,8; 2,0 і

2,25 $\frac{\text{мкм}}{\%}$ відповідно. На основі проведеної оцінки можна визначити, що швидкість зменшення розміру зерна аустеніту при зростанні деформації на 1% лише при підвищенні температури обтискування на 150 °C (від 950 до 1100 °C) зростає приблизно в 2,5 разів, а в порівнянні з температурою 1150°C вказана характеристика має ще більше значення. Проведений аналіз кінетики процесу рекристалізації аустенітної структури, при відсутності паузи після завершення деформації, можна вважати відповідним до умов розвитку динамічної рекристалізації в процесі самого обтискування. Найбільший вплив на $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ обумовлений зростанням розміру зерна аустеніту в області мінімальних рівнів обтискування металу. Дійсно, для деформації 10 % при температурах 950, 1100 і 1150 °C d_A дорівнює 60, 140 і 180 мкм відповідно. Таким чином, незначне зниження температури обтискування на етапі формування залізничного колеса дозволить суттєво зменшити розмір зерна аустеніту, а це буде мати позитивний відбиток на комплексі властивостей металу і, в першу чергу, ободу залізничного колеса після кінцевої зміцнюючої обробки.

Враховуючи, що технологічно достатньо складно здійснити прискорене охолодження елементів залізничного колеса зразу після завершення гарячої деформації (без витримки металу після її закінчення),

представляє визначений інтерес оцінити характер зміни розміру зерна аустеніту в залежності від тривалості витримки. На рис. 3. представлена залежність розміру зерна аустеніту від ступеню пластичної деформації і витримки металу тривалістю 1хв після завершення прокатки ободу залізничного колеса. Аналіз характеру залежності d_A від ε для досліджуваного інтервалу температур вказує на його незмінність. З іншого боку, порівняльний аналіз з кінетикою процесу рекристалізації аустенітної структури за умов відсутності паузи після завершення деформації (рис.2), має деякі відмінності. Річ у тому, що до впливу від розвитку процесів динамічної рекристалізації (відсутність паузи після деформації) отримуємо додатковий внесок від розвитку рекристалізації за статичних умов [1,7]. З порівняльного аналізу абсолютних значень розміру зерна аустеніту (рис. 2 і 3) можна визначити цілком очікуване збільшення d_A при всіх температурах і ступенях деформації під час паузи тривалістю 1хв по завершенню обтискування. З іншого боку, використання величини $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ дає змогу оцінити вплив після деформаційної витримки (тривалість 1хв) на кінетику розвитку процесів рекристалізації аустеніту. За 1 хв після завершення гарячої деформації при температурах 950, 1100 і 1150 °С відбувається, на фоні незначного підвищення середнього розміру зерна аустеніту, суттєве зниження різниці між максимальними (при $\varepsilon=10\%$) і мінімальними (при $\varepsilon=40-50\%$) значеннями d_A . Значення величини $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ є додатковим підтвердженням наведеного положення. Так, при підвищенні температури гарячого обтискування для вказаного температурного

інтервалу, кутовий коефіцієнт залежності $d_A = f(\varepsilon)$ для металу з витримкою після завершення деформації 1хв дорівнює 1,6; 1,5 і 2,0 $\frac{\text{мкм}}{\%}$.

Порівняльний аналіз з аналогічними значеннями величини $\frac{dd_A}{d\varepsilon}$ для металу без витримки вказує на досягнення деякого вирівнювання структури аустеніту після відповідних ступенів гарячої деформації.

Як показали дослідження мікроструктури, подальше збільшення витримки металу після завершення деформації до 1,5хв, привело до збільшення розміру зерна аустеніту лише для температури обтискування 950 °С. Для більш високих температур гарячої деформації максимальні (при $\varepsilon = 10\%$) і мінімальні (при $\varepsilon = 40 - 50\%$) розміри зерна аустеніту залишаються практично незмінними.

Таким чином можна вважати, що для температури обтискування 950°С починаючи від ступеня деформації 20% і більше, розвиток процесів

динамічної і статичної рекристалізації за термін витримки до 1,5 хв практично завершується. В результаті середній розмір зерна аустеніту стає практично незалежним від тривалості витримки після завершення гарячої деформації металу залізничного колеса. Для більш високих температур гарячого деформування вказане «критичне» значення ступеню деформації зсувається у бік більш малих величин. Так, для температури 1100 °С ступеня деформації 15 % вже достатньо для практично повного завершення процесів збіркової рекристалізації аустеніту. Розмір зерна залишається практично незалежним від температури гарячого обтискування (рис. 2, 3) і визначається впливом виключно від ступеня деформації.

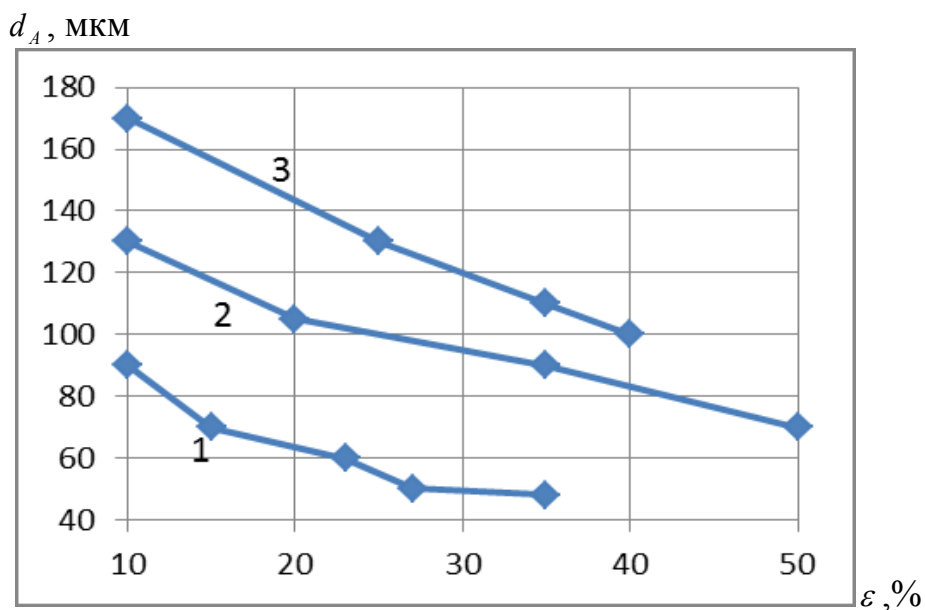


Рис. 3 Залежність середнього розміру зерна аустеніту від ступеню (ε) і температури (1)-950; (2)-1100 і (3)-1150 °С деформації з витримкою металу 1хв після її завершення

На підставі отриманих результатів можна з визначеною впевненістю вважати, що після завершення останньої формуючої пластичної деформації при виготовленні залізничного колеса за витримку до 1,5 хв, зростання розміру зерна аустеніту не буде суттєвим. Після вказаної паузи, якої повинно бути достатньо для передачі колеса на пристрій охолодження, прискореним охолодженням буде припинено подальше зростання d_A . Внаслідок цього, структурні перетворення в процесі прискореного охолодження залізничного колеса будуть відбуватися в металі з попередньо сформованою дрібнозеренною будовою аустеніту. Ефект зміцнення металу буде обумовлений частковим збереженням

гарячого наклепу аустеніту під час обтискування дрібним зерном і дрібнодисперсними продуктами фазового перетворення під час прискореного охолодження.

Таким чином, здійснюючи підстижування ободу суцільнокатаного залізничного колеса в процесі його гарячої прокатки, можна розраховувати на досягнення ефекту подрібнення аустенітної структури до розмірів зерна 5-7 балів.

Література

- 1.Вакуленко, И. А. Морфология структуры и деформационное упрочнение стали [Текст] / И. А. Вакуленко, В. И. Большаков. – Днепропетровск: Маковецкий, 2008. – 196 с.
- 2.Садовский, В.Д. Структурная наследственность в стали [Текст] / В.Д.Садовский. - М.: Металлургия, 1973. - 255с.
- 3.Влияние условий деформирования при прокатке на величину зерна стали цельнокатаных колес [Текст] / И.Г.Узлов, Г.А. Блажнов, Ю.В.Андреев и др. // Термическая обработка металлов. – 1977. - №5. - С.106 – 108.
- 4.Вакуленко, І.О. Структурний аналіз в матеріалознавстві [Текст]/ О.І.Вакуленко . – Дніпропетровськ: Маковецкий, 2010. - 124с.
- 5.Данченко, Н. И., Перков О. Н., Гладкова Т. А. Зависимость усталостной прочности и ударной вязкости колесной стали от ее структурного состояния [Текст] / Н.И.Данченко, О.Н.Перков, Т.А.Гладкова. // Теория и практика термической обработки проката. – 1984. - С. 43-45.
- 6.Gleiter, H. High – Grain Boundaries [Текст] / H. Gleiter, B. Chalmers // Progress in Materials Science. – 1972. – Vol. 16. – P. 375-381.
- 7.Бабич, В. К. Деформационное старение стали [Текст] / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М.: Металлургия, 1972. – 320 с.

УДК 669.73

РАФІНУВАННЯ ВІДХОДІВ МІДНИХ СПЛАВІВ

О. В. Веретільник

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Метою даної роботи було вибрано вивчення процесу рафінування відходів мідних сплавів та розробка на основі електрошлакового процесу з невитратним електродом нових ефективних технологій переробки некомпактних відходів мідних сплавів з отриманням якісних виливків

Целью данной работы было выбрано изучение процесса рафинирования отходов медных сплавов и разработка на основе электрошлакового процесса с нерасходуемым электродом новых эффективных технологий переработки некомпактных отходов медных сплавов с получением качественных отливок

The aim of this work was to study selected refining process waste copper alloys and development on the electroslag process with non-consumable electrode new efficient technologies of waste noncompact copper alloy to obtain high-quality castings

Вступ

На сьогоднішній день одним з важливих шляхів енерго- та ресурсозбереження є максимальне та ефективне залучення у виробництво різноманітних металевих відходів, що утворюються на стадіях виготовлення та обробки металопродукції. Особливо це стосується кольорових металів, серед яких окрему групу складають некомпактні відходи мідних сплавів головним чином у вигляді стружки, а також дрібного брухту, обрізків і т.д.

Подібні відходи мають малу насипну вагу і підвищену вологість, забруднені залишками мастильних матеріалів. Переробка їх у дугових, індукційних і роторних печах, які традиційно використовуються для плавки мідних сплавів, характеризується значним угаром (до 5 - 20%) як основного елемента так і легуючих добавок, а виплавлений метал має низьку якість внаслідок підвищеного вмісту газів і неметалевих включень. Тому, з метою отримання з таких відходів придатної для використання у виробництві металопродукції найчастіше потрібен подвійний переплав або

додаткова обробка в ковші або міксері, з проведенням операцій долегування та рафінування. Крім того, стружку і дрібні відходи, за винятком плавки в роторних печах, необхідно перед переробкою компактувати, що призводить до збільшення трудомісткості і вимагає додаткового обладнання.

У зв'язку з вище зазначеним, ведуться розробки інших, більш ефективних способів і технологій, здатних поліпшити як економічні показники процесів плавки некомпактних відходів мідних сплавів, так і якість кінцевої металопродукції. Одним з таких способів є електрошлакова плавка з невитратним електродом, яка дозволяє активно проводити окислювально-відновні і рафінувальні процеси. Сама ж плавка некомпактних відходів мідних сплавів відбувається в товщі перегрітого шлаку без контакту з атмосферою, що значно знижує безповоротні втрати.

Існуючі способи переробки некомпактних відходів кольорових металів і плавильні агрегати

Серед некомпактних відходів перше місце за поширеністю займає стружка - легкий матеріал з розвиненою поверхнею. При її переплаві потрібна ретельна підготовка: сушка, дроблення, видалення механічних домішок чорних металів і неметалевих забруднень, а це тягне за собою використання додаткового обладнання. При розробці технології приготування вторинних металів і сплавів з алюмінієвої, мідної, бронзової і т. д. стружки стоїть завдання отримання такого матеріалу, який був би повноцінним замінником первинних металів і сплавів [1].

На сьогоднішній день для плавки відходів мідних сплавів використовують різні плавильні агрегати: це стаціонарні поворотні і обертові відбивні печі, електродуги, шахтні, індукційні (каналні і тигельні) печі, а також установки інших типів, пристосовані в тій чи іншій мірі для плавки певного виду сировини. Це пояснюється, в основному, прагненням зменшити забруднення металу, що переплавляється, знизити втрати його на угар і механізувати основні технологічні операції [2,3].

Для переробки відходів міді та її сплавів дуже часто застосовуються відбивні печі. Печі для виробництва бронз і латуней менше печей для плавки алюмінію. Пояснюється це тим, що мідь та її сплави мають набагато більшу питому вагу ніж алюміній і його сплави. Серед недоліків відбивної плавки, що стосуються мідних сплавів, слід виділити значні втрати цинку, а також частковий угар свинцю, марганцю, кремнію.

Переробку невеликої кількості мідного брухту, а також виплавку лігатур в ливарних цехах здійснюють у тигельних паливних печах. Основна перевага таких установок - це відсутність безпосереднього

контакту твердої шихти та рідкого металу з продуктами горіння палива. Це значно зменшує окислюваність сплавів і насичення їх воднем.

Дуже широке застосування при плавлі кольорових металів, у тому числі і мідних сплавів, знайшли індукційні печі (тигельні, каналні) [2,3]. Індукційні каналні печі застосовують в цілях заготівельного і фасонного лиття для плавки алюмінієвих, мідних і інших кольорових металів і сплавів. Особливістю установок такого типу є те, що після зливу чергової плавки доводиться залишати в печі частину розплавленого металу ("болото") для замикання вторинного ланцюга. Так само як і шахтно-ванні, ці установки не призначені для переробки некомпактних відходів, тому це призводить до зниження терміну служби футеровки каналної частини печі [2,3].

Більш придатними в цій частині виявилися індукційні тигельні печі. Для переробки різних відходів мідних сплавів застосовують відкриті індукційні тигельні печі промислової частоти. Незалежно від марки виплавленого сплаву і ємності печі мають однакові конструкційні вузли і відрізняються в основному продуктивністю і потужністю електрообладнання. Такі плавильні агрегати є високопродуктивними, забезпечують вирівнювання температури за обсягом металеві ванни, а також отримання однорідних за хімічним складом сплавів. Крім того, дозволяють використовувати як шихти низькосортні матеріали (стружку, відходи), дають можливість швидкого переходу з виплавки однієї марки сплаву на іншу.

Особливістю технології переплавки стружки в індукційних тигельних печах є те, що стружку в піч завантажують на ванну попередньо наплавленого металу, з рівномірним пересипанням її сухим флюсом [2,3]. Інтенсивне перемішування металеві ванни в таких печах, обумовлене електродинамічними явищами, призводить до замішування стружки в розплав і забезпечує, практично, безокисне її розплавлення, а порційним введенням рафінуючого флюсу, в процесі плавлення стружки, досягається захист розплаву від атмосфери і безперервне його рафінування.

У процесі плавки мідь та її сплави, піддаються рафінуванню від неметалічних включень і газів. Всі існуючі способи, що застосовуються в цих цілях, за технологічними ознаками поділяють на три групи:

- рафінування в ємності (продування газами, відстоювання, оброблення флюсами і технологічними добавками, вакуумна обробка);
- рафінування в струмені при переливі (фільтрування, вакуумна обробка, обробка флюсами, продування газами);
- рафінуючий переплав (ЕШП, ЕПП, ПДП, ВДП).

Найбільш часто вживаними методами дегазації мідних розплавів є адсорбційні, засновані на продувці рідкого металу інертними (аргон)

газами або азотом. Ці технологічні прийоми є досить простими, але, в тій же мірі, високоефективними. Визначальним фактором є розміри бульбашок: чим вони менші і чим більший шлях вони проходять в металі, тим більш глибоке очищення. Крім того, гази, що застосовуються, повинні бути ретельно просушені.

Технологічні схеми електрошлакової виплавки та рафінування (ЕШВР).

Основні варіанти здійснення процесів ЕШВР некомпактної шихти можна класифікувати за такими технологічними принципами: по виду плавильної ємності (металева водоохолоджувана або футерована вогнетривкими матеріалами) і по виду одержуваного металу (у вигляді злитка або в рідкому вигляді). На рис. 1 наведені принципові технологічні схеми процесів ЕШВР, здійснювані в різних плавильних ємностях.

Одним із способів переробки некомпактних металевих відходів є їх переплав в водоохолоджуваному кристалізаторі (рис. 1 а). Перевагою такої технологічної схеми є висока "стерильність" процесу; одержувані злитки, як і при традиційному ЕШП, характеризуються щільною структурою, без ліквацийних і усадочних дефектів. Поверхня злитків часто рівна і гладка завдяки наявності тонкого шлакового прошарку (гарнісажу) біля стінки кристалізатора.

До недоліків можна віднести те, що метал можна отримувати тільки у вигляді злитків. Швидкість подачі шихти повинна бути такою, щоб її частинки, проходячи через шар шлаку, встигли розплавитися. В іншому випадку існує ймовірність отримання бракованого злитка внаслідок вмерзання нерозплавившихся фрагментів шихти в його тіло. Розгалужена стружка, а також довгі шматки дроту і їм подібні вимагають попереднього подрібнення, інакше виникають труднощі з її подачею в кристалізатор. До того ж, при цьому, можуть траплятися короткі замикання через стружку електричного кола між електродом і внутрішньою стінкою кристалізатора, що часом призводить до серйозних пошкоджень останнього. До всього цього слід також додати і низький енергетичний ККД процесу.

Ще однією технологічною схемою переплавки некомпактних промислових металевих відходів, що здійснюється в водоохолоджуємій плавильній ємності, є гарнісажна плавка (рис. 1 б). В даному випадку перші частки шихти, що розплавилася в шлаку, кристалізуються на охолоджуваному дні і стінках печі, утворюючи гарнісаж. Надалі метал накопичується під шаром шлаку вже в рідкому вигляді. При такій схемі, в порівнянні з плавками у звичайному кристалізаторі і СПК, зважаючи на більш тривале перебування основної маси металу в рідкому стані є можливість більш глибокого його рафінування, модифікування і

легування. Через відсутність вогнетривкої футерівки в таких печах є можливість переплавляти високоактивні метали і застосовувати для їх обробки різні шлакові системи.

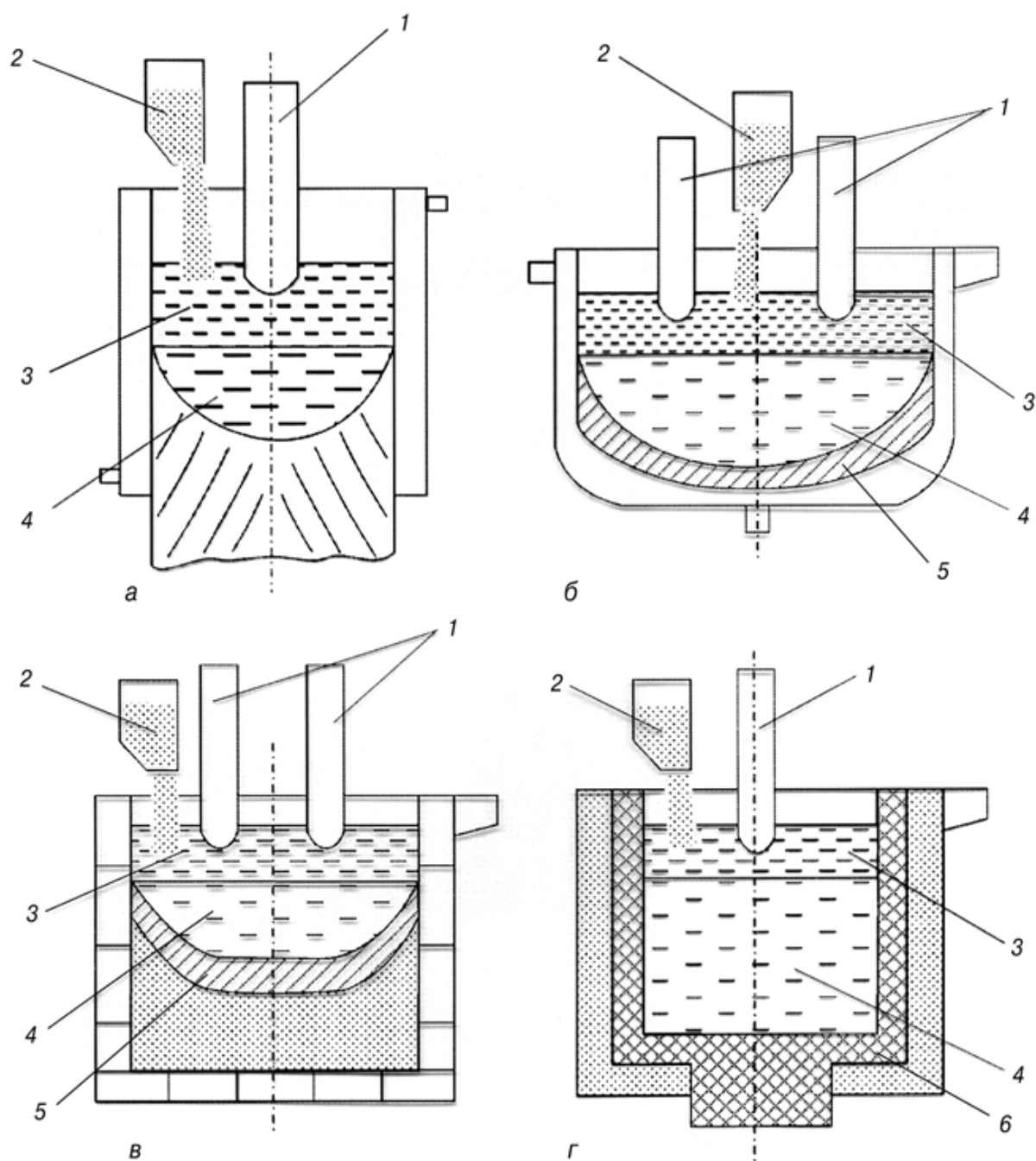


Рис. 1 Принципові технологічні схеми процесів ЕШВР:
а) в кристалізаторі; б) в гарнісажній печі; в) в автогарнісажній печі;
г) в тиглі, що футерований вогнетривким матеріалом.
1 - невитратний електрод; 2 - бункер з шихтою; 3 - шлакова ванна;
4 - металева ванна; 5 - гарнісаж; 6 – футерівка

З основних недоліків гарнісажної плавки варто відзначити порівняно невисокий тепловий ККД процесу і потреба в повному видаленні гарнісажного шару при переході на інший сплав.

Переплав некомпактних відходів кольорових металів можна здійснювати в, так званій, автогарнісажній печі (рис. 1 в). Для цього в футеровану ємність завантажується перепплавляема шихта. Потім в центрі виконується невелике заглиблення, в яке заливається рідкий шлак, попередньо виплавлений в окремій флюсоплавильній печі, і за допомогою невитратних електродів нагрівають його. Наведення шлакової ванни може здійснюватися безпосередньо і в самому поглибленні. За рахунок нагріву шлакової ванни відбувається розплавлення шихти, що контактує з нею, і поступове утворення металевої ванни. У процесі плавки зверху на шлакову ванну додатково подається перепплавляема шихта. Після наплавлення певної кількості металу, його зливають в виливницю. Процес ведуть таким чином, щоб у печі постійно зберігався непроплавлений шар спеченої шихти (автогарнісаж) товщиною до 50 мм. Цей автогарнісажний шар охороняє рідкий метал і шлак від контакту з футерівкою печі, тим самим практично виключається забруднення металу матеріалом футерівки, а вона сама залишається захищеною від впливу агресивний шлакових розплавів.

Мінусом автогарнісажної плавки є те, що при переході на інший сплав потрібно повністю видаляти спечений автогарнісажний шар, що залишився від попередніх плавок.

Досить поширеною технологічною схемою, що застосовується для переробки некомпактної металевої шихти, є перепплав в футерованій ємності або тигельній печі (рис. 1 г). Такий спосіб дещо схожий на раніше згадані способи повторної переробки відходів в гарнісажній і автогарнісажній печах, так як у всіх випадках метал отримують в рідкому вигляді. Тільки в цьому випадку під час плавки не утворюється металевого або шлакометалевого гарнісажу на стінках тигля, і піч після випуску металу залишається практично чистою, що, в свою чергу, сприяє без особливих труднощів переходити на інший вид сировини, що переробляється. Так само плавка в футерованій ємності відрізняється більш високим тепловим ККД і продуктивністю, а сама піч - простотою у виготовленні і обслуговуванні в порівнянні іншими способами.

Основним недоліком перепплавки некомпактних металевих відходів в цьому випадку є нестійкість футерівки плавильної ємності та її взаємодія з продуктами плавки. Тому при виборі футерівки тигельних печей враховуються як температурні умови процесу, так і вид перепплавляемого матеріалу.

Висновки

З аналізу, проведеного в даній роботі, видно, що традиційні методи рафінування некомпактних відходів мідних сплавів мають ряд недоліків. До них відносять:

1. Низький енергетичний ККД.
2. Складність у виготовленні і експлуатації;
3. Більш високі енергетичні витрати.

Було детально розглянуто існуючі технологічні схеми електрошлакової плавки некомпактної шихти, звідки випливає, що найбільш ефективною є плавка в футерованій ємності (тигельній печі). Однак, проблемним моментом, притаманному такому способу плавки, є стійкість футерівки печей. Тому при розробці та конструюванні плавильних ємностей важливою умовою є правильність вибору матеріалу для футерування їх робочого простору.

Література

1. Использование техногенного сырья в цветной металлургии / Г. И. Карюк, М. М. Тарасенко, Т. В. Наукина [и др.] // Проблемы ресурсосбережения во вторичной цветной металлургии. Сборник научных трудов. – Запорожье: Институт титана. – 1990. – С. 7-14.
2. Цыганов А. С. Производство вторичных цветных металлов / Цыганов А. С. – М.: Металлургиздат, 1961. – 302 с.
3. Шкляр М. С. Печи вторичной цветной металлургии / Шкляр М. С. – М.: Металлургия, 1978. – 216 с.

УДК 669.187.526.002.6

ОТРИМАННЯ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ ТИТАНУ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВИМ ПЕРЕПЛАВОМ

А. А. Вигівський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Інтерметаліди титану представляють великий інтерес для авіапромисловості і космічної галузі. Актуальною задачею являється отримання готових литих виробів з інтерметалідів. Електронно-променева плавка є ефективним способом отримання титанових виливків

Интерметаллиды титана представляют большой интерес для авиапромышленности и космической отрасли. Актуальной задачей является получение готовых литых изделий из интерметаллидов. Электронно-лучевая плавка является эффективным способом получения титановых отливок

Intermetallic titanium are of great interest for the aircraft industry and space industry. The actual problem is getting ready cast products of intermetallic compounds. Electron beam melting is an effective way of obtaining titanium castings

Вступ

В наш час серед титанових сплавів з особливими фізичними властивостями велику увагу протягом тривалого часу представляють інтерметалідні з'єднання титану (Ti_3Al , $TiAl$). Цікавість до алюмінідів титану Ti_3Al (α_2 – фаза) і $TiAl$ (γ – фаза) обумовлена високими значеннями жаростійкості і модулем пружності цих з'єднань в широкому діапазоні температур в поєднанні з малою щільністю.

Недоліками інтерметалідних з'єднань є низька пластичність і мала технологічність при обробці тиском. Основним методом їх отримання в наш час являється порошкова металургія [1]. Та все ж проводяться інтенсивні дослідження по винайденню економічних методів отримання цих матеріалів з використанням плавки і наступною термомеханічною обробкою [1].

Досвід отримання сплавів на основі інтерметалідів титану свідчить про складність використання для цієї цілі електронно-променевої плавки,

що пов'язано з випаровуванням компонентів сплавів і високою швидкістю протікання цього процесу при електронно-променевому нагріві в порівнянні з іншими методами плавки. Тим не менше, враховуючи рафінувальну здатність електронно-променевої технології, спроби отримання інтерметалідів титану, проводились і будуть проводитись досить інтенсивно.

Методика досліджень

Інтерметаліди і сплави на їх основі вважають перспективними високоміцними матеріалами в найбільш відповідальних призначеннях, в особливості авіаційній та аерокосмічній техніці. Основою оцінки інтерметалідів слугують наступні особливості інтерметалідів [2]. По-перше, інтерметаліди зберігають високу міцність при досить високих температурах; більше того, міцнісні характеристики деяких інтерметалідів збільшуються з підвищенням температури. По-друге, модуль пружності інтерметалідів менш інтенсивно зменшується при підвищенні температури, в порівнянні з аналогічними властивостями сплавів з неупорядкованою кристалічною структурою. По-третє, коефіцієнт самодифузії в інтерметалідах на декілька порядків менший ніж в неупорядкованих сплавах при аналогічних температурах.

В системі Ti-Al з боку Ti утворюються інтерметаліди Ti_3Al (α_2 -фаза) та TiAl (γ -фаза), що володіють значними областями гомогенності (рис.1).

В 1961 році С.Г. Глазунов і Ю.Ф. Алтунин [3] звернули увагу на те, що алюмініди титану можуть бути корисними конструкційними матеріалами, так як володіють низькою щільністю, високою жароміцністю і жаростійкістю, гарними ливарними властивостями. Але реалізація цієї ідеї затягнулася на декілька десятиліть через властиві цим інтерметалідам крихкості та низької технологічності. Лише в кінці XX століття цим матеріалам почали приділяти необхідну увагу.

Алюмінід титану γ (TiAl) володіє упорядкованою тетрагонально-спотвореною гранецентрованою структурою, аналогічною структурі CuAu, в якій шари, упаковані атомами титану, чергуються з шарами, упакованими зайнятими атомами алюмінію (рис. 2). Періоди гратки збільшуються зі збільшенням вмісту алюмінію. Інтерметалід титану TiAl зберігає упорядковану структуру до температури плавлення ($\sim 1450^\circ C$) [3]. Через високий вміст алюмінію щільність TiAl невелика ($3,8 \text{ г/см}^3$).

З усього вищесказаного, можна зробити висновок, що титанові сплави, а особливо сплави на основі інтерметалідів титану системи Ti-Al, можливо використовувати в таких важливих та затратних галузях як аерокосмічна промисловість та енергетичне газотурбобудування. Їх застосування вважається перспективним через задовільні робочі параметри

та можливість зменшення ваги конструкцій. Низька густина обумовлює високу питому міцність матеріалу. Доступність компонентів сплаву робить його застосування економічно вигідним.

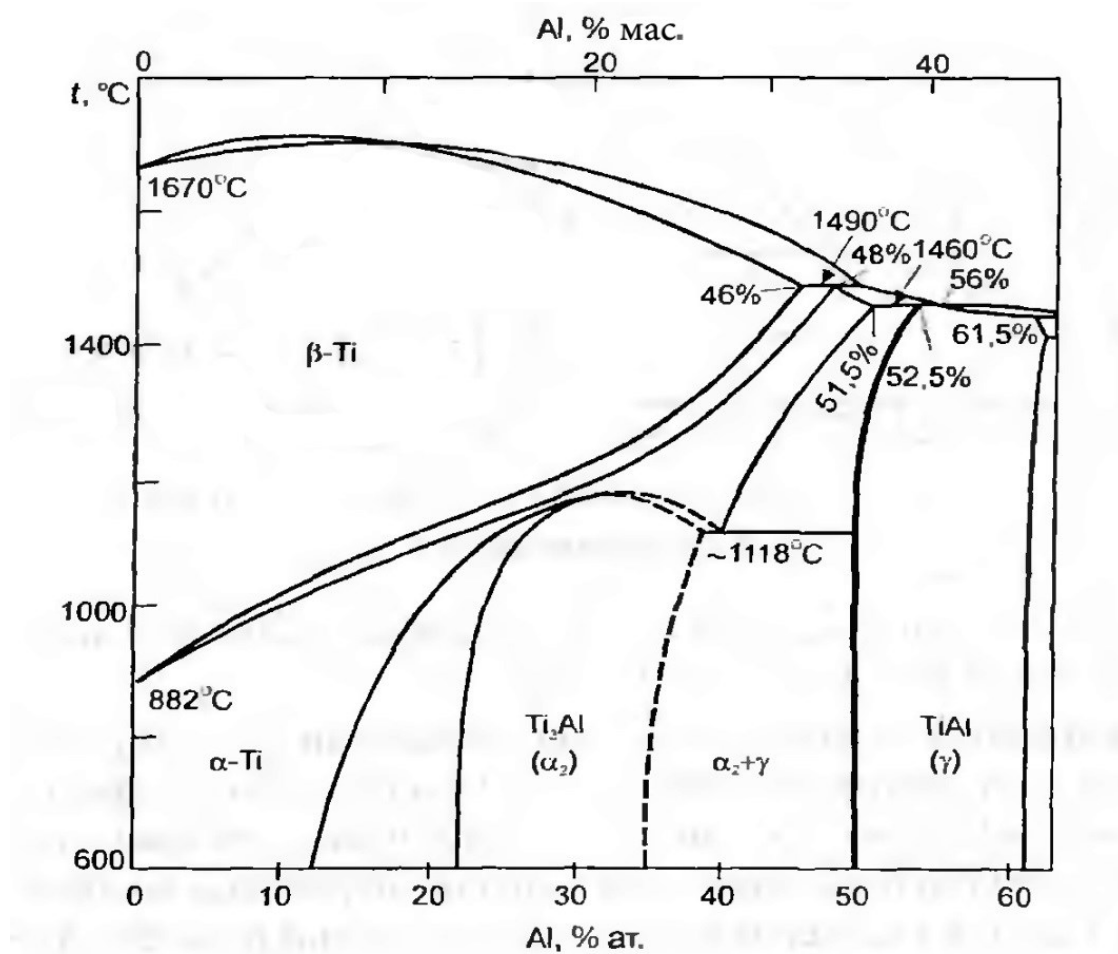


Рис. 1 Діаграма стану системи Ti-Al

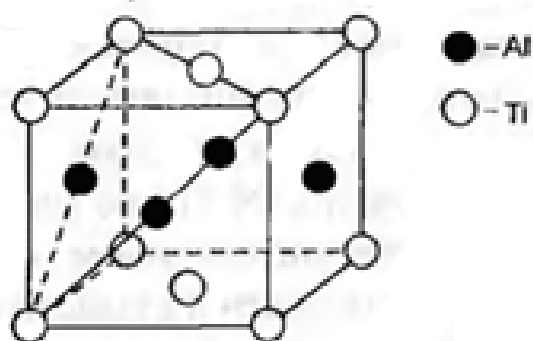


Рис. 2 Кристалічна структура алюмініду TiAl

Серед завдань удосконалення матеріалу основні задачі – підвищення пластичності при кімнатних температурах та жароміцності при робочих. Досягнення цих цілей можливе за умов використання оптимального легування, та зміни мікро- і макроструктури сплаву.

Електронно-променева плавка являється ефективним способом отримання титану та сплавів на його основі. Джерелом нагріву в ЕПП виступає електронний промінь, що генерується електронною гарматою, а рафінуючий вплив здійснює вакуум. По відношенню до легкоплавких та тугоплавких домішок електронний промінь також можна розглядати як джерело рафінування [4]. До переваг ЕПП можна віднести можливість повного контролю часу витримки рідкого металу та зменшення вимог до його вихідної чистоти. Також метал може бути як у вигляді витратного електроду-заготовки, так і у вигляді кускової шихти (стружки, губки, колишні металеві вироби) [4].

Висока концентрація енергії променя дозволяє отримати суттєвий перегрів поверхні металевої ванни вище точки плавлення металу. Це позитивно впливає на кінетику рафінування, так як при підвищенні температури металу, підвищуються коефіцієнти дифузії домішок в ньому. Високе розрідження газової фази над розплавом також покращує кінетичні умови гетерогенних процесів дегазації, так як сприяє швидкому відводу утворених молекул газів від міжфазної поверхні.

Аналіз областей застосування титану та його сплавів показує, що з урахуванням жорсткої конкуренції з іншими матеріалами, велике значення, на ряду з механічними властивостями, має вартість виробів з титанових сплавів. Тому зниження собівартості напівфабрикатів з титанових сплавів є критично важливим. Так як вартість губчатого титану та легуючих елементів складає до 75% вартості злитків [5], то використання нових технологій, які дають змогу переробляти менш якісну, а відповідно і менш дорожу, сировину – важливий резерв для зменшення вартості вихідного продукту.

На даний час дослідження по плавці інтерметалідів проводилися як з формуванням злитків в печах з проміжною ємністю, так і з отриманням литих виробів при гарнісажній плавці, зокрема з електромагнітним перемішуванням розплаву. Отримання злитків інтерметалідів титану було реалізоване в ІЕС ім. Є.О. Патона НАН України, а литих виробів – у ФТІМС НАН України на установці (рис.3). Також існують данні про використання ЕПП для цих же цілей японськими дослідниками.

Аналізуючи вищесказане можна зробити висновки що ЕПП являється можливим і доцільним способом отримання інтерметалідів титану.

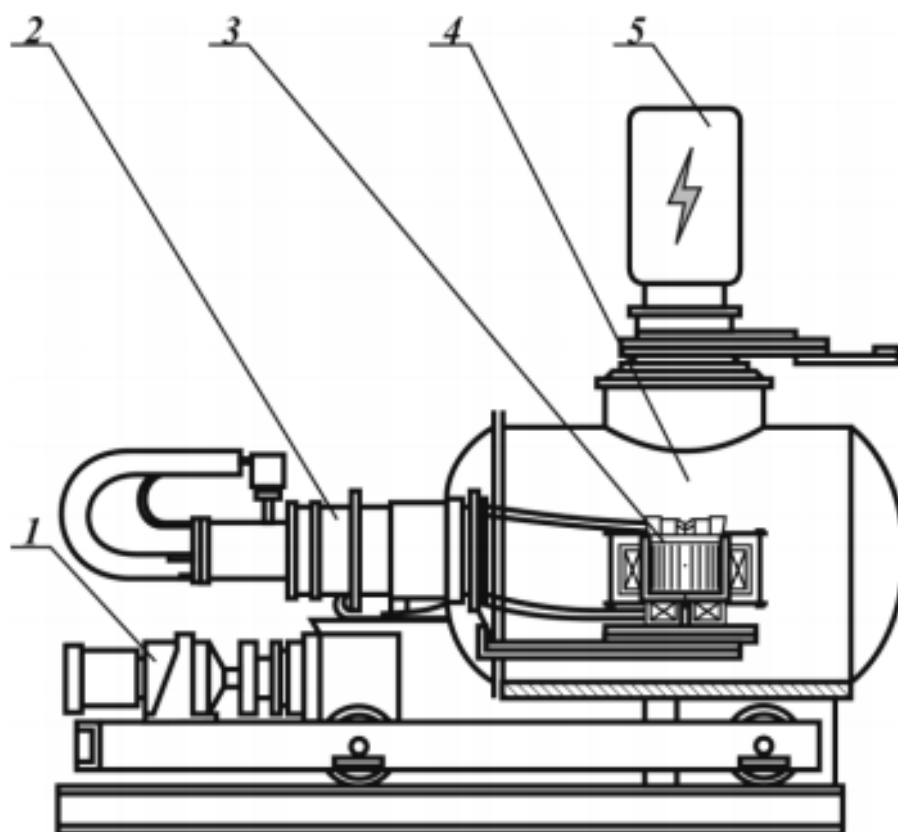


Рис. 3 Схема установки ЭЛЛУ-4:

1 – механізм переміщення кришки; 2 – механізм повороту тигля;
3 – тигель; 4 – вакуумна камера; 5 – електронно-променева гармата

Висновки

Найдоцільнішим методом для отримання високоякісних напівфабрикатів та виробів з γ -алюмініду титана є електронно-променева плавка.

Література

1. В. О. Лавренко. Корозія інтерметалідів системи титан-алюміній / С. О. Фірстов, А. Д. Панасюк та ін. // Порошковая металлургия. – 2003. – №3-4. – С.89-95.
2. Ильин А. А., Колачев Б. А., Полькин И. С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. – М.: ВИЛС – МАТИ, 2009. – 520 с.
3. Титан в промышленности / под. Ред С. Г. Глазунова. - Москва: Оборонгиз, 1961-328 с.
4. С. В. Ладохин Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Н. И. Левицкий, В. Б. Чернявский и др. – Киев: Изд-во „Сталь”, 2007. – 626 с.
5. Жук Г. В., Тригуб Н. П., Замков В. Н. Получение слитков γ -алюминид титана методом ЭЛПЕ // Современная спецэлектрометаллургия. – 2003. – № 4. – С.20-22.

УДК 621.771

ОПТИМИЗАЦИЯ ВАЛКОВОЙ КОМПОНОВКИ КЛЕТИ ДРЕССИРОВОЧНЫХ СТАНОВ ЛИСТОПРОКАТНОГО ЦЕХА

Д. А. Волков¹, С. Ю. Медведев²

¹ *ОАО «Северсталь». Череповецкий металлургический комбинат, Россия*

² *ТОО «Праймтек», Казахстан*

Запропоновано нову схему компоновання валкового вузла кліти дрессировочного стану листопрокатного цеху №3 АТ «АМТ». Показано, що запропонована схема дозволяє знизити кількість вибракуваного металу через дефекти форми

Предложена новой схема компоновки валкового узла клетки дрессировочного стана листопрокатного цеха №3 АО «АМТ». Показано, что предложенная схема позволяет снизить количество отбракованного металла по дефектам формы

The proposed new layout of the roller Assembly stand temper mill rolling shop №3 JSC "AMT". It is shown that the proposed scheme can reduce the amount of waste metal to shape defects

Введение

В листопрокатных цехах дрессировочные станы являются основными агрегатами, на которых методом правки малыми поверхностными деформациями формируется окончательная планшетность холоднокатаных полос, прокатанных стане и отожженный в колпаковых печах и линии АНО [1].

Ответственным инструментом, в значительной мере определяющим качество готового проката и его себестоимость, являются валки дрессировочных станов.

При дрессировке жести, кровельного и конструкционного проката на двухклетевых дрессировочных станах 1400 эксплуатируются:

- в клетки N 1 рабочие валки диаметром 400-420 мм с профилировками 0,10/0, 0,15/0, 0,20/0 (по мере выработки опорных валков величина выпуклости повышается), с грубо шероховатой поверхностью (Ra-2,5-3,5 мкм) насеченной дробью. Использование в клетки N 1 насеченных валков обусловлено получением заданной степени деформации, а также максимальным исправлением дефектов формы входящей полосы;

- в клети N 2 рабочие валки диаметром 570-610 мм с профилировкой 0,25/0 (на “узкую полосу”), с шлифованной поверхностью ($Ra-0,3-0,5$ мкм) для получения требуемого уровня микрогеометрии полосы перед лужением.

При нормальной работе стана рабочие валки переваливаются после дрессировки 300-350 т жести.

Опорные валки цилиндрические. Длительность кампании опорных валков, оговоренная ТИ при дрессировке жести, составляет 12000 т.

Изнашивание поверхности опорных валков при дрессировке приводит к непрерывному изменению их первоначальной (станочной) профилировки, нарастающему искажению формы межвалкового зазора, и как следствие, ухудшению качества продрессированного проката.

Постановка задачи исследования

Известно, что износ опорных валков существенно зависит от шероховатости поверхности используемых в данной клети рабочих валков. С учетом того, что в клети N 1 применяются рабочие валки с насеченной поверхностью износ опорных валков максимален.

На дрессировочных станах ЛПЦ-3 компенсация износа опорных валков клети N 1 осуществляется за счет увеличения выпуклости рабочих валков. По мере наработки кампании вводятся последовательно профилировки 0,15/0, 0,20/0, причем для компенсации прогиба профилируется всегда верхний валок, тогда как, нижний используется цилиндрический.

Однако, использование данного способа имеет ряд недостатков. По базовой компоновке по мере выработки опорных валков происходит ухудшение качественных показателей дрессированного металла.

Так, при увеличении количества продрессированного металла с 6174 т до 10074 т возрастает отсортровка металла с АПП по следующим показателям:

- на АПР: на 1,4 % по дефектам формы и на 0,8 % по дефекту "складка";

- в некондицию: на 2,5 % по дефектам формы и на 2,7 % по дефекту "складка".

Для оценки величины износа был произведен замер выработки опорных валков клети N 1 ДДС кампания которых составила 6174 т. Величину износа измеряли на вальцешлифовальном станке помощью индикаторной тележки (пассометра), шаг замера составлял 100 мм. Измерение профиля показало значительную неравномерность износа по длине их бочки. Так, на нижнем опорном валке наблюдается увеличенная

выработка в середине бочки, максимальная величина которой составляет 0,33 мм.

На верхнем опорном валке выработка смещена на приводную сторону и неравномерность выработки составляет 0,82 мм.

Для достижения более равномерного износа опорных валков клетки N 1 дрессировочного стана и стабилизации условий деформации было предложено осуществлять в процессе кампании периодическую смену контакта профилированного рабочего валка с верхним и нижним опорным. Опытным путем был определен период, через который осуществляется смена положения рабочих валков, соответствующий дрессировке 2500 т металла. В результате промышленных испытаний опытной компоновки валкового узла клетки N 1 дрессировочных станов установлено следующее: износ опорных валков эксплуатировавшихся в течение опытных кампаний оказался более равномерным и значительно меньшим по величине, чем при обычных условиях.

Проведенные исследования показали, что при практически в 2 и 3 раза большем количестве продрессированного металла (11646 т и 17000 т) общий износ и величина неравномерности в 3-4 раза меньше чем при использовании стандартной компоновочной схемы, величина общего износа не превышает 0,16мм. Кроме того, была достигнута равномерность износа на всей протяженности кампании.

Как следствие, условия деформации и удельные давления по ширине полосы в процессе кампании также оказались более равномерными. Об этом свидетельствуют качественные показатели прохождения металла, продрессированного с применением различных компоновочных схем, по АПП (таблица 1).

Результаты

Из сравнительных данных, представленных в таблице 1, следует, что при дрессировке металла с использованием новой схемы компоновки валкового узла происходит:

- снижение объемов металла отправленного на АПР по дефектам формы на 1,2 %, по дефекту "складка" на 0,8 %;
- уменьшение некондиции по дефектам формы на 2,4 кг/т, по дефекту "складка" на 2,7 кг/т;
- снижение уровня передрессировки по дефектам формы с 13,5 % до 4,4-10 %.

Также отмечено снижение тенденции к ухудшению качества продрессированного проката с увеличением длительности кампании опорных валков. Уровень отсортировки металла с АПП по основным показателям в течение кампании практически остается неизменным или меняется

незначительно, тогда как, при использовании базовой компоновки четко просматривается тенденция к увеличению.

Таблица 1 Качественные показатели прохождения металла по АПП

Используемая компоновка	Период эксплуатации опорных валков на дрессировочном стане	Переддрессировка по дефектам формы, %	Отправлено на АПР по дефектам формы, %	Отправлено на АПР по дефекту “складка”, %	Некондиция по дефектам формы на АПП, кг/т	Некондиция по дефекту “складка” на АПП, кг/т
базовая	4.04.2014-12.04.2014 прокатано 6174 т. (полная кампания)	10	0	0,3	15,9	6,0
	26.03.2014-04.04.2014 прокатано 10074,6 т. (полная кампания)	13,5	1,4	1,1	18,4	8,7
опытная	25.04.2014-04.05.2014 прокатано 6221,3 т. (половина кампании)	8,6	0,2	0,4	11,0	2,9
	25.04.2014-8.05.2014 прокатано 11646 т. (полная кампания)	10,1	0,1	0,4	14,2	4,4
	08.05.2014-15.05.2014 прокатано 6246,7 т. (половина кампании)	3,7	1,1	0,2	11,7	4,5
	08.04.2001-27.05.2001 прокатано 17000 т. (полная кампания)	4,4	0,3	0,2	15,3	5,0

Литература

1. Шефтель, Н. И. Технология производства проката [Текст] / Н. И. Шефтель. - М: Металлургия, 1976. — 576 с.
2. Целиков, А. И. Теория продольной прокатки [Текст] / А. И. Целиков, Г. С. Никитин, С. Е. Рокотян. Учебник для студентов машиностроительных и металлургических вузов. — М.: Металлургия, 1980. — 320 с.

УДК 669.2

ПЛАЗМОВО-ДУГОВИЙ ПЕРЕПЛАВ НЕКОМПАКТНОЇ ТИТАНОВОЇ ШИХТИ

М. П. Волкотруб, А. В. Осолінський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

*Дослідження оптимальних режимів переплаву некомпактної
титанової шихти*

*Исследование оптимальных режимов переплава некомпактной
титановой шихты*

The study of optimal modes remelting of non-compact titanium charge

Якість виливка, виплавленого з губки ТГ-ТВ з певною добавкою ТГ-100, в значній мірі залежить від режимів переплаву.

Для виплавлюваних виливків, які надалі використовуються в якості витратних електродів для ВДП, найважливішими характеристиками є:

- відповідність хімічного складу виливка вимогам;
- рівномірність приросту домішок по довжині виливка.

Таблиця 1 Вміст домішок в електроді

Основа електроду	Твердість, МПа, не більше	Домішки, % мас.				
		[N]	[O]	[H]	Fe	C
Титан	2650	0,097	0,16	0,015	0,5	0,2

Односторонній непроплав злитків в даній ситуації не є перешкодою для їх подальшого використання. З іншого боку необхідно враховувати вплив швидкості витягування виливка і струму дуг на продуктивність і такі найважливіші енергетичні характеристики як:

- питома витрата електроенергії;
- тепловий ККД переплаву;
- електричний ККД і коефіцієнт потужності системи електропостачання.

Вивчення впливу швидкості витягування виливка на енергетичні характеристики показало, що із збільшенням швидкості витягування ці показники ростуть. Крім цього, із збільшенням швидкості переплаву виникає нерівномірність приросту домішок, так як час переплаву зменшується, а зміна концентрації домішок в камері печі залежить від часу.

У зв'язку з цим переплав доцільно вести на максимально можливих швидкостях, які для даного агрегату обмежені 18-20 мм/хв, і на струмах плазмотронів близьких до максимальних-2400-2600 А.

Необхідно також задати режим роботи системи рециркуляції газу. Витрата газу визначена потребою в аргоні плазмотронів, а робочий тиск у камері печі (більше 10^5 Па) виключає натікання атмосферних газів. Не викликає сумніву той факт, що працювати треба з регенерацією аргону (у ході плавки видаляти водень і вологу). По-перше, регенерація знижує приріст кисню в металі, по-друге, знижується парціальний тиск водню в газовій фазі, а разом з ним і концентрація водню в виливках. Враховуючи, що концентрація водню в виливках близька до розрахункової, а також нерівномірність розподілу водню в поперечному перерізі, вміст водню в газовій фазі при струмах дуг плазмотронів 2400-2500 А необхідно обмежувати на рівні 0,18% (об.) при загальному тиску в камері печі $1,5 \cdot 10^5$ Па. В разі перевищення допустимої концентрації її необхідно знизити, змінюючи технологічні параметри, наприклад, шляхом подачі аргону з балонів безпосередньо в камеру печі.

Література

1. Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав/Под ред. акад. Б. Е.Патона.-К.: Наук.думка:Техніка,1974.-334 с.Кузьминцев В. Н. Ковка на молотах и прессах. – М.: Высшая школа, 1985. – 224 с.
2. Клюев М. М.Плазменно-дуговой переплав.-М.:Металлургия,-1980.-256 с.
3. Дембовский В. Плазменная металлургия.: Пер. с чеш.-М.:Металлургия.-1981.-240 с.
4. Ерохин А. А. Плазменно-дуговая плавка металлов и сплавов.Физико-химические процессы.-М.:Наука.-1975.-188 с.

УДК 669.2

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ВИПЛАВКА КОВАЛЬСЬКИХ ЗАГОТОВОК

М. П. Волкотруб, М. В. Осолінський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Дослідження режимів нагрівання заготовок під ковку

Исследование режимов нагрева заготовок под ковку

Research heating modes for forging

Операція нагріву металу під ковку переслідує дві мети: надати металу необхідну пластичність і поліпшити його якість, так як при високих температурах більш інтенсивно протікає процес дифузії - видалення зі сталі водню, що зменшує вплив флокенів. При куванні валка проводять одну або дві проміжні осадки. Дуже важливо забезпечити рівномірний нагрів злитка під осадку на температуру не нижче 1150-1180 °С.

При осаді злитка може статися зсув осьової зони злитка або його викривлення через нерівномірне нагрівання, що не тільки ускладнює процес кування, але й погіршує якість поковки, так як зміщення осьової зони до поверхні поковки валка, особливо на шийках, може призвести до утворення тріщин в валці при загартуванні. Встановлено, також, що в результаті тривалої витримки поковок валків зі сталі марок 9Х і 9Х2 при 1150-1180 °С зменшуються карбідні скупчення.

Поряд з цим занадто тривала витримка при температурі кування шкідлива, оскільки вона призводить до великого зростання зерна. При куванні перегрітого металу на поверхні поковки утворюються рванини, що не допускають великих обтиснень, в результаті чого центральна зона не проковується і залишається грубозернистою.

Крім того, перегрів металу понад 1180 °С або тривала витримка в печі при температурі понад 1100 °С сприяють не тільки зростанню зерна, але і виникненню дефекту.

Тому при нагріванні злитків для поковок валків температура металу під ковку не повинна перевищувати 1180 °С.

При посадці в піч необхідно заздалегідь визначити час кування злитків як для першої, так і для подальших операцій. Якщо з яких-небудь причин неможливо переробити всю осадку за максимальний час витримки

її при температурі кування, то частину злитків пересаджують в іншу піч з температурою близько 800 °С. При недогріві центральної зони злитка (особливо при нагріванні холодних зливків) через недостатню витримку під час кування деформується лише поверхневий шар металу. У результаті цього в поковці виникають великі внутрішні напруги, що призводять до утворення внутрішніх, а іноді і зовнішніх тріщин. Нерівномірний нагрів по перетину зливків також призводить до нерівномірної деформації, внаслідок чого вісь шийок часто зміщується по відношенню до осі валка і збільшується тривалість кування.

Для успішного і рівномірного нагріву металу:

1) злитки укладають на прокладки. Для злитків вагою від 0,5-1,0 т застосовують прокладки висотою не менше 120 мм, для зливків від 1,0 до 5 т - 150 - 200 мм, від 5 до 10 т - 250 мм і понад 10 т - 300 мм;

2) при укладанні злитків в печі залишають між ними зазор (не менше половини діаметра зливка). Чим щільніше розташовані злитки, тим менше інтенсивність нагріву. Тому злитки необхідно розташовувати так, щоб по можливості більша частина їх поверхні омивалася гарячими газами. Встановлено, що час нагрівання злитків, розташованих впритул, приблизно в 1,4 1,7 рази більше часу нагріву одиночного злитка;

3) температуру печі підвищувати відповідно із заданим режимом нагріву. При цьому піч повинна бути в повній справності, а форсунки відрегульовані на необхідну температуру. При нормальній роботі печі робоча камера її рівномірно заповнена полум'ям молочного кольору з фіолетовими прожилками. При великому надлишку повітря утворюється гостре полум'я у вигляді факела, що складається з блискучих язичків. У цьому випадку злитки нагріваються нерівномірно, і утворюється велика кількість окалини. При нестачі повітря полум'я червоного кольору з чорними прожилками; піч працює холодно (метал нагрівається погано);

4) швидкість нагрівання вибирати відповідно до температури злитків і їх діаметру. Чим вище температура печі в порівнянні з температурою злитка, тим швидше нагрівається злиток, але при цьому значно збільшуються внутрішні напруження. Для зменшення їх регулюють температуру печі, щоб не допустити великого перепаду температур по перетину злитка. Однак гарячі злитки (температура поверхні не нижче 600 °С) навіть великої ваги можна нагрівати в печі, включеній на повну потужність.

Технологічний режим підігріву поковок:

1. Посадка поковок в піч. Температура поковок при посадці не нижче 750 °С, температура печі 1100 °С. Після посадки охолодження печі до 1000 °С.

2. Нагрівання до 1000 °С з максимальною швидкістю.

3. Витягування при температурі печі 1000 °С і температурі металу не вище 950 °С і залежно від діаметра поковок: до 300 мм - не більше 2:00, до 500 мм - не більше 3:00. і до 700 мм - не більше 4:00. Число додаткових підігрівів при вирубці поверхневих дефектів має бути не більше трьох. Додаткові підігріви допустимі тільки в тому випадку, якщо при подальшому куванні ступінь уковки складе не менше 1,6. В іншому випадку поковку кують до необхідних розмірів, залишаючи напуски в місцях тріщин, потім охолоджують і видаляють тріщини.

Після відковки бочки або шийки до розмірів поковки її не піддають додатковому нагріванню, так як структура металу при нагріванні без подальшої деформації значно погіршується (особливо при нагріванні вище 900 ° і тривалій витримці).

Взимку холодні злитки перед посадкою в піч витримують при температурі цеху 3-7 діб залежно від їх ваги.

Ковку поковки валка здійснюють в інтервалі температур 1150 - 800 °С.

Температура кінця чистової обробки і правки повинна бути не нижче 750 і не вище 850 °С.

Чистову обробку виконують невеликими обтисканнями преса або легкими ударами молота.

В результаті накопиченого досвіду і проведених дослідних робіт визначилися такі основні правила процесу кування валків холодної прокатки:

1. Ковку великих і середніх валків здійснювати із злитків, що подаються в ковальсько-пресовий цех в гарячому стані.

2. При розробці технологічного процесу з одного злитка передбачати ковку одного, валка і в крайньому випадку не більше двох.

3. Забезпечувати при куванні мінімальну уковування (не менше трикратної із застосуванням одинарної або подвійної опади).

4. Виготовляти поковки валків з мінімальним числом підігрівів.

5. Суворо дотримуватися режими нагріву і кування (температура початку ковки не вище 1150 °С, а температура кінця кування в межах 750-850 °С).

6. Строго дотримуватися режиму охолодження поковок.

Література

5. Петров В. С., Карманов А. И. Производство валков холодной прокатки. – М.: Машиностроение, 1978. – 205 с.

6. Кузьминцев В. Н. Ковка на молотах и прессах. – М.: Высшая школа, 1985. – 224 с.

7. Брюханов А. Н. Ковка и объемная штамповка. – М.: Машиностроение, 1975. – 407 с.

8. Буллах В. Н. и др. Проектирование кузнечно-штамповочных цехов и заводов. / В.Н. Буллах, И.Г. Добровольский, П.С. Овчинников. – М.: Высшая школа, 1978. – 258 с.
9. Шехтер В. Я. Проектирование кузнечных и холодноштамповочных цехов. – М.: Высшая школа, 1991. – 367 с.

УДК 621.793

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ КОНДЕНСОВАНИХ ПОКРИТТІВ MeCrAlY НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

М. П. Волкотруб, А. В. Островський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив конденсованих покриттів MeCrAlY на механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів

Исследовано влияние конденсированных покрытий MeCrAlY на механические свойства жаропрочных никелевых сплавов

The influence of condensed MeCrAlY coatings on mechanical properties of heat-resistant nickel alloys

До покриття, що наноситься для захисту лопаток турбін від високотемпературної газової корозії, ставиться велика кількість вимог, один з яких являється мінімальний вплив на опір повзучості та виносливість захищаємих сплавів.

При нанесенні покриттів MeCrAlY на лопатки електронно-променевим випаровуванням та конденсацією в вакуумі механічні властивості основи залежать в першу чергу від фізико-механічних властивостей самого матеріалу та геометричного відношення товщини покриття та основи. Також залежать від дифузійної взаємодії сплаву з покриттям в процесі експлуатації.

Технологічність покриттів, як і їх жаростійкість, визначається в першу чергу вмістом алюмінію, який створює в покриттях MeCrAlY при конденсації сплавів з'єднання β -фази на основі CoAl та NiAl. Для інтерметалідів NiAl та CoAl, що мають об'ємоцентровану кубічну ґратку, характерним являється перехід від крихкого руйнування до в'язкого. В алюмінідних покриттях існує поріг крихкості. Температура переходу від пластичного стану до крихкого змінюється в залежності від вмісту алюмінію. Зменшення вмісту алюмінію від 32 % до 25 % в дифузійних покриттях на основі NiAl зменшує границю крихкості з 870 до 540 °C.

В багатокомпонентних покриттях, структура яких складається переважно з твердого розчину Me-Cr-Al та β -фази, температура крихко-в'язкого переходу дещо менша в порівнянні з дифузійним покриттям.

Покриття на лопатки турбін допускають граничну деформацію (пружну та пластичну), не руйнуючись, рівну 0,6 %. Тому для конденсованих та інших видів покриттів в якості границі крихко-в'язкого переходу приймають таку температуру, при якій захисне покриття витримував би деформацію 0,6 % без будь-якого розтріскування.

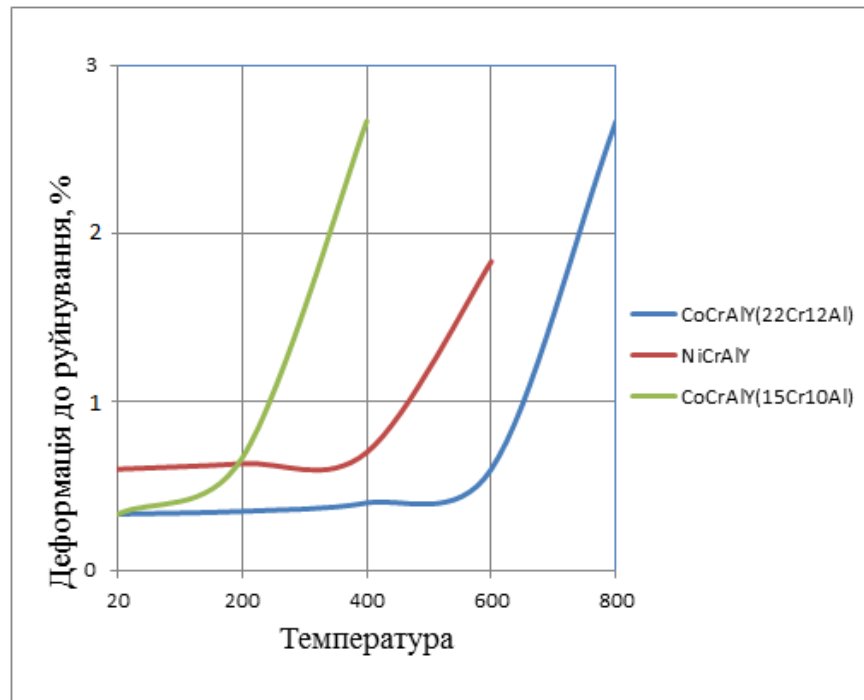


Рис. 1 температура крихко-в'язкого переходу в конденсованих сплавах

Таблиця 1 Сплави для нанесення захисних покриттів

Маркування	Хімічний склад, %					
	Co	Ni	Cr	Al	Fe	Y
NiCrAlY	2.0	81.08	2.3	14.0	0.2	0.42
CoCrAlY	64.11	0.4	23.0	12.0	0.15	0.34
NiCoCrAlY	26	39.07	22.5	12.0	0.15	0.28

Зменшення концентрації алюмінію в покриттях CoCrAlY до 10 % зменшує температуру крихко-в'язкого переходу на 400-500 °C. Вакуумні покриття NiCrAlY відрізняються більш високою пластичністю в області низьких температур ніж CoCrAlY.

Майже усі дослідження дифузійних покриттів показали, що захисні властивості збільшуються при підвищенні товщини шару. Покриття

MeCrAlY, в залежності від призначення виробу, мають товщину 50-250 мкм.

Було досліджено вплив покриття MeCrAlY на стійкість та виносливість нікелевих сплавів ЖС6К та ЖС6У при високих температурах. Покриття наносили на зразки електронно-променевим випаровуванням сплавів MeCrAlY з подальшим конденсуванням парового потоку в вакуумі. Температуру зразків в процесі конденсації підтримували в межах 900-930 °С, контролюючи її хромель-алюмелевою термопарою. Товщина шару напилення змінювалась з 60 до 150 мкм. Після нанесення покриття зразки відпалювали в вакуумі за температури 1020 °С (сплав ЖС6У) та 1050 °С (сплав ЖС6К) на протязі двох годин.

Міцність сплавів досліджували на повітрі при високих температурах на стандартних зразках діаметром 5 мм з довжиною робочої частини 30 мм.

В таблиці 2 приведені дані міцності сплаву ЖС6У з багатокомпонентними покриттями. Проаналізувавши яку, ми бачимо, що покриття MeCrAlY не приводить до значної зміни механічних властивостей нікелевих сплавів. Конденсовані покриття товщиною 70-120 мкм практично не знижую час до руйнування та погіршують пластичність основи.

Таблиця 2 Механічні властивості сплаву ЖС6У

Тип покриття	T _{дос} , °С	Товщина, мкм	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Без покриття	900	-	860	820	3,8
CoCrAlY	975	125	620	560	11
CoCrAlY	20	150	1140	1030	5,6
		110	1040	950	2,6
NiCrAlY	975	110	660	580	8,8
		70	660	560	8,0
NiCrAlY	20	110	1000	920	3,2
		70	990	940	1,2

При збільшенні тривалості випробувань зразків сплаву ЖС6К з різними покриттями були отримані близькі значення границь міцності. Темп зниження виносливості зразків з покриттям MeCrAlY при тривалих випробуваннях визначається стабільністю покриття, структурними та фазовими змінами в дифузійній зоні. При цьому кращу стійкість сплавів типу ЖС6К повинні забезпечити відносно пластичні вакуумні покриття на

основі нікеля або кобальт-нікеля, в більшій мірі підвищуючи опір термічній стійкості жароміцних нікелевих сплавів.

Таким чином, по даним випробовувань зразків з відносно великим поперечним перерізом, можна зробити висновок, що багатокомпонентні покриття MeCrAlY товщиною 40-100 мкм практично не впливають на тривалість експлуатації жароміцних сплавів під напруженням при температурі 900-975 °С.

Література

1. Ищенко И. И., Омельченко В. М. Исследование влияния типовой термообработки и защитных покрытий на сопротивление усталости жаропрочных сплавов ЖС6-К.-Проблемы прочности , 1976, №8.
2. Мовчан Б. А., Малашенко И. С. Исследование структуры и свойств конденсированных сплавов CoCrAlY , полученных электроннолучевым испарением в вакууме.- Пробл. Спец. Электromеталлургии, 1978.
3. Тамарин Ю. А. Жаростойкие диффузионные покрытия лопаток газотурбинных двигателей.-М. :Машиностроение, 1978.

УДК 669.187.56

ЭЛЕКТРОШЛАКОВАЯ КОКИЛЬНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ОТЛИВОК ШТАМПОВ

Н. П. Волкотруб, М. И. Прилуцкий, О. В. Кривик

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

*Досліджені переваги електрошлакової кокильної технології
отримання виливок штампів над куванням штампів*

*Исследованы преимущества электрошлаковой кокильной технологии
получения отливок штампов над ковкой*

*Research advantages of electroslog chill technology for producing
costings dies of forging dies*

Качество литых заготовок штампов, выплавляемых в открытых сталеплавильных дуговых и индукционных печах не высоко. Эти отливки подвергаются ковке. Потому они изготавливаются с большими припусками на механическую обработку. Коэффициент использования металла при использовании поковки не превышает 0,2.

ЭКЛ способствует повышению эффективности производства и качества продукции, снижению материалоемкости за счет многократного использования форм. При этом повышается качества оливок. Эффективность и перспективность ЭКЛ для изготовления отливок вставок прес-форм доказана многочисленными экспериментами. Электрошлаковое кокильное литье позволяет получать отливки повышенной плотности с дисперсной структурой металла и с минимальным содержанием вредных примесей и неметаллических включений.

Метод ЭКЛ открывает большие возможности в производстве штампов и вставок пресс-форм. Целью настоящей работы было:

- выбор шлаков для ЭКЛ, которые обеспечивают стабильность электрошлакового процесса и обладают высокой рафинирующей способностью;
- исследование влияния электрошлакового переплава на механические свойства, структуру и стойкость вставок пресс-форм;
- выдать рекомендации по разработке технологии утилизации вставок прес-форм методом ЭКЛ.

Для решения поставленной задачи использовались флюсы системы $\text{CaF}_2 - \text{CaO} - \text{Al}_2\text{O}_3 - \text{SiO}_2$. Переплавлились отработанные вставки пресс-форм из стали 4Х4В2МФС.

При переплаве расходуемого электрода происходил угар легирующих элементов, в частности, угар хрома составлял 10%. Потому, в исследуемые флюсы добавляют оксид хрома. Анализ полученных результатов показал, что при добавке Cr_2O_3 к флюсам происходит увеличение вязкости и уменьшение электропроводности. Добавка оксида хрома более 5 % приводит к значительному повышению температуры ликвидус. Поэтому добавка оксида хрома в применяемые флюсы составляет 1-5 %. Для таких флюсов снижение электропроводности сказывается на экономичности электрошлакового процесса.

Производственные испытания на заводе «Киевтрактородеталь» показали, что стойкость литых деталей в 1,8-2 раза выше чем кованных.

Структура металла вставки пресс-формы плотная, в ней не наблюдается дефектов усадочного характера. Поверхностное травление темплета отливки показывает, что он имеет явно выраженную транскристаллитную структуру с осевой и радиально-осевой направленностью роста столбчатых кристаллов. Следствием этого является отсутствие ликвационных зон, что увеличивает стойкость вставок пресс-форм в 1,5 раза по сравнению со вставками изготовленными заготовок.

Проведенные исследования получения вставок пресс-форм методом ЭКЛ показали, что вследствие благоприятных условий кристаллизации и рафинирования стали 4Х4В2МФС шлаком отливки заготовок вставок пресс-форм имеют высокие механические свойства и стойкость, химическую однородность, отсутствуют усадочные дефекты, что позволяет значительно уменьшить припуски на механическую обработку.

Литература

1. Позняк Л. А., Инструментальные стали. [Текст] / Л. А. Позняк. - К: Наукова думка, 1996. – 488 с.
2. Патон Б. Е., Электрошлаковый переplав [Текст] / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко. - К.: Наукова думка. 1981. – 546 с.
3. Волкотруб М. П. Процессы специальной металлургии [Текст] / М. П. Волкотруб, Д. Ф. Чернега, В. Г. Могилатенко, В. Г. Шаповал; под редакцией Б. Е. Патона - К.: Хімджест. – 2014. - 284 с.

УДК 669.715

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИЛИВКІВ ЗА ГАЗИФІКОВАНИМИ МОДЕЛЯМИ З ХРОМОНІКЕЛЕВИХ СТАЛЕЙ

М. П. Волкотруб, М. І. Прилуцький, І. В. Роздобудько

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено електрошлакову технологію отримання виливків зі сталі 10X18H10TЛ за газифікованими моделями. Встановлено, що метал виливків, що виплавляється із відходів електрошлаковим переплавом, має високі фізико-механічні властивості

Исследовано электрошлаковую технологию получения отливок из стали 10X18H10TЛ по газифицированным моделям. Установлено что метал отливок, что выплавляется с отходов электрошлаковым переплавом, имеет высокие физико-механические свойства

Electro-slag technology of castings obtaining from steel 10X18H10TЛ by gasified models was researched. As a result castings metal, produced from waste by electro-slag remelting, has high physical and mechanical properties

Вступ

Основними напрямком вдосконалення будь-якого виробництва являється модернізація відомих і створення нових технологічних процесів, які дозволяють зменшити витрати матеріалів, покращити умови праці, підвищити ефективність виробництва і якість продукції.

У зв'язку з цим все більш широке застосування знаходить спеціальна електрометалургія.

Одним з провідних методів виготовлення деталей являється лиття за моделями, що газифікуються, в основі якого лежить процес отримання виливків шляхом заповнення рідким металом форми виплавленим методом електрошлакової технології.

Постановка задач дослідження

Метою даної роботи є розробка електрошлакової технології отримання виливків з сталі 10X18H10TЛ за газифікованими моделями, яка б дозволяла отримати метал високої якості. В якості об'єктів досліджень вибрані виливки, отримані за газифікованими моделями з відходів.

Методика проведення експериментів

Електрошлакова технологія (ЕШТ) була розроблена близько 50 років тому назад в інституті електрозварювання імені Є. О. Патона НАН України. Тепер ця технологія відома металургам усього світу. Складовою її частиною є нові технологічні процеси одержання литих виробів, які забезпечують підвищення якості металу при одночасному зниженні працємкості і собівартості виготовлених виробів, а також покращення умов праці на машинобудівних підприємствах.

В електрошлаковому металі значно знижується вміст шкідливих домішок, газів і неметалевих включень. Так вміст сірки при електрошлаковому переплаві може бути знижено в залежності від складу флюсу і вихідного вмісту сірки в металі в межах від 1,5 до 5 раз. Вміст кисню зменшується в 1,5-2,5 рази, азоту – 1,1-1,5 рази. В результаті інтенсивної десульфурації і зниження вмісту газів в зливках електрошлакового переплаву різко зменшується загальна кількість неметалевих включень. Електрошлакова сталь відрізняється високою чистотою по сульфідним і оксидним включенням. При електрошлаковому переплаві шлак є не тільки рафінуючим, але й захисним середовищем. Відсутність контакту рідкого металу з атмосферою при ЕШП обумовлено наявністю на його поверхні рідкої шлакової ванни.

Для виготовлення виливків з використанням електрошлакової технології, зазвичай, використовують електрошлакову тигельну плавку (рис. 1).

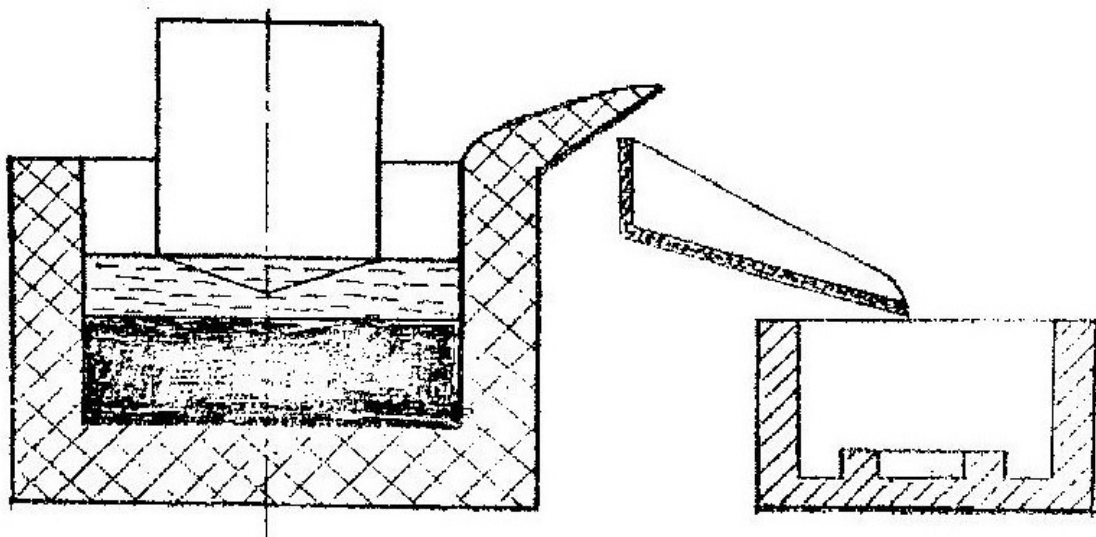


Рис. 1 Схема електрошлакового кокільного литва

Електрошлаковий процес може починатися як на рідкому, так і на твердому старті. Рідкий старт потребує додаткового плавильного

устаткування для розплавлення та нагрівання шлаку і подальшу його заливку в плавильний тигель електрошлакової.

Твердий старт полягає в тому, що початок процесу і наплавлення мінімальної металевої і шлакової ванни ведуть в дуговому режимі з подальшим його переведенням в електрошлаковий.

Режим плавки вибирають у кожному конкретному випадку з урахуванням марки сплаву, типу флюсу й періодичності роботи печі. Перегрівання металу перед заливкою у форму повинно бути на 100...150⁰С вищим за температуру ліквідус. Шлак перед розливанням розігрівають до температури, яка на 100...200⁰С більша за температуру металу, для чого в кінці плавки підвищують напругу або переходять на роботу з невитратним електродом. Для ЕШЛ плавки металу використовують установку А-550 з трансформатором ТШС-3000-1.

В останні часи серед перспективних технологічних процесів ливарного виробництва широке розповсюдження одержує лиття за газифікованими моделями (ЛГМ). Процес забезпечує більшу свободу проектування виливок будь-якої конфігурації за рахунок зняття обмежень, які викликаються формою, стержнем, за уклонами, роз'ємами, габаритами і таке інше.

Метод лиття за газифікованими моделями у всіх його різновидах відрізняється від всіх відомих способів наявністю не видаленої моделі в формі в період її заливки. Газифікована модель розкладається під дією теплоти розплавленого металу з утворенням твердої, рідкої та парогазових фаз продуктів деструкції, які і визначають особливості заповнення форми, її газовий режим і умови формування якісної виливки.

Сталь 10X18H10TЛ є нержавіючою, жароміцною, аустенітною сталлю. З підвищенням температури (від 500 до 800⁰С), вмісту вуглецю і збільшенням тривалості видержки при нагріві розклад аустеніту збільшується, що різко погіршує стійкість сталі проти міжкристалічної корозії. В зв'язку з цим, хромонікелеву сталь 10X18H10TЛ обов'язково використовують у виробках, які працюють при невисоких температурах, не допускають їх нагріву до небезпечного температурного інтервалу або роблять повторне гартування на аустеніт, знижують вміст вуглецю в сталі і в присадочних матеріалах при зварюванні. Ця сталь дуже чутлива до сірки, яка при підвищеному вмісті утворює сульфідні нікелю, які розміщуються на межах зерен і різко знижують стійкість до міжкристалічної корозії.

Процес лиття за газифікованими моделями включає операції виготовлення, збірки, фарбування піно полістиролових моделей, формовки, заливки, вилучення виливок, охолодження та регенерації формувальних матеріалів. Спочатку виконується підготовка полістиролу, для цього гранульований полістирол спінують в ручному підспінювачі, в

нашому випадку це відбувалось 8 хвилин, бо об'ємна маса полістиролу не повинна перевищувати 25 кг/м^3 . Вироблення моделей з спінюваного пінополістиролу відбувається через 12-24 годин, для цього за допомогою ежектора задувають в прес-форму. Потім спікають в автоклаві при температурі 110-120 °С, тиску – 1,5-2,5 кПа. Час спікання залежить від розміру деталі, від товщини стінки, від марки полістиролу. В нашому випадку, спінювання відбувалось 3 хвилини і потім прес-форму охолоджували у воді. Після цього пінополістиролові моделі фарбуються протипригарними фарбами (водний розчин оксиду цинку) товщиною 0,4-0,8 мм. Протипригарні фарби готують в фарбомішалках і наносять на моделі кісточками. Сушка відбувається в сушильних шафах, де повітря нагрівається до температури 60-70 °С, з примусовим переміщенням повітря по об'єму сушильної камери. Потім при необхідності, моделі разом з ливниково-живлючою системою збирають у блоки для послідувочої заливки.

Формовка блоку фарбованих піно полістиролових моделей проводиться шляхом установки його в контейнер, котрий засипається кварцевим піском без зв'язуючого та підлягає віброуцільненню. Після уцільнення кварцового піску, верхня частина контейнера герметизується поліетиленовою плівкою і на стояк встановлюється ливникова чаша. Форма перед заливкою підлягає вакуумуванню. Після заливки металу, форма в протязі 2-10 хвилин додатково вакуумується.

Після відключення вакууму від форми виливки в ній охолоджується ще на протязі 10-30 хвилин. Після закінчення циклу охолодження виливок, контейнер обертають на 180 °С і виливки, пісок вилучають із контейнера без здійснення традиційної операції вибивки.

В наслідку пісок підтягається охолодженню і регенерації на установці термічної регенерації піску типа РКС, а виливки поступають на фінішні операції.

Результати досліджень

Процес електрошлакового тигельного переплаву забезпечує практично повну відповідність хімічного складу початкового металу і металу після переплаву. Виключення складає сірка, склад якої в ході електрошлакового тигельного переплаву суттєво зменшується. В процесі плавки угару піддається титан, із-за цього ми проводимо до легування титаном до потрібного хімічного складу.

Таблиця 1 Хімічний склад початкової сталі 10X18H10TЛ, %

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
10X18H10TЛ	0,08	0,72	1,68	17,74	10,09	0,48	0,02	0,04

Таблиця 2 Хімічний склад сталі 10X18H10TЛ після ЕШТП, %

Марка сталі	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
10X18H10TЛ	0,11	0,70	1,70	17,80	10,03	0,52	0,003	0,026

Оскільки вуглець і сірка змінили свій вміст, а вони суттєво впливають на механічні властивості сталі, то доцільно їх дослідити.

Таблиця 3 Механічні властивості сталі 10X18H10TЛ після термічної обробки

Температура, °C	20	100	200	300	400	500	600	650	700
δ_B , МПа	655	510	465	450	445	430	360	355	275
Δ_s , МПа	310	245	205	220	220	210	210	195	210
KCU, кДж/м ²	2500	-	3700	-	3170	3650	3600	-	3400
$E \cdot 10^{-3}$, МПа	2,02	1,98	1,93	1,85	1,77	1,69	1,60	1,55	1,50

Сталь 10X18H10TЛ виплавлена із відходів електрошлаковим переплавом має високі механічні властивості.

Висновки

При електрошлаковому переплаві хімічний склад сталі практично не змінюється, однак за рахунок очищення від неметалевих включень, шкідливих домішок і газів відбуваються суттєві зміни: покращується мікроструктура зливка, збільшується густина металу, знижується водонепроникність. Одночасно із зменшенням складу неметалевих включень, зменшується схильність сталей, і в першу чергу високолегованих, до появи тріщин.

Електрошлаковий процес дозволяє отримати метал високої якості з такими достоїнствами як:

- високі фізико-механічні властивості, хімічна та структурна однорідність, великий запас в'язких і пластичних властивостей, що забезпечують при тій же системі легування і при тому ж хімічному складі металу можливість отримання високих показників міцності, не досяжних при інших технологіях; добру поверхню виливок;

- відсутність типових для виливок дефектів у вигляді пористостей, нещільностей, усадкових раковин.

Література

1. Степанов Ю. А. Литье по газифицируемым моделям. [Текст]/Ю.А.Степанов.— М.: Машиностроение, 1976.-224с.

2. Медовар Б. И. Металургия электрошлакового процесса [Текст] / Б. И. Медовар., А. К. Цыкуленко, Ю. Г. Емельяненко и др. – К.: Наукова думка, 1986.-230 с.
3. Химушин Ф. Ф. Нержавеющие стали.[Текст]/ Ф. Ф. Химушкин. – М.: Металлургия, 1963.- 600 с.

УДК 669.2

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ВИПЛАВКА СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

М. П. Волкотруб, М. І. Прилуцький, М. Р. Смалюх

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

*Дослідження електрошлакової виплавки сплавів на основі алюмінію
під шлаками різного складу*

*Исследование электрошлаковой выплавки сплавов на основе алюминия
под шлаками различного состава*

*Research electroslag melting alloys based on aluminum slag under
different composition*

Підвищення чистоти злитків алюмінію та його сплавів по неметалевим включень і водню - основний засіб підвищення якості алюмінієвого прокату. Поряд з різними методами рафінування (фільтрацією, відстоюванням, продувкою газами, вакуумуванням) для підвищення чистоти алюмінію була застосована електрошлакова обробка. Перші роботи в цьому напрямку були проведені в ІЕЗ ім. Є. О. Патона АН УРСР А. Я. Іщенко. Встановлено, що шляхом ЕШП витратного електрода можна практично повністю позбавитися від оксидних плівок і знизити вміст водню. Зважаючи великих перетинів круглих алюмінієвих зливків і особливо слябів переплавний варіант не міг мати реальних перспектив для розвитку.

Більш ефективним виявився метод електрошлакової обробки рідкого металу в проміжній ємності, встановленої безпосередньо у кристалізаторі машини напівнеперервного лиття. Випробувана була також схема підтримки шлакової ванни безпосередньо в кристалізаторі. Цей метод деякими авторами називається також електрофлюсовим рафінуванням (ЕФР).

При виборі шлаків для ЕШР користувалися наступною методикою. Попередньо окислені зразки алюмінієвих сплавів витримували під шлаками різного складу. За кількістю оксидів, поглиненні шлаком, оцінювали у відсотках його рафінуючу здатність. Цими дослідженнями встановлено, що для сплавів алюмінію з магнієм типу АМг6 оптимальними

являються шлаки на основі карналіту - $KCl \cdot MgCl_2$ з добавками 5 - 15% фторидів кальцію або магнію . Добавки фторидів покращують адгезію шлаку до окисних включень. У табл. 1 представлені склади цих шлаків, їх рафінуючі здібності і температури плавлення.

Таблиця 1 Склад і властивості шлаків для ЕШР алюмінієво-магнієвих сплавів

Склад шлаку	Температура плавлення	Рафінуюча здібність
$KCl \cdot MgCl_2$	490	48,7
$KCl \cdot MgCl_2 + 5\% CaF_2$	540	-
$KCl \cdot MgCl_2 + 10\% CaF_2$	624	68,3
$KCl \cdot MgCl_2 + 15\% CaF_2$	838	74,4
$KCl \cdot MgCl_2 + 20\% CaF_2$	880	-
$KCl \cdot MgCl_2 + 5\% MgF_2$	610	-
$KCl \cdot MgCl_2 + 10\% MgF_2$	802	65,4
$KCl \cdot MgCl_2 + 15\% MgF_2$	880	71,6

Для алюмінієвих сплавів, індиферентних до натрію, можливе застосування шлаків з кріолітом. У дослідженнях для ЕШР сплавів АК6, АК8, В95 використовували шлак такого складу: 23 % Na_3AlF_6 , 47 % KCl , 30 % $NaCl$. При ЕШР алюмінієвих сплавів встановлено, що шлаки, які містять хлориди, за 6-7 доби витримки в присутності води в результаті гідратації збільшують свою масу приблизно на 60 % . Присутність гідратної вологи може суттєво вплинути на результати рафінування, зокрема на газонасиченість, тому рекомендовано починати рафінування після 30-хвилинної витримки шлаку в розплавленому стані .

При ЕШР алюмінієвих сплавів встановлено, що в порівнянні зі звичайною технологією рафінування шляхом фільтрування через склотканину або тверді флюси в цьому випадку зменшуються загазованість металу і його забрудненість неметалевими включеннями. У табл. 2 наведені результати досліджень впливу ЕШР на підвищення чистоти різних сплавів. В результаті підвищення чистоти сплавів знизився брак по ультразвуковому контролю і дещо поліпилися механічні властивості.

При збільшенні швидкості лиття забрудненість металу при ЕШР зростає. Так, для сплаву АМг6 при збільшенні швидкості лиття з 11,5 до 34 кг / хв забрудненість неметалевими включеннями збільшилася з 0,01 до 0,08 $мм^2 / см^2$. Дроблення струменя металу різними засобами практично

не вплинуло на ступінь рафінування, в той час як доставка металу в шлак закритим струменем її підвищила. Порівняння впливу змінного і постійного струму при ЕШР різних сплавів не виявило будь - якої закономірності. Таким чином, ЕШР алюмінієвих сплавів істотно покращує їх якість. У відношенні видалення неметалевих включень ЕШР визнано найкращим з усіх інших відомих способів.

Таблиця 2 Вплив різних способів рафінування на забрудненість і загазованість алюмінієвих сплавів

Сплав	Спосіб рафінування	Забрудненість неметалевими включеннями, $\frac{\text{мм}^2}{\text{см}^2}$	$[\text{H}_2]$ $\frac{\text{см}^3}{100 \text{ г}}$
АЛ7-ч	Без рафінування	$\frac{0,12 - 8,92}{1,55}$	—
	ЕШР	$\frac{0 - 0,17}{0,018}$	0,39-0,43
АМг6	Без рафінування	$\frac{0,06 - 0,65}{0,294}$	0,02-0,86
	ЕШР	$\frac{0 - 0,01}{0,003}$	0,40-0,48
АК8	Скросітка	0,260	0,325
	ЕШР	0	0,280
В95	Скросітка	0,0298	0,61
	ЕШР	0,004	0,46

Література

1. Антипин Л. Н., Важенин С. Ф. Электрохимия расплавленных солей.- М.:Металлургиздат, 1964. – 335 с.
2. Ищенко А. Я., Лычко И. И., Омельченко В. А. Повышение выхода годного металла и снижение трудоемкости при производстве алюминиевых сплавов. – Автомат. Сварка, 1965, №9, с. 76-77.
3. Ищенко А. Я., Лычко И. И. Электрошлаковая подпитка алюминиевых оливок плавящимися электродами большого сечения. Автомат. Сварка, 1966, №3, с. 55-57.
4. Чулков В. С., Курдюмов А. В., Михенчев Л. А., Алексеев Л. А. Выбор флюсов для электрофлюсового рафинирования алюминиевых сплавов типа АМг6. – Технология легких сплавов, 1967, №6, с. 3-11.
5. Чулков В. С. Повышение эффективности электрофлюсового рафинирования.- Технология легк. сплавов, 1973, №4, с. 23-25.

УДК 669.18:621

РОЗРОБКА НЕВИТРАТНИХ ЕЛЕКТРОДІВ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПРОЦЕСУ

М. П. Волкотруб, М. І. Прилуцький, О. В. Топіха

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Дослідження умови роботи і зносу металічного електроду, несуча частина якого виконана з міді, а робоча із молибдену

Исследование условия работы и износа металлического электрода, несущая часть которого выполнена из меди, а рабочая из молибдена

Research working conditions and wear metallic electrode bearing part is made of copper, molybdenum and working with

Більшість процесів ЕШВР орієнтуються на використання графітових електродів, які не є дефіцитним матеріалом, мають помірну вартість та задовільну стійкість. Але при цьому ж, в більшості випадків, графітовий електрод являється причиною небажаного науглецювання рафіну чого металу. Недоліком графітового електроду є те, що в процесі експлуатації його струмопровідна поверхня із циліндричної спрацьовує на конічну. При цьому питома поверхня на одиницю довжини електроду знижується і для підтримки заданого струму необхідно збільшити глибину занурення електроду в шлак. При даній глибині шлакової ванни це може призвести до порушення електрошлакового процесу і переходу його в дуговий.

Всі раніше згадані недоліки графітових електродів спонукають до пошуків невитратних електродів з інших матеріалів, в тому числі із металів.

В умовах електрошлакового процесу (при температурах 1600-1800 °С) електроди з таких тугоплавких металів, як вольфрам і молибден, будуть зношуватись внаслідок окислення і взаємодії з агресивними шлаками. Тому, використання металічного невитратного електроду можливе тільки при його охолодженні.

Практика роботи з водоохолоджуваними струмоведучими вузлами при ЕШС, ВДП, ЕШП показує, що ці вузли, зокрема кристалізатор, мають досить таки високу стійкість і надійність.

Працездатність водо охолоджуваного металічного електроду в умовах електрошлакового процесу досліджувалось в роботі [1]. Встановлено, що мідний водоохолоджуваний електрод здатен працювати достатньо довгий час в шлаковій ванні без зносу, якщо він підключений до негативного полюса джерела постійного струму. При зворотній полярності (електрод – анод) знос електрода дуже інтенсивний, що обумовлено анодним розчиненням металу в шлаці. При роботі на змінному струмі знос електроду менший, ніж при роботі на постійному струмі зворотної полярності.

В роботі [2] при дослідженні зносу мідних кристалізаторів при ЕШП була застосована методика, в якій знос вимірювали на охолоджуваних електродах з робочою частиною з різних металів. Було встановлено, що на молібденовому електроді при щільності струму до 20 А/см² за 1,3 години не виявилось ознак зносу.

Було досліджено умови роботи і знос металічного електроду, несуча частина якого виконана з міді, а робоча, занурювана в шлак, - із молібдену. Використовували електроди діаметром 70 і 100 мм ,шлаки типу АНФ-6 і доменного. Електроди використовували в дослідях по ЕШР чугунка, які проводили в графітових ємностях.

Знос молібденових наконечників оцінювали по втраті маси і зміні початкових розмірів. Для визначення теплових втрат через охолоджуючий електрод і орієнтовного розрахунку температурного поля в ньому заміряли витрату води і зміну її температури. Одночасно термопарою занурення виміряли температуру шлаку. Крім цих дослідів, працездатність електродів з молібденовими наконечниками різних конструкцій якісно оцінювали в умовах порціонної електрошлакової відливки сталі, ЕШР чугунка і ЕШВ марганцю.

Таблиця 1 Статті теплового балансу електрошлакового процесу з водоохолоджуванним електродом

Номер дослідів	Прихід тепла, кВт	Теплові втрати							
		Через кристалізатор		Через електрод		Випромінюванням		Через затравку	
		кВт	%	кВт	%	кВт	%	кВт	%
1	94,6	58,7	62,0	9,1	9,7	9,3	9,9	17,5	18,4
2	100,8	72,5	72,0	15,1	15,0	7,1	7,0	6,1	6,0

У всіх дослідях з молібденовим електродом процес розпочинали на електропровідному в твердому стані шлаці АН-25 і приймали міри для виключення дугового процесу.

За даними вимірів теплових втрат через електрод і кристалізатор, а також температури шлаку, був проведений розрахунок теплового балансу (табл. 1). Дослід 1 відноситься до електроду діаметром 70 мм з непрямым охолодженням, дослід 2 – до електроду того ж діаметру з безпосереднім охолодженням (рис. 1).

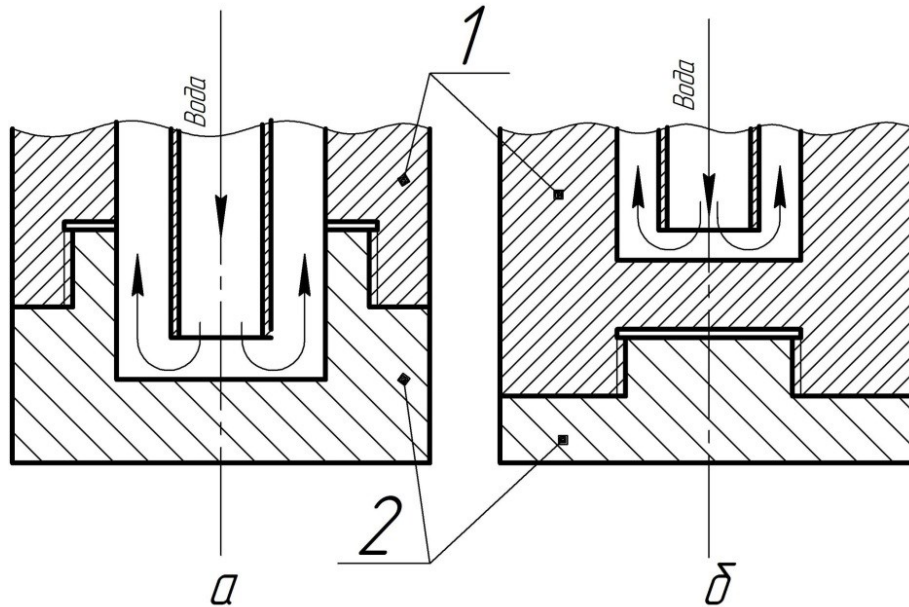


Рис. 1 Схема водо охолоджуваних електродів з безпосереднім (а) і непрямым (б) охолодженням тугоплавкого наконечник:
1 – мідний тримач; 2 – наконечник

По абсолютному значенню теплових втрат через електрод було розраховано розподілення температур в системі шлак – молібденовий наконечник. Розрахунок проводили виходячи з наступних передумов: тепловий потік через наконечник постійний в часі і рівномірний по перерізу; контакт між молібденом і міддю ідеальний; температури поверхні молібдену зі сторони шлаку і міді, або молібдену зі сторони води постійні і перевищують температуру води на виході не більше ніж на 30 – 40 °С.

Розрахунки вели по формулі:

$$t_1 = t_2 + g \sum R,$$

де t_1 и t_2 – температури міді(молібдену) зі сторони шлаку і води відповідно;

g – тепловий потік, Вт;

$\sum R$ – сума термічних опорів.

Результати розрахунків представлені на рис. 2. З даних розрахунків видно, що перепад температур на поверхні поділу має складати 1000 – 1300 °С.

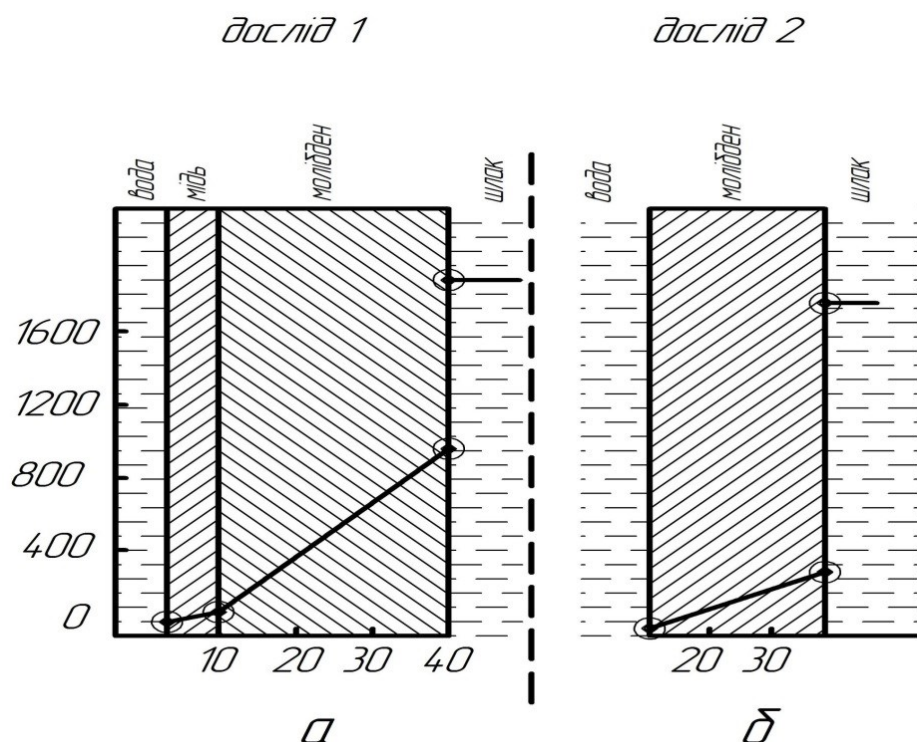


Рис. 2 Розраховані температурні поля в водо охолоджуванних електродах с непрямим (а) і прямим (б) охолодженням

Електричні умови роботи наконечників з точки зору їх зносу характеризуються щільністю струму на робочій поверхні. В роботі досліджували залежність величини струму від величини струмопровідній поверхні для охолоджуваного і графітного електродів.

Щільність струму на електродах обох типів в шлаці одного і того ж складу близькі по своїм значенням, але у молібденового електрода вона при рівних умовах на 3 – 4 А/см² вище, ніж у графітового.

Досліди зносу наконечників в ряді послідовних плавок показали, що він залежить від складу шлаку. При роботі в шлаці типу доменного і щільності струму 10 – 12 А/см² лінійний знос склав 0,15 – 0,25 мм/год; при роботі в шлаці АНФ-6 і щільності струму 16 – 18 А/см² знос був більший – 0,4 – 1,0 мм/год. Знос всієї зануреної в шлак поверхні наконечника був нерівномірний. Максимальним він був біля дзеркала шлакової ванни і в центральній частині торцевої поверхні.

Аналіз експериментальних даних показує, що молібденові наконечники працюють в умовах досить жорстких термічних напружень.

Розподілення температур в елементах електроду свідчить про те, що перепад температур на поверхні останнього досягає 1000 – 1300 °С. Пояснити такий високий перепад можна, припустивши, що є гарнісаж на граничній поверхні. Розрахунки показують, що такий перепад температур може забезпечити плівка товщиною близько 1 мм, що в своєму складі містить окисний вогнетрив. Існування такої плівки на робочій поверхні охолоджуваного електроду в стані передплавлення допустимо, якщо ця плівка має електропровідність, що не сильно відрізняється від електропровідності розплаву.

При швидкому витяганні під напругою охолоджуваного електроду із шлаку на деякій частині його поверхні можна було б помітити тонесеньку плівку, що відслоювалась і відпадала. Але в деяких випадках вона зчіплювалась з поверхнею електроду дуже міцно. Через цю плівку по дифузійному механізму може протікати як хімічна, так і електрохімічна взаємодія молібдену з компонентами шлаку.

По всій ймовірності підвищений знос наконечника в шлаці АНФ-6 в порівнянні зі зносом в доменномушлаці зв'язаний з більш високою щільністю струму і з більш високою швидкістю анодного розчинення. Однак різниця в степені зносу наконечника біля дзеркала шлакової ванни і на іншій поверхні в шлаках АНФ-6 і доменному допускають й інші пояснення. Шлак АНФ-6, менш в'язкий та більш активний, гірше захищає поверхню електроду від окислення киснем повітря і краще розчинює окисли молібдену, ніж доменний. Останні слова підтверджуються наступними фактами.

При ЕШР чавуну під шлаком АПНФ-6 з використанням молібденового електроду вміст молібдену в чугуні збільшився до 0,2%. В тих же умовах на доменному шлаці збільшення складу молібдену не виявлено. При ЕШВ марганцю із електролітичного лускатого марганцю, що містить до 10% MnO, з використанням шлаку АНФ-6 і молібденового електроду (діаметр 70 мм) було встановлено, що в кінцевому металі вміст молібдену підвищився від 0 до 1,5 %. Молібденовий наконечник при цьому зношувався дуже інтенсивно по всій поверхні.

Таким чином, встановлено можливість вельми довго (декілька годин) вести електрошлаковий процес водо охолоджуваними електродами з молібденовими наконечниками. Лінійний знос наконечників при щільності струму до 18 А/см² складає в середньому 0,5 мм/год, він мінімальний в окисних шлаках доменного типу.

Підвищення сили струму до 3000 А шляхом збільшення глибини занурення електроду в шлак не позначалось на зносі наконечника, тому що при цьому щільність струму залишалась незмінною.

Теплові втрати через охолоджуваний електрод, що складають 10% потужності, що підводиться, співставні з втратами через графітовий електрод, сягаючими в дугових печах ємністю до 1,5 т 4 – 5 % [3].

Література

1. Григорьев В. А. Теоретические основы электросталеплавильных процессов. – М.: Металлургия, 1978. – 255 с.
2. Медовар Б. И., Артамонов В. Л., Баглай В. М., Сокол В. П. Анодное разрушение кристаллизаторов при ЭСП. – В кн.: Рафинирующие переплавы. Киев: Наук.думка, 1974, С. 35-40.
3. Огороков Н. В. Дуговые сталеплавильные печи. – М.: Металлургия, 1971. – 343 с.

УДК 669.162.2

ВЛИЯНИЕ РАЗЛИЧНЫХ ФАКТОРОВ И ФИЗИЧЕСКИХ ВОЗДЕЙСТВИЙ НА ТЕЧЕНИЕ ГАЗОВЗВЕСИ ПРИ ПОДАЧЕ ПЫЛЕУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА В ДОМЕННУЮ ПЕЧЬ

В. С. Волошин¹, Ю. А. Зинченко, Н. В. Косолап, А. Г. Курпе²

*¹Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

*²ПАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича»,
Группа Метинвест*

З використанням статичної та динамічної моделі встановлено вплив цілого ряду фізичних факторів на параметри газодисперсного потоку, що важко піддаються аналізу, в транспортному пилепроводі комплексу ПВП. Показано, що залежно від параметрів пилотранспортної системи одна з основних діючих сил – сила міжфазної взаємодії – може змінюватися в 4–8 разів, істотно впливаючи на дисипацію енергії

С использованием статической и динамической модели установлено влияние целого ряда физических воздействий на трудно поддающиеся анализу параметры газодисперсного потока в транспортном пилепроводе комплекса ПУТ. Показано, что в зависимости от параметров пылетранспортной системы одна из основных действующих сил – сила межфазного взаимодействия – может изменяться в 4 – 8 раз, существенно влияя на диссипацию энергии

With the use of static and dynamic model established the influence of a number of physical effects on difficult to analyze the parameters of gas-dispersed flow in the transport complex pyleprovode DCF. It is shown that depending on the system parameters pyletransport one of the main forces acting – interfacial force – can vary 4 – 8 times significantly affecting energy dissipation.

Введение

Среди других отраслей промышленности черная металлургия является наиболее энерго – и ресурсозатратным производством. Общеизвестна высокая энергоёмкость доменного процесса производства чугуна. Одной из основных научных, технологических и экономических проблем, существующих в современной металлургии, является снижение

расхода кокса при производстве чугуна и замена природного газа пылеугольным топливом на стадии вдувания в доменные печи. Ее актуальность подтверждается сложившейся энергетической ситуацией в Украине, обладающей мощным металлургическим комплексом. Сейчас, как никогда ранее, предприятия отрасли заинтересованы в скорейшем внедрении в полном объеме технологии подачи пылеугольного топлива (ПУТ) в доменные печи. Освоение ПУТ-технологии позволяет почти в 2 раза сократить расход дорогостоящего кокса и исключить применение природного газа в доменном производстве. Так, отказ от использования этого газа при производстве чугуна на четырех предприятиях Группы Метинвест даст возможность экономить более 1 млрд м³ за год.

На меткомбинате им. Ильича (ММКИ) активно внедряется энерго- и ресурсосберегающая ПУТ-технология. Полученные показатели при внедрении пылеугольных комплексов оказались выше прогнозируемых.

Успешное развитие украинской науки и высоких технологий дали возможность выйти ММКИ на уровень передовых достижений в мире.

Результаты проведенных за последние четыре года исследований на трёх меткомбинатах Украины можно отнести к особо выдающимся научно-техническим достижениям, которые приближаются к мировым и утверждают приоритет металлургической науки в Украине, открывают новое перспективное направление в области высоких технологий, обеспечивают кардинальное ускорение научно-технического прогресса. Например, при внедрении ПУТ– технологии на ММКИ за короткое время уже достигнуты поразительные результаты: за период с октября 2012 расход кокса снижен более чем на 100 кг/т и до 150–170 кг/т чугуна увеличено потребление пылеугольного топлива, что позволило заметно снизить себестоимость чугуна [1]. В работе [2] показано, что замена природного газа пылеугольным топливом обеспечивает снижение себестоимости чугуна на ~50\$ за одну тонну. При производстве чугуна на двух комбинатах г.Мариуполя, равном 10 млн.т в год экономический эффект от внедрения комплекса ПУТ может составить ~500\$ млн. в год.

Опыт металлургов ММКИ показал, что использование разработок ученых и специалистов обеспечивает достижение этих показателей не за 10–15 лет активной эксплуатации комплекса ПУТ, как это было ранее в отечественной и мировой практике, а в течение 2 – 3 лет.

Постановка задачи исследования

Пылеугольное вдувание стало неотъемлемым элементом новых технологий при производстве чугуна. Однако возникли и серьезные проблемы – обеспечение взвешенного пневмотранспорта, выбор оптимальной скорости движения газовзвеси, снижение затрат на транспорт

порошка, массовый выход из строя фурм горячего дутья, снижение стойкости отдельных элементов печи. Возникла острая необходимость более глубокого изучения закономерностей струйного течения пылегазового потока в топливной форсунке и в фурменной зоне. В связи с этим крайне важно разработать аналитические методы, учитывающие влияние целого ряда факторов и физических воздействий на газодисперсный поток при подачи пылеугольного топлива в доменную печь.

Цель работы – исследовать влияние концентрации μ и плотности ρ_2 порошка, коэффициента формы частиц f , коэффициента динамического запаздывания частиц ψ , разности скоростей фаз Δw на изменение давления p и скорости w_1 газоносителя по длине l пневмотрассы, а так же коэффициента аэродинамического сопротивления C_D , силы межфазного взаимодействия F_{12} , объемной концентрации газовой фазы ε_1 , скорости витания w_0 в контрольном сечении пневмотрассы.

Для достижения поставленной цели определены задачи исследования, такие как адаптация известных методик движения дисперсных потоков для расчета газодинамических параметров при подаче к доменной печи пылеугольного топлива в пылетранспортной системе и повышении его надёжности, совершенствование программного комплекса для расчета важных физических воздействий на термо- и газодинамические параметры двухскоростного квазистационарного потока с использование важнейших законов движения многофазных сред.

Методы исследования – решение дифференциальных и алгебраических уравнений сложных дисперсных течений в транспортном пылепроводе с использованием численного моделирования течения двухскоростного слабо – средне и сильно загруженного газопорошкового потока.

Для решения поставленной задачи были использованы две модели – статическая и динамическая.

Статическая модель

Эта модель позволяет более глубоко исследовать и более полно установить влияние отдельных факторов и физических воздействий на трудно поддающиеся анализу газотермодинамические параметры, входящие в уравнение движения, в частности, при описании многоскоростных потоков. Для таких течений одной из наибольших является сила межфазного взаимодействия F_{12} , которая, как основное слагаемое, входит в уравнение движения.

В двухскоростной модели для квадратичной области сопротивления силу межфазного взаимодействия определяли как

$$F_{12} = 0,75 C_D \rho_1 \varepsilon_2 |w_1 - w_2| (w_1 - w_2) / \delta. \quad (1)$$

Для принятого класса течений ($1 < Re_{12} < 800$) коэффициент аэродинамического сопротивления можно рассчитать по формуле

$$C_D = (24 / Re_{12}) (1,25 + 0,01925 k_f Re_{12}) k_\varepsilon, \quad (2)$$

где число Рейнольдса $Re_{12} = (w_1 - w_2) \delta \rho_1 / \eta$.

С помощью коэффициента k_ε учитываются реально существующие явления в дискретной среде, например стеснённость движения потока частицами

$$k_\varepsilon = (1 - \varepsilon_2)^{-2n}, \quad (3)$$

где $n = 2,25 - 4$ – коэффициент структуры потока.

Влияние формы частиц учитывается поправочным множителем

$$k_f = 12,4 - 11,4 / f, \quad f = \frac{S}{S_{шар}}. \quad (4)$$

Решая уравнение неразрывности для газоносителя и порошка

$$m_1 = \varepsilon_1 \rho_1 w_1 S, \quad m_2 = \varepsilon_2 \rho_2 w_2 S \quad (5)$$

легко получить, что коэффициент динамического запаздывания частиц и другие параметры потока связаны соотношением

$$\psi = \frac{w_2}{w_1} = \frac{\mu \varepsilon_1 p}{(1 - \varepsilon_1) \rho_2 R_1 T_1}. \quad (6)$$

В уравнении (5) m_1, m_2 – массовые расходы несущего газа и порошка.

Местная объемная доля твердой фазы определяется из уравнения неразрывности, записанного в форме

$$\varepsilon_2 = \left(1 + \frac{\psi \rho_2}{\mu \rho_1} \right)^{-1}. \quad (7)$$

Считая, что частицы имеют форму шара, скорость витания рассчитывали по формуле

$$w_g = \sqrt{\frac{4 (\rho_2 - \rho_1) \delta_2 g}{3 C_D \rho_1}} . \quad (8)$$

Скорость w_g – та наименьшая скорость, при которой частица еще поддерживается во взвешенном состоянии и когда исключается режим образования дюн, пробок залегание порошка в пневмопроводе.

Результаты расчета и их анализ

Рассмотрим влияние отдельных факторов и физических воздействий на труднопотдающиеся анализу газотермодинамические параметры, входящие в уравнение движения и замыкающие соотношения.

Влияние разности скоростей фаз Δw , коэффициента структуры потока n и формы частиц f . Результаты расчетов, представленных на рис.1, еще раз подтверждают тот известный физический факт, что чем больше разность скоростей Δw , тем меньше коэффициент аэродинамического сопротивления C_D .

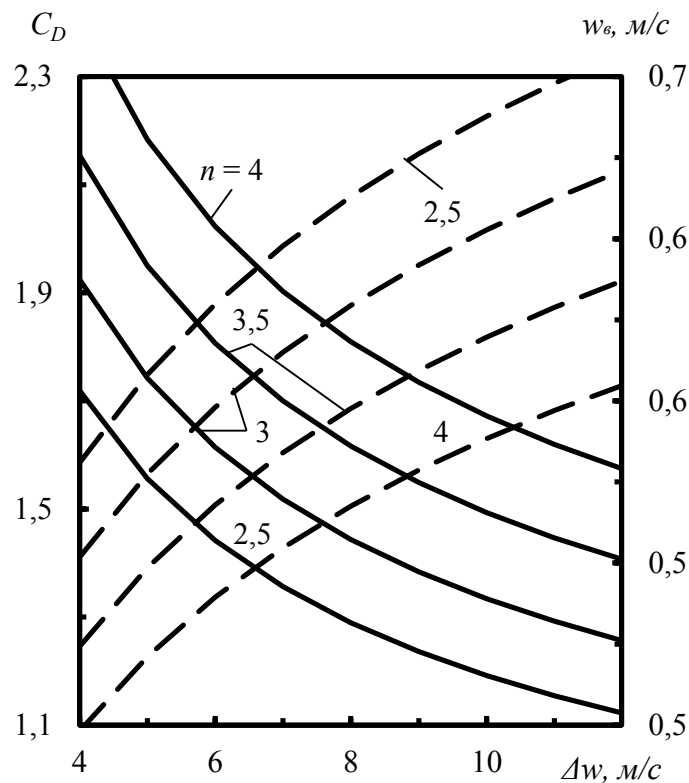


Рис. 1 Зависимость коэффициента C_D аэродинамического сопротивления и скорости w_g витания от разности скоростей фаз Δw при различных значениях коэффициента n структуры потока. Исходные данные: $\mu = 40$ кг/кг, $\delta = 0,1$ мм, $p_1 = 0,4$ МПа, $t_1 = 25^\circ\text{C}$, $\psi = 0,9$, $\rho_2 = 1800$ кг/м³, $f = 1$

Однако на взаимосвязь $C_D(\text{Re})$ существенное влияние оказывает структура газодисперсного потока, величина которого оценивается с помощью коэффициента n . Естественно, что чем более неорганизованный двухфазный поток (больше n), тем больше сопротивление при движении частиц в нем и тем выше C_D .

Представляет значительный интерес зависимость силы F_{12} и скорости w_6 от Δw и f . Из рис. 2 следует, чем выше разность скоростей фаз Δw , тем больше сила F_{12} при любой форме частиц. Видно, что чем сильнее форма частиц отличается от шарообразной, тем влияние Δw проявляется существеннее. Например, увеличение Δw с 4 м/с до 12 м/с и $f = 1$ приводит к повышению F_{12} с 0,14 МН/м³ до 0,84 МН/м³, а при $f = 1,6$ сила F_{12} увеличивается в несколько раз, с 0,75 МН/м³ до 4,4 МН/м³. Аналогично изменяется и скорость витания w_6 .

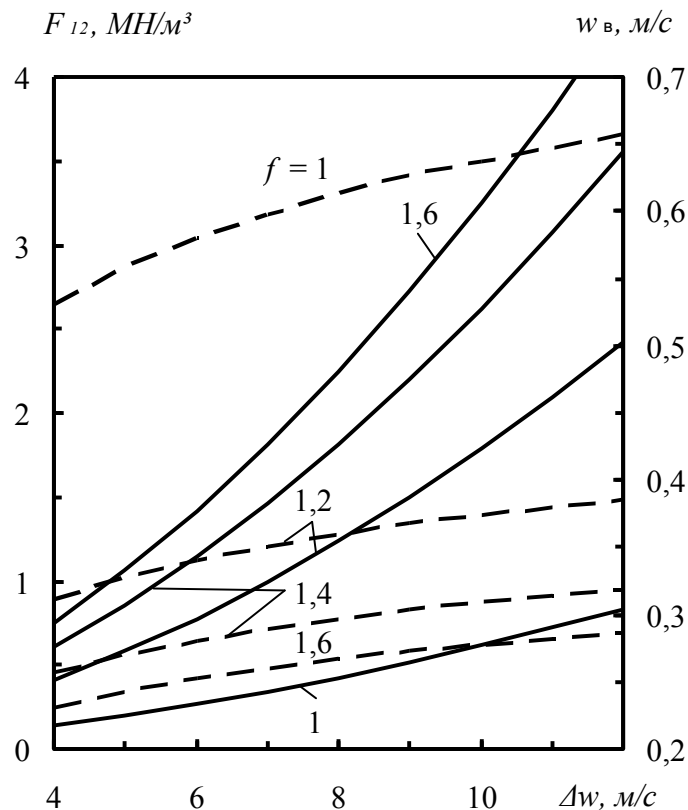


Рис. 2 Влияние разности скоростей Δw фаз и коэффициента f формы частиц на силу F_{12} межфазного взаимодействия и скорость w_6 витания.

Исходные данные: $\mu = 40 \text{ кг/кг}$, $\delta = 0,1 \text{ мм}$, $p_1 = 0,4 \text{ МПа}$, $t_1 = 25^\circ\text{C}$,
 $\rho_2 = 1700 \text{ кг/м}^3$, $n = 2,5$

Влияние плотности порошка ρ_2 и коэффициента скольжения фаз ψ . Так как вместе с углём в доменную печь вдувают и железную руду, то при расчетах принимали, что ρ_2 изменяется в широком диапазоне. Этот

анализ осложняется еще и тем, что ни ρ_2 , ни ψ в явном виде не влияют на C_D . Более глубокий анализ дает возможность установить следующую закономерность – с повышением плотности ρ_2 при одном и той же концентрации μ местная объемная доля твердой фазы ε_2 снижается. По этой причине уменьшается как сила межфазного взаимодействия F_{12} , так и коэффициент C_D . Так, например, при $\psi = 0,5$ увеличение ρ_2 с 1600 до 3000 кг/м^3 приводит к снижению C_D с 2,31 до 1,2. При $\rho_2 = 3000 \text{ кг/м}^3$ увеличение ψ с 0,3 до 1 приводит к уменьшению C_D с 4,4 до 1,35. В тоже время, если $\rho_2 = 3000 \text{ кг/м}^3$, то при изменении ψ в диапазоне 0,3 – 1 коэффициент C_D снижается с 1,62 до 0,94 (рис. 3).

Характерно, что с повышением ψ скорость витания w_b возрастает при любом значении ρ_2 .

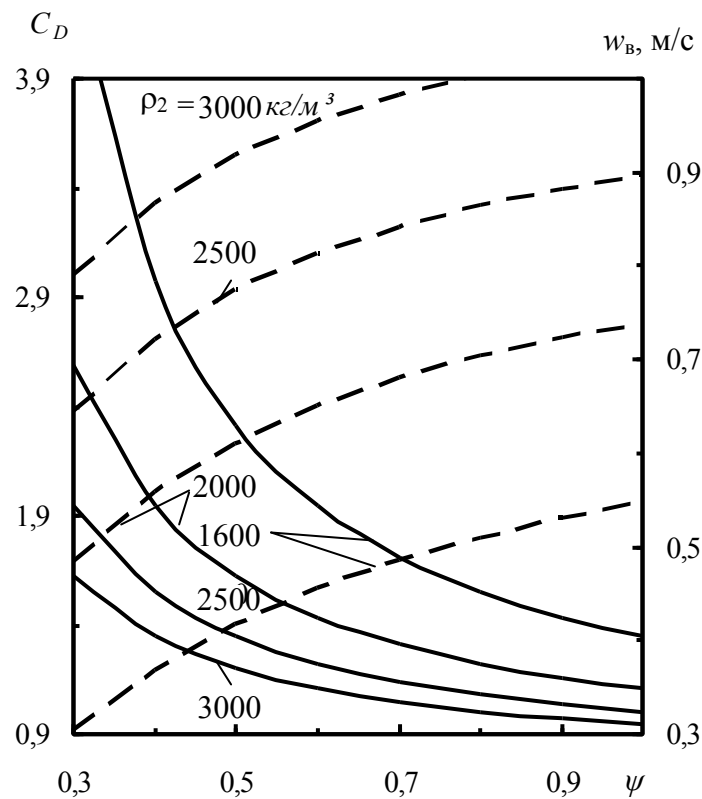


Рис. 3 Зависимость коэффициента C_D аэродинамического сопротивления и скорости витания w_b от коэффициента отставания частицы ψ при различных значениях ρ_2 . Исходные данные: $\mu = 40 \text{ кг/кг}$, $\delta = 0,1 \text{ мм}$, $p_1 = 0,4 \text{ МПа}$, $t_1 = 25^\circ\text{C}$, $n = 2,5$, $f = 1$

Из рис. 4 следует, что чем больше ψ , тем меньше сила F_{12} . Например, если ψ возрастает с 0,3 до 0,9, то при $\rho_2 = 1600 \text{ кг/м}^3$ сила F_{12} уменьшается с 4,1 до 1,2, а при $\rho_2 = 2000 \text{ кг/м}^3$ сила F_{12} снижается с 1,74 до 0,45. Это объясняется тем, что с увеличением ψ снижается разность скоростей фаз

Δw , а эта величина в квадрате влияет на силу F_{12} . Поэтому полученные закономерности полностью отражают физическую картину течения газозвеси. Из рис. 4 также следует, что с уменьшением ψ и ρ_2 местная объемная концентрация ε_2 возрастает, что качественно легко подтверждается анализом влияния плотности ρ_2 на объем газозвеси при одном и том же массовом расходе частиц.

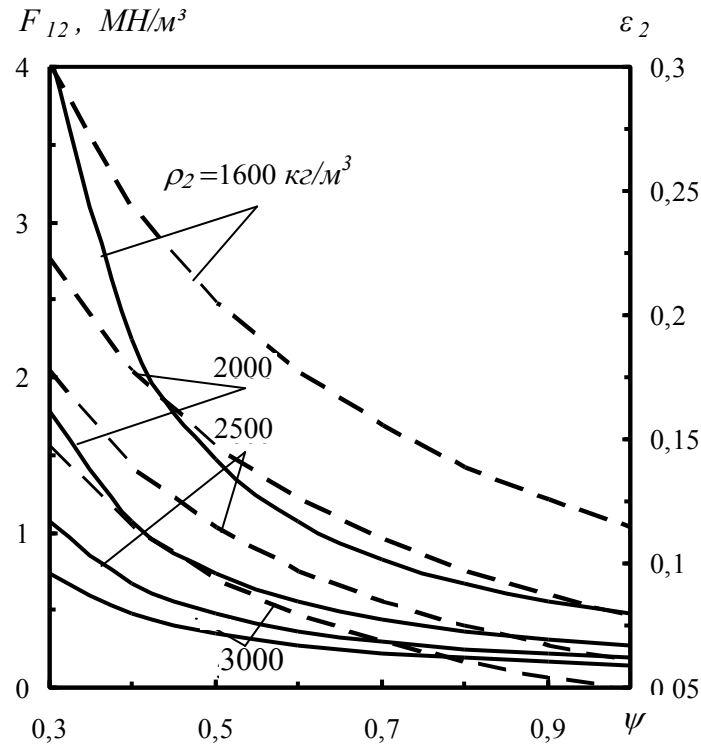


Рис. 4 Влияние коэффициента динамического запаздывания ψ частицы и её плотности ρ_2 на силу F_{12} межфазного взаимодействия и объемную долю ε_2 твёрдой фазы. Исходные данные: $\mu = 40 \text{ кг/кг}$, $\delta = 0,1 \text{ мм}$, $p_1 = 0,4 \text{ МПа}$, $t_1 = 25^\circ\text{C}$, $n = 2,5$, $f = 1$

Динамическая модель

Цель исследования, проведенного в настоящем разделе – установить связь между основными параметрами высокоплотного потока в транспортном пылепроводе и в пневмопроводе от распределителя до топливной форсунки. Использовать статическую модель течения газозвеси с такими многофакторными связями для решения подобной задачи затруднительно. Поэтому в настоящей работе использована динамическая модель, которая обеспечила решение поставленной цели. Исследование по этому разделу позволяет выполнить расчеты транспортного пылепровода, топливной форсунки, фурмы и других элементов вплоть до подачи газозвеси в фурменный очаг доменной печи.

Модель позволяет рассчитать распределение параметров в трубе через заданный линейный интервал – от нескольких миллиметров до нескольких метров. Основой модели является система уравнений квазиодномерного, квазистационарного двухфазного, монодисперсного течения в двухскоростном приближении. Система включает уравнения движения и теплообмена для двух фаз. Например, уравнение совместного движения двух фаз имеет вид

$$G_1 \frac{dw_1}{dx} + G_2 \frac{dw_2}{dx} = -\frac{dp}{dx} - F_{1w} - F_{2w} + g(\varepsilon_1 \rho_1 + \varepsilon_2 \rho_2) \cos \alpha. \quad (9)$$

Уравнение неразрывности для порошкового потока записывали, как

$$G_2 = \varepsilon_2 \rho_2 w_2. \quad (10)$$

В уравнениях (9) – (10) приняты следующие обозначения:

G_1, G_2 – приведенные расходы несущего газа (азот N_2) и пылеугольного топлива, $кг/(с \cdot м^2)$;

w_1, w_2 – скорости газонесителя и порошка, $м/с$;

p – абсолютное статическое давление газовзвеси, $Па$;

F_{1w}, F_{2w} – приведенная сила трения газа и частиц о стенку трубы, $Н/м^3$;

F_{12} – приведенная сила межфазного взаимодействия, $Н/м^3$;

ρ_1, ρ_2 – плотность взвесенесущего газа и порошка, $кг/м^3$;

$\varepsilon_1, \varepsilon_2$ – местная объемная доля газовой и твердой фазы;

g – ускорение свободного падения, $м/с^2$;

$\psi = w_2/w_1$ – коэффициент динамического запаздывания частицы;

$\mu = m_2/m_1$, – массовая концентрация порошка в смеси, $кг/кг$;

m_1, m_2 – массовый расход несущего газа и порошка, $кг/с$;

δ – эквивалентный диаметр частиц, $м$;

x – направление оси трубы, $м$.

Силу трения i -й фазы о стенку рассчитывали как

$$F_{wi} = \zeta_i \varepsilon_i \rho_i w_i^2 / (2D). \quad (11)$$

В односкоростных моделях потери на трение о стенки канала относят к несущей фазе. В двухскоростных течениях, несомненно, при взаимодействии со стенками канала происходят потери импульса дисперсной фазы. Поэтому коэффициент потерь импульса дисперсной

фазы из - за ударов о стенку на прямолинейном участке круглой трубы можно записать как

$$\zeta_2 = 8B(1 - k_\tau)k_v k_u, \quad B = \frac{2k_n^{0.5}}{7k_n + 2k_\tau + 5}, \quad (12)$$

где k_n , k_τ - коэффициенты восстановления нормальной и тангенциальной составляющих скорости частиц при ударе о твёрдую поверхность;

k_u , k_v - отношения продольной и радиальной скорости взаимодействующих со стенкой частиц к средней по сечению трубы скорости дисперсной фазы.

Потери давления в местных сопротивлениях вычислялись по известной формуле Дарси-Вейсбаха

$$\Delta p = \zeta_j \rho_l \varepsilon_l w_l^2 / 2. \quad (13)$$

Формулы для коэффициентов местных потерь взяты из справочников. Например, для внезапного расширения

$$\zeta_{ep} = (1 - n^2)^2, \quad n = \frac{d}{D}. \quad (14)$$

Для замыкания системы уравнений движения 2-х фаз далее необходимо использовать соотношения (1) – (7).

Более подробно динамическая модель предоставлена в работах [3]–[6].

Граничные условия

Так как известны постоянные расходы фаз G_1 , G_2 , то скорости фаз w_1 и w_2 и давление на входе в транспортную систему не задавали. Необходимо лишь задать коэффициент скоростного запаздывания $\psi = (w_2 / w_1)_{x=0} < 1$, который в дальнейшем рассчитывается. Но конечное давление на выходе из пневмопровода задавали – оно было равно давлению в распределителе порошка, находящегося на расстоянии ~ 40 м от фурмы доменной печи.

В полной постановке задача о сложном газодисперсном течении должна рассматриваться с учетом $\sim 10 - 15$ факторов и физических воздействий на поток и настоящая модель позволяет их учесть. К этим воздействиям, прежде всего, следует отнести массовую концентрацию μ ,

диаметр D трубы и частицы δ , их форму, противодействие, а если необходимо, то и неизбежный нагрев газоносителя в трубке форсунки, расположенной в высокотемпературном потоке воздуха. Однако, в настоящей работе приведены примеры решения задачи, когда рассматривается влияние на течение газозвеси только 3-х факторов – диаметра пневмопровода D , его длины l и концентрации порошка μ .

Результаты исследований и их анализ

В настоящее время все металлургические предприятия Украины внедряют или ведут подготовительные работы по освоению ПУТ-технологии. При этом общее потребление угля по всем 5 комбинатам составит $\sim 7,5$ млн. т в год. Естественно, что такое количество кускового угля на комбинатах (или в доменных цехах) необходимо переработать в мельницах в угольный порошок размером $\delta \approx 0,05 - 0,1$ мм. Затем по разветвленной системе пылепроводов разных диаметров, с разными концентрациями и фракционным составом его нужно подать к фурмам доменных печей, абсолютное давление p в которых находится в пределах $0,35 - 0,38$ МПа.

В настоящее время на ПАО «ММК им. Ильича» уже внедрён комплекс ПУТ на всех 4-х действующих доменных печах, причём планируется, что удельный расход пылеугольного топлива составит ~ 200 кг/т чугуна.

Рассмотрим методы решения поставленной задачи по отдельно взятой доменной печи, например №2 (рис. 5). Расчеты были выполнены по исходным данным, приведенным в подрисуночных подписях.

Представим схему транспортного пылепровода от продувочного бункера до распределителя порошка с характеристиками каждого из 17 участков.

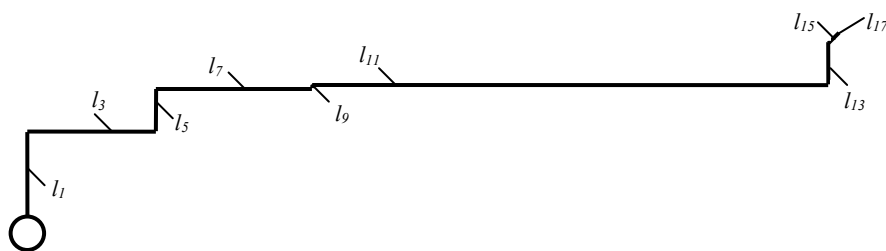


Рис. 5 Схема пневмотранспорта от отделения ПУТ до распределителя для ДП №2. Исходные данные: труба $l_1 = 40$ м, $l_3 = 61,2$ м, $l_5 = 20$ м, $l_7 = 74$ м, $l_9 = 1,6$ м, $l_{11} = 245$ м, $l_{13} = 20$ м, $l_{15} = 7$ м, $l_{17} = 3$ м $\angle_{17} = 90^\circ$, $d = 79$ мм и $\angle_{1,3,5,7,9,11,13,15} = 0^\circ$. Поворот: $\angle_{2,4,6,8,10,12} = 90^\circ$, $\angle_{14} = 45^\circ$ с $R = 1000$ мм

Выбор печи №2 связан с тем, что пневмотрасса от продувочного бункера до распределителя порошка имеет наибольшую длину ($l = 472$ м).

Из рис.6 следует, что при заданном давлении p в распределителе порошка ($p = 1,2$ МПа) давление после продувочных бункеров должно быть $p = 1,6$ МПа, причем при $\mu = 46$ кг/кг диаметр пылепровода был выбран $D = 60$ мм, а при $\mu = 62$ кг/кг диаметр пылепровода $D = 65$ мм.

Если же диаметр пылепровода выбрать проектным ($D = 79$ мм), то, как следует из рис.6, падение давления на длине $l = 472$ м при $\mu = 46$ кг/кг составляет всего лишь 0,018 МПа, а при $\mu = 62$ кг/кг оно равно 0,066 МПа.

Наряду с расчетом потери давления определяли и скорости каждой из фаз на всей длине транспортного пылепровода ($l = 472$ м). Получено, что в проектном пылепроводе уровень скоростей на всей длине l находится в пределах 1,8 – 3,5 м/с. В предлагаемом пылепроводе скорость находится в пределах 2,8 – 4 м/с. Следует отметить, что скорость 1,8 – 3,5 м/с является недопустимо низкой и не может обеспечить взвешенный пневмотранспорт.

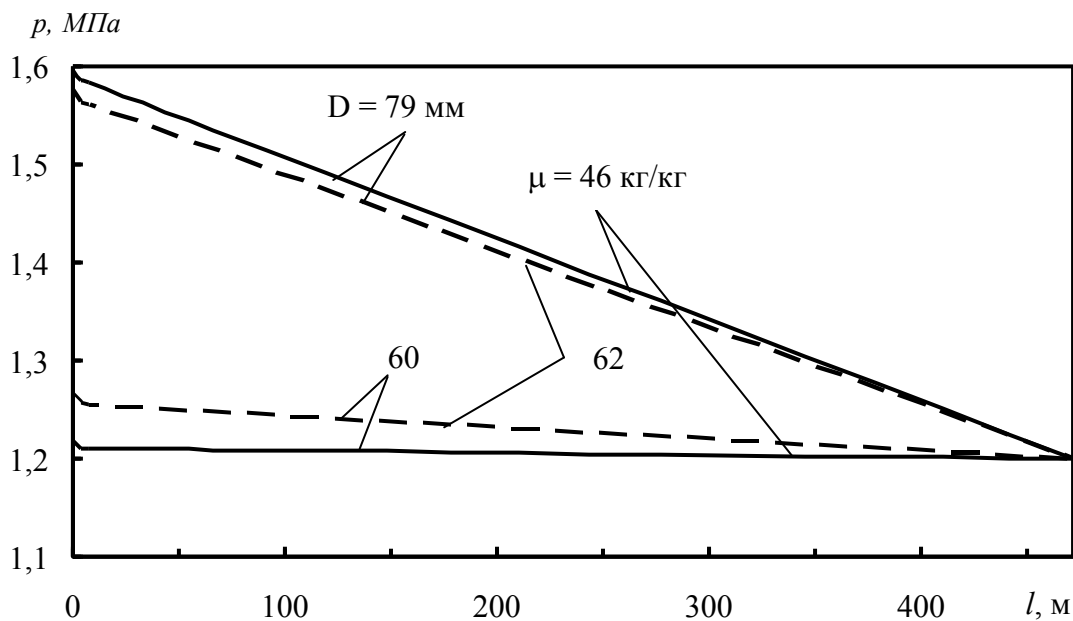


Рис. 6 Распределение давления p по длине пневмотрассы l от продувочного бункера к распределителю ДП №2 при различной концентрации μ . Исходные данные: $\delta = 0,1$ мм, $\rho_2 = 1700$ кг/м³, сплошные – $V_n = 294$ м³/ч, $m_2 = 283$ кг/мин, $\mu = 46$ кг/кг, $D = 79$ мм и $D = 60$ мм; пунктир – $V_n = 295$ м³/ч, $m_2 = 379$ кг/мин, $\mu = 62$ кг/кг, $D = 79$ мм и $D = 60$ мм

Расчет трассы от распределителя до фурменного очага выполняли в 3-х вариантах (рис. 7).

Схема транспортного пылепровода от распределителя порошка до фурм доменной печи №2 представлена на рис. 7.

Первый соответствовал компоновке пневмопровода, когда его внутренний диаметр составлял $D = 25$ мм, причем последний участок длиной 2,5 м имел диаметр $D = 20$ мм. Анализ результатов показывает, что давление в трубках по всей длине остается постоянным и не превышает 0,561 МПа. По всей длине l скорость остается постоянной и равной 3,3 м/с.

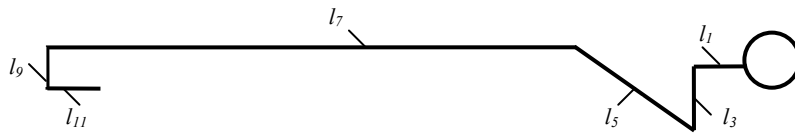


Рис. 7 Схема пневмолинии от распределителя до доменной печи № 2.

Исходные данные: труба $l_1 = 2,5$ м, $l_3 = 3$ м, $l_5 = 12$ м, $l_7 = 25$ м, $l_9 = 2$ м, $l_{11} = 2,5$ м, $d_{1,3,5,7,9} = 25$ мм, $d_{11} = 20$ мм и $\angle_{1,5,7} = 0^\circ$, $\angle_{3,9} = -90^\circ$, $\angle_{11} = -15^\circ$.

Поворот: $\angle_{2,4,6,8,10} = 90^\circ$ с $R = 350$ мм

Так как на последнем участке длиной 2,5 м диаметр трубки уменьшается до 20 мм, то результатом этого является скачек скорости потока – изменения ее от 2 м/с до 3,3 м/с.

Аналогичная картина наблюдается и в пылепроводах от распределителя до фурм других печей.

Второй вариант соответствовал конструктивному решению, когда внутренний диаметр пылепровода был равен $D = 15$ мм. В этом случае давление в распределителе повышается до $p = 0,71$ МПа, а скорость фаз газозвеси возрастает – газа до $w_1 = 7,1$ м/с, а порошка – до $w_2 = 5,8$ м/с.

Третий вариант предусматривал аналитическое решение по распределению параметров в пылепроводе диаметром $D = 12$ мм. При этом давление в распределителе увеличивается до $p = 0,93$ МПа, а скорость отдельных фаз газозвеси возрастает – газоносителя до $w_1 = 14,1$ м/с, а порошка – до $w_2 = 10,1$ м/с.

Как следует из рис. 8, на коротком участке пневмолинии в зависимости от ее диаметра D скорость не превышает $w_2 = 8 - 14$ м/с, что соответствует техническим требованиям.

Таким образом, статическая и динамическая модель позволяет исследовать влияние массовой концентрации порошка μ , диаметра пневмотрассы D , диаметра частиц δ , их плотности ρ_2 , коэффициентов f формы частиц и структуры потока n на коэффициент аэродинамического сопротивления C_D , силу межфазного взаимодействия F_{12} , изменение давления p , скорости газа w_1 , частиц w_2 и местную объемную долю ε_2

порошка по длине l транспортного пылепровода, а также изменение параметров в любом сечении трубы.

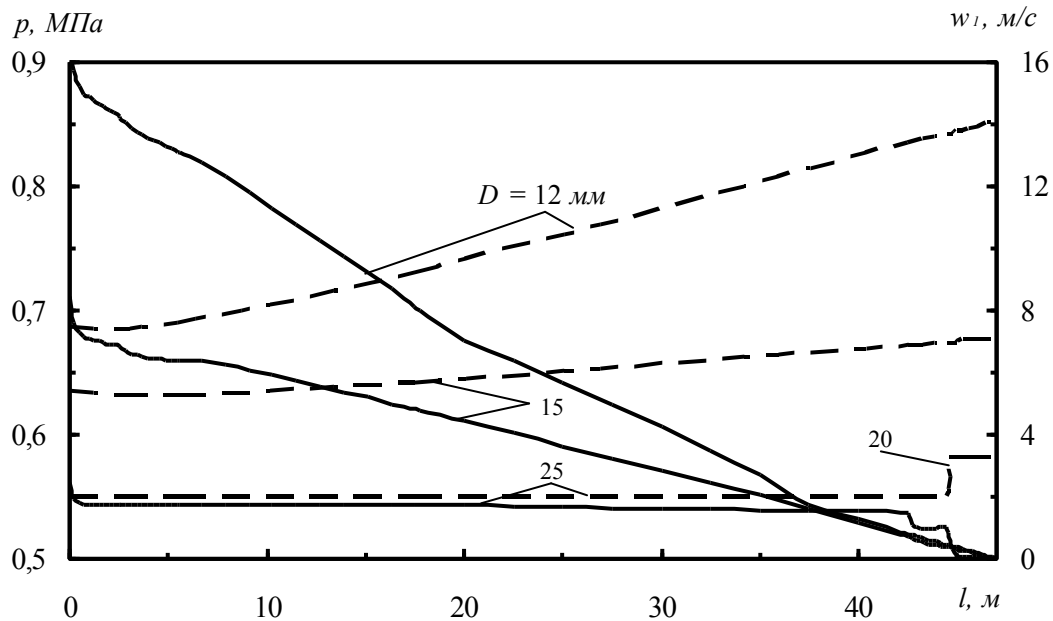


Рис. 8 Распределение давления p по длине l пневмолинии от распределителя до ДП № 2 при различном диаметра пылепровода D .

Исходные данные: $\delta = 0,1$ мм, $\rho_2 = 1700$ кг/м³, $V_2 = 16$ м³/ч, $m_2 = 16$ кг/мин, $\mu = 46$ кг/кг

Адекватность модели. Так как провести физический эксперимент в сложных моно – и полидисперсных потоках всегда было затруднительным, то правильность расчетов проверим, применив метод тестирования. Так, если:

- Δw увеличивается, то число Re_{12} также возрастает, коэффициент C_D уменьшается, а w_6 растёт при любом значении n , что очевидно (рис. 1);
- $\Delta w \rightarrow 0$, то нет скольжения фаз и при всех значениях f сила $F_{12} \rightarrow 0$, что не требует доказательств (рис. 2);
- $\psi \rightarrow 1$, то из – за отсутствия скольжения фаз C_D снижается при любом значении ρ_2 , что естественно (рис. 3);
- $\psi \rightarrow 1$, то скольжение фаз уменьшается до предела, а сила $F_{12} \rightarrow 0$, что не вызывает сомнений (рис. 4);
- концентрация μ увеличивается, то повышается и необходимое давление p на входе в пылепровод (рис. 6);
- скорость потока в пылепроводе возрастает, то по уравнению неразрывности статическое давление p должно снижаться при любом μ (рис. 6, 8);

– поток дозвуковой, то выполняется закон обращения воздействия, в соответствии с которым газозвесь в форсунке ускоряется (рис. 8);

– в форсунке подается чистый газ ($\mu = 0$), то уравнения (10) и (12) вообще будут отсутствовать, а (9) даёт решение только для случая течения гомогенного потока в трубе, которое является классическим.

Таким образом, рассмотренные частные случаи, решения по которым проверены экспериментально, подтверждают общеизвестные закономерности.

Выводы

1. Чтобы радикально сократить время внедрения перспективной энерго – и ресурсосберегающей технологии важно в компактной, удобной для понимания форме представить систему уравнений и выполнить комплексный научно – технический анализ, позволяющий глубоко изучить осложнённые целым рядом факторов процессы течения многофазных многоскоростных газодисперсных потоков, что дает возможность прогнозировать газодинамическую обстановку при подаче угольного и других порошков в доменные печи.

2. Использование рассмотренной модели двухскоростного течения позволило установить ранее неизвестную взаимосвязь между определяющими параметрами монодисперсного потока – концентрацией порошка μ , его плотностью ρ_2 , разностью скоростей фаз Δw , коэффициентами формы f частиц и динамического запаздывания ψ , а также структуры потока n , давлением p газозвеси и основными характеристиками течения C_D , ε_2 , F_{12} , w_8 .

3. Установлено, что в зависимости от ψ , ρ_2 , f , Δw основная сила, действующая в газодисперсном потоке транспортного пылепровода – сила межфазного взаимодействия F_{12} – изменяется в 4 – 8 раз и она существенно влияет на диссипацию энергии.

4. Несмотря на то, что в задаче применены упрощающие представления, приведенные решения могут быть основой математической модели отдельных элементов комплекса ПУТ, где учитывается целый ряд физических воздействий на газодисперстный поток угольного порошка, подаваемого в доменную печь.

По рассмотренному в статье научно – техническому направлению важными для теории и практики технологии ПУТ являются исследования влияния массовой доли частиц разного размера и диаметр δ порошка на распределение газотермодинамических параметров в транспортном пылепроводе.

Литература

1. Зинченко Ю. А., Струтинский В. А. Освоение технологии вдувания пылеугольного топлива при производстве чугуна на ПАО «ММК им. Ильича» // Металл и литьё Украины. – 2013. – № 10. – С. 11-14.
2. Украинская металлургия: современные вызовы и перспективы развития / А. И. Амоша, В. И. Большаков, А. А. Минаев и др. // НАН Украины, Ин-т экономики промышленности. – Донецк, 2013. – 114 с.
3. Исследование полидисперсного течения в форсунке для подачи пылеугольного топлива в доменную печь / В. С. Волошин, Ю. А. Зинченко, Р. Д. Куземко и др. // Металл и литьё Украины. – 2013. – № 10. – С. 15-20.
4. Косолап Н. В., Куземко Р. Д. Исследование межфазного взаимодействия в потоке вдуваемого через форсунку пылеугольного топлива // Металл и литьё Украины. – 2013. – № 8. – С. 7-12.
5. Косолап Н. В., Куземко Р. Д. Исследование газодисперсного течения в форсунке для подачи пылеугольного топлива в доменную печь // Металл и литьё Украины. – 2013. – № 1. – С. 15-19.
6. Волошин В. С. Влияние концентрации угольного порошка на аэродинамическое сопротивление в топливной форсунке доменной печи / В. С. Волошин, Ю. А. Зинченко, Р. Д. Куземко // Металл и литьё Украины. – 2013. – № 12. – С. 3-7.

УДК 669.11.018:621.785

ФІЗИКО-ХІМІЧНІ ОСНОВИ ЗМІЦНЕННЯ ПОВЕРХНІ АЛЮМІНІЄВОГО СПЛАВУ Д16 ЗА КРІОГЕННИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

С. М. Волошко, А. П. Бурмак

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджений вплив ультразвукової ударної обробки (УЗУО) в інертному середовищі та рідкому азоті на мікротвердість і мікроструктуру поверхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16. Максимальний ефект зміцнення після обробки в рідкому азоті становить понад ~ 500%. Зростання мікротвердості після УЗУО в середовищі рідкого азоту відбувається завдяки накопиченню високої щільності дислокацій та формуванню нанокристалічної структури. Обговорюється також ефект механодинамічної дифузії азоту із зовнішнього середовища в поверхневий шар сплаву в процесі криодеформації

Исследовано влияние ультразвуковой ударной обработки (УЗУО) в инертной среде и жидком азоте на микротвердость и микроструктуру поверхностных слоев алюминиевого сплава Д16. Максимальный эффект упрочнения после обработки в жидком азоте составляет более ~ 500%. Рост микротвердости после УЗУО в жидком азоте происходит благодаря накоплению высокой плотности дислокаций и формированию нанокристаллической структуры. Обсуждается также эффект механодинамической диффузии азота из внешней среды в поверхностный слой сплава в процессе криодеформации

Influence of the ultrasonic impact treatment (UIT) in an inert environment and liquid nitrogen on the microhardness and microstructure of the aluminum alloy D16 surface layers has been investigated. The maximum effect of strengthening after treatment in the liquid nitrogen is over ~ 500%. Increasing of the microhardness after UIT occurs in the environment of liquid nitrogen due to the accumulation of high-density dislocations and formation of the nanocrystalline structure. The effect of the mechanical and dynamical diffusion of the nitrogen from an external environment in the surface layer of alloy in the process of the cryodeformation has also been discussed

Вступ

Розробка технологій, які дозволяють забезпечити одночасне підвищення міцності і пластичності старіючих алюмінієвих сплавів, представляє значний практичний інтерес. З метою подрібнення зерна для підвищення міцності активно застосовується інтенсивна пластична деформація в умовах кріогенних температур, яка, як припускається, пригнічує процеси повернення [1]. Значна роль у з'ясуванні впливу температури деформування на ступінь фрагментації структури металу за кріогенних температур належить авторам [2-4]. Можна зазначити наступні особливості такої обробки. При низьких температурах, по-перше, необхідний менший рівень напружень для формування подрібненої субзеренної структури; по-друге, – гальмуються дифузійні процеси міграції атомів, а відповідно і термічно активовані механізми відновлення деформованої структури [5-7]. Пригнічення процесу динамічної рекристалізації призводить до суттєвого підвищення густини дислокацій. Такий мікроструктурний стан при наступному відпалі забезпечує формування надтонкої зеренної мікроструктури, яка забезпечує більш високу міцність і пластичність, як чистих металів, так і сплавів [8]. Слід зазначити, що після високотемпературного деформування для металу при кімнатній температурі характерна стабільна структура, стійкий розподіл дефектів і границь. У випадку кріодеформації метал, перенесений в умови кімнатної температури, фактично піддається низькотемпературному відпалу, в результаті якого і формується кінцева структура, яка визначає характеристики матеріалу [5].

Одним з перспективних напрямків по підвищенню пластичності при одночасному підвищенні міцності засновано на виділенні в алюмінієвих сплавах вискодисперсних вторинних фаз у вигляді нанорозмірних частинок після прокатки при температурі рідкого азоту та наступного відпалу. Так, в роботі [9] сплав 2024 Al піддавався кріопрокатці для отримання дрібнозернистої структури з частковим розчиненням частинок T -фази ($Al_{20}Cu_2Mn_3$) і високою щільністю дислокацій, і старінню для отримання вискодиспергованих нанопреципітатів. Встановлено, що залишкові частинки T -фази є дуже ефективними в акумулюванні дислокацій протягом кріопрокатки, що в свою чергу призводить до виділень нанорозмірних преципітатів S' – фази (Al_2Cu) з відстанню між частинками 10-20 нм. Така висока щільність виділень S' – фази дозволяє ефективно акумулювати і закріплювати дислокації, приводячи до одночасного зростання міцності, втомної міцності і пластичності. Автори [10] зазначають, що у порівнянні із традиційною термообробкою, кріопрокатка дисперсійно зміцненого сплаву системи Al-Cu – 2219 Al

пришвидшує кінетику виділення преципітатів, час старіння зменшується із 24 год. до 8 год. і температура старіння зменшується із 190 °С до 125 °С.

На сьогодні використовуються і інші методи інтенсивної пластичної деформації всього об'єму матеріалу при криогенних температурах – кручення під високим тиском [11], рівноканальна екструзія, обробка в шарових млинах [12, 13] тощо.

Серед методів зміцнення поверхневих шарів конструкційних матеріалів особливе місце займає ультразвукова ударна обробка (УЗУО), яка дозволяє значно змінювати дислокаційну структуру матеріалу, подрібнювати зерна і субзерна до нанорозмірів, збільшувати кути розорієнтації дислокаційних фрагментів, впливати на фізико-хімічні, механічні та інші властивості поверхні металів і сплавів [14-18]. Однак аналіз літературних джерел свідчить, що методика УЗУО відпрацьована тільки для умов обробки на повітрі за кімнатної температури. Недоліком такого підходу є суттєвий вплив на мікротвердість поверхневих шарів процесів оксидування, а також інтенсивний розвиток процесів динамічного повернення за рахунок нагріву матеріалу. В результаті залежність мікротвердості від режимів УЗУО має немонотонний характер: для малих часів ультразвукової дії характерним є істотне збільшення мікротвердості (ефект зміцнення), а для більш тривалої обробки – значне зниження мікротвердості (ефект знеміцнення) [19].

Постановка задач дослідження

В даній роботі пропонується методика проведення ультразвукової ударної обробки алюмінієвого сплаву Д16 в рідкому азоті за умов всебічного стискання зразка. Метою роботи є встановлення закономірностей впливу ультразвукової ударної обробки в середовищах рідкого азоту та газу аргону на мікроструктуру та мікротвердість приповерхневих шарів алюмінієвого сплаву Д16.

Методика проведення експериментів

Об'єкт дослідження – алюмінієвий сплав промислового виробництва Д16 у стані поставки. Хімічний склад (ваг.%): Al – 93,6 %, Cu – 3,97 %, Mg – 1,43 %, Mn – 0,625 %. Зразки мали циліндричну форму: висота 10,4 мм і діаметр 10 мм. Одержувались шляхом різання прутків перпендикулярно напрямку гарячої прокатки.

Ультразвукова ударна обробка проводилась на приладі УЗГ–300 [21] (рис. 1), який складається з ультразвукового генератора (7) частотою 21 кГц та потужністю 0,6 кВт, вібратора зі ступінчастим концентратором (1), на якому за допомогою пружин розміщувалась ударна головка. Обробка проводилась ударною головкою з циліндричним бойком (3)

діаметром 5 мм та довжиною 18 мм (із загартованої сталі ШХ15). Модернізація приладу складалась у створенні герметичної камери (2), в яку по каналу (6) подавався рідкий азот для охолодження зразка (4) до криогенної температури. Тиск в камері вимірювався манометром (5). Зразок сплаву Д16 розміщувався в спеціальній сталій оправці діаметром, в яку заглиблювався на 2 мм. Таким чином в процесі контактної обробки зразок весь час знаходився у зоні дії бойка в замкненому об'ємі, тобто в умовах, наближених до гідростатичного стискування. В такому випадку реалізується перевага об'єднання ефекту дії всебічного стиску, який перешкоджає виникненню розтягуючих напружень, і фактору глибокого охолодження, що забезпечує пригнічення процесів динамічного повернення. Вперше про такий підхід, названий авторами низькотемпературною квазігідроекструзією, повідомляється в [20]. Амплітуда торця концентратора при обробці в обох середовищах складала $A = 25$ мкм. Тривалість обробки варіювалася від 10 до 240 с. Вимірювання мікротвердості проводилось на приладі ПМТ-3 за методом Вікерса при навантаженні 20 г. Глибина модифікованого шару після УЗУО визначалась із використанням растрової електронної мікроскопії на приладі РЕМ-106И.

Дослідження мікроструктури поверхні проводили за допомогою просвічуючого електронного мікроскопа ПЭМ – 125К (прискорююча напруга 100 кВ). Зразки для дослідження отримані методом електроіскрового різання з наступним електролітичним поліруванням.

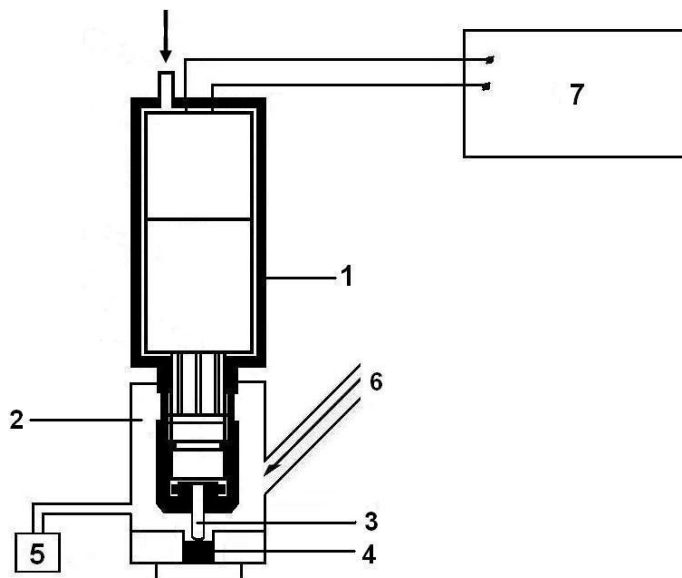


Рис. 1 Схема проведення ультразвукової ударної обробки (УЗУО) в різних середовищах:

- 1 – вібратор зі ступінчастим концентратором;
- 2 – герметична камера;
- 3 – боек;
- 4 – зразок сплаву Д16;
- 5 – манометр;
- 6 – канал для заповнення газом або рідким азотом;
- 7 – ультразвуковий генератор

Результати досліджень

При обробці в середовищі рідкого азоту мікротвердість практично монотонно зростає до 160 с після чого виходить на насичення. Зменшення

значень мікротвердості, яке спостерігається при обробці на повітрі [19] і в середовищі газу аргону не виявлено [28].

На початкових етапах мікротвердість сплаву Д16 зростає не так інтенсивно, що пов'язано з низькою температурою деформації. Але в подальшому ефект зміцнення в середовищі рідкого азоту зростає і досягає $\sim 500\%$ при тривалості обробки $\tau = 240$ с порівняно із вихідним станом. При вимірюванні мікротвердості зразків після обробки із тривалістю понад 240 с починають утворюватись тріщини навколо відбитку індентора, тому подальше збільшення тривалості УЗУО в середовищі рідкого азоту не є ефективним.

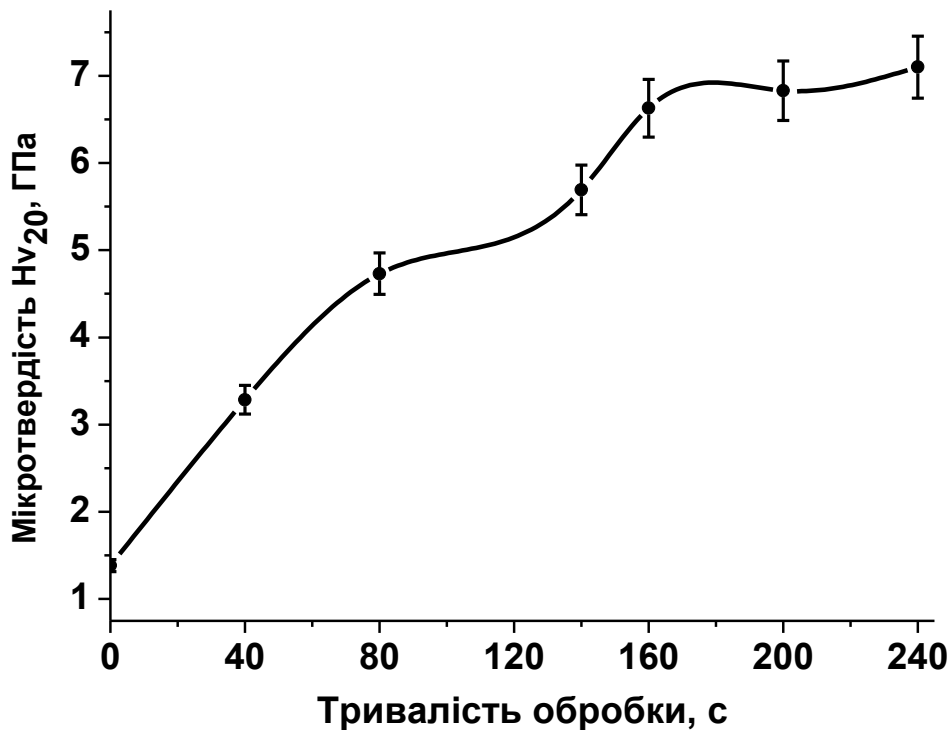


Рис. 2 Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 в залежності від тривалості обробки в середовищі газу аргону та рідкого азоту

За даними растрової електронної мікроскопії максимальна глибина модифікованого поверхневого шару сплаву Д16 після УЗУО в середовищі рідкого азоту становить $\sim 35\text{--}37$ мкм і значно перевищує товщину зміцненого шару при обробці в інертній атмосфері. Максимальна товщина модифікованого шару при обробці в середовищі газу аргону не перевищує $\sim 15\text{--}20$ мкм [28].

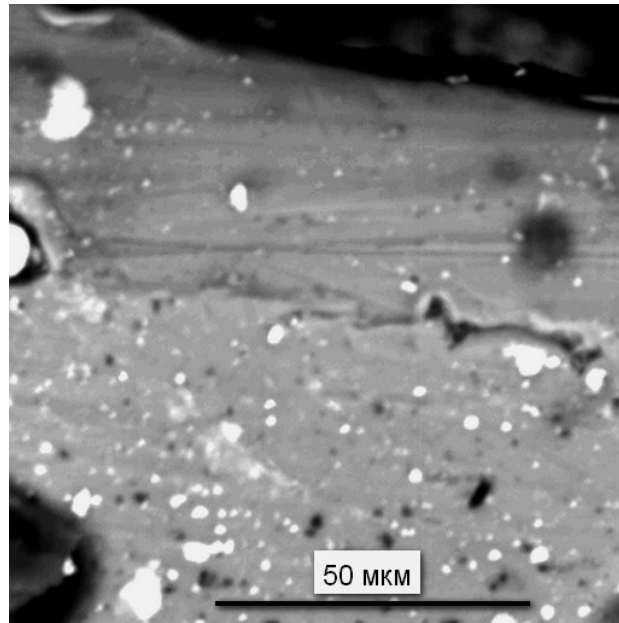


Рис. 3 Модифікований шар сплаву Д16 після УЗУО в середовищі рідкого азоту, $\tau = 160$ с (РЕМ)

Для розуміння причин зміни механічних властивостей, викладених вище, проведене систематичне дослідження мікроструктури поверхневих шарів сплаву Д16 після УЗУО за різних умов обробки методом електронної мікроскопії на просвіт (рис. 4).

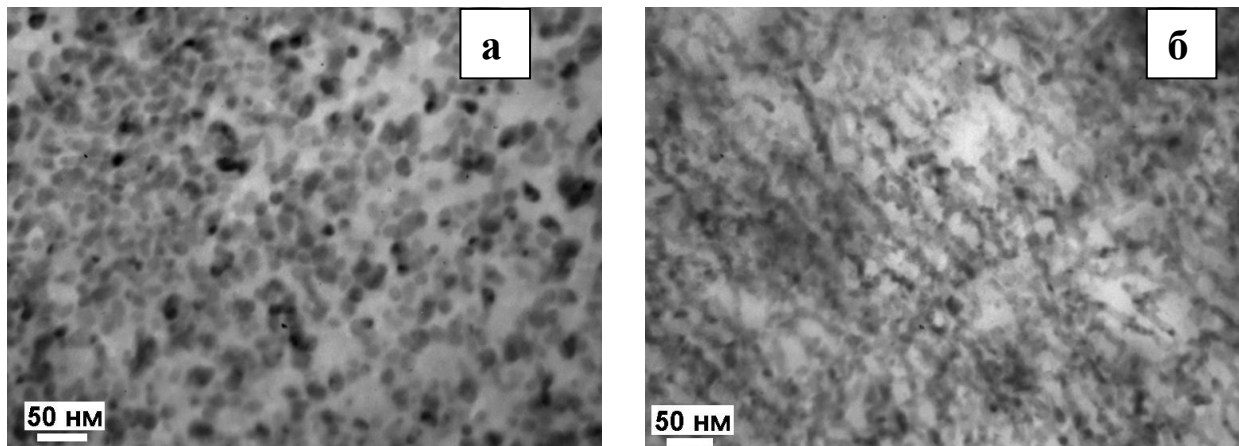


Рис. 4 Електронно-мікроскопічне зображення наноструктурних ділянок та картини мікродифракції сплаву Д16 після УЗУО в середовищі рідкого азоту: а – $\tau = 80$ с; б – $\tau = 200$ с

В стані поставки (без УЗУО) досліджений сплав Д16 з вмістом Mn $\sim 0,6\%$ є трьохфазним і складається з $\alpha_{\text{тв.р}}$ + $T(\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3)$ + $\theta(\text{Al}_2\text{Cu})$ фаз

[22]. Електронно-мікроскопічна структура сплаву у вихідному стані свідчить про незначну кількість дислокацій в матриці після рекристалізації в процесі гарячої деформації. Середній розмір зерен – 3-5 мкм, на мікроелектронограмах присутні тільки точкові рефлекси від ГЦК-алюмінію. Спостерігаються стрижнеподібні дисперсоїди – частки орторомбічної T -фази розміром близько 200 нм, границі цієї фази чіткі і не містять дислокацій. Розмір частинок θ - фази близько 100 нм.

Вважається, що такі залишкові частинки вторинних фаз відіграють вирішальну роль в подрібненні зерен і акумуляції дислокацій при наступній кріообробці. Маленькі і однорідно розподілені частинки сприяють найбільш ефективному продукуванню дислокацій. В роботі [9] приведена послідовність акумуляції дислокацій від малих до високих ступенів деформації прокаткою сплаву Д16: при деформації близько 15% дислокації закріплені навколо часток T -фази; при збільшенні ступеня деформації до 80% – дислокації акумулюються по всій області зерен і на відстані від часток T -фази.

Мікроструктуру сплаву Д16 після УЗУО наведено на рис. 4, 5. Аналіз проводився для двох часів обробки в рідкому азоті – 80 с та 200 с, за яких спостерігаються різні значення мікротвердості, а також для деякого середнього часу обробки в аргоні – 100 с. У всіх випадках вихідна структура сплаву Д16 подрібнюється до 15-20 нм (рис. 4, а, в) при збереженні крупних зерен розміром 1-2 мкм (рис. 5, а, б). На картинах мікродифракції після УЗУО з'являються численні точкові рефлекси, розташовані по кільцям (рис. 5, в). Це свідчить про наявність подрібненої структури, проте розорієнтація зерен недостатня для формування неперервних кілець. Зберігаються і точкові рефлекси від ГЦК-алюмінію.

В [24] робиться припущення, що підвищення міцності при кріодеформації пов'язано з подрібненням зерна, а підвищення пластичності обумовлене утворенням певної кількості мікронних зерен поряд з нанозернами. Тому сформована в результаті УЗУО структура є оптимальною з точки зору поєднання твердості і пластичності.

Частинки вторинних фаз розподіляються достатньо рівномірно в межах зерна, їх розмір становить 50-100 нм (рис. 5, а). Суттєвої локальної неоднорідності як структури, так і фазового складу сплаву не виявлено. Особливістю мікроструктури при обробці в рідкому азоті є висока рівномірна густина дислокацій з їх накопиченням на границях зерно/субзерно. Після обробки в рідкому азоті протягом 200 с дислокації акумулюються по всій області зерен і на віддалі від часток вторинних фаз так само як і в [9]. Виявлені зерна, які містять сітчасту (впорядковану) дислокаційну субструктуру (рис. 4, б), в яких вторинні фази відсутні.

Як зазначається в літературі, особливістю пластичної деформації в області кріогенних температур є формування в матеріалі структур з такою дисперсністю, при високій рівномірності розподілу дефектів, яка у випадку деформування при більш високих температурах неможлива. Висока щільність дислокацій є також визначальним фактором кріодеформування. Наприклад, за даними [25] підвищення міцності кріопрокатаного сплаву 6063 Al після відпалу при 300°C, протягом 5 хв. відбувається саме завдяки накопиченню набагато вищої щільності дислокацій, ніж в матеріалі прокатаному при кімнатній температурі.

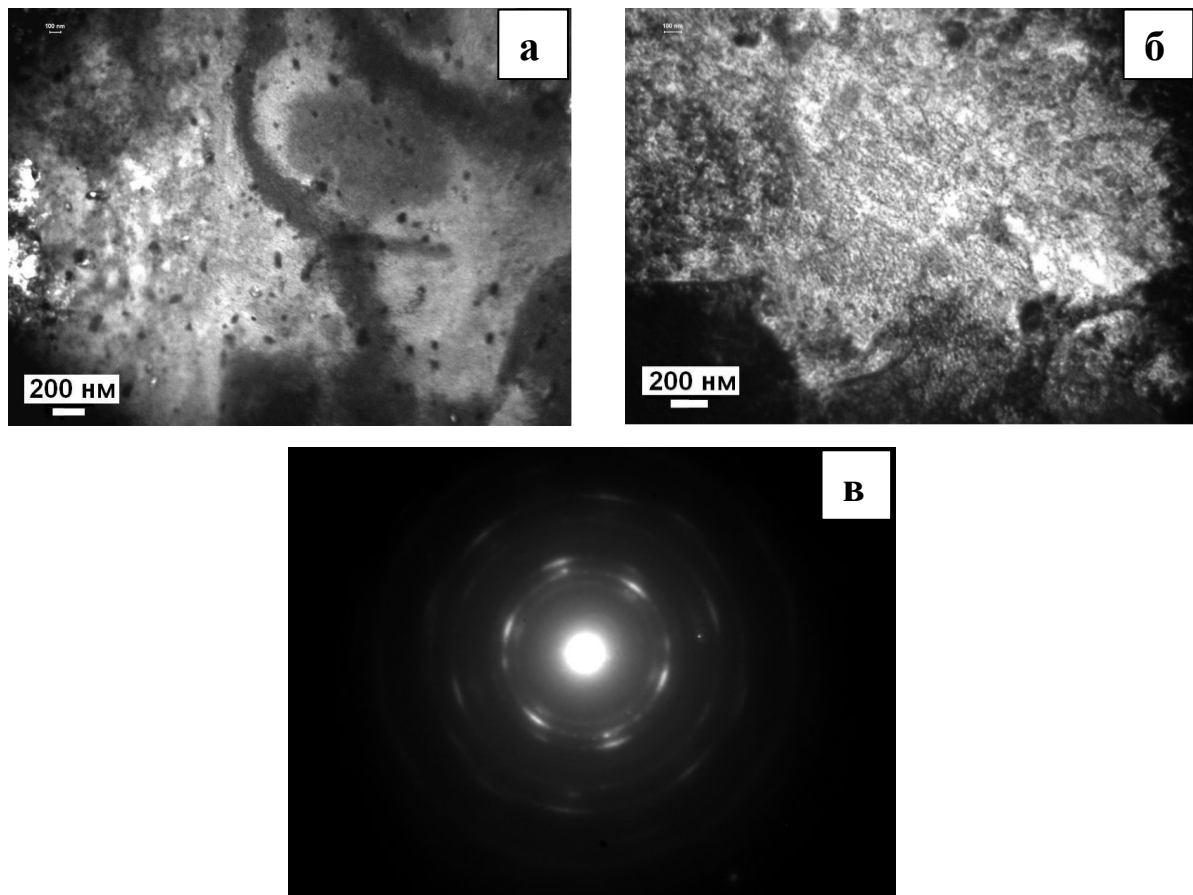


Рис. 5 Мікроструктура та мікродифракція (ПЕМ) після УЗУО сплаву Д16 в середовищі рідкого азоту протягом 200 с

Таким чином суттєвим чинником підвищення мікротвердості сплаву Д16 після УЗУО за кріогенних температур є накопичення високої щільності дислокацій, які рівномірно розподілені в тілі зерна. Однак, такий значний ефект (500 %) зміцнення не може бути пов'язаний тільки з дефектністю структури. Можна зробити припущення, що в умовах експерименту відбувається формування нітридних сполук в поверхневому

шарі за рахунок явища механодинамічної дифузії (МДД) атомів азоту із зовнішнього середовища в процесі деформації.

Найважливішою умовою, яка визначає кількість захоплених в результаті МДД атомів та молекул середовища, є їх закріплення дефектами різного типу. Саме тому при переході в область великих деформацій концентрація атомів зовнішнього середовища в матеріалі різко зростає за рахунок збільшення дефектності структури. В [26] вперше виявлено механодинамічне проникнення молекул азоту в ОЦК-гратку армко-заліза, деформованого стисканням в середовищі рідкого азоту. Деформація в рідкому азоті суттєво збільшує дифузійну проникність азоту в поверхневий шар, при цьому кількість азоту в наноструктурних зразках значно перевищує його кількість в полікристалах [27], тобто границі зерен є основною транспортною ланкою для атомів і молекул зовнішнього середовища. Кількість молекул азоту у поверхневому шарі зразка після кріодеформування може перевищувати 10^{16} ат/см⁻².

Висновки

1. Максимальний ефект зростання мікротвердості поверхневих шарів сплаву Д16 після УЗУО в рідкому азоті становить понад $\sim 500\%$, при обробці в середовищі газу аргону не перевищує $\sim 200\%$.

2. Зростання мікротвердості після УЗУО в середовищі рідкого азоту відбувається завдяки накопиченню високої щільності дислокацій та формуванню нанокристалічної структури, можливим також є ефект механодинамічної дифузії (МДД) атомів азоту із зовнішнього середовища в поверхневий шар сплаву в процесі кріодеформації.

Література

1. Huang Y. The effect of cryogenic temperature and change in deformation mode on the limiting grain size in a severely deformed dilute Al-alloy / Y. Huang, P. B. Prangnell // *Acta Materialia*. – 2008. – № 56. – P. 1619–1632.
2. Wang Y. M. Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal / Y. M. Wang, E. Ma // *Acta materialia*. – 2004. – Vol. 52, №6. – P. 1699–1709.
3. Wang Y. M. High tensile ductility in a nanostructured metal / Y.M. Wang, M.W. Chen, F.H. Zhou, E. Ma // *Nature*. – 2002. – № 419. – P. 912–915.
4. Lee Y.B. Effect of annealing temperature on microstructures and mechanical properties of a 5083 Al alloy deformed at cryogenic temperature / Y.B. Lee, D.H. Shin, K.T. Park, W.J. Nam // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 51, №4: P. 355–359.
5. Хаймович П. А. Кріодеформація металлов при всестороннем сжатии / П. А. Хаймович // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное*. – 2006. – №. 89. – С. 28–34.
6. Гиндин И. А. О структуре и механических свойствах меди, прокатанной при 4,2 300°K / И. А. Гиндин, М. Б. Лазарева, В. П. Лебедев, Я. Д. Стародубов, В.

М. Мацевитый, В. И. Хоткевич // ФММ. –1967. – Т. 24, № 2. – С. 347–353.

7. Гиндин И.А. Структура и прочностные свойства металлов с предельно искаженной кристаллической решеткой (обзор) / И.А. Гиндин, Я.Д. Стародубов, В.К. Аксенов // Металлофизика. – 1980. – Т. 2, №2. – С. 49–67.

8. Panigrahi S. K. Effect of plastic deformation conditions on microstructural characteristics and mechanical properties of Al 6063 alloy / S.K. Panigrahi, R. Jayaganthan, V. Pancholia // Materials & Design. – 2009. – Vol. 30, № 6. – P. 1894–1901.

9. Cheng S. Optimizing the strength and ductility of fine structured 2024 Al alloy by nano-precipitation / S. Cheng, Y.H. Zhao, Y.T. Zhu, E. Ma // Acta Materialia. – 2007. – Vol.55, №17. – P. 5822–5832.

10. Shanmugasundaram T. Development of ultrafine grained high strength Al–Cu alloy by cryorolling / T. Shanmugasundaram, B.S. Murty, V.S. Sarma // Scripta Materialia. – 2006. – Vol. 54, № 12. – P. 2013–2017.

11. Прокопенко Г. И. Поверхностное упрочнение сплава ВТЗ – 1 с помощью ультразвуковой ударной обработки / Г.И. Прокопенко, М.А. Васильев, Б.Н. Мордюк, В.С. Скородзиевский, Н.С. Машовец // Металлофизика и новейшие технологии. – 2006. – Т.28, №6. – С. 781–792.

12. Gindin I.A. Rolling and stretching metals at 4.2 K / I.A. Gindin, S.F. Kravchenko, Ya.D. Starodubov, M.V. Matsevityi // Cryogenics. – 1971. – Vol. 11, № 6. – P. 477–478.

13. Zabarjad S.M. Microstructure evaluation of Al–Al₂O₃ composite produced by mechanical alloying method / S.M. Zabarjad, S.A. Sajjadi // Materials & Design. – 2006. – Vol. 27, № 8. – P. 684–688.

14. Прокопенко Г.И. Поверхностное упрочнение сплава ВТЗ – 1 с помощью ультразвуковой ударной обработки / Г. И. Прокопенко, М. А. Васильев, Б. Н. Мордюк, В. С. Скородзиевский, Н. С. Машовец // Металлофизика и новейшие технологии. – 2006. – Т.28, № 6. – С. 781–792.

15. Mordyuk B.N. Ultrasonic impact peening for surface properties management / B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko // Journal of Sound and Vibration. – 2007. – Vol. 308, №5. – P. 855–866.

16. Mordyuk B. N. Effect of microstructure in microhardness and damping characteristics of Al matrix AlCuFe or Ti reinforced composite layers produced by ultrasonic impact peening / B. N. Mordyuk, M. O. Iefimov, G. I. Prokopenko, T. V. Golub, M. I. Danylenko // Surface & Coating Technology. – 2010. – Vol. 204. – P. 1590–1598.

17. B. N. Mordyuk, G. I. Prokopenko, *Materials Science and Engineering A*, 437: 396 (2006).

18. Mordyuk B. N. Ti particle-reinforced surface layers in Al: Effect of particle size on microstructure, hardness and wear / B. N. Mordyuk, V. V. Silberschidt, G. I. Prokopenko, Yu.V. Nesterenko, M. O. Iefimov // Materials Characterization. – 2010. – Vol. 61, №11 P. 1126–1134.

19. Прокопенко Г. И. Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки / Г. И. Прокопенко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2009. – №3. – С.42–46.

20. Стародубов Я. Д. Квазигидроэкструдирование металлов в диапазоне температур 300–4,2 К / Я. Д. Стародубов, П. А. Хаймович // Проблемы прочности. – 1975. – № 10. – С. 116–117.

21. Kazimirov A. A. The effect of ultrasonic treatment on the structure and properties of welded joints in the AMg6 alloy / A. A. Kazimirov, A. A. Gruzd, G. I. Prokopenko // *Avt. Svarka*. – 1980. – №7. – P. 38 – 40.
22. Прокопенко Г. И. Упрочнение поверхности сплава Д16 при ультразвуковой ударной обработке / Г. И. Прокопенко, А. Л. Березина, С. М. Волошко, А. П. Бурмак // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2010. – Т. 32, №3. – С.397– 403.
23. Zahid G. H. Microstructure and texture evolution during annealing a cryogenic-SPD processed Al-alloy with a nanoscale lamellar HAGB grain structure / G. H. Zahid, Y. Huang, P. B. Prangnell // *Acta Materialia*. – 2001. – Vol.57. – P. 3509–3521.
24. Panigrahi S. K. Effect of rolling temperature on microstructure and mechanical properties of 6063 Al alloy / S. K. Panigrahi, R. Jayaganthan // *Materials Science and Engineering*. – 2008. – Vol. 492, №1–2. – P. 300–305.
25. Клявин О. В. Исследование градиента концентрации и экстракции атомов гелия из меди, деформированной в среде жидкого гелия / О. В. Клявин, В. И. Николаев, О. Ф. Поздняков // *Физика твердого тела*. – 2010. – № 12. – С. 1758–1762.
26. Клявин О. В. Механодинамическая диффузия молекул азота в армко-железо при его деформировании в среде жидкого азота / О. В. Клявин, В. И. Николаев, О. Ф. Поздняков, Б. И. Смирнов, Ю. М. Чернов, В. В. Шпейзман // *Известия РАН. Серия физическая*. – 2009. – Т.73, №10. – С.1503–1506.
27. Сидоренко С. І. Ультразвукова ударна обробка алюмінієвого сплаву Д16 в інертному середовищі та рідкому азоті / С. І. Сидоренко, С. М. Волошко, І. Є. Котенко, А. П. Бурмак // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2011. – Т. 33, №12. – С. 1659 – 1669.

УДК 669.018.95

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЕВТЕКТИЧНОГО СПЛАВУ B_4C-TiB_2 ЛЕГОВАНОГО ЛАНТАНОМ

Я. Б. Головенько, Ю. І. Богомол, М. О. Сисоєв, П. І. Лобода

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Методами електронно-променевого оплавлення та безтигельної зонної плавки було одержано композиційний матеріал $B_4C - TiB_2$ легований лантаном. Дослідження мікроструктури та фазового складу засвідчили утворення гексабориду лантану на міжфазних границях. Дослідження механічних властивостей показали деяке зниження твердості і тріщиностійкості та підвищення міцності на згин одержаних композитів, що можна пояснити особливостями механічної поведінки на границі розподілу матриця-армуюче включення

Методами електронно-лучевого оплавления и безтигельной зонной плавки был получен композиционный материал $B_4C - TiB_2$ легированный лантаном. Исследование микроструктуры и фазового состава показали образования гексаборида лантана на границах фаз. Исследование механических свойств показали не значительное снижение твердости и трещиностойкости вместе с повышением прочности на изгиб полученных композитов, что можно объяснить особенностями механического поведения на границе матрица-армирующее включения

$B_4C - TiB_2$ eutectic alloy doped with lanthanum was produced by electron beam and zone melting method. The appearance of lanthanum hexaboride on the phase boundaries was confirmed by the investigation of microstructure and phase composition. The microhardness and fracture toughness were decreased. However, bending strength was increased. These results can be explained by the mechanical behavior at the phase boundary.

Вступ

Чистий карбід бору є третім найбільш твердим матеріалом (після алмазу і кубічного BN) і має чудове співвідношення міцності до ваги [1-2]. Це являється запорукою для широкого застосування таких матеріалів як інструментальних, броньованих та високотемпературних в ядерній енергетиці [2-4]. Але така кераміка крихка ($K_{IC} < 2,4 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$) [5] і

маломіцна, що не дозволяє виготовляти конструкційні елементи з малою площею перетину. Підвищення міцності таких матеріалів може досягатися за рахунок введення в них пластичної фази, збільшення ефективної енергії руйнування шляхом подрібнення зерна або створенням внутрішніх стискаючих напружень на шляху пересування тріщини, армування волокнами, тощо. Із всіх відомих методів зміцнення крихких керамічних матеріалів, тільки армування керамічними волокнами дає змогу значно підвищити міцність та в'язкість руйнування, при збереженні рівня твердості, та жорсткості. Як відзначалося у попередніх роботах [6-9], одним із яскравих прикладів такого зміцнення є армування матриці V_4C волокнами різних боридів типу $Me^{IV-V}B_2$. Але можливість кількісного регулювання структури спрямовано армованих композитів, як правило, обмежена їх евтектичним складом. Тому подальше вдосконалення структури, що може привести до підвищення фізико-механічних властивостей спрямовано армованих композитів може бути реалізоване впливом різних факторів на зону розплаву в процесі спрямованої кристалізації. Одним з таких методів впливу може бути легування зони розплаву різними елементами, що дозволило б змінити теплові та концентраційні умови в зоні розплаву, а відповідно і на фронті кристалізації. В якості легуючого елементу було обрано лантан, оскільки, згідно з літературними даними, введення лантану призводить до зростання пластичності диборидів перехідних металів [10], що, в свою чергу, може підвищити механічні властивості як волокон, так і в цілому композиту.

Постановка задач дослідження

Одним з методів впливу на зону розплаву може бути легування системи $V_4C - TiB_2$ лантаном. Це дозволить змінити теплові та концентраційні умови в зоні розплаву, а відповідно і на фронті кристалізації, що приведе до зміни структури та властивостей одержаних спрямовано армованих матеріалів.

Тому метою роботи є дослідження впливу добавки лантану на структуру та властивості спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів системи $V_4C - TiB_2$. Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити наступні задачі: отримати евтектичні сплави системи $V_4C - TiB_2$ леговані різною кількістю лантану, дослідити мікроструктуру, хімічний склад та фізико-механічні властивості одержаних композитів.

Методика проведення експериментів

В даній роботі, як вихідні матеріали використовувались порошки V_4C , TiB_2 (Донецький завод хімреактивів, чистототою близько 98 мас.% та середнім розміром частинок 1 мкм). Крім того до зразків додавалася різна

кількість кристалічного хлориду лантану гептагідрату (Wako Pure Chemical Industries Ltd., чистотою 99,9 %), а також бору. Порошки були взяті у співвідношенні 65м.% B_4C , 35 м.% TiB_2 , а потім, до вихідної суміші додавався хлорид лантану гептагідрату кількості 0об.%, 0,5об.% 1об.%, 3об.%, 5об.%, а також до половини зразків було додано по 1об.% бору. Склад вихідних сумішей зразків наведений у таблиці 1. Суміш порошків готувалась 10-ти кратним протиранням через сито з розміром комірок 50 мкм. В якості пластифікатора використовувався 2,5 % водний розчин полівінілового спирту. Потім вихідні суміші пресувалися у циліндричні заготовки діаметром 10 мм та висотою 10 мм, під тиском 50 МПа, а також пресувалися довгомірні заготовки діаметром 10 мм та довжиною 144 мм у розбірній прес-формі. Сушка проводилася при $T=100^{\circ}C$ у вакуумній сушильній шафі, з метою видалення вологи та полімеризації пластифікатора. Далі малі циліндричні зразки спікалися методом електронно-променевого опалення, а довгомірні заготовки переплавлялися методом безтигельної зонної плавки (БЗП). Зонна плавка проводилася в атмосфері гелію з надлишковим тиском 1 атм. Вирощування зразків проводилось при швидкостях кристалізації 3 та 5 мм/хв. Із отриманих зразків електроерозійним методом були вирізані заготовки для подальших досліджень механічних властивостей, та мікроструктури, для чого їх піддавали шліфуванню та поліруванню.

Таблиця 1 Склад вихідних сумішей зразків

№	Метод отримання	Суміш B_4C-TiB_2 , об. %	Хлорид лантану гептагідрат, об.%	Бору, об.%
1	Ел.-пром. опалення	100	0	0
2		98,5	0,5	1
3		98	1	
4		96	3	
5		94	5	
6		99,5	0,5	0
7		99	1	
8		97	3	
9		95	5	
10	БЗП	99	1	0
11		98	2	
12		97	3	

Для досліджень мікроструктури отриманих зразків використовувалась растрова електронна та оптична мікроскопія. Мікротвердість по Вікерсу визначалася за стандартною методикою при навантаженні на пірамідку 1

кг. Тріщиностійкість отриманих композитів досліджувалася методом мікроіндентування, при навантаженні на алмазну пірамідку 1 кг. Рентгенофазовий аналіз евтектичного сплаву $B_4C - TiB_2$ легованого лантаном проводився на установці Rigaku Ultima IV.

Для випробування міцності на згин із довгомірних спрямовано закристалізованих стержнів вирізалися бруски розміром $2,5 \times 2 \times 20$ мм³. Дослідження на згин проводилися методом трьохточкового згину у вакуумі (на установці Instron 4505), при швидкості навантаження 0,5 мм/хв., при кімнатній температурі, та при 1600 °С.

Результати досліджень

Після електронно-променевого оплавлення, пресовки можна було умовно розділити на три зони. Перша зона – на поверхні термічного впливу під час процесу оплавлялася. Друга зона – спечений пористий прошарок, та третя – залишкова неспечена порошкова пресовка. Такий розподіл виникає через температурний градієнт. Наявність температурного градієнту в процесі оплавлення сприяє формуванню нерівномірної структури композиту (рис. 1).

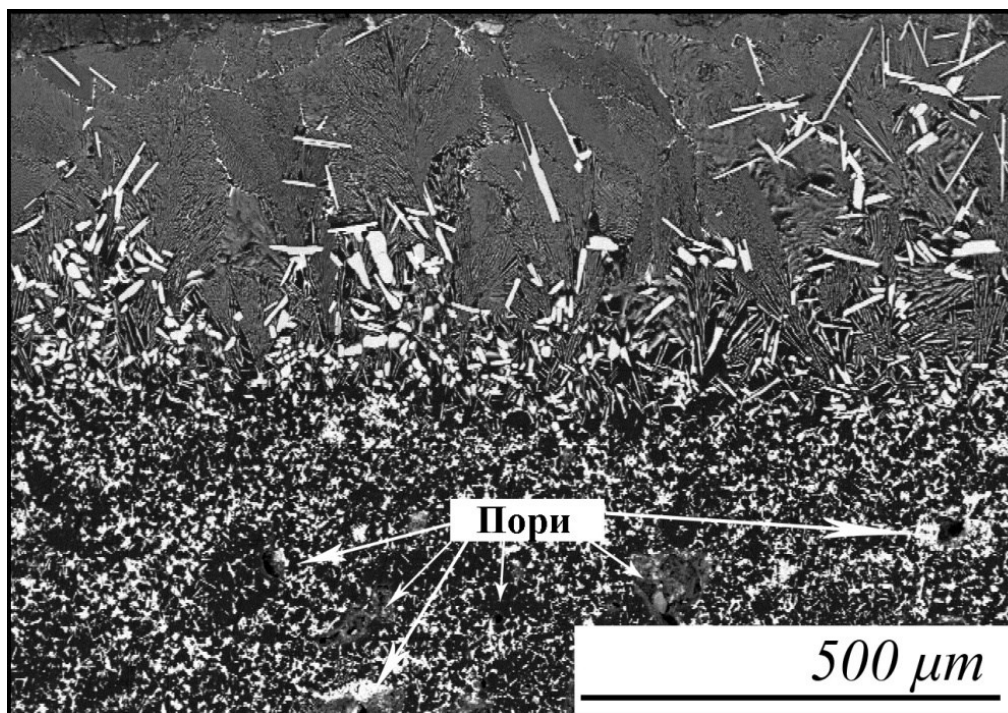


Рис. 1 Нерівномірність мікроструктури композиту при електронно-променевому оплавленні

У прошарку поблизу поверхні термічного впливу формується полікристалічна евтектична структура. Разом з тим в шарах віддалених від

поверхніоплавлення структура не є евтектичною, та спостерігається наявність пор (пори вказані стрілками). Це пов'язано із тим, що на відстані від поверхні термічного впливу спікання проходить, переважно, в твердій фазі. А при зростанні цієї відстані, спікання пресовки взагалі не відбувається. Як видно з рис. 2 та рис. 3, мікроструктура сплаву $B_4C - TiB_2$ легованого лантаном, отриманого методом електронно-променевого оплавлення являє собою матрицю із карбіду бору (чорним кольором) з включеннями дибориду титану (світло-сірим кольором), також, особливістю структури є наявність включень третьої фази (білим кольором), яка з'являється на міжфазних границях матриці із B_4C та крупних включень TiB_2 . (рис.3). Дані локального мікрорентгеноспектрального та рентгенофазового аналізу показали, що цією фазою є гексаборид лантану (рис. 4).

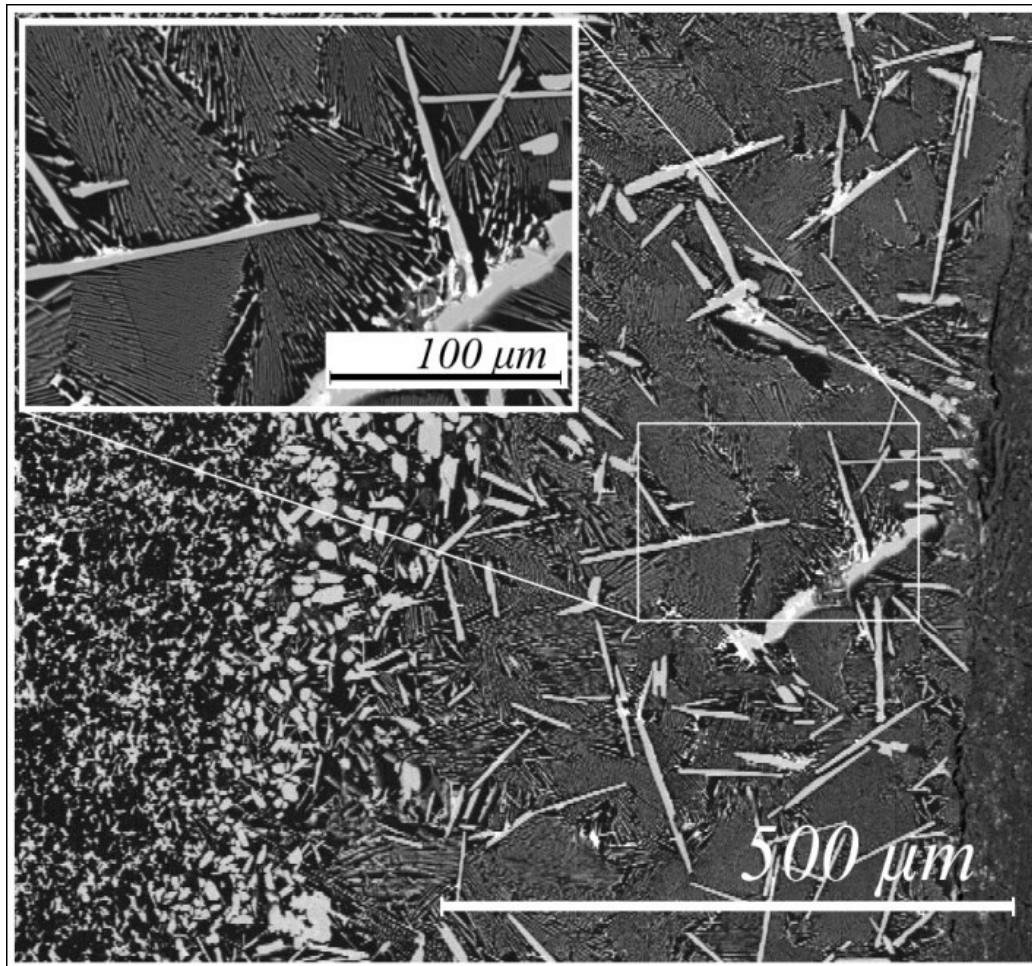


Рис. 2 Структура евтектичного сплаву $B_4C - TiB_2$ легованого лантаном отриманого методом електронно-променевого оплавлення (з введенням 1 об.% $LaCl_3$ та 1 об.% В)

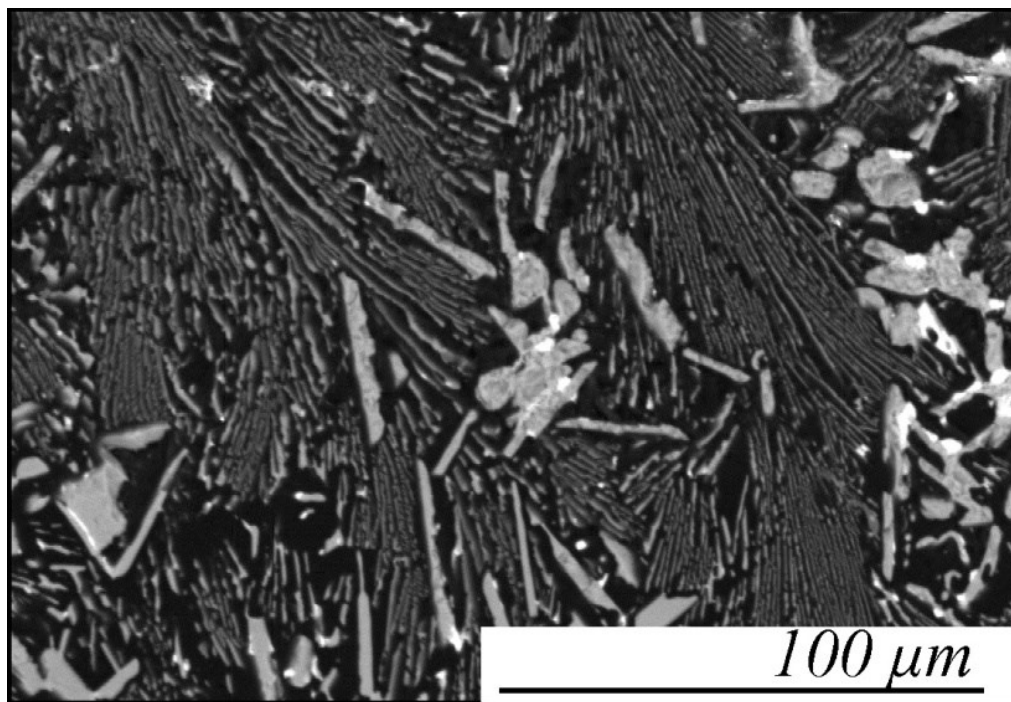
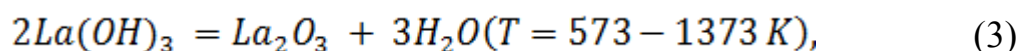
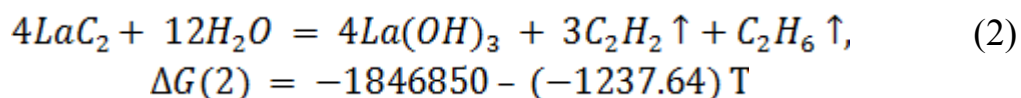
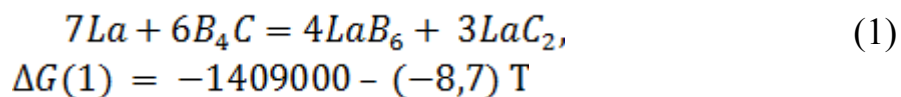


Рис. 3 Мікроструктура евтектичного сплаву $B_4C - TiB_2$ з введенням 5 об.% $LaCl_3$, отриманого методом електронно-променевого оплавлення

Як видно з дифрактограм, сплав отриманий методом електронно-променевої плавки є трифазним та полікристалічним, без однієї переважаючої орієнтації кристалу. Про це свідчить кількість та інтенсивність піків, а також розорієнтація кристалів, яка наочно спостерігається при малих збільшеннях на рис. 1 та рис. 2.

Для оцінки імовірності утворення гексабориду лантану було розраховано вільну енергію Гіббса. Вільна енергія Гіббса була розрахована при різних температурах. Розрахунок проводився для реакцій 1 та 2, а графічна залежність розрахованої енергії Гіббса цих реакцій від температури зображена на рис. 5.



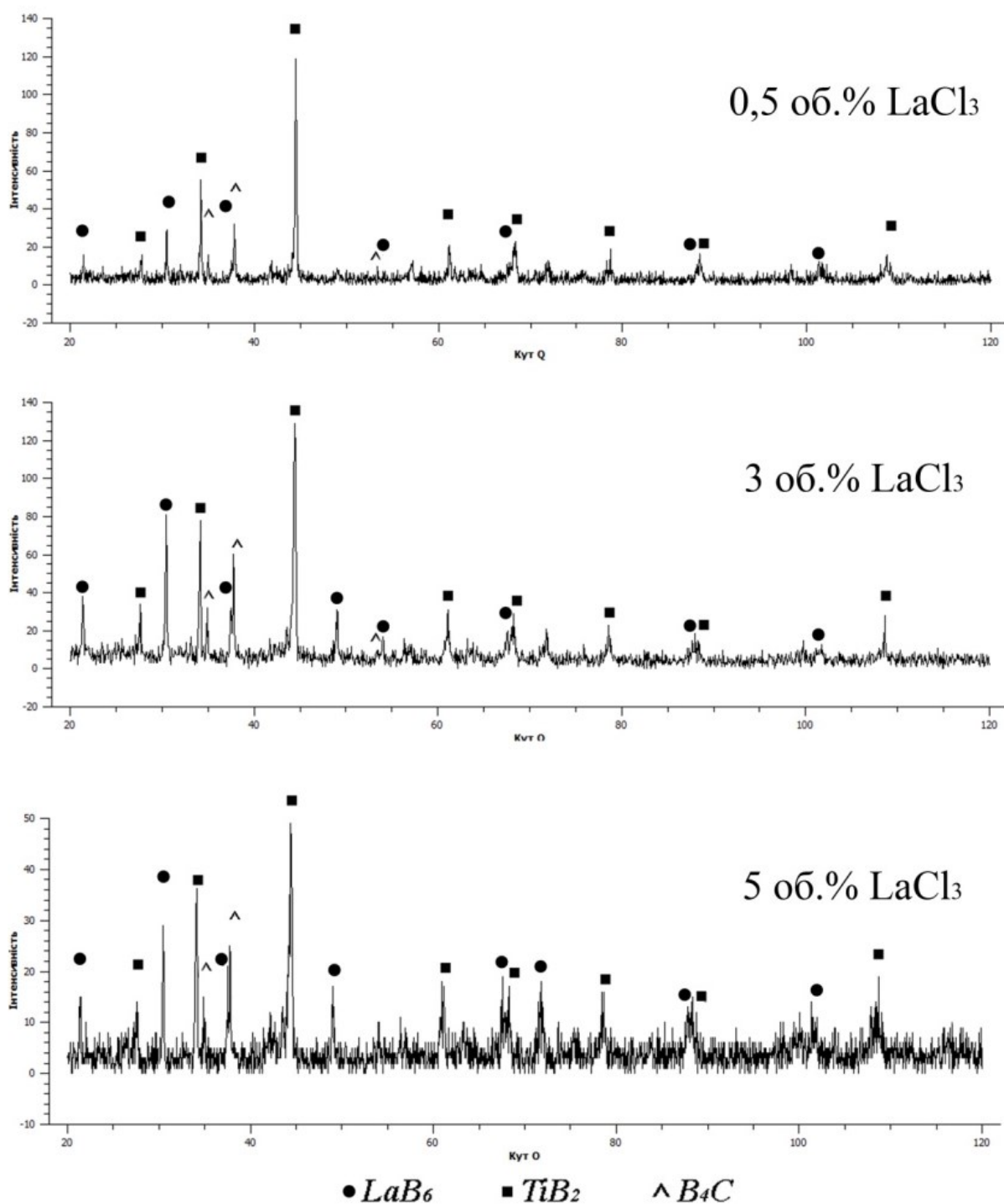


Рис. 4 Дифрактограми евтектичного сплаву $\text{V}_4\text{C} - \text{TiB}_2$ отриманого методом електронно-променевого оплавлення, легованого різною кількістю лантану

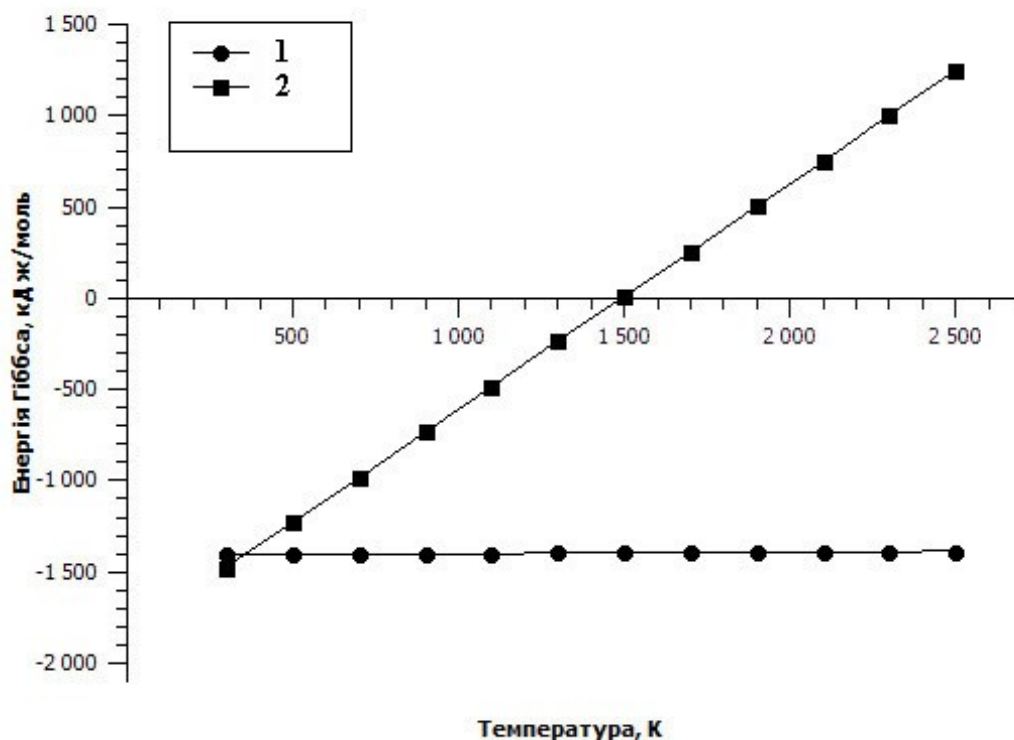


Рис. 5 Вільна енергія Гіббса розрахована для реакцій 1 – 2

Отже спираючись на дані рентгенофазового аналізу можна підсумувати, що при температурах проведення плавки, гексаборид лантану ймовірно, буде утворюватися за рівнянням 1, де лантан в реагує з карбідом бору, а карбід лантану при реакції з водою може ініціювати реакції 2 – 3. Утворений оксид лантану (La_2O_3) взаємодіє з карбідом бору з утворенням включень гексабориду лантану, що показано в роботі ТатсуатіСакамото (Tatsuaki Sakamoto) зі співавторами [11].

Залежність тріщиностійкості від вмісту легуючого компонента виявилась спадаючою як для зразків без введення добавки бору, так і для зразків з додаванням 1 % В (рис. 6).

Для отримання рівномірної структури по всьому об'єму досліджуваного зразка та перевірки значень властивостей композитів отриманих методом електронно-променевої плавки, було вирішено виростити кристали методом БЗП з вмістом LaCl_3 1об.%, 2 об.% та 3 об.%.

Мікроструктура спрямовано-закристалізованого евтектичного сплаву $\text{B}_4\text{C} - \text{TiB}_2$ легованого лантаном і отриманого методом безтигельної зонної плавки є достатньо рівномірною по всьому об'єму (рис. 7), і являє собою матрицю із карбіду бору (чорний колір), із включеннями TiB_2 (сірий), та гексабориду лантану (білий), що розташовується на міжфазних границях матриці із B_4C та крупних включень TiB_2 .

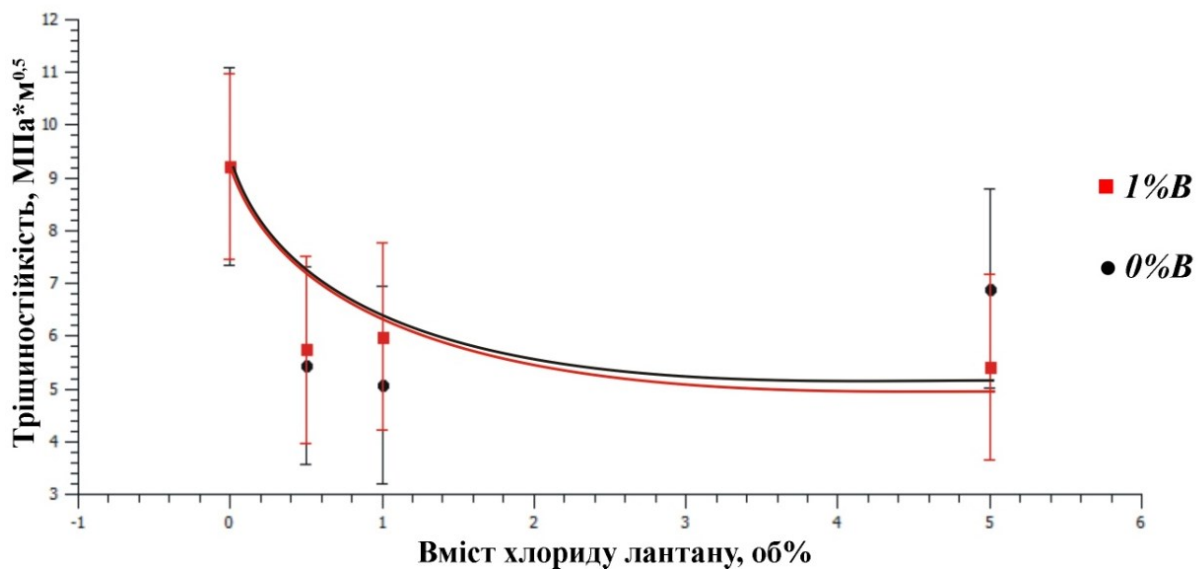


Рис. 6 Графік залежності тріщиностійкості евтектичного сплаву $V_4C - TiB_2$ отриманого методом електронно-променевого оплавлення від кількості введеного хлориду лантану

При чому зі зростанням вмісту $LaCl_3$ у вихідній суміші, закономірно збільшується кількість включень фази LaB_6 . Крім того, відбуваються й інші зміни в структурі композиту. А саме, вже при вмісті $LaCl_3$ 2 об.% спостерігається збільшення розмірів крупних включень TiB_2 (рис. 7, б, в), що при однаковому об'ємному вмісті компонентів (V_4C та TiB_2) призводить до укрупнення структури.

На поперечному перерізі вирощених зразків було виміряно розміри структурних одиниць. Залежність середніх розмірів включень TiB_2 від кількості введеного $LaCl_3$ зображена на рис. 8. Розміри пластинчастих включень, як в повздовжньому так і в поперечному напрямку збільшуються, зі зростанням вмісту $LaCl_3$.

Рентгенофазовий аналіз проводився для спрямовано закристалізованого сплаву V_4C-TiB_2 із додаванням 2 об.% $LaCl_3$. Як видно з дифрактограми (рис 9) ми маємо багатофазний текстурований зразок, тобто опромінена ділянка має переважну орієнтацію кристалу. Про це свідчить кількість та інтенсивність піків карбіду бору та дибориду титану. А саме, на дифрактограмі ми спостерігаємо пік V_4C_3 інтенсивністю значно вищою у порівнянні із іншими піками. Це свідчить про те, що карбідборна матриця має переважну орієнтацію $\langle 110 \rangle$ і знаходиться в близькому до монокристалічного стані.

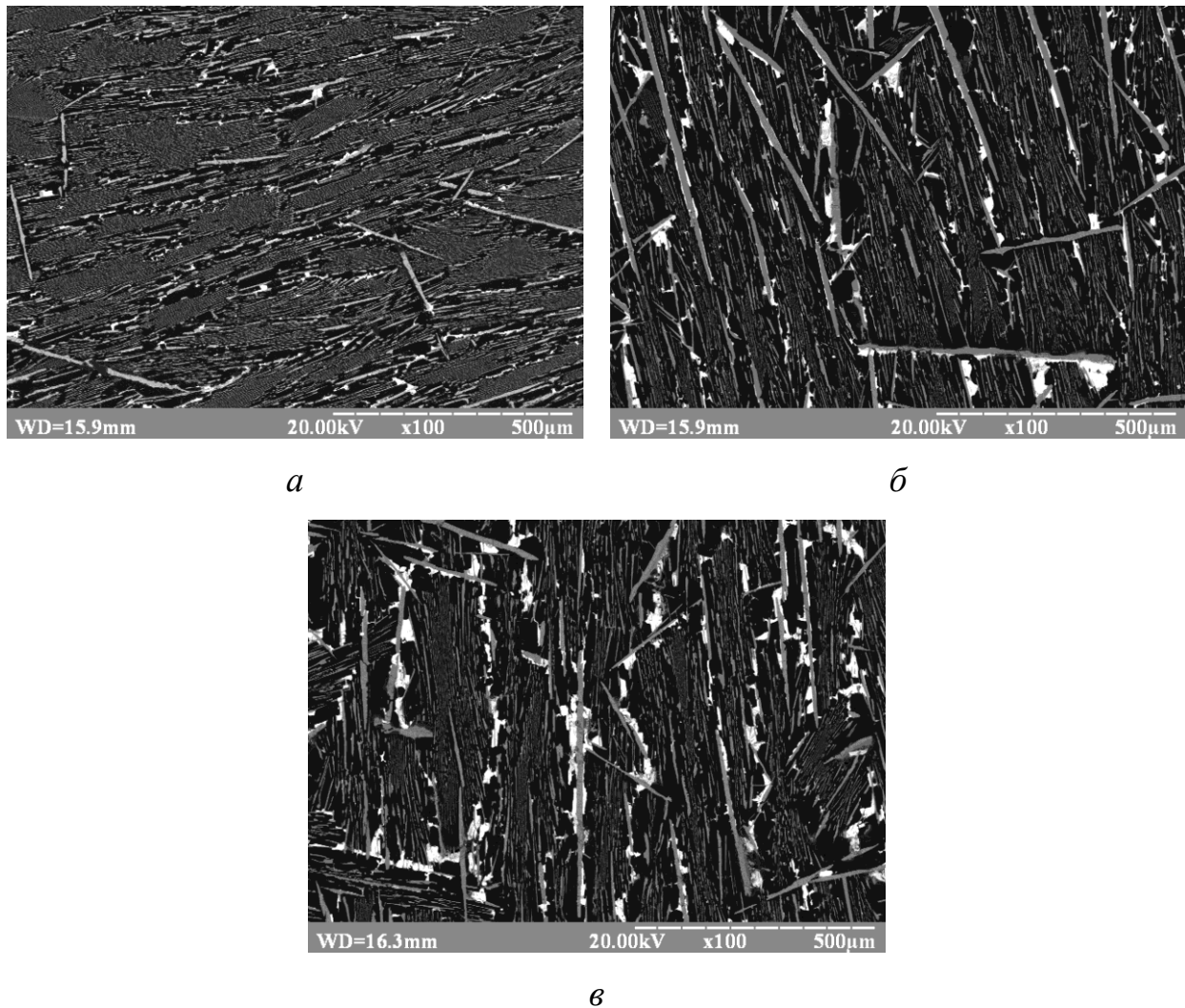


Рис. 7 Мікроструктури спрямовано армованого евтектичного сплаву $B_4C - TiB_2$ легованого лантаном отриманого методом БЗП:
a – 1 об.% $LaCl_3$, *б* – 2 об.% $LaCl_3$, *в* – 3 об.% $LaCl_3$

Диборид титану дає декілька рефлексів, проте один пік має набагато вищу інтенсивність у порівнянні з іншими, що може свідчити про текстурованість волокон TiB_2 (рис. 9).

Механічні властивості композиційних матеріалів даного типу великою мірою залежать від характеристик зчеплення матриці і армуючого елементу. Поверхні розділу в волокнистих композиційних матеріалах можна розглядати як самостійний елемент структури. Точніше, потрібно говорити не про геометричну поверхню розділу, а про оточуючу цю поверхню область, в якій проходять процеси розчинення, зародження та росту нових фаз, перерозподілу домішок і т.п. В перехідному шарі формується зв'язок між армуючою фазою і матрицею, через яку

передаються напруження. Від досконалості цього зв'язку залежать умови гальмування тріщин, іншими словами, перехідний шар визначає рівень властивостей волокнистих та шаруватих композиційних матеріалів. А отже утворення нової фази на міжфазних границях матриця – волокно, значною мірою буде впливати на механічні властивості матеріалу.

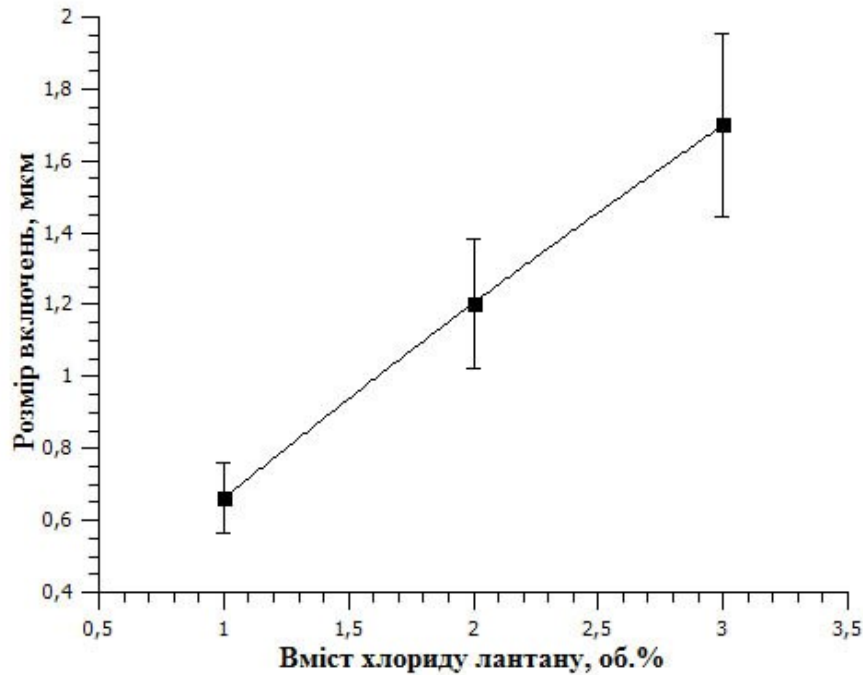


Рис. 8 Залежність середнього розміру диборидних включень від вмісту хлориду лантану у вихідній суміші

Таким чином інтегральна мікротвердість спрямовано армованого евтектичного сплаву $B_4C - TiB_2$ легованого лантаном виявилась дещо спадаючою, хоча залишалася приблизно однаковою в інтервалі введення хлориду лантану гептагідрату 1 – 3 об.% (рис. 10). Значення мікротвердості відрізняються менше ніж на 0,2 ГПа. Зменшення значень мікротвердості може бути насамперед пов'язано зі зростанням вмісту фази LaB_6 , так як серед виявлених фаз саме ця фаза має найменшу твердість по Вікерсу (18-20 ГПа) [12]. Проте, враховуючи низький фазовий вміст гексабориду лантану в евтектичних областях з тонкою структурою, де проводилося вимірювання інтегральної мікротвердості, спадання мікротвердості є незначним. Включення фази гексабориду лантану розташовуються переважно на межах крупних включень дибориду титану, що призводить до локального зниження твердості. Виміряна середня

мікротвердість фази LaB_6 безпосередньо на крупних включеннях цієї фази склала 18,875 ГПа.

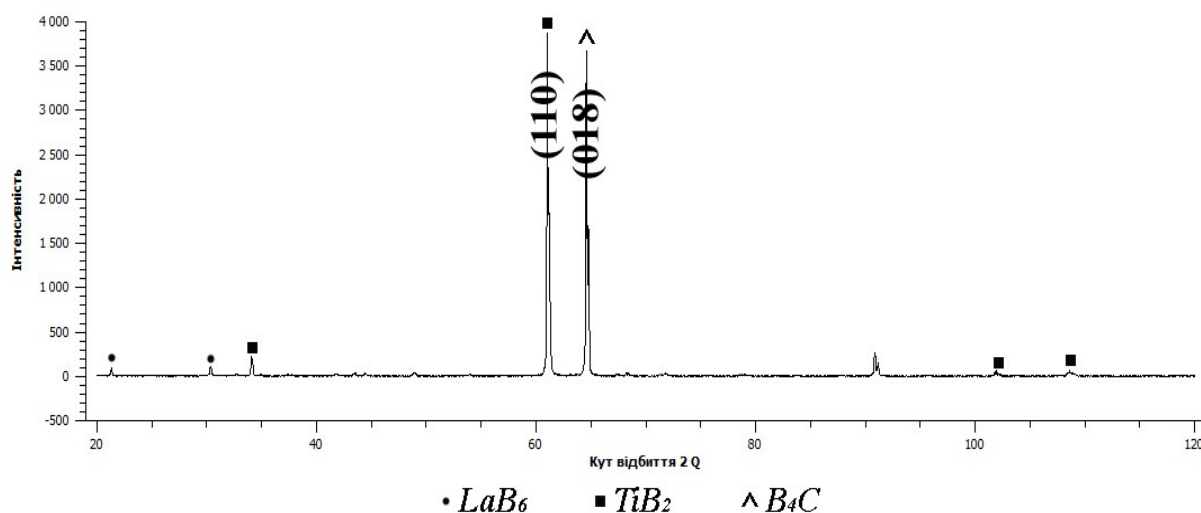


Рис. 9 Дифрактограма спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву B_4C – TiB_2 легованого лантаном

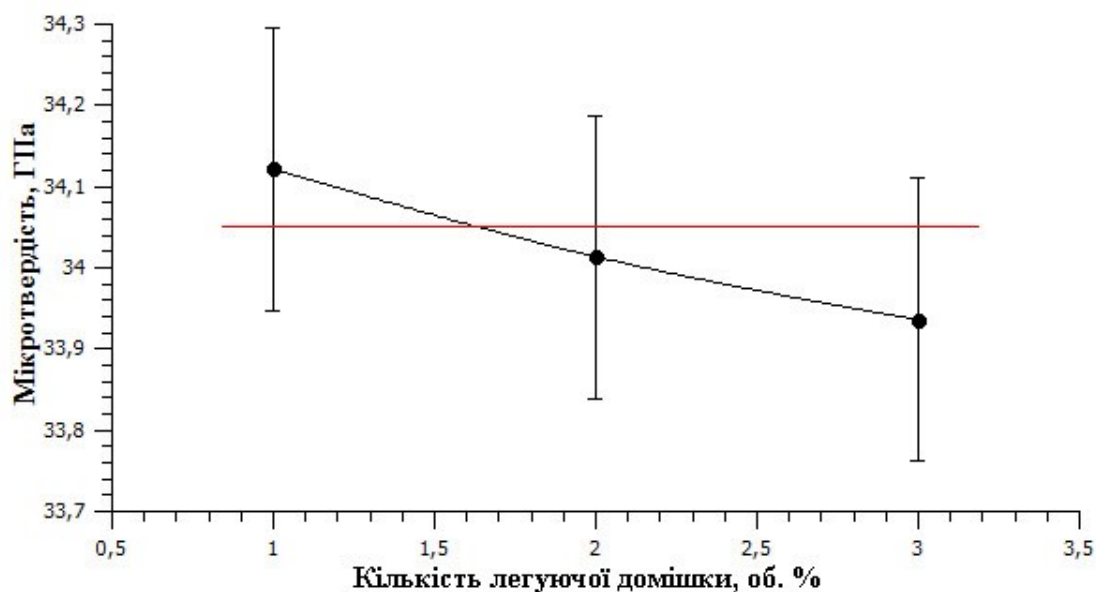


Рис. 10 Залежність мікротвердості спрямовано закристалізованого композиту від вмісту хлориду лантанугептагідрату у вихідній суміші

Порівнюючи мікротвердість спрямовано закристалізованого евтектичного сплаву B_4C – TiB_2 із введенням LaCl_3 3 об.% при швидкості

кристалізації 3 та 5 мм/хв., виявилось, що мікротвердість при швидкості кристалізації 5 мм/хв., дещо вища, проте знаходиться в межах похибки (рис. 11). Структура сплаву також має певні відмінності. Так при швидкості кристалізації 5 мм/хв., рівномірність розподілу включень гексабориду лантану менша, ніж при 3 мм/хв.. Включення фази LaB_6 розташовуються більш локально і нерівномірно по об'єму при 5 мм/хв., крім того спостерігається ріст крупних включень дибориду титану в поперечному напрямку, і зменшення їх розміру в повздовжньому. Це підтверджує припущення про те, що максимальна швидкість кристалізації, яка дозволяє отримати однорідну структуру для B_4C – TiB_2 легованих композитів складає 3 мм/хв.

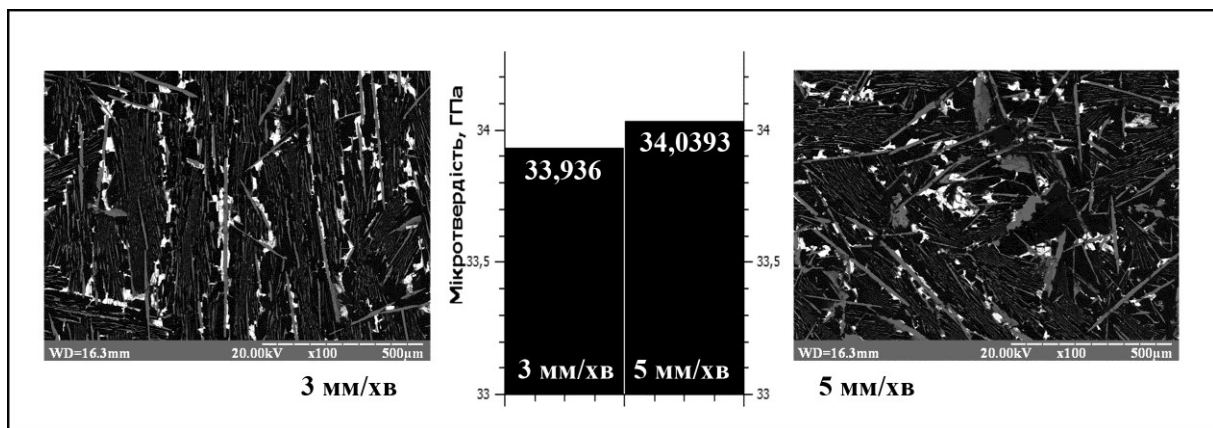


Рис. 11 Порівняння мікротвердості та мікроструктур композиту при різних швидкостях кристалізації

Отримані значення мікротвердості пояснюються особливостями кристалізації зразків. А саме при збільшенні швидкості руху фронту кристалізації дрібні евтектичні включення TiB_2 виростають до менших розмірів, що пов'язано із зростанням швидкості охолодження, яка в свою чергу тягне за собою утворення більшої кількості зародків кристалізації та зменшення часу їх росту та перерозподілу. При подрібненні включень загальна площа границь розділу фаз збільшується, що при інших рівних умовах, зміцнює матеріал.

Тріщиностійкість спрямовано закристалізованого композиту різко спадає вже при введенні 2 об.% хлориду лантану гептагідрату (рис. 12). Це пов'язано зі змінами які відбуваються в мікроструктурі (рис. 7), а саме, починаючи з 2 об.% хлориду лантану спостерігається збільшення кількості та розмірів крупних включень дибориду титану.

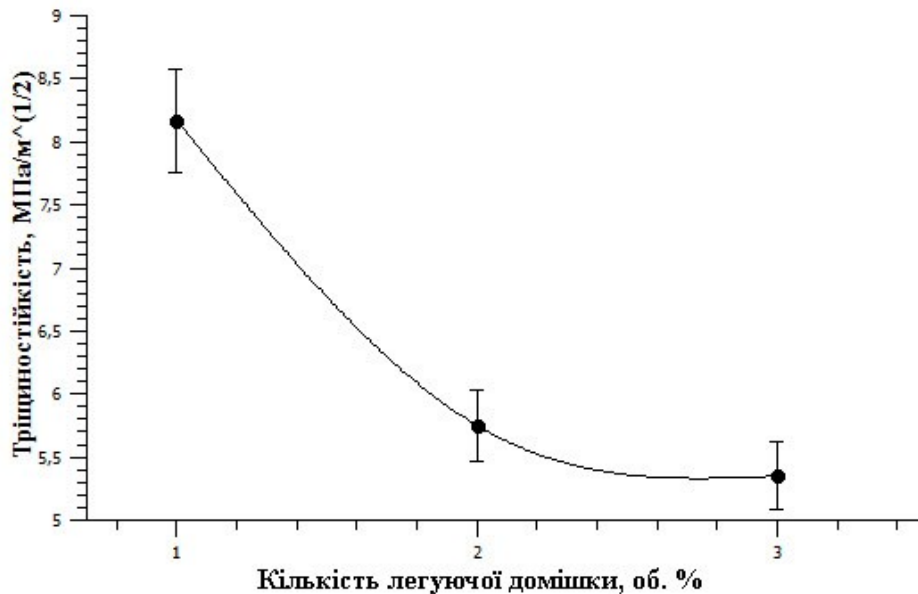


Рис. 12 Залежність тріщиностійкості спрямовано закристиалізованого композиту від вмісту хлориду лантану гептагідрату у вихідній суміші

Разом з тим, при вмісті хлориду лантану 1 об.% та дрібною структурою, тріщини огинають мілкі включення TiB_2 , змінюючи напрямок поширення, або гальмуються ними (рис. 13, а), тоді як крупні включення дибориду титану розтріскуються разом з матрицею, по напрямку поширення тріщини (рис. 13, б). Тобто спадання тріщиностійкості чудово корелює з літературними даними та теорією Холла-Петча. Крім того фаза LaB_6 , за природою є досить крихкою, що також впливає на характер залежності тріщиностійкості при збільшенні її вмісту в композиті.

Для спрямовано закристиалізованого композиту $\text{B}_4\text{C} - \text{TiB}_2$ із вмістом 2 об.% хлориду лантану гептагідрату у вихідній суміші міцність на згин при кімнатній температурі склала 271 МПа, та при $T=1600^\circ\text{C}$ – 282 МПа, що, відповідно, на 30 % та на 20 % вище міцності нелегованого евтектичного сплаву $\text{B}_4\text{C}-\text{TiB}_2$.

Таке зростання міцності можна пояснити наявністю третьої фази LaB_6 на границях розділу фаз. Так як значення коефіцієнта термічного розширення LaB_6 більше ніж у матриці, та меншим ніж у волокна ($\text{КТР}(\text{B}_4\text{C}) = 4,5 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\text{КТР}(\text{LaB}_6) = 6,4 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$, $\text{КТР}(\text{TiB}_2) = 7,6 - 8,6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$). Тобто, наявність гексабориду лантану на границях розділу фаз сприяє кращому зчепленню матриці із включеннями дибориду титану, зменшуючи перепад термічного розширення, а як наслідок і залишкових термічних напружень.

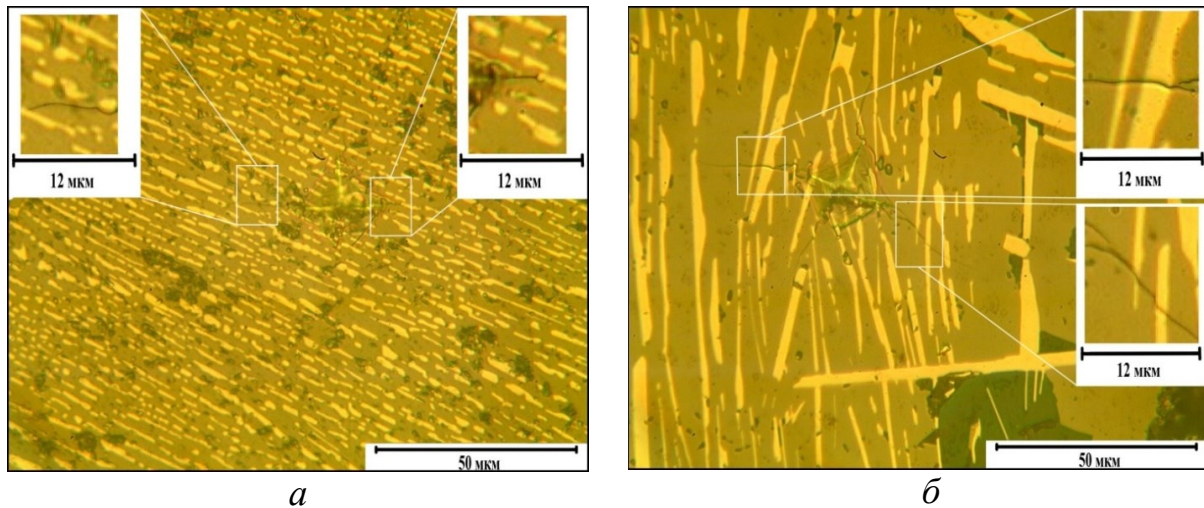


Рис. 13 Особливості розповсюдження тріщин в спрямовано закристалізованому композиті:

a – $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$ із 1 об. % LaCl_3 ; *б* - $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$ із 3 об. % LaCl_3

Висновки

Обраний в якості легуючої добавки, хлорид лантану гептагідрат розпадається при температурах сушки, а при температурах проведення плавки відбувається ряд хімічних реакцій, що призводить до утворення нової фази – гексабориду лантану, який виділяється на границях розділу фаз матриця - волокно. Дані локального мікрорентгеноспектрального та рентгенофазового аналізу підтвердили наявність гексабориду лантану на міжфазних границях евтектичного сплаву $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$

Механічні властивості композиційних матеріалів даного типу великою мірою залежать від характеристик зчеплення матриці і армуючого елементу, а отже, утворення нової фази на міжфазних границях матриця – волокно значною мірою буде впливати на механічні властивості матеріалу.

Завдяки покращенню зчеплення матриці з армуючими волокнами через менш різкий перепад КТР між ними, що викликано наявністю нової фази на границях розділу, було отримано міцність на згин для зразків із кількістю введенного хлориду лантану гептагідрату 2 об.%, при кімнатній температурі 271 МПа, що на 30 % вище міцності нелегованого евтектичного сплаву $\text{B}_4\text{C-TiB}_2$, та при $T=1600^\circ\text{C}$ – 282 МПа, що перевищує відповідні значення нелегованих сплавів на 20 %.

Спираючись на отримані результати, подальші дослідження необхідно проводити з використанням легуючих елементів, що мають проміжні значення КТР між значеннями матриці та волокна. Кандидатом на використання в якості легуючої добавки може стати SiC ($\text{КТР}=5,9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$).

Література

1. Room and high temperature toughening in directionally solidified B_4C - TiB_2 eutectic composites by Si doping / Iurii Bogomol, Petre Badica, Yiqiang Shen etc. // Journal of Alloys and Compounds – 2013. – № 570. – P. 94-99.
2. Lee B. S. Low-temperature processing of B_4C -Al composites via infiltration technique / B. S. Lee, S. Kang // Materials Chemistry and Physics. – 2001. – №67. – P. 249-255.
3. Goldstein A. B_4C /metal boride composites derived from B_4C /metal oxide mixtures / A. Goldstein, Y. Yeshurun, A. Goldenberg // J. Eur. Ceram. Soc.. – 2007. – №27. – P. 695-700.
4. Synthesis of Dense, High-Defect-Concentration B_4C through Mechanical Activation and Field-Assisted Combustion / [E. M. Heian, S. K. Khalsa, J. W. Lee etc.] // J. Am. Ceram. Soc.. – 2004. – №87. – P. 779-783.
5. High strength B_4C - TiB_2 composites fabricated by reaction hot-pressing / S. Yamada, K. Hirao, Y. Yamauchi, S. Kanzaki // Journal of the European Ceramic Society. – 2003. – №23. – P. 1123-1130.
6. I. Bogomol, S. Grasso, T. Nishimura, Y. Sakka, P. Loboda, and O. Vasylyuk, "Hard Polycrystalline Eutectic Composite Prepared by Spark Plasma Sintering," Ceram. Int., 38 [5] 3947-53 (2012).
7. Microstructure and High-Temperature Strength of B_4C - TiB_2 Composite Prepared by a Crucibleless Zone Melting Method / [I. Bogomol, S. Grasso, T. Nishimura etc.] // J. Alloys Compd. – 2009. – №1-2. – P. 677-681.
8. Room and High Temperature Toughening in Directionally Solidified B_4C - TiB_2 Eutectic Composites by Si Doping / [I. Bogomol, P. Badica, Y. Shen etc.] // 2013. – №570. – P. 94-99.
9. A Dense and Tough (B_4C - TiB_2)- B_4C 'Composite Within a Composite' Produced by Spark Plasma Sintering / [I. Bogomol, H. Borodianska, T. Zhao etc.] // Scripta Mater. – 2014. – №71. – P. 17-20.
10. Effect of the La addition content on valence electron structure and properties of ZrB_2 ceramics/ Jin-Ping Li, Yan Wang, Qing Liu, Xiao-Guang Luo // Frontiers of Materials Science in China. – 2010. - №4(3). – P. 262 – 265.
11. Microstructural analyses of B_4C - CeO_2 and B_4C - La_2O_3 ceramics / [Tatsuaki Sakamoto, Shu-Chen Sun, Tomoya Furuno etc.] // Journal of Nuclear Materials. – 2011. - №417. – P. 659-662.
12. Hong Li, Richard C. Bradt. Knoop microhardness anisotropy of single-crystal LaB_6 // Material science and engineering. – 1991. – №141. – P. 51-61.

УДК 683.946

ДОСЛІДЖЕННЯ ЕФЕКТИВНОСТІ ВИКОРИСТАННЯ АЛЬТЕРНАТИВНИХ ВИДІВ ПАЛИВА ТА ПРОЕКТУВАННЯ УСТАНОВКИ ДЛЯ ЇХ СПАЛЮВАННЯ*

А. М. Горобець

Мала академія наук України

Досліджена ефективність різних видів альтернативних джерел енергії, що використовуються в Миронівському районі. Порівняна їх ефективність, а також визначені економічно оптимальні шляхи їх використання. Запропоновано проект котла для спалювання відходів деревообробної промисловості, сільського господарства та торфу

Исследована эффективность различных видов альтернативных источников энергии, используемых в Мироновском районе. Проведено сравнение их эффективности, а также определены экономически оптимальные пути их использования. Предложен проект котла для сжигания отходов деревообрабатывающей промышленности, сельского хозяйства и торфа

Study the effectiveness of different types of alternative energy sources used in Myronivka area. Comparative their effectiveness and cost-identified best ways to use them. A draft boiler for burning waste wood industry, agriculture and peat

Вступ

Розвиток та використання альтернативних та відновлювальних джерел енергії є вагомим фактором для зміцнення енергетичної безпеки та зменшення залежності від імпорту палива. Тому винайдення нових, екологічних та енергоємних джерел енергії є, як ніколи, актуальним.

Мета роботи

Мета роботи полягала в дослідженні перспектив розвитку місцевих відновлювальних видів альтернативних джерел енергії, з'ясуванні можливості використання відходів деревопереробної промисловості та сільського господарства, як палива місцевого значення, вивченні умов

* робота приймала участь у Всеукраїнському конкурсі-захисті науково-дослідницьких робіт учнів-членів Малої академії наук України в 2015 році і включена в збірник з метою підтримки обдарованої молоді

розробки покладів торфу на території району та нарощуванні потужностей з вироблення альтернативних природному газу та вугіллю джерел палива в Миронівському районі.

Також необхідно було провести теоретичні розрахунки виділеної кількості теплової енергії від спалювання відходів деревопереробних та фермерських господарств району та порівняти їх з витратами природного газу, що використовується для опалення місцевої школи.

Висновки

Проведені дослідження дають змогу у подальшому без значних витрат впроваджувати описані методики в енергетичній галузі району, що є економічно вигідним.

Доведено, що використання відходів деревини та сільського господарства у якості горючих вторинних енергоресурсів на теренах нашої місцевості буде економічно вигідним, енергетично доцільним та екологічно чистим.

УДК 669.24.002.8:621.74.045

СТАН ТА ПЕРСПЕКТИВИ РОЗВИТКУ ВИКОРИСТАННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ АВІАЦІЙНИХ ДВИГУНІВ

К. П. Грабівський, С. В. Жук

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Проведений порівняльний аналіз жароміцних сплавів та визначенні основні експлуатаційні властивості покриттів, які наносяться на лопатки турбін

Проведен сравнительный анализ жаропрочных сплавов и определены эксплуатационные свойства покрытий, которые наносятся на лопатки турбин

The analysis of high-temperature alloys was comparativng and identifying the main performance properties of coatings that are applied to turbine blades

Вступ

Одними з найбільш відповідальних деталей авіаційних двигунів є лопатки турбіни. Саме вони визначають максимальну температуру газу в турбіні, надійність і ресурс роботи турбіни, питому потужність, питому вагу і економічність двигуна. На робочі лопатки турбіни діють відцентрові та газодинамічні сили, що викликають у лопатках розтягнення, вигин і кручення. Високий рівень напружень, температур, нестабільність режимів нагріву та навантажування, можливість виникнення резонансних коливань робить робочі лопатки одним з найбільш складних елементів сучасної техніки.

Більше 50 років для виготовлення лопаток використовують нікелеві жароміцні сплави. Вони займають одне з перших місць за масштабами виробництва і обсягом застосування серед високотемпературних матеріалів конструкційного призначення. Створенням і дослідженням нікелевих жароміцних сплавів займалися кілька поколінь матеріалознавців і на сьогоднішній день це одні з найбільш складних з легування і одночасно одні з найбільш вивчених металевих матеріалів. Поряд з удосконаленням складів жароміцних сплавів розроблялися і нові технології виливки лопаток що дозволили перейти від лопаток з

рівновісною структурою до спрямованої, а потім монокристалльної структури лопаток. Монокристалльні лопатки є єдиним прикладом застосування металевих монокристалів в сучасному машинобудуванні.

Постановка задач дослідження

Загострення конкурентної боротьби на світовому ринку авіаційного двигунобудування висуває нові вимоги по підвищенню надійності, працездатності та економічності газотурбінних двигунів (ГТД). Ці вимоги в свою чергу ставлять перед розробниками і виробниками ГТД задачі, які пов'язані із збільшенням гарантованого ресурсу, підвищенням потужності двигунів при одночасному зниженню їхньої ваги. Ресурс та економічність двигунів визначається працездатністю турбін.

Розробка нових конструкцій охолоджуваних лопаток заснований на інженерних розрахунках динаміки газового потоку, розрахунку температурних полів, полів напруг і полів пружно-пластичних деформацій матеріалу лопаток, а також використовуючи досвід створення і доведення лопаток ГТД попередніх поколінь на основі аналізу їх експлуатаційних пошкоджень, руйнувань і дослідженнях причин вичерпання експлуатаційного ресурсу. Застосування нових технологій і матеріалів зумовило зміну традиційного підходу до проблеми виробництва турбінних лопаток.

Методика проведення експериментів

Створенням жароміцних сплавів і технологій виливки лопаток займаються провідні фірми і наукові лабораторії: Pratt & Whitney, General Electric, Rolls-Royce, Cannon-Maskegon.

Порівнюючи хімічний склад вітчизняних жароміцних сплавів зі складами жароміцних сплавів інших розробників (Pratt & Whitney, Cannon-Maskegon, General Electric, Rolls-Royce) (табл.1) можна відзначити, що вони близькі. Це пов'язано з кількома об'єктивними чинниками:

- однакові для всіх принципи зміцнення нікелевих жароміцних сплавів;
- використання однакового набору елементів;
- близькі системи оптимізації сплавів;
- вплив міжнародного наукового обміну інформацією через публікації та конференції.

Покриття, що наносять на лопатки турбін, повинні протягом заданого для турбіни ресурсу захищати поверхню лопаток від руйнування в результаті високотемпературної корозії і ерозії в потоці продуктів згоряння палива, що містять агресивні компоненти і тверді частинки.

Таблиця 1 Склад жароміцних сплавів

	Вміст, %												
	Ni	Cr	Co	Mo	Al	Ti	Ta	W	Hf	Nb	B	Zr	Re
Chs-70VI	58	16	10	2	2,8	4,5	-	5,5	0,2	0,2	0,02	0,05	-
ZS 36 (SC)	65	4	9	1	6	1	-	12	-	-	-	-	2
ZS 26U (DS)	64	5	9	1,1	5,8	1	-	11,7	-	1,6	0,015	0,05	-
MAR-M-247	60	8,4	10	0,65	5,5	1	3	10	1,4	-	0,015	0,05	-
CMSX-4 (SC)	61,7	6,5	9	0,6	5,6	1	6,5	6	0,1	-	-	-	3

Результати досліджень

Жароміцні сплави на основі нікелю, як правило, володіють складним хімічним складом, який включає 12...13 компонентів, ретельно збалансованих для отримання необхідних властивостей. Вміст таких домішок, як кремній (Si), фосфор (P), сірка (S), кисень (O) і азот (N) також контролюється. Вміст таких елементів, як селен (Se), телур (Te), свинець (Pb) і вісмут (Bi) має бути мізерно малим, що забезпечується підбором шихтових матеріалів з низьким вмістом цих елементів, тому що позбутися від них в ході плавки неможливо. Ці сплави зазвичай містять 10...12 % хрому (Cr), до 8 % алюмінію (Al) і титану (Ti), 5...10% кобальту (Co), а також невеликі кількості бору (B), цирконію (Zr) і вуглецю (C). Іноді додаються молібден (Mo), вольфрам (W), ніобій (Nb), тантал (Ta) і гафній (Hf).

Нікелевий жароміцний сплав відноситься до області металургії, а саме до ливарних жароміцних сплавів на основі нікелю, призначені для виробництва методом спрямованої кристалізації деталей, соплових лопаток, високотемпературних газових турбін, що працюють досить довго при температурах, що перевищують 1000 °C.

Добре відомі і знайшли застосування в якості матеріалу для монокристалічних лопаток газових турбін жароміцні сплави ЖС-36.

Сплави ЖС-36 без вмісту вуглецю монокристалічні, які мають у сплаві реній це сплав другого покоління.

Сплав ЖС-36 має наступний хімічний склад, мас. %:

Хром - 2,5...5,5; Кобальт - 5,0...9,5; Алюміній - 5,0...6,2; Титан - 0,7...1,5; Молібден - 1,0...4,0; Вольфрам - 10,5...13,0; Тантал - 0,01...4,0; Реній - 1,0...2,6; Ніобій - 0,7...1,5; Ітрій - 0,002...0,075; Лантан - 0,001...0,05; Скандій - 0,0002...0,005; Нікель – Основа.

Сплав призначений для лиття лопаток з монокристалічної структурою, що мають переважно кристалографічну орієнтацію. В цій орієнтації сплав має високий рівень жароміцності.

Для лопаток, що мають внутрішню порожнину охолодження, кращою є кристалографічна орієнтація [001]; рівень характеристик жароміцності цього сплаву з орієнтацією [001] недостатньо високий.

Близьким рівнем жароміцності до сплаву ЖС-36 володіє і сплав CMSX-4, наступного хімічного складу, мас. %:

Кобальт - 9,3...10; Хром - 6,4...6,8; Молібден - 0,5...0,7; Вольфрам - 6,2...6,6; Тантал - 6,3...6,7; Алюміній - 5,45...5,75; Титан - 0,8...1,2; Гафній - 0,02...0,12; Реній - 2,8...3,2; Нікель – Основа.

Однак і сплав CMSX-4 має недостатньо високий рівень жароміцності і у нього проявляється фазова нестабільність.

Основними відмінностями пропонованого сплаву від відомого є:

- підвищений вміст у ньому таких елементів, як кобальт, реній, ніобій;
- знижений вміст вольфраму;
- відсутність в сплаві молібдену та гафнію.

Ливарний жароміцний нікелевий сплав марки ХН 58 КВТЮМБЛ-VI (ЧС70) вакуумної виплавки згідно ТУ 14-1-3658-83, що містить вуглець, хром, кобальт, молібден, вольфрам, алюміній, титан, ітрій, бор, цирконій, ніобій, сірку, фосфор, марганець, кремній, залізо, мідь, азот, вісмут, свинець, сурму і миш'як при наступному співвідношенні компонентів, мас. %:

Вуглець - 0,06...0,12; Хром - 15,0...16,7; Кобальт - 10,0...11,5; Молібден - 1,5...2,5; Вольфрам - 4,5...6,0; Алюміній - 2,4...3,2; Титан - 4,2...5,0; Ітрій - 0,05; Бор - 0,2; Цирконій - 0,05; Ніобій - 0,1...0,3; Сірка - 0,008; Фосфор - 0,008; Марганець - 0,30; Кремній - 0,30; Залізо - 0,5; Мідь - 0,07; Азот - 0,01; Вісмут - 0,00005; Свинець - 0,001; Сурма - 0,0005; Миш'як - 0,0005; Нікель – інше.

З даного сплаву за моделями, які виплавляються вакуумним способом відливають лопатки турбіни для наземних ГТД, які мають високі експлуатаційні властивості, зокрема високу стійкість до сульфідної корозії і термічну стійкість від окислення при високих температурах.

Проте в процесі тривалої експлуатації при високих температурах (понад 900°C) на наземних ГТУ, що працюють на природньому газі в умовах агресивного сульфідному середовища та контактного тиску, спостерігається значний знос контактних поверхонь бандажних полиць лопаток ГТД через фреттинг-корозії, що веде до втрати натягу, розбандажування лопаток і в кінцевому підсумку до передчасної заміни лопаток.

Основна причина передчасного зносу контактних поверхонь полягає в тому, що зміцнююча фаза сплаву (γ -фази) практично складається з Ni (Al, Ti), так як сплав містить алюміній і титан у співвідношенні, близькому 1:1. Вміст фази Ni (Nb), що надає сплаву більш високу стабільність і стійкість проти втрати міцності при високих температурах, мінімальне.

Таблиця 2 Хімічний склад жароміцних сплавів, отриманих методами спрямованої кристалізації, %

Сплав	Вміст, %											
	Cr	Co	W	Mo	Ta	Nb	Ti	Al	Hf	B	Zr	C
MAR-M200+Hf	9,0	10,0	12,0	-	-	1,0	2,0	5,0	2,0	0,015	0,08	0,14
MAR-M246+Hf	9,0	10,0	10,0	2,5	1,5	-	1,5	5,5	1,5	0,015	0,05	0,15
MAR-M247	8,4	10,0	10,0	0,6	3,0	-	1,0	5,5	1,4	0,015	0,05	0,15
RENE 80H	14,0	9,5	4,0	4,0	-	-	4,8	3,0	0,75	0,015	0,02	0,08

Висновки

1. Турбінні лопатки, виготовлені з ливарних жароміцних сплавів працюють при високих температурах і в агресивному середовищі, тому виникає необхідність у їх захисті від гарячої корозії.

2. З метою захисту від корозії використовують дифузійні покриття двох типів, такі як пакетна цементація і покриття, що наносяться в газовій фазі.

3. У процесі покриття відбувається збагачення поверхневого шару алюмінієм і утворення алюмініду нікелю, як матриці покриття.

Література

1. Орлов М. Р. Образование пор в монокристаллических рабочих лопатках турбины в процессе направленной кристаллизации. // Металлы. – 2008. – № 1. – С. 70 – 75.
2. Оспенникова О. Г., Орлов М. Р., Губенко Л. А. Обеспечение качества поверхности лопаток в процессе гидротермического выщелачивания керамических стержней //Литейное производство. – 2007. – № 8. – С. 31 – 34.

УДК 621.744.072.2

АДДИТИВНЫЕ ПРОЦЕССЫ ПЕСЧАНОЙ ФОРМОВКИ И ТОЧНОГО ЛИТЬЯ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

В огляді описано металеві виливки, виготовлені за допомогою 3D технологій. Способи 3D обробки матеріалів відносяться до адитивного методу виробництва, що характеризується ресурсозбереженням. Каркасно-комірчасті виливки можуть наслідувати структури природи з оптимальним поєднанням матеріаломісткості, міцності і привабливого зовнішнього виду. 3D технології розширюють існуючий спектр металопродукції. Серед нових ливарних процесів в інституті ФТІМС НАН України запатентовано 3D технології формування піщаних виробів шляхом деформування із сипких матеріалів, а також отримання піщаних оболонкових форм за разовими моделями

В обзоре описаны металлические отливки, полученные с помощью 3D технологий. Способы 3D обработки материалов относятся к аддитивному методу производства, отличающемуся ресурсосбережением. Каркасно-ячеистые отливки могут наследовать структуры природы с оптимальным сочетанием материалоемкости, прочности и привлекательного внешнего вида. 3D технологии расширяют существующий спектр металлопродукции. Среди новых литейных процессов во ФТИМС НАН Украины запатентованы 3D технологии формовки песчаных изделий путем деформирования из сыпучих материалов, а также получения песчаных оболочковых форм по разовым моделям

This review describes metal castings produced using 3D technology. Methods for 3D processing of materials related to the additive method of production, characterized by resource conservation. Frame-cellular casting can inherit the structure of nature with the best combination of materials, durability and attractive appearance. 3D technologies expand the existing range of metal products. Among the new foundry processes at the Institute PTIMA of NAS of Ukraine patented 3D technology of molding sand products through the deformation of granular materials, as well as getting sand shell molds for one-time pattern

Введение

Применение в промышленности 3D печати связывают с третьей промышленной революцией, которая будет отличаться обширным освоением аддитивного производства [1], последний термин упоминается в качестве синонима 3D печати. Применение 3D принтеров, прежде всего, позволит снизить техногенную нагрузку на окружающую среду, экономить до 90% исходного материала в отличие от текущего «субтрактивного производства» [2], которое предполагает разрезание материалов на части, подбор подходящих элементов и их соединение, на чем зиждется нынешнее традиционное производство. Если сегодня принцип производства деталей состоит преимущественно в удалении с заготовки «лишнего» материала, то аддитивное производство («add» - «добавлять») использует другой принцип создания объектов - послойный. 3D-принтеры выращивают объект с нуля, добавляя к нему мелкие порции материала, формирующие слои, поэтому этот процесс и называется аддитивным.

Начавшаяся третья промышленная революция приведет к будущему мировому падению спроса на черные металлы, оставляя лишь конкурентные ресурсосберегающие и экологически безопасные производства [2]. Основы новой индустриальной парадигмы, включающей аддитивное производство, будут созданы в следующие 20 лет в рамках текущей индустриальной модели [2]. По мере распространения новой технологии 3D печать индивидуализированных промышленных продуктов на месте их использования сократит издержки логистики и потребление энергии [1]. Одним из лидеров таких новаций является американский производитель автомобилей Tesla, руководителя которого уже называют новым Генри Фордом мирового автопрома. Недавно NASA напечатало из металла методом лазерного спекания ракетный инжектор, причем теперь он состоит из 2 деталей, а не из 164 (!) как ранее. Уже печатают оружие из металла (такая деталь показана ниже), дома.

Информация о выставке EuroMold 2014

Сегодня все чаще рассылки новостей с выставок, литейных и машиностроительных журналов и сайтов содержат информацию о 3D технологиях для литейных процессов. В частности, во Франкфурте в конце ноября 2014 г. прошла промышленная выставка EuroMold 2014 - одно из крупнейших в мире ежегодных событий, представляющих современные производственные технологии: как традиционные, так и аддитивные - 3D печати [3]. На выставке были представлены оборудование и инструменты для отливки и штамповки деталей, металлообработки; CAD/CAM/CAE/PDM - решения; устройства для быстрого прототипирования и аддитивного производства. С каждым годом павильон

3D печати на выставке приближается к размерам основного павильона "MoldMaking/Tooling", что служит показателем востребованности и быстрого развития аддитивных технологий, объединяя запросы представителей автомобильной, машиностроительной, электронной, медицинской, аэрокосмической и др. отраслей промышленности.

Наибольший интерес вызвал стенд *3D Systems* (США). Эта компания была основана в 1986 г. Charles W. Hull для промышленного продвижения своего изобретения - метода и аппарата для стереолитографии (Stereolithography, SLA - аддитивное производство моделей, прототипов и готовых изделий из жидких фотополимеров). Сегодня *3D Systems* является одним из мировых лидеров среди разработчиков и поставщиков технологий аддитивного производства. На EuroMold 2014 компания привезла более десятка устройств, создающих изделия из полимеров и металлов. Например, ProX 400 - для работы с металлами и сплавами (включая сталь, алюминий, титан, кобальт-хромовый сплав), который позволяет изготавливать значительные по размерам детали: область литья достигает 500×500×500 мм.

Еще один лидер на рынке 3D принтеров, компания *EOS* привезла на EuroMold промышленную установку EOS M400 для широкого спектра металлов и сплавов (область построения - 400×400×400 мм). Принтер работает на основе технологии DMLS (Direct Metal Laser Sintering, прямое лазерное спекание металлов), разработанной *EOS*. Продукт совместного проекта *EOS* и компании *Cooksongold* (ведущий мировой поставщик драгоценных металлов для ювелирных изделий и часов) представлен DMLS-принтером Precious M080. Cooksongold разработала порошки из золота 750 пробы, которые применяются в Precious M080 для создания сложных, детализированных ювелирных изделий, некоторые из них представлены ниже на рис. 6.

Участники EuroMold стремились максимально наглядно показать, как аддитивные технологии применяются в автомобильном производстве, авиакосмической, оборонной промышленности, производстве товаров широкого потребления, медицине, архитектуре. Компания *Stratasys* представила на выставке Objet1000 — крупнейшую в мире производственную систему трехмерной печати с использованием нескольких материалов для быстрого создания моделей промышленного размера и прототипов в масштабе 1:1 (область построения: 1000×800×500 мм). Рядом располагался StreetScooter - электромобиль, экстерьер и интерьер которого полностью напечатаны на этом 3D принтере.

Одна из самых быстрорастущих компаний на рынке аддитивных технологий — компания *Arcam AB* (Швеция), решения которой ориентированы на аэрокосмический и медицинский секторы показала

установки *Arcam*, працюючі по технології EBM (Electron beam melting, електронно-лучева плавка) для отримання високоточних деталей з титану. На стенді Arcam були продемонстровано, як 3D принтери дозволяють вирішувати такі проблеми, як зменшення ваги конструктивних елементів ракети або створення індивідуальних (для конкретного людини) ортопедических протезів.

Хоча найпопулярнішим матеріалом для друку на сьогодні залишаються поліаміди, на EuroMold 2014 відмічено значительне збільшення кількості принтерів для металів. Крім перерахованих, вони були представлені також такими компаніями, як Renishaw, Solid Concepts, Realizer, SLM, Additive Industries, Concept Laser Arburg. Ще один тренд - прагнення до повної автоматизації 3D принтерів, т. є. зведення до мінімуму процесів з участю людини (нові завантаження, очищення моделей і т. д.) - необхідність, викликана запитом замовників на створення систем для серійного виробництва.

Обзор информации о 3D процессах в литейном производстве

В вітчизняних цехах ці технології знайшли поширення для лиття по газифіковуваним моделям (ЛГМ, Lost Foam Casting) при виготовленні пенопластових моделей на 3D фрезерах за комп'ютерними програмами [4], включаючи моделювання ґратчастих відливок з використанням об'ємних збірних структур з повторюваними уніфікованими елементами, пенопластові моделі яких можна виготовити на пластавтоматах або на 3D фрезерах [5].

Ряд зарубіжних фірм пропонує 3D друкування пісчастих форм і стержней без якої-будь формообразующей оснастки безпосередньо з принтера. З цифрового файлу металевих деталей, наприклад, отриманого по електронній пошті за період семи годин можна отримати готову відливу [6]. 3D принтери можуть виготовити, зокрема, воскоподібні моделі швидше, ніж багато інших процесів, наприклад, модель ротора за період декількох годин. Крім того, на тому ж принтері можна виготовляти литієві пісчасті форми шляхом заміни матеріалів і програм. Матеріали форми майже не відрізняються від традиційних пісчастих сумішей. На рис. 1 показано етапи технологічного процесу: зображення деталі на моніторі комп'ютера (а), надрукована на принтері пісчана форма (б) і готова відливка (в) [6].

На рис. 2 показано процес виготовлення пісчаної форми. В «картриджі» з надписом – назвою компанії подається пісчана суміш, шарово наноситься на підложку на рухомих конвеєрі по всій горизонтальній площині форми і вибірково отверджується з

помощью устройства на «картридже» [6], остатки сыпучей смеси осыпаются с отвержденной формы.

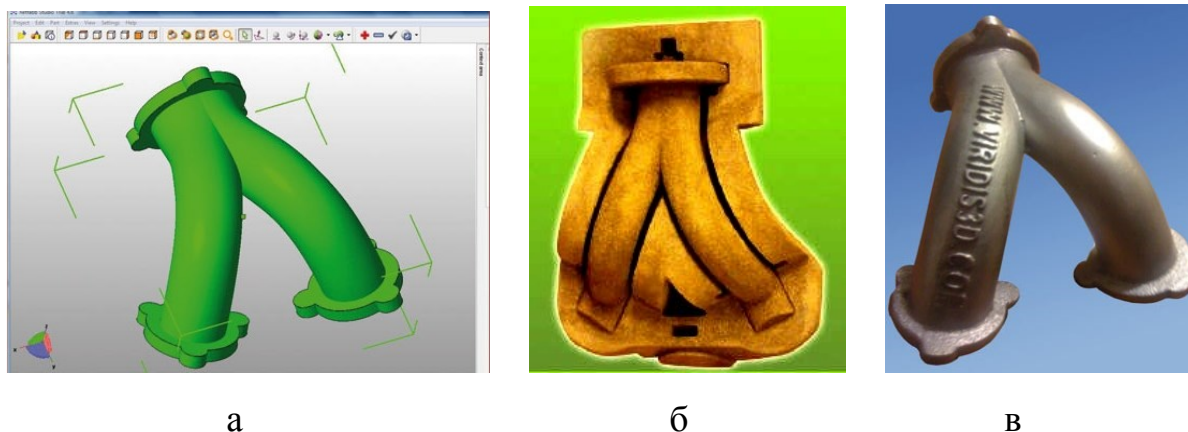


Рис. 1 Технологический маршрут от файла детали на мониторе компьютера (а), до отпечатанной на принтере песчаной формы (б) и готовой отливки (в) [6]

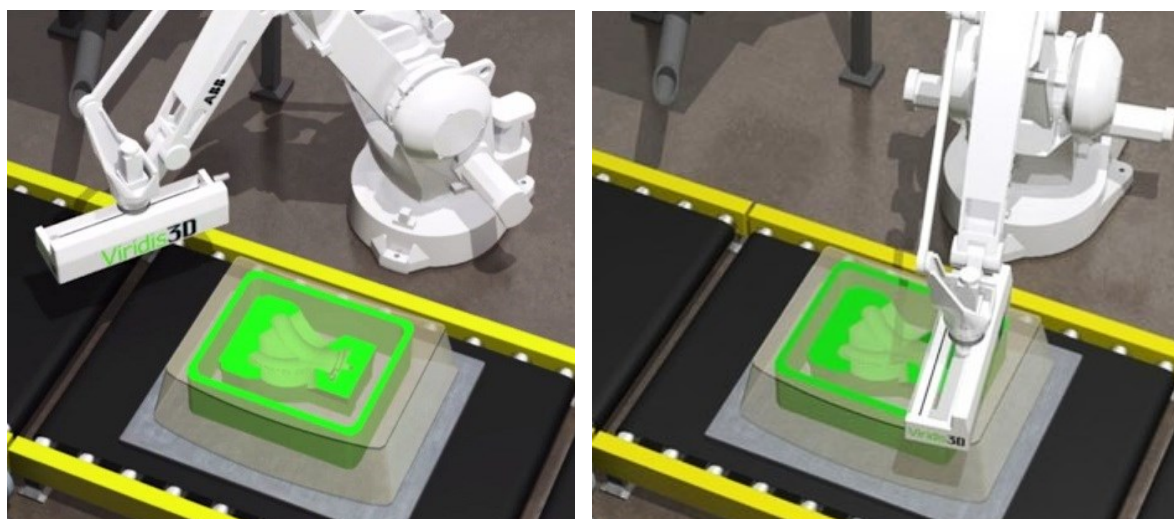


Рис. 2 Две позиции манипулятора в процессе печатания песчаной формы [6]

Процессы 3D печати металлоизделий возникли при интеграции знаний из мира компьютеров, механики и материаловедения. Разработка большинства из них началась в середине 1990-х годов. Хотя они развивались разными институтами, но их элементарные принципы практически одинаковы [7], и они показаны на рис. 3. При движении сопла 2 в направлении 1 пучок лучей лазера 3 плавит частицы порошка 5 в зоне 6, в результате чего получают осажденный слой 4 на подложке 7. Поскольку детали получают из жидкого металла путем расплавления его и

последующего нанесения на подложку, где он затвердевает, то деталь имеет все признаки отливки. При этом металл плавят не в печи, а на подложке (реже в потоке теплоносителя) с затвердеванием и охлаждением его, как правило, в защитной газовой среде при наличии большинства явлений и операций, присущих литейно-металлургическим процессам.

Полученные таким образом детали в статических условиях имеют механические свойства не хуже, чем кузнечно-прессовые заготовки. Но из-за продолжительного времени получения могут иметь неравномерную макроструктуру, которая может привести к усталостным трещинам.

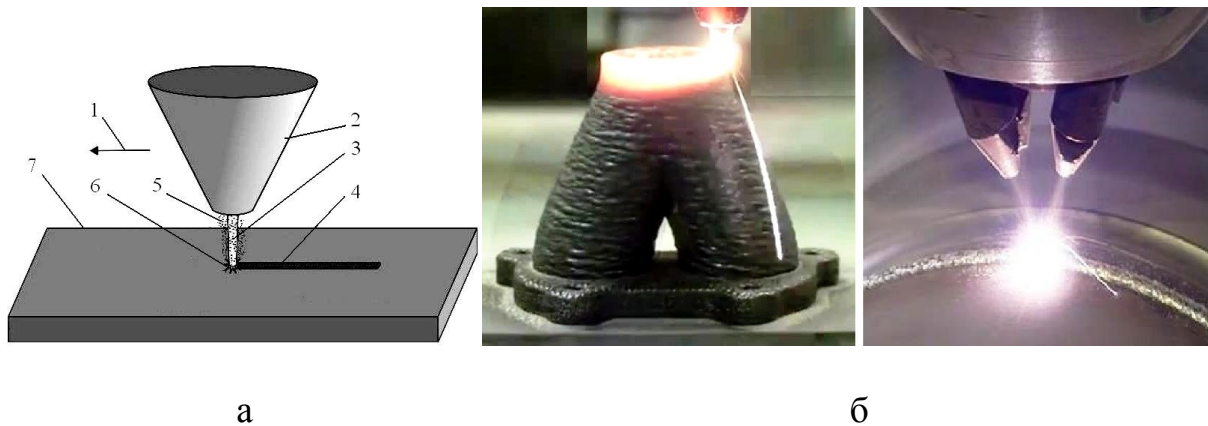


Рис. 3 Способ 3D печати металлоизделий: а - принципиальная схема [5];
1 – направление движения; 2 – сопло осадителя; 3 – пучок лучей лазера;
4 – осажденный слой; 5 – частицы порошка; 6 - зона расплава;
7 – подложка; б – примеры выполнения

В настоящее время стоимость установок для 3D печати металлоизделий, работающих по компьютерным программам с моделированием фазового перехода металла, созданием защитной атмосферы, режимов перемещения, контроля размеров заготовки и т.п. функциями, исчисляется миллионами долларов США и пока использование их для отечественного машиностроения проблематично.

Однако в этом обзоре предлагается рассмотреть внешний вид конструкций полученных отливок, галерея которых постоянно пополняется из открытых источников Интернета, новостных рассылок технических журналов и выставок. С позиций нынешних традиционных литейных процессов большинство таких металлоотливок представляют «шедевры» литейного мастерства. Литейщики и конструкторы, имея сведения о таких новых конструкциях, оптимизированных компьютером и получаемых при его управлении, будут знать, с чем им предстоит конкурировать. Многие конструкции 3D отливок, получаемых без формообразующей оснастки, уклонов и прибылей с минимальными

припусками, оптимизированы компьютерными программами для поиска конфигурации с минимальной массой, энергией (или в целом стоимостью) при выполнении требований служебного назначения.

Так, на рис. 4 показаны примеры различных деталей типа кронштейнов, большинство из которых монтируют в подвижных конструкциях. Причем первые четыре детали верхнего ряда представляют варианты одной детали, две из которых с удаляемыми вставками, используемыми как подложки для нанесения потолочных стенок этих деталей, далее на трех деталях (по диагонали) видно, как традиционная монолитная конструкция «превращается» в изящные каркасно-ячеистые версии.



Рис. 4 Варианты 3D печати различных кронштейнов

Во многих случаях сочетание предельных возможностей процесса литья и оптимизации конструкций отливок с точки зрения ресурсосбережения приводит к тому, что эти конструкции, подобны наблюдаем в живой и неживой природе, включая модели строения структур органических и неорганических веществ. Очевидно, предлагаемые компьютером «решения» во многом приближаются к созданным природой конструкциям, отличающимся высокой энергоэффективностью [5], включая наличие таких характерных свойств,

как повторяемость в различных направлениях одинаковых элементов, комбинаторность (фрактальность) и ячеистость.

Имеется значительное количество примеров 3D печати лопастных деталей, показанных на рис. 5 и часто требующих высокой точности при изготовлении сложной гравюры лопасти. Формообразующая металлическая оснастка для традиционных способов литья часто по стоимости превышает стоимость разовой 3D печати таких отливок.



Рис. 5 Примеры лопастных деталей

Применение в технических устройствах принципов организации, свойств, функций и структур живой природы изучается бионикой. Однако, в основу конструирования, то есть создания прототипа, прообраза предполагаемого или возможного объекта, могут быть положены не только образы живой и неживой природы, но и воображаемые, идеальные (например, математические) модели, в общем случае не обязательно

имеющие или на сегодня обнаруженные соответствия чему-либо в физическом мире [8].

Продолжают перечень примеров конструкции 3D литых каркасно-ячеистых изделий детали на рис. 6, часть из которых имеют декоративное назначение. Оптимизация их строения привела к тому, что они во многом напоминают «технические решения», заимствованные у природы, поскольку природой «уже решены вопросы» покорения пространства конструкциями с высокой эффективностью и ресурсосбережением, а органические ячеистые или «фрактального» вида конструкции отобраны длительной эволюцией. Теперь конструктор выполняет «эволюцию изделия» прямо на своем компьютере.

Стираются грани между научным и техническим уровнем познания в отражение идей, вероятно, еще отца кибернетики Н. Винера и его книги «Кибернетика, или управление и связь в животном и машине» (1948). Сегодня компьютерное моделирование помогает не только отразить наши представления об устройстве окружающего мира, но и заимствовать из него некоторые детали для собственных рукотворных конструкций. Когда мы говорим о строении вещества, то имеем в виду, что основу наших знаний в химии, физике, материаловедении, в большинстве областей наук о Земле составляют, прежде всего, знания о структуре вещества, которая во многом определяет его свойства. Поэтому ученые ставят задачу научиться открывать новые материалы путем расчета их структур на компьютере [9], а конструкторы - тем же путем проектировать металлоконструкции, в частности, для машиностроения [8].

Устойчивая кристаллическая структура характеризуется наиболее низкой энергией. Ученые указанную задачу решают путем исследования всех возможных взаимных положений атомов, рассчитывая энергию для каждого из них и так определяя самую низкую энергию и оптимальную структуру. Эта задача напрямую не решается, но можно ее решить, не прибегая к полному перебору, а направляя расчет с помощью самообучения к «глобальному минимуму» энергии. В этом ключе разработан подход, основанный на идеях эволюции, представляющий собой многомерную минимизацию для поиска любых термодинамически устойчивых состояний [9]. Создание методов анализа этих данных привело к кристаллографов в область многомерной геометрии.

Если созданы программы проектирования структур новых материалов из атомов, то, копируя атомные решетки аналогично примерам [5], можно получать их макроразмерные аналоги в виде решетчатых пространственных отливок 3D методами в развитие способов литья ячеистых металлоизделий.



Рис. 6 Каркасно-ячеистые металлоизделия

Расширяя гамму конструкций таких отливок, литейщики развивают новое направление литья сотовых, объемно-ячеистых, скелетно-решетчатых металлоизделий, которые имеют потенциал для применения как облегченные несущие, армирующие, изолирующие, ограждающие, демпфирующие нагрузки пространственные конструкции, включая способных поглощать, или пропускать через свои соты поток вещества или энергии.

Примеры 3D отливок столь многочисленны в свободном доступе на Интернет-сайтах, что показать их в одной статье нет возможности. Для дополнения обзора на рис. 7 показаны примеры, не вошедшие в предыдущие группы, начиная слева – направо с художественной отливки, детали стрелкового оружия и ряда корпусных деталей. В зарубежной технической информации также описаны отливки сопел специального назначения, теплообменников, показано множество ювелирных отливок, образцов бижутерии, декоративно-художественных изделий, деталей протезов, включая челюстно-зубные, и других.

Рассмотренные конструкции расширяют наши представление о возможностях литья. Ряд образцов на выставках даны в виде примеров перевода получаемых в песчаных формах серийных отливок на 3D литье при «превращении» традиционных монолитных конструкций в изящные каркасно-ячеистые как наглядные примеры металлосбережения и улучшения внешнего вида. Отмечается экологический аспект и высокий уровень охраны (культуры) труда такого производства отливки в автоматическом режиме в закрытом объеме камеры 3D принтера. Отсутствие литейных форм и стержней лишает производственный процесс выделения вредных веществ, характерных для литейных цехов.

Многие примеры на рис. 6 выглядят весьма фантастично для сегодняшнего производства, хотя отечественными учеными уже описан и запатентован ряд ячеисто-каркасных отливок и оригинальные способы их литья и моделирования [5, 8]. Ячеистые материалосберегающие отливки могут наследовать структуры природы, создаваться воображением человека, компьютерным проектированием по математическим формулам, визуальным изображением или чертежом на мониторе компьютера, по поставленным программе требованиям или задаваться другими условиями, например, включая метод «дополненной реальности» (augmented reality). Последний термин в отечественной патентной литературе определен в работе [10]. Закладывая в компьютер программы, например, аналогов известных конструкций из мира природы (как библиотеку аналитических моделей, галерею изображений и т.п.), можно развивать технические системы по ее законам. Эти законы можно познать и использовать для сознательного - без множества «пустых» проб - решений конструкторских

задач, включая конструирование отливок, превращая создание новых технических конструкций в точную науку.



Рис. 7 3D металлоизделия разнопланового назначения

Когда мы видим в фантастических фильмах роботов-трансформеров или андроидов, космические корабли и станции, машины и оружие, во-первых, инженерным взглядом можем заметить, как много в этих конструкциях отливок. А во-вторых, можем сказать, что уже сегодня

многие из таких отливок доступны для производства современными литейными процессами, включая 3D технологии, которые значительно расширяют существующий спектр производимой металлопродукции.

Отметим также, что среди новых литейных процессов в институте ФТИМС НАН Украины запатентованы технологии 3D деформирования изделий из сыпучих материалов [11, 12], а также способ 3D формовки песчаных изделий при получении многослойных оболочковых литейных форм, включая формовку по разовым моделям [11]. Эти работы ведутся под научным руководством проф. Шинского О. И. по ведомственной теме «Разработка научных и технологических основ по созданию литых конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов, оптимальных процессов их получения и автоматизированных методов проектирования».

Такие работы вызваны тем, что компьютерные программы известных иностранных компаний: MagmaSoft (Германия), ProCast (США, Франция), Полигон (Россия), SolidCast (США) и др., которыми могут пользоваться отечественные литейщики, созданы для оценки гидродинамических и теплообменных процессов в литейной форме без оптимизации литых конструкций и воспринимают отливку уже как готовый предварительно созданный конструктором продукт. К тому же эти программы не адаптированы к литейным процессам точных (так называемых, специальных) методов литья, созданных во ФТИМС, как ЛГМ, литье по растворяемым, выжигаемым, а также ледяным моделям, при этом с подачей расплавленного металла под избыточным давлением или гравитационной его заливкой, включая специфику неразъемных форм.

Отсутствуют в этих программных продуктах и возможности оценки литейных процессов при использовании низкотемпературных, оболочковых форм и получении отливок в формах, насыщенных армирующей фазой из металлических и неметаллических материалов, приближающих отливки к изделиям из композитных материалов.

Методы расчета и конструирования литых деталей в странах СНГ и Украине и нормативная база для их реализации (ГОСТ 26645-85 «Отливки из металлов и сплавов. Допуски размеров, массы и припуски на механическую обработку», РТМ12-60 «Элементы конструкции литых деталей», ОСТ 3-1284-72 «Отливки. Конструктивные элементы» и др.) построены на эмпирических уравнениях с учетом процессов формообразования, созданных еще в 60-70 гг. прошлого века, и не позволяют реализовать сложные конструкции с высокой размерной точностью. ГОСТ 26645, ГОСТ Р 53464-2009 для литых деталей с габаритами 500-1500 мм при литье в песчаные формы устанавливают допуски значительной величины, что ведет к увеличению толщины стенок отливок и их массы на 50-80%, а также допуски в пределах 9-11 качества

этих ГОСТов тормозят эффективное использование высокопрочных сплавов (сталей, чугунов, алюминия) потому, что уменьшение толщины отливок пропорционально повышению прочности металла нивелируют высокие допуски.

По крайней мере, при получении литых деталей с габаритами 500-1500 мм в песчаных формах с номинальной толщиной стенки отливки в 8-20 мм при использовании сплавов с прочностью в 2 раза выше установленные допуски не позволяют уменьшить их толщину пропорционально прочности. Поэтому современные литые конструкции в Украине и странах СНГ превышают расчетные по металлоемкости в 1,5-2 раза, а Западной Европе - 1,3-1,5 раза, что ведет к перерасходу энергоносителей, шихтовых материалов, трудоемкости при их производстве в 1,5 - 2,3 раза [14].

Главной идеей реализации научно-технической темы является создание основ автоматизированного конструирования литых деталей малой металлоемкости за счет сочетания технологий получения точных литых изделий с использованием высокопрочных материалов и компьютерных информационных технологий, разработанных во ФТИМС. Это позволит достичь повышение размерной точности литых конструкций до уровня 5-7 квалитетов (допуск 1,6-4 мм) против традиционных при литье в песчаные формы 9-11 квалитетов (6,4-12 мм) по ГОСТ Р 53464-2009 (26645 -85), а это, соответственно, снижает массу литых изделий в 1,5 -1,8 раза.

Выводы

Обзор процесса формовки и конструкций металлических отливок - примеров обработки материалов с помощью 3D технологий иллюстрирует развитие аддитивного метода производства. Прогнозы связывают такие технологии с третьей промышленной революцией, ведущей к ресурсосберегающему экологическому производству, технологический виток которой порой опережает этапы осмысления научно-практических и научно-исследовательских решений. Описанные возможности 3D процессов расширяют спектр металлоконструкций, а показанные каркасно-ячеистые отливки часто наследуют структуры природы с оптимальным сочетанием материалоемкости, прочности и привлекательного внешнего вида. Технологии, открываясь миру науки, используют научные методики и багаж знаний как основу технологического развития, а также одновременно используют инструментарий компьютерного моделирования в качестве специфического метода научного познания, стирая грань между научным и техническим уровнем познания путем «технологизации» науки.

Литература

1. Рифкин Дж. Третья промышленная революция: Как горизонтальные взаимодействия меняют энергетику, экономику и мир в целом. – М.: Альпина нон-фикшн, 2014. – 410 с.
2. Данилишин Б. М. Третья промышленная революция и Украина // Новое время, 25.10.2014. – [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://nvua.net/opinion/danylyshyn/17573.html>.
3. Выставка EuroMold 2014 во Франкфурте - продемонстрированы достижения в области технологий аддитивного производства. 8.12.2014 [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://www.moldex3d.ru/events/6009>.
4. Шинский И. О., Дорошенко В. С. 3D технологии при литье по газифицируемым моделям // Металл и литье Украины. – 2009.- № 4-5. – С. 30 – 33.
5. Дорошенко В. С. Способы получения каркасных и ячеистых литых материалов и деталей по газифицируемым моделям // Литейное производство. - 2008. - №9. - С. 28 - 32.
6. Shambley W. Prepare Your Technology Strategy for 3D Printing, Robotics, and the Cloud // Foundry Management & Technology [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://foundrymag.com/simulationit/prepare-your-technology-strategy-3d-printing-robotics-and-cloud>.
7. Fan, Zhiqiang and Liou, Frank, "Numerical Modeling of the Additive Manufacturing (AM) Processes of Titanium Alloy, in Titanium Alloys," Towards Achieving Enhanced Properties for Diversified Applications, ed. A. K. M. Nurul Amin, Rijeka, Croatia, InTech, 2012, p. 3–28.
8. Дорошенко В. С. Математическое проектирование каркасно-ячеистых отливок // Литейное производство. - 2013. - № 2. - С. 9 - 12.
9. Oganov A.R., Lyakhov A.O., Valle M. How evolutionary crystal structure prediction works - and why. Acc. Chem. Res. 2011, 44, 227-237 p.
10. Патент Украины № 83902, МПК G06F 3/00. Способ распространения информации с применением технологий дополненной реальности / Дорошенко А.В., Дорошенко В.С. - Оpubл. 2013, Бюл. 19.
11. Дорошенко В. С. Трехмерная формовка из сыпучих материалов // Литейное производство. - 2013. - № 4. - С. 8 – 11.
12. Патент Украины № 77595, МПК B22C 9/02. Способ изготовления изделий из сыпучего наполнителя / Шинский О. И., Дорошенко В. С. - Оpubл. 2013, Бюл. 4.
13. Заявка Украины № u201410278, МПК B22C 9/02. Способ формования / Дорошенко В. С., Шинский В.О. От 19.09.2014.
14. Шинский О. И. Снижение металлоемкости литейной продукции – основа развития отрасли // Оборудование и инструмент для профессионалов. - 2011. - № 1. – С. 78 – 79.

УДК 621.744.06

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАТВЕРДЕВАНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ КОРКИ НА ПОВЕРХНОСТИ ПЕСЧАНЫХ ВАКУУМИРУЕМЫХ ОБРАЗЦОВ

В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Спроектовано методику і оснастку для вивчення силової дії вакууму, який притягує до піщаної поверхні розплав металу (аналогічно такому явищу при ВПФ) і прискорює твердіння поверхневого шару виливка. Методика полягає у виготовленні вакуумованих піщаних стрижнів і облицьованих валків для занурення їх у розплав металу

Спроектированы методика и оснастка для изучения силового действия вакуума, который притягивает к песчаной поверхности расплав металла (аналогично такому явлению при ВПФ) и ускоряет затвердевание поверхностного слоя отливки. Методика заключается в изготовлении вакуумируемых песчаных стержней и облицованных валков для окунания их в расплав металла

Technique and equipment designed for the study of the action of the power vacuum that draws the molten metal to the sand surface (similar to the phenomenon under V-Process) and accelerates the hardening of the surface layer of the casting. The method consists in manufacturing a suction sand cores coated rolls and their immersion in the molten metal

Введение

Производство листовой и полосовой стали как в настоящее время, так и в будущем будет весьма актуально, значительно возросли темпы потребления листа и для изготовления товаров народного потребления, и для производства оборудования [1]. Мировое производство листа и полосы занимает > 50% всего объема металлургического производства стальной продукции, из которой значительная часть приходится на долю тонкой полосы. Большие материальные и трудовые затраты действующего прокатного производства полосы вызывают необходимость создания новых экономичных способов ее получения непосредственно из расплава [2]. Это позволит уменьшить себестоимости продукции при наличии существенного энерго- и ресурсосберегающего эффекта, а также низкого

уровня капитальных вложений и высокой адаптивности к различным объемам производства стали, то есть, возможностью реализации в условиях мини и микро заводов.

Создание методики исследования

Специфика контакта расплавленного металла с вакуумируемой песчаной формой при заливке ее рабочей полости характеризуется тем, что на поверхности формы сразу образуется металлическая корка, а для толстостенных отливок в короткий период можно допустить образование металлической пленки. Как отмечалось в работах сотрудников отдела формообразования под рук. проф. Шинского О.И., это вызвано силовым действием вакуума, который притягивает к поверхности формы металл подобно пленке при ВПФ, чем практически устраняет свойственный песчаным формам со связующим зазор между металлом и формой [3]. Происходит ускорение затвердевания поверхностного слоя отливки, контактирующего с формой. Для изучения влияния этого явления на структуру металла и теплообмен на границе контакта металла с песчаной стенкой создана методика, состоящая в изготовлении методом ВПФ песчаных стержней (рис. 1) и окунание их на короткий фиксированный период в расплав металла.

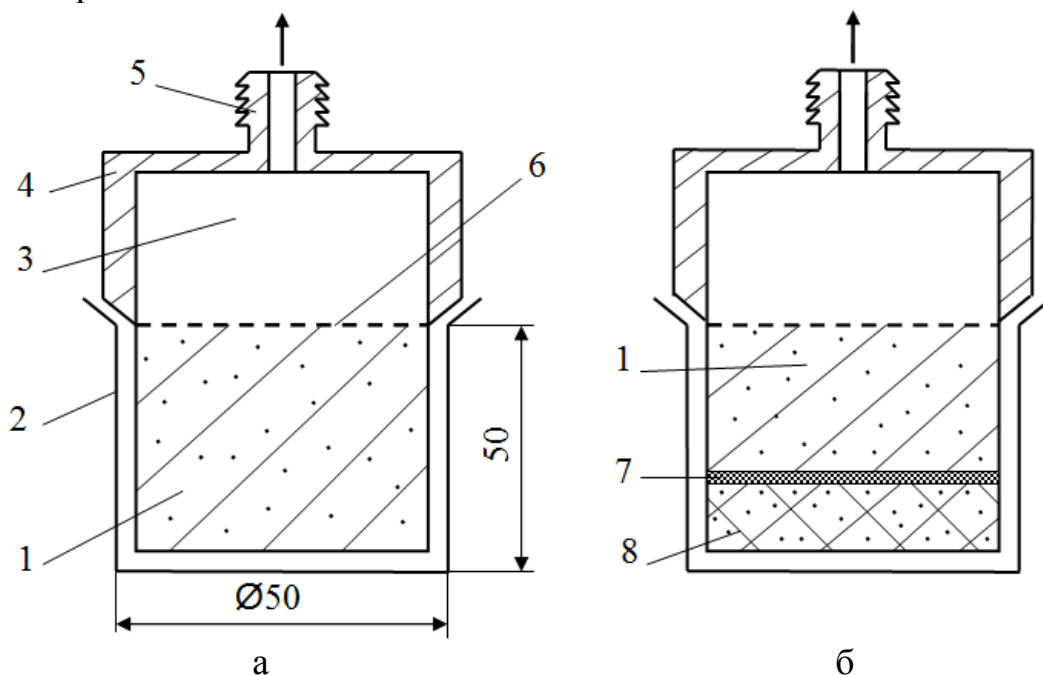


Рис. 1 Песчаные стержни, полученные методом ВПФ, монолитный (а), со слоем дисперсного материала для пропитки (б):

1 – песчаный наполнитель; 2 – синтетическая пленка; 3 - вакуумная камера и 4 – ее корпус; 5 – клапан; 6 – сетка; 7 – противопригарное покрытие; 8 - дисперсный материал (вакуумирование обозначено стрелкой)

Для отработки технологии получения полосы на вакуумируемых валках с песчаной облицовкой, выполненных подобно песчаным стержням по методу ВПФ, предложена следующая установка и оснастка (рис. 2). Установка, благодаря опоре 2, обеспечивает контакт валка 4 с расплавом в печи 1. Мотор-редуктор 3 (с частотным регулированием скорости вращения выходного вала) вращает валок 4. По вакуумному трубопроводу 5, 12 вакуумируют покрытую синтетической пленкой 7 песчаную облицовку 8 через сетку 9 и вакуумную камеру 10, сообщенную ротационным клапаном 11 с трубопроводом 12.

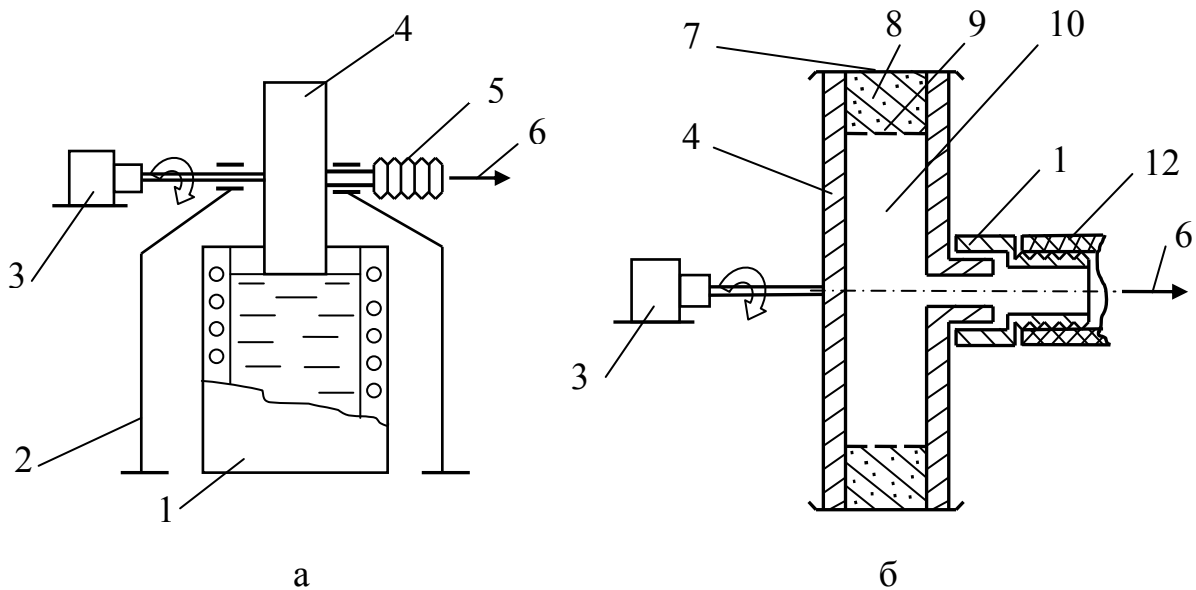


Рис. 2 Схема получения полосы на вакуумируемых валках, экспериментальная установка (а) и оснастка (б): 1 - печь с расплавом; 2 – опора; 3 – мотор-редуктор; 4 – валок; 5, 12 – вакуумный трубопровод; 6 – вакуумирование; 7 – синтетическая пленка; 8 - песчаная облицовка; 9 – сетка; 10 - вакуумная камера; 11 – клапан ротационный

Предложенная методика (наряду с ранее проведенными исследованиями методом выливания жидкого остатка металла из формы) позволит изучить влияние температуры расплава, продолжительности контакта с песчаной поверхностью, теплопроводности песка, величины вакуума и др. на толщину полученной корки, ее свойства и структуру.

Способы получения полосы на вакуумируемых валках и некоторые свойства металла описаны в обзоре [2]. Высокая скорость затвердевания металла полосы отражается на его структуре. Описаны примеры сверхпластической деформируемости при экстремальном измельчении зерен и надлежащем распределении фаз [4]. Так, фирма «Кавасаки стил» из железоуглеродистого сплава с содержанием кремния 4...6,5 % путем

разливки между водоохлаждаемыми роликами диаметром 400 мм при скоростях разливки 3...12 м/с производит полосу шириной 0,2 м и толщиной 0,1...0,4 мм. Полоса с мелкокристаллической структурой при среднем размере зерен 5 мкм используется в качестве магнитомягкого материала с высокой стойкостью к изгибающим и срезающим нагрузкам.

Фирма «Кобе стил» добилась изменения свойств материала при разливке между двумя роликами чугуна и стали с высоким содержанием углерода в полосу толщиной 1...2 мм. После непродолжительной термообработки при 850 °С с целью превращения цементита была возможна холодная прокатка пластичной полосы с содержанием 3,4 % С; 2,4 % S, 0,12 % Mn и феррито-графитной структурой. При этом без промежуточного отжига удавалось редуцировать толщину полосы с 2 до 0,5 мм и получать полосу с временным сопротивлением 350 Н/мм² и относительным удлинением при разрыве 10% [4]. Тонкие полосы (на уровне от 1...2 до десятых долей миллиметра) имеют мелкозернистую структуру, которая с применением эффективных хладагентов в процессе литья может приближаться по свойствам к нанокристаллическим или аморфным сплавам [2]. Первые опыты показали примеры аномальной структуры, когда структура корки чугунов СЧ20 и ВЧ50 толщиной 0,5...1,0 мм, полученной на песчаной вакуумируемой поверхности при ВПФ, имела размер графита, аналогичный графиту переохлаждения.

Такая структура известна при литье в кокиль, когда с повышением скорости затвердевания чугуна резко повышается количество и дисперсность первичных графитовых включений, что может не затормозить, а ускорить разложение связанного углерода [5]. Полученную нами корку легко можно было согнуть пальцами, она не ломалась, как мы привыкли для таких сечений из чугуна для заливов по разьему в обычной песчано-глинистой форме. Анализ литературы показал, что ферритная основа чугуна встречается не только при малых скоростях охлаждения, но и при некотором интервале больших скоростей, близких к критической. В работах [5, 6] появление такой аномальной феррито-графитной структуры объясняется тем, что наличие дисперсного эвтектического графита (графита переохлаждения) при перлитном превращении способствует полному распаду аустенита с выделением феррита. Структуры с аналогичного вида дисперсным графитом и 70...80 % феррита в стенках из высокопрочного чугуна толщиной 3 мм также описаны в работе [7].

Анализ литературы о получении металлоизделий подобных рассматриваемой полосе показывает, что свойства и структура металла тонких (до 1 мм) стенок отливок, исследованы слабо [8]. В отличие от полученных в вакуумируемой песчаной форме, при традиционной песчано-глинистой формовке такие стенки обычно не проливаются, и их

конструкторы не закладывает в чертежи деталей. На отливках из СЧ20 и ВЧ50 при ВПФ мы часто наблюдали обезуглероженный поверхностный слой толщиной до 0,02 мм, который не влиял на современные требования к качеству отливок и, очевидно, был следствием воздействия вакуума формы и кислорода воздуха на металл. Отсюда возникло допущение о возможности получения на вакуумируемых поверхностях стальной полосы такой толщины из расплава чугуна, что и планируется исследовать с помощью разработанной методики.

Выводы

Предложенная методика позволит исследовать предпосылки литья полосы по газифицируемой пленке на вакуумируемом валке [2] предпочтительно из железоуглеродистых сплавов, нержавеющей стали, поскольку облицовка валка может выдерживать температуры, свойственные таким расплавам. Величина вакуума, подводимого к валку, является новым фактором, позволяющим в достаточно широких пределах регулировать параметры литья. По результатам анализа А. А. Минаевым (МАМИ) тенденций патентования непрерывная разливка металлов при производстве заготовок близких к конечной продукции соответствует приоритетному развитию литейно-металлургических процессов, а полученную прямым литьем полосу толщиной от 0,1 до 2,0 мм за рубежом называют новым поколением металлических полуфабрикатов. Сталеплавильные мини заводы для получения такой листовой продукции привлекательны для инвесторов в силу ряда экономических и технологических преимуществ, включая отсутствие таких операций традиционного процесса, как отливка и зачистка слэбов, их повторный нагрев и прокатку; а для непрерывной разливки значительно сокращается технологический маршрут от жидкой до сортовой стали, что уменьшает капитальные вложения, связанные с оборудованием, а также энергозатраты и загрязнение окружающей среды.

Литература

1. Тверской Ю. А. Совершенствование технологической системы производства широкополосной горячекатаной стали для сварных труб на основе ее моделирования: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.05 / Магнитог. гос. техн. ун-т им. Г.И. Носова Магнитогорск, 2005. - 125 с.
2. Дорошенко В. С. Литье металлополосы по газифицируемой пленке на вакуумируемом валке // Металлургия машиностроения. - 2013. - № 5. - С. 22 — 27; №6.- С. 24 - 28.
3. Дорошенко В. С. Литейные процессы с удержанием металла на поверхности вакуумируемой песчаной формы // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції, Київ, 23 квітня 2013 р. — К.: НТУУ «КПІ», 2013. — С. 161 – 171.

4. Steffen R., Thielmann R. Entwicklungen zum bandgießen von stahl // Stahl und Eisen, 1986, v. 106, No. 11. - P. 631–640.
5. Петриченко А.М. Теория и технология кокильного литья. – К. : Техника, 1967. – 252 с.
6. Литье в кокиль / С. Л. Бураков, А. И. Вейник, Н. П. Дубинин и др.- М.: Машиностроение, 1980. – 416 с.
7. Бубликов В. Б., Берчук Д. Н. Повышение степени модифицирования высокопрочного чугуна // Металлургия машиностроения. – 2006.- № 5 - С. 31-35.
8. Golod V. M., Emelyanov K. I., Orlova I. G. Prediction of dendritic microheterogeneity of cast steel: review of models and computeraided analysis of problems (Part 1. Models based on thermal-physical parameters) // CIS Iron and Steel Review. – 2013. - №8. - P. 21-28.

УДК 621.74.045

ТЕРМИЧЕСКАЯ ОБРАБОТКА ПЕНОПОЛИСТИРОЛА ДЛЯ МОДЕЛЕЙ И МАТЕРИАЛОВ В ПРОЦЕССАХ ПОЛУЧЕНИЯ ПЕСЧАНЫХ ФОРМ

В. С. Дорошенко, В. О. Шинский

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Створено спосіб лиття за моделями (з пінополістиролу - ППС), які термокомпактують і видаляють з піщаної форми після усадки в результаті нагрівання. Визначено температуру і тривалість нагрівання зразків ППС для видалення моделей і компактування відходів ППС. Описано приклади і переваги способу, рекомендації його застосування, а також методи спрощення вибивки форм і виготовлення екзотермічних вставок для надливів виливків з використанням ППС, що пройшов термообробку

Разработан способ литья по термокомпактируемым моделям из пенополистирола (ППС), которые удаляют из песчаной формы после усадки в результате нагревания. Определены температура и продолжительность нагревания образцов ППС для удаления моделей и компактирования отходов ППС. Описаны примеры и преимущества способа, рекомендации его применения, а также методы упрощения выбивки форм и изготовления экзотермических вставок для прибылей отливок с использованием прошедшего термообработку ППС

Casting process for thermally sealed patterns of expanded polystyrene (EPS), which is removed from the sand mold after shrinkage due to its heating, has created .Temperature and duration of heating the samples to remove EPS templates and seal EPS waste, have been determined. Examples and advantages of the process, the recommendations of its application, as well as methods of simplifying knockout shapes and manufacturing exothermic sleeves for profit castings using ECP after heat treatment, has been described

Введение

Современное литейное производство, ориентируясь на снижение металлоемкости и повышение точности изделий, развивает растущий сектор процессов литья по разовым моделям, среди которых литье по газифицируемым моделям (ЛГМ) относится к наиболее перспективным

технологиям [1]. В. С. Шуляком подробно описаны основы способа ЛГМ [2], производственная реализация которых включает изготовление песчаных форм преимущественно по моделям из пенополистирола (ППС), как недорогого легкообрабатываемого материала.

В работах научной школы проф. О. И. Шинского ЛГМ-процесс получил дальнейшее развитие в части применения регулируемого давления на металл, армирования моделей макро- и микро-фазами, включая их легирующее, модифицирующее и упрочняющее действие на металл (вплоть до получения композитов), повышения точности и уменьшения шероховатости литья применением моделей повышенной плотности с направленной пористостью, регулирования скорости затвердевания и охлаждения отливки путем использования фильтрационных возможностей сухого песка и его текучести после прекращения вакуумирования формы и др. Во ФТИМС НАН Украины разработаны, совершенствуются и поставляются заказчикам комплексы оборудования цехов ЛГМ с объемом литья 500 - 5000 тонн/год.

Пределы отливок по габаритным размерам могут демонстрировать примеры на рис. 1-4. Крупные модели из ППС, процесс литья по которым выполнен под руководством к.т.н. Примака И. Н., показаны на рис. 1-2. Модель станины формовочной машины Osborn с центральной деревянной частью модели (рис. 1), после извлечения из формы этой части в образованную полость ставили песчаный стержень (снизу виден его знак).



Рис. 1 Модель из ППС с центральной несущей частью из дерева

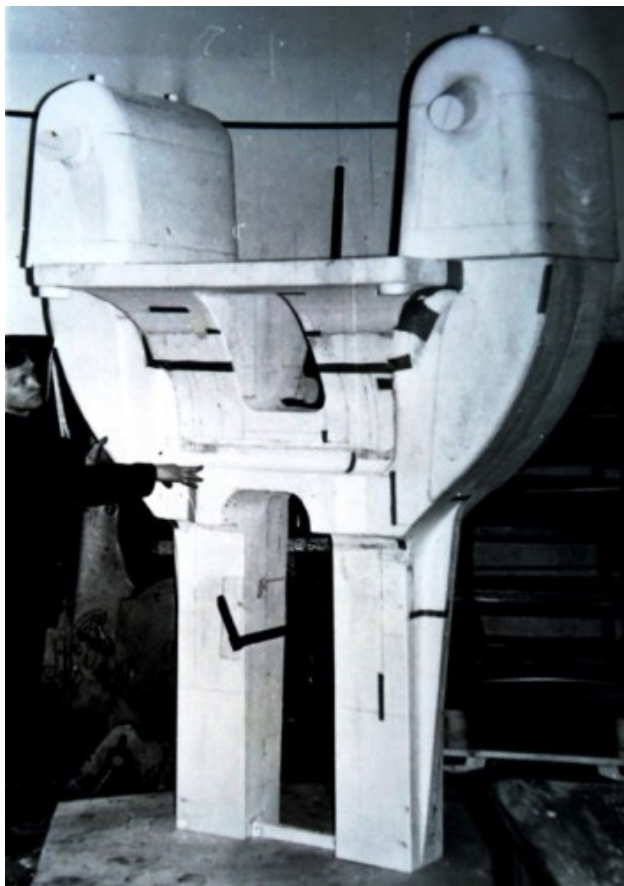


Рис. 2 Модель станины кузнечного молота [2]

Рис. 3 Модели двух деталей МНЛЗ в цехе ФТИМС НАН Украины

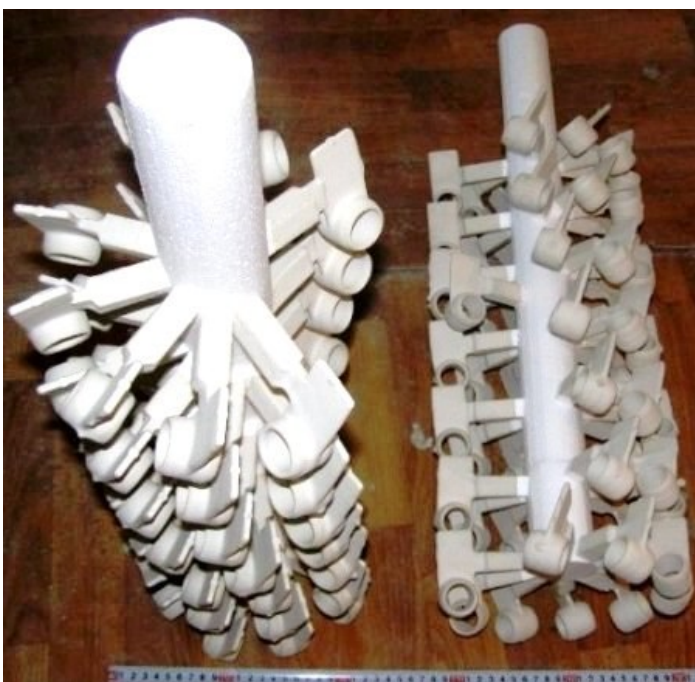


Рис. 4 Модели для серийного производства мелких отливок

На рис. 2 - модель станины кузнечного молота [2]. Люди, имеющиеся на фото, позволяют создать представление о размерах моделей. На рис. 3, 4 показаны выполненные специалистами ФТИМС НАН Украины модели двух деталей МНЛЗ, блоки моделей и стальные отливки цилиндра с открытой сверху полостью, а также блоки моделей для серийного производства мелких отливок – до 60 моделей на одном стояке.

Разработка ряда процессов с применением термообработки ППС

Однако при получении отливок из низко- или безуглеродистых сплавов железа, никеля и некоторых других металлов при ЛГМ по моделям из ППС отмечается науглероживание металла отливки. Это недопустимо, в частности, для отливок лопаток газотурбинных двигателей (ГТД) [3], которые традиционно получают литьем по выплавляемым моделям (ЛВМ) в пустотелую форму, предварительно удалив разовую модель. ЛВМ относится к длительным и дорогостоящим производствам. Однако, для крупных турбин с длиной лопаток до 1,0 м воскоподобные материалы, подверженные деформации под собственным весом, рационально заменить относительно более прочным ППС с последующим получением полый песчаной формы без модели. По прогнозам количество авиаперевозок в ближайшие 20 лет удвоится, что сохранит рост спроса на ГТД.

Термодеструкция ППС моделей, например, лопаток ГТД, выжиганием в оболочковых (керамических) весьма хрупких литейных формах может деформировать форму. В применяемых процессах получения моделей из ППС это учитывают на основании известных зависимостей деформации при расширении полистирола от температуры (рис. 5, а) и объема вспененных гранул от времени выдержки в теплоносителе (рис. 5, б) [2].

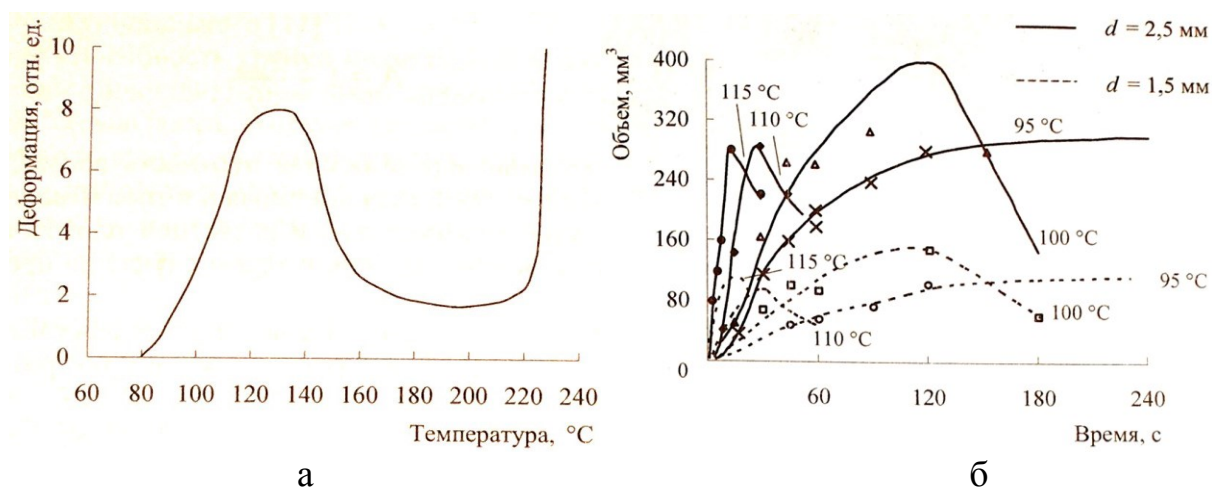


Рис. 5 Зависимости: а - деформации полистирола от температуры; б - объема вспененных гранул от времени выдержки в теплоносителе [2]

Поэтому оптимальных условий расширения гранул ППС достигают до максимальной деформация ППС в интервале 120...130 °С при пластическом состоянии ППС и длительной выдержки при 97...105 °С, поскольку превышение этих показателей приводит к усадке гранул, которую всегда считали негативным явлением, предостерегая модельщиков от «перепекания» моделей, приводящего к их браку.

Анализ «волнообразного» (по графику на рис. 5, а) влияния температуры на изменение объема изделий из ППС привел к вопросу: «Как такую специфическую особенность ППС - способность его к многократной по величине усадке при термообработке использовать для удаления моделей из литейной формы?». По этой теме провели исследования термообработки моделей из ППС для освобождения от них полости литейной формы, поскольку показанные на рис. 5 зависимости были получены для ППС на стадии изготовления моделей. Наряду с этим учитывали опыт термокомпактирования отходов ППС в процессах их утилизации и рециклинга [4, 5, 6], в частности, при изготовлении композитных материалов. При 140 °С и продолжительности нагрева 5 мин. объем образцов ППС с плотностью в среднем 20 кг/м³ уменьшился в 20 раз.

Информация из монографии [2] и результаты экспериментов о свойствах усадки ППС послужили основой для создания способа литья по термокомпактируемым моделям [6]. В общей схеме реализации способа предусмотрено, что при уменьшении размеров модели из ППС (или детали таких моделей) практически без изменения массы отходят от стенки формы и остаются свободно лежать в полости формы, откуда их извлекают перед заливкой металла. Необходимым условием перехода от ЛВМ к новым процессам с термоусаживаемыми моделями из ППС являются меры по упрочнению формы для противодействия возможному расширению модели.

Результаты экспериментов по компактированию взятых из текущего производства литейных цехов ФТИМС НАН Украины моделей различных конструкций в автоклаве, работающем в традиционном режиме для спекания моделей в пресс-формах паром (температура 115...120 °С под давлением 0,13...0,14 МПа), показаны на рис. 6. На рис. 6 а - рядом две модели корпуса суппорта тормоза легкового автомобиля до и после термокомпактирования нагреванием в автоклаве в течение 4...5 мин. Масса модели 9,5 г, габаритные размеры модели отливки ~180 мм, после термокомпактирования ~100 мм. На рис. 6 б показаны две модели кронштейна, одну из которых нагревали таким же образом, на рис. 6 в – образцы ППС, один из которых прошел термообработку и имеет мелкое зерно.

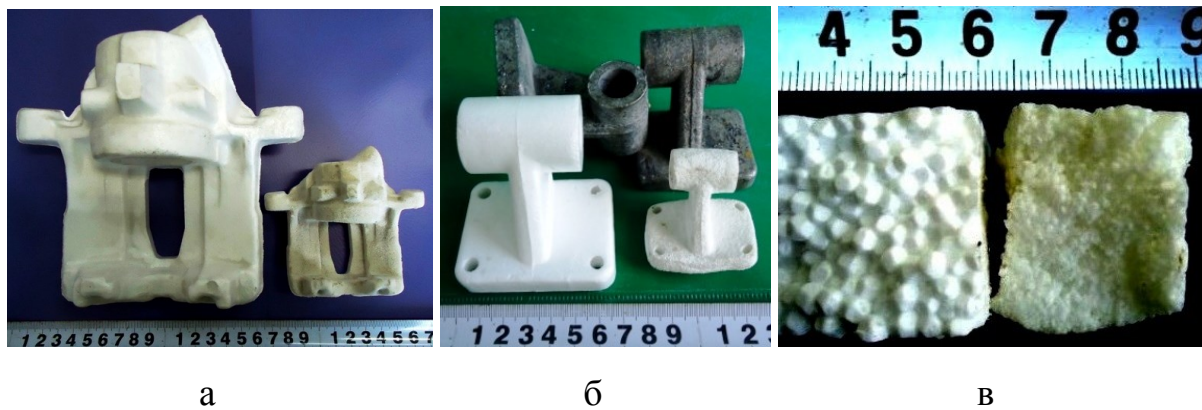


Рис. 6 Образцы до и после термокомпактирования в автоклаве: а - модель корпуса суппорта тормоза автомобиля; б - модель кронштейна на фоне отливок; в - поверхность излома ППС

Однако подобной конструкции рамочные модели и с наличием в них отверстий пока не могут применяться для удаления после усадки. Необходимо создать способы разделения моделей на составные части в полости формы без допущения давления усаживаемой модели на стенки формы. Для крупных сложнофасонных отливок возможно проектирование распадающиеся при усадке модели без зажимов ими песчаной формы со стенками достаточной прочности и без опасности их деформирования, либо с установкой в полости формы песчаных стержней после удаления модели.

Для моделей с выпуклыми поверхностями способ термоусадки пригоден без усложнения конструкции модели. Например, многие лопасти ГТД с разными хвостовиками имеют конструкцию моделей, которые могут усаживаться без оказания силового воздействия на форму (рис. 7, из рекламных сайтов - открытых источников Интернета).

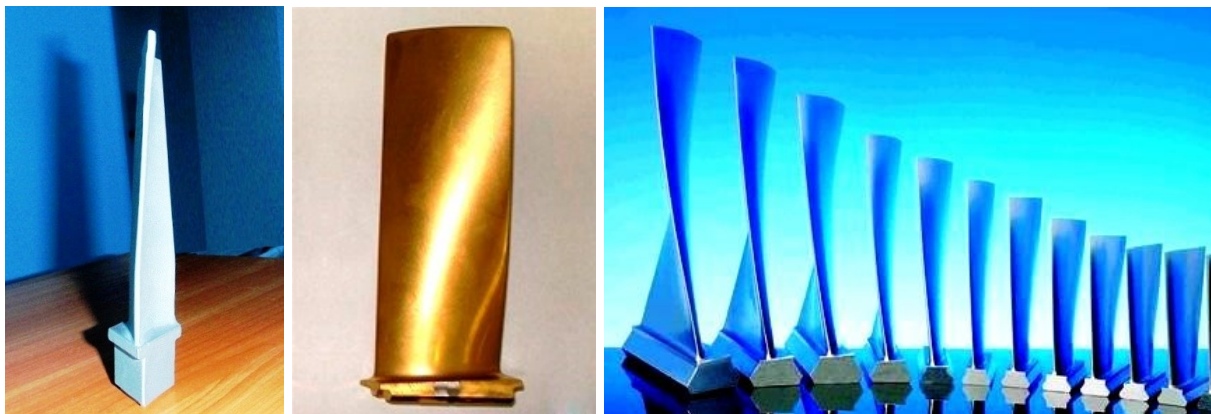


Рис. 7 Лопатки турбин с различными хвостовиками

По мнению авторов, совершенствование способа удаления модели из ППС с помощью термоусадки имеет перспективу, особенно для крупных отливок, получаемых способом Full Mold Casting, который связан со значительными выделениями дыма и наличием открытого пламени от горения продуктов модели при заливке металлом формы.

Помещение в материал модели легковесного проволочного каркаса с выводом его концов для удобного захвата облегчает удаление усаженной модели из формы. При выводе концов каркаса в виде ленты или трубки из цветного металла с высокой теплопроводностью за пределы литейной формы и помещении литейной формы в нагревательную камеру модель будет нагреваться через стенки формы и каркас, что можно совместить, например, с процессом сушки литейной формы. Каркас служит теплопроводным элементом от нагретого воздуха камеры в центральную часть модели. И от него в первую очередь нагревается и усаживается серединная часть модели, когда ее периферийные слои остаются достаточно прочными, чтобы удерживать возможное расширение ППС, предотвращая давление на стенки формы. Далее нагреваются пристеночные части модели, когда им уже создано место для деформации усевающими центральными частями. Образуются зазоры между формой и моделью, между стенками модели вдоль каркаса для поступления горячего воздуха из нагревательной камеры.

Проволочным каркасом из нихрома можно нагреть модель пропусканием через него электротока, а по трубчатому можно пропускать нагретый воздух или пар. Значительная величина температурного интервала для усадки ППС дает возможность нагревания моделей с различной скоростью и контролем температуры без высокой точности, что несложно реализовать в условиях литейного цеха в сочетании с сушкой или начальной стадией прокаливания форм.

Упрочнение наполнителя песчаной формы до прочности (достаточной для противостояния возможному давлению от деформирования модели), при которой полость формы сохраняет свои размеры при нагревании модели достижимо многими известными способами. Для изготовления форм пригодны, например, песчаные пластичные смеси с жидкостекольным связующим самотвердеющие, при формовке по CO_2 -процессу или ЖСС [7].

При проектировании литейной технологии необходимо применять такие конструкции модели и формы, чтобы можно было сообщить освобождаемую от модели полость формы с хотя бы одним каналом выпора, стояка и/или прибыли, который по размерам позволит удалить все части модели после усадки за пределы формы. Рассматриваемый способ разработан, прежде всего, для стального литья, технология которого

обычно включает питание отливки прибылями. Применение открытых прибылей, удаление моделей которых открывает каналы для удаления всех частей компактных остатков модели, - достаточно несложное условие реализации способа.

Формы с открытой прибылью позволяют применять строительные или технические фены (представленные на рынке в широком ассортименте по размерам, мощности и регулированию температуры) с направлением создаваемого ими потока горячего воздуха в каналы для прибыли при нагревании моделей. Такие операции и температуры нагревания горячим воздухом от строительных фенов имеют преимущества по безопасности труда, в сравнении с известными патентами по выжиганию моделей огнем факелом. Фены предлагается оснастить фигурными насадками и гибкими рукавами (подобно бытовым пылесосам) для углубления в полость литейной формы через отверстие от прибыли или выпора без разрушения стенок этой полости.

В процессе разработки способа формовки изготовили форму для литья лопатки (лопасти). Сборная модель ее состояла из трех частей: модели воронки, которая примыкает к модели прибыли и далее продолжается собственно самой моделью детали лопатки. В одном из вариантов при изготовлении такой модели в металлическую пресс-форму помещали каркас аналогично описанию [8], располагая его в центре полости пресс-формы и, в частности, зажимая концы проволоки или ленты по разьему пресс-формы. Такой каркас может быть в виде одного штыря или фигурной рамки, спирали или зигзага и служить арматурой для упрочнения модели (какой является лопатка), обычно выдерживали расстояние каркаса до поверхности модели - не менее $1/3$ толщины стенки модели. После задувания и спекания гранул ППС получали модель, при этом с поверхности торца модели воронки выступали концы каркаса. Возможно аналогичное размещение ленты или трубки из алюминиевого или медного сплавов с теплопроводностью выше, чем у стали.

После изготовления модели опробовали варианты формовки нанесением на модель песчаной смеси по CO_2 -процессу, а также путем нанесения многослойной оболочковой формы, аналогичной процессу ЛВМ. После упрочнения формы отверждением связующего сравнительно толстостенные формы нагревали в сушиле, а модели с оболочковым слоем формовали в контейнере с сухим песком. Поскольку модель охватывалась песком формы по выпуклой поверхности, что исключало деформирование формы при усадке модели, то достаточно было опоры оболочки на виброуплотненный песок, который пригружали со стороны контрлада контейнерной формы и потом нагревали, выполняя усадку модели. Обычно достаточно было нагревать модели до усадки в 2...3 раза.

При изготовлении полости формы лопатки сообщали эту полость формы с каналом открытой прибыли, которая проектировалась по методу выкатывающихся окружностей, выходила за пределы формы и имела размеры, позволяющие легко удалить уменьшенные остатки модели с помощью пинцета или помещенного в модель каркаса.

Термокомпактирование модели переводит ее в компактные твердые отходы практически без потери ее массы и засорения песка формы, а также воздуха цеха продуктами термодеструкции ППС, в отличие от ЛГМ, а также без жидких производственных отходов, присущих применению растворимых моделей. Экологические преимущества и лучшие условия труда по сравнению с другими способами удаления моделей из ППС сократят затраты по обезвреживанию экологически небезопасных газов или жидкостей при растворении моделей из ППС. Предложенный процесс литья по термокомпактируемым моделям рекомендован для применения на участках ЛГМ и ЛВМ как вариант способа литья без науглероживания металла, что расширит некоторые ограничения для ЛГМ-процесса по стальному литью, отмеченные в статье [9], а также позволит увеличить размеры моделей для цехов ЛВМ.

Кроме того, предложенная технология снимает ограничение по невысокой плотности моделей из ППС, присущее ЛГМ-процессу, что позволит повысить размерную точность, снизить шероховатость поверхности отливок, а также применять другие пенопласты, в т.ч. из полиуретана и полиэтилена, для разовых литейных моделей. С повышением плотности растет прочность ППС, что будет использовано для упрочнения моделей длинномерных тонкостенных лопастей, в частности, формуемых горизонтально.

Исследования по термообработке ППС также касались темы утилизации отходов легковесных полимерных материалов (занимающих большой объем), запрещенных для сжигания по экологическим причинам [10], к которым относится ППС, и удаление которых, в частности, ложится на затраты ЛГМ-процесса. Исследования, проведенные во ФТИМС позволили определить оптимальные размеры кусков после механического дробления отходов ППС для термокомпактирования ($2 \times 2 \times 2$ см), температуру (140°C) и продолжительность (5 мин.) этой операции для получения зернистого полистирола. Авторы статьи отмечают значительный вклад в организацию этих исследований, публикацию и патентование новых технических решений А. А. Стрюченко, который долгое время был ответственным исполнителем по этой теме [4, 5, 10]. Он разработал ряд технологических процессов с использованием компактных отходов ППС при получении термопластичного связующего для песчаных

литейных форм, композитных материалов на минеральной основе и лакокрасочных материалов.

Формовочные процессы с применением термокомпактированных зернистых отходов ППС основаны на получении сыпучей смеси путем перемешивания их с частицами наполнителя и формовании из этой смеси изделий в оснастке. Затем при нагревании оснастки до температуры 170...180 °С реализуют термопластичные свойства полимера полистирола в качестве связующего при создании новых формовочных смесей или полимерных композиционных материалов [5, 10]. В качестве наполнителей таких материалов применяли кварцевый песок, твердые минеральные отходы фарфорофаянсовых производств, гидрат алюминия $Al(OH)_3$.

При изготовлении образцов таких материалов частицы наполнителя со слоями полистирола образуют дисперсную систему как адгезионно-когезионный комплекс с прочностью образца материала на сжатие 188...313 кг/см² и выше. При этом стремились максимально добавлять в состав формовочной смеси крупнотоннажные минеральные отходы отечественных производств, складываемые в отвалах в значительном количестве с загрязнением окружающей среды и существенными затратами по их хранению. Разработка технологии велась, чтобы использовать их в производстве облицовочных и утеплительных материалов различной прочности, декоративной окраски и фактуры поверхности. Отработан процесс формовки образцов композитной плитки, на 100 % состоящей из отходов, где объем ППС составлял 30...100 %.

Перспективно использование в литейных цехах технологии получения легковыбиваемых жидкостекольных формовочных смесей с молотыми термокомпактированными или растворенными отходами ППС. Согласно экспериментальным данным при нагревании выше 200 °С формовочной смеси прочность жидкостекольной смеси с добавками полистирола в растворенном виде резко снижается, и при 250...300 °С смесь практически полностью разупрочняется и легко рассыпается, что дает основание для применения ее для легковыбиваемых форм и стержней [10].

Аналогичные явления деформации между зернами смеси свойственны молотым термообработанным отходам ППС при нагревании формы заливаемым металлом выше 220 °С (согласно рис. 5 а). Деформация расширения ослабляет манжеты и пленки обезвоженного щелочного силиката (введенного с жидким стеклом) по границам контактов и вокруг кварцевых зерен песка, обеспечивает высокую выбиваемость жидкостекольных смесей, значительно облегчает их регенерацию и повторное использование в формовочных процессах, что в целом улучшает экологические показатели производства.

В формовочных процессах при ЛГМ также находят использование отходы ППС, прошедшие термообработку, для изготовления экзотермических (ЭТ) вставок, помещаемых в литейную форму перед заливкой. Эти вставки служат для подогрева металла в прибылях, способствуя экономии металла. Их в виде конуса-патрона удобно помещать в процессе формовки в изготовленную для этого полость в верхней части модели прибыли из ППС. Для ЭТ смеси такой вставки, состоящей из железорудного концентрата и алюминиевого порошка, отходы ППС, прошедшие термообработку, служили связующим. Во избежание взрывного характера реакции интенсивность горения ЭТ смеси понижали добавкой наполнителя, не участвующего в реакции, в качестве которого также использовали измельченные термокомпактированные отходы ППС [11].

Преимущество применения таких отходов ППС для ЛГМ-процесса состоит в том, что они заменяют традиционные связующие (глина, жидкое стекло) для этих вставок и тем самым предотвращают излишнее загрязнение формовочного песка, находящегося в многократном обороте, отходами от вставок без необходимости его дополнительной очистки в линиях действующих литейных цехов. Что касается газов, выделяющихся при газификации модели с такой вставкой, то они не превышают количества газов, которое выделяется при газификации модели без использования ЭТ вставки, поскольку на изготовление модели прибыли без вставки обычно расходуется большее количество ППС, чем для уменьшенной модели со вставкой.

Технология получения ЭТ вставок была разработана Н. И. Буровским. Эти вставки изготавливали с предварительным измельчением термокомпактированных отходов ППС до фракционного состава $< 0,5$ мм. После перемешивания эквивалентных (1:1) количеств реакционной смеси и отходов полистирола их спекали при температуре ~ 160 °С, аналогично работам [5, 10]. Полученные ЭТ вставки имели высокие прочностные характеристики. Процесс их получения с повторным использованием отходов ППС признан наиболее удачным среди ряда опробованных [11]. По сравнению с вариантом получения ЭТ вставок с подвешенными гранулами полистирола по технологии спекания газифицируемых моделей применение термокомпактированного ППС уменьшило объем ЭТ вставок в три раза при одинаковых теплотворной способности и технологии применения.

Выводы

Описанная технология формовки по моделям из ППС, удаляемых из песчаной формы после их усадки в результате нагревания, находится на

стадии патентования, уточнения области применения с учетом разработки новых решений по конструированию моделей и опробования в лабораторных условиях. Экспериментально определена температура и продолжительность нагревания образцов ППС для компактирования отходов ППС и усаживания моделей. Описаны примеры и преимущества применения термообработки моделей и отходов из ППС для процессов песчаной формовки. Ввиду несложности процесса рекомендуется его применение на участках ЛГМ и ЛВМ, а также методы упрощения выбивки форм и изготовления экзотермических вставок для прибылей отливок с использованием ППС, прошедшим термообработку.

Литература

1. Шинский О. И. Снижение металлоемкости литейной продукции – основа развития отрасли // Оборудование и инструмент для профессионалов. - 2011. - № 1. – С. 78 – 79.
2. Шуляк В.С. Литье по газифицируемым моделям. - СПб.: Профессионал, 2007. – 408 с.
3. Шинский О. И., Максютя И. И., Нейма А. В. Особенности применения растворимых пенополистироловых моделей для получения сложнопрофильных деталей ГТД // Металл и литье Украины. – 2013.- № 9. – С. 14 – 18.
4. Тихонова О. А., Стрюченко А. А. Исследование процессов термокомпактирования отходов пенополистирола // Процессы литья. – 2010. - №6. – С. 59 - 64.
5. Пат. UA 82838, МПК C08J 11/04. Способ получения полимерного композиционного материала / О. И. Шинский, А. А. Стрюченко, В. С. Дорошенко, И. О. Шинский, П. В. Русаков. - Опубл. 12.08.2013. - Бюл. 15.
6. Дорошенко В. С., Шинский В. О., Тихонова О. А. О литье по термокомпактируемым моделям // Литейное производство. - 2014. - № 11. - С. 16 - 20.
7. Дорошенко В. С., Болюх В. А. Получение крупных стальных отливок по газифицируемым моделям с использованием наливной формовки // Тяжелое машиностроение. - 2010.- №10. - С. 16 - 20.
10. А. С. СССР № 1629140, МПК B22C 21/00, 21/01 Литейная форма для вакуумно-пленочной формовки. В. С. Дорошенко, Н. И. Шейко. - Опубл. 23.02.1991. - Бюл. №7.
8. Пат. UA 91224, МПК B22C 9/02. Способ формовки по разовым моделям. О. И. Шинский, В. С. Дорошенко, А. В. Нейма - Опубл. 25.06.2014. Бюл. № 12.
9. Андерсон В. А., Котович А. В. Опыт освоения инновационных технологий и оборудования // Литейное производство. - 2014. - № 6. - С. 32 - 36.
10. Шинский О. И., Стрюченко А. А., Дорошенко В. С. Два направления в области рециклинга отходов пенополистирола // Экологический вестник России. - 2012. - №12. - С. 52 - 56.
11. Буровский Н. И., Дорошенко В. С., Бабич Н. В. Экзотермический обогрев прибылей при литье по газифицируемым моделям // Процессы литья. – 2014.- № 5. – С. 48 - 52.

УДК 621.74.045.072.2:669.054.8

ВТОРИЧНОЕ ИСПОЛЬЗОВАНИЕ БЫТОВЫХ И ПРОИЗВОДСТВЕННЫХ ТЕХНОГЕННЫХ ОТХОДОВ ПЕНОПОЛИСТИРОЛА

В. С. Дорошенко, В. О. Шинский, О. А. Тихонова

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Огляд різновидів нових технологій переробки відходів пінополістиролу, розроблених ФТИМС НАН України, включає два напрямки: розчинення і термокомпактування. Утилізація цих відходів складається в застосуванні їх у вигляді сполучних для ливарних форм, композитних виробів з зернистими неорганічними компонентами або лакофарбової продукції. Живичний скипідар служить як розчинником, так і пластифікатором отриманого матеріалу. Швидке розчинення гранульованих відходів дозволяє готувати фарби за місцем застосування

Обзор разновидностей новых технологий переработки отходов пенополистирола, разработанных ФТИМС НАН Украины, включает два направления: растворение и термокомпактирование. Утилизация этих отходов состоит в применении их в виде связующих для литейных форм, композитных изделий с зернистыми неорганическими компонентами или лакокрасочной продукции. Живичный скипидар служит как растворителем, так и пластификатором полученного материала. Быстрое растворение гранулированных отходов позволяет готовить краски по месту применения

Overview of varieties of new technologies for processing waste polystyrene developed FTIMS NAS of Ukraine includes two areas: dissolution and thermocompaction. Disposal of these wastes is to apply them as binders for foundry molds, composite products with granular inorganic components or paint products. Gum turpentine used as solvent, and plasticizer material obtained. Rapid dissolution of granular waste paint allows you to cook at the place of use

Использование материалов, отходы которых пригодны для утилизации (от латинского utilis – полезный), становится неотъемлемой частью производственного процесса с целью максимального использования полезных свойств материала. Поиск рациональных путей

утилизации отходов полимеров приобретает во всем мире все более серьезное экологическое значение. По этой проблеме во многих странах издаются специализированные журналы, проводятся международные конференции, публикуется информация в периодических изданиях экологической тематики и т.п., поскольку она является одной из актуальных мировых проблем промышленности и физико-химии полимеров.

Особое положение среди полимеров занимает пенополистирол (ППС). Твердая пена полистирола обладает уникальными свойствами, сочетающими легкость, изоляционные свойства, гибкость и прекрасную возможность обработки. Эти свойства используют для производства теплоизоляции в строительстве (70%), в потребительской и пищевой упаковке (25%), применяют в литейном производстве главным образом для литья по газифицируемым моделям (ЛГМ), которые замещаются в литейной форме жидким металлом при получении литой металлопродукции повышенной точности. Примеры таких моделей с габаритными размерами 0,7 - 1,1 м показаны на рис. 1. Фактически материал ППС можно встретить во многих сферах современной жизни.

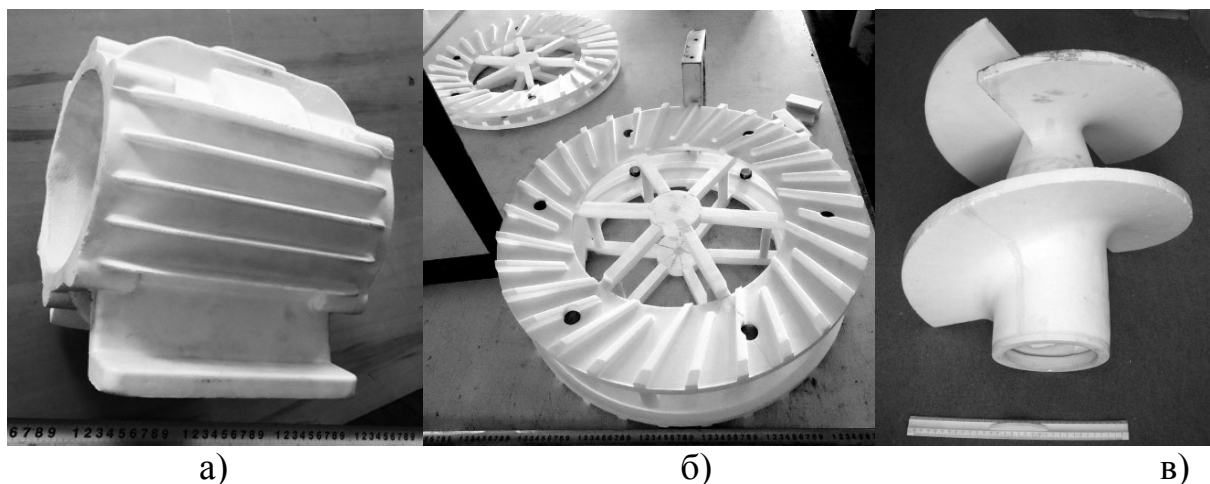


Рис. 1. Модели из ППС для получения металлических отливок:
а) корпуса электродвигателя; б) рабочих колес; в) шнека

Трудности утилизации отходов ППС определяются как свойствами самого материала, так и свойствами полимера полистирола из которого этот материал состоит. Прежде всего, ППС характеризуется очень низкой плотностью ($0,015-0,035 \text{ г/см}^3$), которая примерно в 50 раз ниже плотности полимера полистирола ($1,050-1,065 \text{ г/см}^3$), что при малой массе дает очень большой объем и создает множество неудобств при его утилизации. Кроме того, полистирол по своим свойствам не взаимодействует с водой и не

подвержен биологическому разложению. Его нельзя сжигать подобно углю, дровам и т.п., так как при термодеструкции полистирола выделяются токсичные газы. Все эти обстоятельства приводят к тому, что в окружающей человека среде прогрессивно накапливаются огромные по объему отходы ППС.

В промышленности полистирол получают полимеризацией стирола при повышенной температуре блочным, эмульсионным или суспензионным методами. Это весьма объемный, сложный, дорогостоящий и крупнотоннажный технологический процесс синтеза. Стоимость конечного продукта, как и вообще полимеров, довольно высока, хотя полистирол является одним из самых распространенных полимеров в мире, занимая 4-е место после полиэтилена, поливинилхлорида и полипропилена. Несколько лет тому назад мировой рынок полистирола оценивался в 14 млн. тонн в год.

Во ФТИМС НАН Украины научной школой проф. Шинского О. И. проведены исследования по двум направлениям многоцелевой утилизации отходов ППС:

- 1) разработка ряда технологий применения этих отходов на основе растворения их в живичном скипидаре [1];
- 2) разработка ряда технологий на основе термокомпактирования этих отходов [2].

Авторы статьи отмечают значительный вклад в организацию этих исследований, публикацию и патентование новых технических решений А. А. Стрюченко, который долгое время был ответственным исполнителем по этой теме. Рассмотрим эти направления.

1. Утилизация отходов ППС при растворении их в живичном скипидаре

В качестве краткого итогового обзора ниже представлен ряд разработанных и предложенных для использования в промышленности технологий, основанных на применении растворов отходов ППС в живичном скипидаре. У живичного скипидара предельно-допустимая концентрация (ПДК) равна 300 мг/м^3 , т.е. находится на уровне широко известных и применяемых в быту растворителей – бензина, керосина, уайт-спирита, что позволило разработать технологии с безопасными санитарными условиями труда. Живичный скипидар широко применяется в медицине и ветеринарии, как растворитель лаков и красок, а также в химической промышленности.

1.1 Технология приготовления в производственных условиях растворов отходов ППС в живичном скипидаре [3, 4]

В основе данного процесса разработана технологическая схема получения растворов отходов ППС в живичном скипидаре с целью их последующего многоцелевого использования в ряде отраслей промышленности. Схема включает приемный бункер для отходов ППС, устройство для измельчения этих отходов, весовой дозатор и герметичный реактор с мешалкой для ускорения растворения ППС и получения однородного по концентрации раствора. Установлено, что независимо от концентрации раствора наблюдается явление седиментации мелких загрязнений отходов ППС, которые могут быть удалены через нижнее сливное отверстие в реакторе.

Реактор позволяет приготовить раствор любой концентрации вплоть до 40%. Как показали эксперименты, при такой весьма высокой для растворов полимеров концентрации, возможно при последующем его использовании получить при перемешивании равномерное распределение этого раствора в качестве связующего для частиц дисперсного наполнителя, в частности, кварцевого песка. В лабораторных условиях были получены растворы и 50 %-й концентрации, однако низкая вязкость затрудняла их дальнейшее использование.

Для данного технологического процесса предложена комплектация оборудованием при организации его в качестве отдельного производственного участка. Важно отметить, что растворение отходов ППС в живичном скипидаре одновременно с процессом получения жидкого технологического продукта является одним из способов их компактирования, что имеет важное технико-экономическое и экологическое значение [5]. Так, если готовить 40%-й раствор отходов пенополистирола в 100 л живичного скипидара, то объем этого раствора увеличивается примерно на 50 л при растворении около 3 м³ отходов ППС, т.е. жидкость по объему «поглощает» этих отходов в 60 раз больше, чем растет ее объем.

1.2 Применение в литейном производстве

1.2.1 Технология приготовления формовочных и стержневых смесей с применением в качестве связующего 40%-х растворов ППС[5]

40%-е растворы обладают оптимальной концентрацией, относительно вязкости и текучести, но в песчаных смесях имеют невысокую связующую способность. Эти растворы по прочности на сжатие песчаных смесей в сыром состоянии (0,01 МПа и ниже) аналогичны связующей способности ранее применявшихся для литейных форм пищевых растительных масел,

крепителя ЧГУ (раствор сплава жирных кислот растительных и талового масел с канифолью в уайт-спирите) и др. Поэтому для освобождения полуформы или стержня из оснастки такие смеси требуют применения драйеров. Это существенно усложняет и удорожает процесс формовки. Такие смеси получают технологически необходимую прочность только после их термической обработки на драйерах в сушильных камерах. Так, формовочная смесь с 2 - 3% полимера после нагревания при 120 °С в течение 60 мин. имела прочность на разрыв 1,78 - 1,92 МПа.

1.2.2 Технология приготовления формовочных и стержневых смесей на основе применения 40 %-ных растворов с повышенной сырой прочностью на сжатие [7]

Оптимальные условия применения такой смеси достигается тем, что в такую смесь наряду с 40 % раствором вводят 1,0 - 1,5 % жидкого стекла, а саму смесь перед освобождением из оснастки продувают CO₂ (до 1 мин.). При этом прочность смеси на сжатие в сыром состоянии увеличивается на порядок с 0,03 - 0,05 кг/см² до 0,40 - 0,60 кг/см². По такой технологии изготовления форм и стержней полученная сырая прочность является технологически достаточной и необходимость применения драйеров отпадает. На рис. 2 показаны образцы и литейный стержень из этой смеси.

1.2.3 Технология приготовления легковыбываемых жидкостекольно-полистирольных формовочных смесей взамен трудновыбываемых жидкостекольных смесей

Среди многих видов связующих материалов, используемых для приготовления формовочных и стержневых смесей, жидкое стекло стоит на втором месте по применению после огнеупорных глин. Его вводят в смесь в количестве 5-7 % [8]. Как неорганическое связующее в формовочных смесях, жидкое стекло имеет ряд несомненных преимуществ – огромные возможности сырьевой базы, дешевизна, доступность, экологическая безвредность и др. Однако серьезным недостатком этих смесей является плохая выбиваемость при удалении отливок из форм, что повышает трудоемкость процесса выбивки, ухудшает условия труда и экологическую безопасность производства. Теме улучшения выбиваемости смесей с жидким стеклом посвящены многочисленные исследования [9 - 13].

Наши разработки позволили решить проблему выбиваемости жидкостекольных смесей. Кардинальное решение достигнуто путем ввода в них совместно с жидким стеклом 40%-го раствора отходов ППС в живичном скипидаре не как добавки, а в качестве равноправного связующего компонента. Один из типовых составов жидкостекольно-

полистирольных формовочных смесей (% по массе): кварцевый песок - 95, жидкое стекло - 3, полистирол - 2 в виде указанного раствора. Прочность такой смеси на сжатие после продувки CO_2 в течение 1 мин. столь высока, что превышает возможности ее определения на стандартном рычажном приборе, то есть значительно выше $1,25 \text{ кгс/см}^2$, а прочность смеси по сырому на разрыв равна $0,04 \text{ МПа}$.

При оптимизации составов этих смесей с жидкостекольно-полистирольным связующим в качестве характеристики выбиваемости была принята прочность образцов на разрыв в зависимости от температуры нагрева. При этом установлено, что после высушивания при оптимальной температуре 150°C прочность смеси значительно увеличивается - с $0,04 \text{ МПа}$ до $0,57 \text{ МПа}$, т.е. почти в 15 раз. При дальнейшем повышении температуры нагрева наблюдается резкое уменьшение прочности на разрыв, что обусловлено процессами деструкции полистирола, которые начинаются при 200°C . Так, если при 170°C прочность смеси на разрыв только заметно уменьшается с $0,57 \text{ МПа}$ до $0,45 \text{ МПа}$, то при 200°C она резко снижается до $0,14 \text{ МПа}$. А при 250°C и 300°C смесь практически полностью разупрочнялась и легко рассыпалась, что дает основание для применения ее для легковыбиваемых высокоточных форм и стержней.

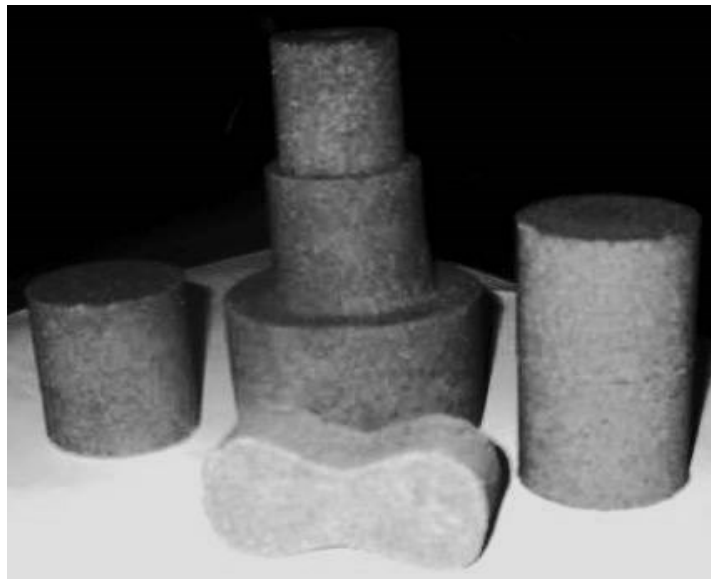


Рис. 2 Образцы для испытаний смеси на сжатие и на разрыв, литейные стержни из смеси для литейного производства

Таким образом, применение жидкостекольно-полистирольных формовочных смесей взамен жидкостекольных позволяет получить такие два преимущества:

1) содержание жидкого стекла в смеси можно уменьшить примерно в 2 раза, что уже способствует улучшению ее выбиваемости;

2) наличие в формовочной смеси (в сочетании с жидким стеклом) полистирола с присущей ему деформацией расширения при высоких температурах ослабляет манжеты и пленки обезвоженного щелочного силиката по границам контактов и вокруг кварцевых зерен песка.

Это в сумме обеспечивает высокую выбиваемость таких смесей, значительно облегчает их регенерацию и повторное использование в формовочных процессах, что в целом улучшает экологические показатели производства.

1.3 Химическая промышленность производства пластмасс

Технология получения пластифицированного полимера полистирола из отходов ППС [14].

Получаемый в промышленности атактический, то есть аморфный, полимер полистирол по своим физическим свойствам представляет собой достаточно твердый материал плотностью 1,05-1,065 г/см³ и температурой стеклования $T_g \approx 80$ °С. В таком состоянии его трудно использовать в композициях для получения пластмассовых изделий. Поэтому в производственных условиях его подвергают технологической операции пластификации с целью понижения температуры стеклования T_g и приобретения полимером свойств эластичности и пластичности, необходимых для последующей переработки. Пластификация полимеров в промышленности – это крупнотоннажный и трудоемкий технологический процесс, так как в полимер надо ввести довольно значительное по массе количество пластификатора – до 30-40 %. В качестве пластификаторов чаще всего служат низкомолекулярные углеводороды, которые должны быть совместимы с полимером и обладать низкой летучестью.

А. А. Стрюченко [14] предложено получать полимер полистирол из отходов ППС, что имеет не только важное экологическое значение, так как направлено на уменьшение не подлежащих переработке отходов, но также серьезное техническое решение, так как речь идет о получении полимера полистирола из растворов отходов ППС в живичном скипидаре в уже пластифицированном состоянии. Таким образом, живичный скипидар используется не только для растворения полистирола, но также одновременно является его пластификатором. Поэтому выделение полистирола из такого рода растворов позволяет получить этот полимер в уже пластифицированном состоянии, то есть пригодном для его использования в композициях материалов для получения пластмассовых изделий.

В лабораторных условиях пластифицированный полистирол получали путем приготовления 40%-х растворов отходов ППС в живичном скипидаре с последующим удалением излишков растворителя путем выстаивания раствора в чашке Петри на воздухе при комнатной температуре [15]. В производственных условиях для этой цели обычно применяют вакуумные испарители. В результате испарения живичного скипидара масса взятой навески раствора заметно уменьшалась. Анализ данных кинетики потери массы раствора при удалении живичного скипидара и роста концентрации полистирола показали, что наиболее существенные потери массы раствора и растворителя происходят в первые 2-3 суток. В дальнейшем эти показатели заметно уменьшаются и спустя 17 суток становятся незначительными, что говорит о том, что раствор «химически удерживает» от испарения скипидар и длительное время находится в пластичном состоянии. Такие же исследования проведены для сопоставления с другим растворителем – этилацетатом. Подобно живичному скипидару этилацетат также хорошо растворяет ППС, однако у него высокая летучесть, что не позволяет ему служить пластификатором полистирола.

Сравнение кинетики потерь массы 40%-х растворов с живичным скипидаром, имеющим среди многих известных растворителей низкую летучесть, и растворов с этилацетатом, имеющим высокую летучесть, позволяет получить неоспоримое подтверждение в пользу живичного скипидара, как пластификатора полистирола [14]. Об этом свидетельствует то количество растворителя, которое остается в полистироле спустя выстаивания на воздухе в течение 15-17 суток. Если за это время в полистироле с живичным скипидаром остается 31,5 % живичного скипидара, то в полистироле с этилацетатом в сравнимых условиях – только 10,7 % этилацетата, практически в 3 раза меньше, что показывает непригодность этилацетата в качестве пластификатора полимера полистирола в отличие от живичного скипидара.

1.4 Строительство

1.4.1 Технология получения полистироловых покрытий для решения проблем гидроизоляции

Одним из ценных свойств полимера полистирола является его гидрофобность, то есть он не смачивается и не взаимодействует с водой. Кроме того, он не подвержен биологическому разложению во времени. Поэтому получение и применение таких покрытий поможет решить многие проблемы гидроизоляции в строительстве. Широкое традиционное использование ППС для упаковки пищевых продуктов позволяет

рекомендовать применение таких полистироловых покрытий для гидроизоляции помещений, связанных с пищевыми продуктами.

1.4.2 Технология получения прочного, водостойкого и декоративного полистиролового покрытия по дереву

Получение и применение водостойкого полистиролового покрытия по дереву представляет значительный практический интерес. Такое покрытие опробовано для различных деревянных изделий, работающих в условиях контакта с влажной средой – наружные двери домов, деревянные предметы дачной постройки, переплеты окон и т. п. С различными красителями можно получить широкую гамму по цвету водостойких полистироловых покрытий – от прозрачного покрытия до покрытия практически любого цвета. На рис. 3 а показаны раствор из отходов ППС в стеклянной емкости и его капля на стекле, на рис. 3 б – образцы цветного и прозрачного полистиролового покрытия по дереву. На рис. 3 по капле видна достаточно высокая жидкотекучесть раствора, регулируемая процентным содержанием компонентов в зависимости от условий использования в качестве покрытия или связующего, а также видно, что прозрачные полистироловые покрытия полностью сохраняют фактуру подложки, покрывая поверхность прочной тонкой глянцевой пленкой.

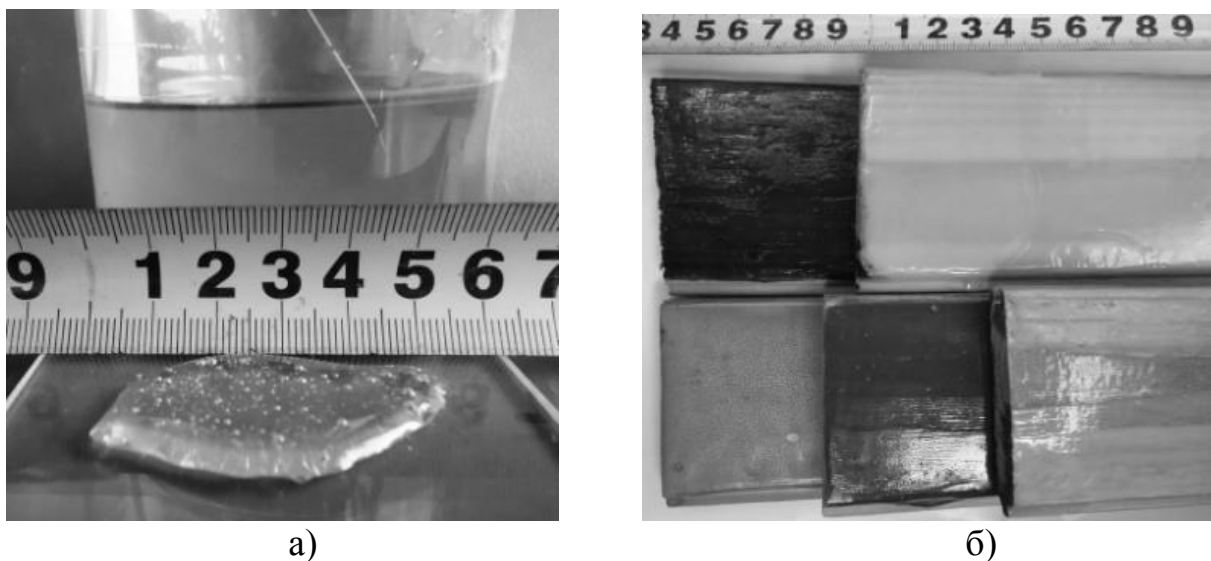


Рис. 3 Образцы: а) раствора из отходов ППС в стеклянной емкости и его капля на стекле; б) цветного и прозрачного полистиролового покрытия по дереву

1.4.3 Технология получения прочного и водостойкого полистиролового покрытия декоративного назначения для гончарных изделий в быту

Гончарные изделия в виде кувшинов, ваз и тому подобных изделий, после придания глине формы обжигают в печах при высокой температуре (1200-1300 °С). В результате усадочных процессов при обжиге такие изделия характеризуются повышенной пористостью. Это иногда приводит к "выпотеванию" залитой в изделия жидкости. Для предотвращения такого нежелательного явления наружную поверхность изделия рекомендуется покрыть водостойким полимерным покрытием. Для этой цели пригодны 20-30%-е растворы отходов пенополистирола в живичном скипидаре. Наличие пористости гончарного изделия способствует сцеплению покрытия с подложкой. Такое покрытие после его высушивания при невысокой температуре (50-60 °С) в течение непродолжительного времени (2-3 ч.) становится гарантировано водонепроницаемым. Оно может быть высушено также при выстаивании на воздухе, однако в течение более длительного времени. Применение таких покрытий повышает художественную и потребительскую ценность изготовленных из глины изделий, их поверхность приобретает блеск, а окраска становится ярче.

1.5 Лако-красочные материалы для живописи

1.5.1 Применение 25-30 %-х растворов отходов ППС в живичном скипидаре в качестве нового полистирольного картинного лака

В настоящее время в качестве картинных лаков в живописи применяются составы на основе мягких натуральных смол (мастикс, даммара и др.). Эти импортные смолы из экзотичных растений труднодоступны, дефицитны и дороги. Лаковая пленка из этих смол имеет слабую стойкость в условиях контакта с атмосферной влагой, она хрупкая, мягкая, быстро стареет, трескается, имеет пониженную эластичность. Технология приготовления лаков на основе натуральных смол трудоемка и продолжительна по времени.

Лаковые покрытия на основе синтетического полистирола [16] лишены этих недостатков. Заключение экспертов - художников-реставраторов и мастеров живописи по результатам испытаний подтверждает преимущества разработанных нами лаков с точки зрения повышения качества и долговечности произведений живописи.

1.5.2 Применение 10-15%-х растворов отходов ППС в живичном скипидаре в качестве лакового покрытия на уже загрунтованное полотно для написания картин

Новый полистироловый лак низкой концентрации хорошо ложится на уже загрунтованное эмульсией полотно. Такое полотно становится

эластичным, оно не трескается, не тянет краску, не жухнет, что важно для долговечности живописи и применимо для реставрационных работ.

2. Утилизация отходов ППС путем термокомпактирования

Хотя работы по данному направлению проведены в последние 3 года и находятся в начальной стадии, тем не менее, перспективы этих работ в направлении технологического использования свойств термокомпактированных отходов ППС весьма значительны для создания новых полимерных компактных материалов. Получены первые варианты технологии термокомпактирования, разработаны технологические схемы производственных участков с замкнутым циклом работ (включая изготовление композитных изделий на основе полистирола).

Так, разработана и предложена к внедрению принципиальная технологическая схема производственного участка с замкнутым циклом для получения термокомпактированных отходов ППС в виде гранул. Схема включает емкость для отходов ППС, весы, дробилку для измельчения до необходимого (заданного) размера гранул, ленточный конвейер, печь с температурой нагрева не ниже 160 °С, емкость для сбора готового продукта, в случае необходимости – сита для фракционирования гранул, средства для их расфасовки и складирования.

Выполнены лабораторные исследования по технологии получения и испытания на сжатие образцов из полимерных композиционных материалов. На рис. 4, а) показана поверхность излома образцов термокомпактированного и исходного ППС, на рис. 2, б) - 3 столбчатых образца размерами 25х25 мм до и после испытаний, а также 2 пластинки разной толщины для изучения структуры излома. На первом фото видно изменение величины зерна после термокомпактирования ППС в автоклаве, на втором – частицы керамики со слоями полистирола образуют единый адгезионно-когезионный комплекс. Термокомпактированные зернистые отходы ППС без затруднений перемешиваются с частицами наполнителя и, обладая термопластичными свойствами полимера полистирола, служили связующим при создании новых полимерных композиционных материалов [17]. В качестве наполнителя таких материалов применялись твердые минеральные отходы фарфорофаянсовых производств, кварцевый песок, гидрат алюминия $Al(OH)_3$. При этом стремились сочетать крупнотоннажные отходы различных отечественных производств, складываемые в отвалах в значительном количестве с загрязнением окружающей среды и существенными затратами по их хранению.

Столбчатые образцы для испытаний (рис. 4) получали в металлической оснастке с нагревом ее и наполнителя в электрическом сушильном шкафу СНОЛ 67/350 при температуре 170-180 °С. Испытание

образцов на сжатие проводили на переносном прессе с максимальной нагрузкой 1594 кг. Отходы фарфорофаянсового производства имели следующий фракционный состав: 0,16...0,20 мм – 20%; 0,27...0,63 мм – 30%; 1...2 мм – 50%. При этом исследовали зависимость прочности на сжатие от соотношения по объему связующего и наполнителя: 70/30, 50/50, 40/60, где в числителе объем связующего, а в знаменателе объем наполнителя (%). Полученные результаты сведены в таблицу 1. Из нее видно, что ростом количества наполнителя можно в значительной мере увеличивать прочность на сжатие композиционного материала. Полученные данные служат основанием для замены значительно более дорогого полистирола, получаемого заводским путем, на гранулированные отходы ППС в термокомпактированном состоянии (рис. 5 а). Их можно производить с крупностью, сравнимой с гранулами для производства литейных моделей или декоративных изделий интерьера, а также использовать в перспективном производстве облицовочных и утеплительных материалов различной прочности, декоративной окраски и фактуры поверхности, на 100% состоящего из отходов (рис. 5 б).



Рис. 4 Образцы: а) для испытания на прочность по табл. 1; б) для изучения поверхности излома столбчатых и пластинчатых образцов композитного материала различной толщины.

Таблица 1 Состав и прочность на сжатие композитных материалов

№	Материал наполнителя	Соотношение объемов связующее/наполнитель, %	Разрушающая нагрузка, кг	Прочность на сжатие, кг/см ²
1	Образец без наполнителя	100	950	187,75
2	Минеральный наполнитель из отходов фарфорофаянсового производства	70/30	1109	219,17
		50/50	1425	281,62
		40/60	1346	266,00
3	Кварцевый песок	70/30	1425	281,62
4	Гидроксид алюминия Al(OH) ₃	50/50	1584*	313,04*

* Образец при максимальной нагрузке не разрушился.

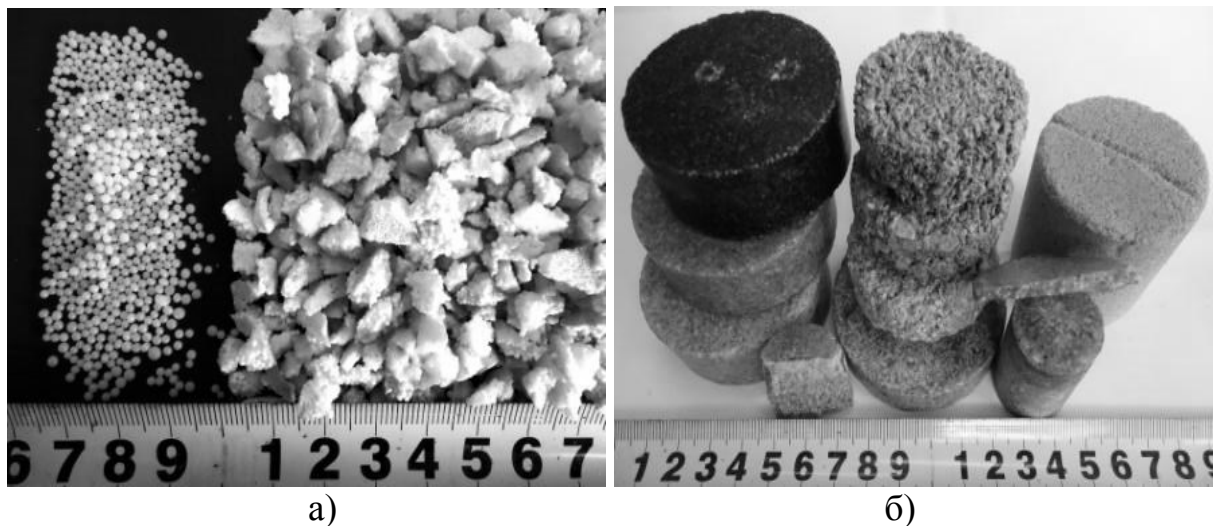


Рис. 5 Образцы: а) гранул подвспененного ППС для изготовления моделей рядом с термокомпактируемыми отходами ППС; б) композитного материала с различным соотношением компонентов, включая красители

Примером применения полимерно-минерального композитного материала может служить проект производства тротуарной и облицовочной плитки и других подобных изделий.

В связи с обострением проблемы экономии энергоносителей в Украине одним из важных решений энергосбережения служит утепление домов и зданий. Для этого применяют фасадную облицовочную плитку с несущим и утепляющим слоями - теплая плитка и вентилируемые утепленные фасады (полифасады), для которых удачно подходят разработанные композитные и лакокрасочные отечественные материалы, одновременно решая вопросы утепления, облицовки и утилизации отходов. Теплые плитки состоят из первого слоя - это противоударный и декоративный слой - композитный материал толщиной 8 - 15 мм, армированный крошкой различной крупности. Второй слой - это отвечающий за утепление, пенопласт 25 плотности, толщиной до 50 мм (рис. 6.). Эти два слоя невозможно оторвать друг от друга. Теплые плитки экономят до 60% энергии и создают привлекательный дизайн здания, могут выпускаться с различной геометрией, матовыми под природный камень, или идеально глянцевыми под мрамор, гранит различных расцветок и фактуры поверхности, одновременно утепляя, защищая и облицовывая стены. Эта малозатратная технология создает солидный вид капитального сооружения, построенного из природного камня.

Проведенные исследования создали основу для целого ряда разновидностей новых технологий производства пластмассовых и композитных изделий, в т.ч. бытового назначения на основе использования

отходов ППС в термокомпактированном состоянии. Перспективно совершенствование технологий получения полимерных красок на основе рассмотренных растворов (в том числе из гранулированных термокомпактированных отходов) в различной комбинации с красителями, зернистыми и волокнистыми фазами для внутренних и наружных работ по бетону, штукатурке, дереву, кирпичу, стеклу. Они способны высыхать и твердеть как при положительных, так и при отрицательных температурах. Такие поверхности можно мыть водой, гидрофобные краски не боятся атмосферных воздействий и пригодны для окраски фасадов зданий.



Рис. 6 Образцы различной конструкции теплых плиток (а, б) и вариант системы их укладки на фасаде здания

Экономически выгодно и технологически доступно получение полистирольного лака с применением в качестве растворителя живичного скипидара. Такой раствор не требует добавления пластификатора, данный растворитель является не только растворителем, но и одновременно является пластификатором полимера полистирола. Ввиду высокой пористости отходов ППС их растворение происходит очень быстро, что способствует высокой продуктивности технологии приготовления лака, в том числе по месту его применения, замешиванием из гранулированных отходов подобно быстрому приготовлению цементных растворов из готовой сыпучей композиции, расфасованной в бумажные мешки.

Перспективно использование в литейных цехах технологии получения легковываемых жидкостекольных формовочных смесей с молотыми отходами ППС в термокомпактированном состоянии, а также технологии приготовления асфальт-полимер-бетона путем использования термокомпактированных отходов ППС в качестве вяжущего ингредиента в этих составах для автодорожного и аэродромного строительства.

Литература

1. Пат. 9003 UA, МПК C08J3/02, B22C1/16. Применение в качестве растворителя отходов пенополистирола живичного скипидара. / О. И. Шинский и др.; опубл. 15.09.2005, Бюл. №9.

2. Исследование процессов термокомпактирования отходов пенополистирола / О. И. Шинский, О. А. Тихонова, А. А. Стрюченко, В. С. Дорошенко // Твердые бытовые отходы. - 2011. - № 4, с. 48 - 50.
3. Шинский О. И., Ладарева Ю. Ю., Стрюченко А. А. Новый связующий материал на основе отходов пенополистирола // Процессы литья, 2007, № 4, с. 58-60.
4. Пат. 77338 UA, МПК B22C9/10. Полистирольное вяжущее для изготовления литейных форм и стержней / О. Й. Шинский, В. Л. Найдек, А.А. Стрюченко и др.; опубл. 15.11.2005, Бюл. № 11.
5. Шинский О. И., Стрюченко А. А., Дорошенко В. С. Получение связующих из отходов пенополистирола для литейных форм и стержней и изучение ряда характеристик этих процессов // Процессы литья, 2009, № 1, С. 48-51.
6. Пат. 77105 UA, МПК B22C9/10. Смесь для литейных форм и стержней / О. И. Шинский, В. Л. Найдек, А. А. Стрюченко и др.; опубл. 16.10.2006, Бюл. № 10.
7. Пат. № 88670 UA, МПК B22C9/10, 22C1/16. Способ получения формовочных смесей со связующим из отходов пенополистирола / О.И. Шинский, В.Л. Найдек, А.А. Стрюченко и др.; опубл. 10.11.2009, Бюл. № 21.
8. Формовочные материалы и смеси / С.П. Дорошенко, В.П. Авдокушин, К. Русин, И. Мацашек. – К.: Вища школа, 1990. – 415 с.
9. Сулханов М. Н., Жуковский С. С. Стержневые смеси с улучшенной выбиваемостью для стальных отливок // Литейное производство. - 1986. - № 7. - С. 9-10.
10. Лясс А.М., Валисовский Н.В. Пути улучшения выбиваемости смеси с жидким стеклом // Сб. Труды ЦНИИТМАШ. Формовочные смеси и технология их применения. -1961. - № 24. – С. 82-89.
11. Якунин Ю.Н., Курочин П.Д., Спасский В.В. Классификация добавок, улучшающих выбиваемости жидкостекольных смесей // Литейное производство. - 1973. - № 4. - С. 43-45.
12. Рыжков Н.В., Сычев Н.С. Улучшение выбиваемости жидкостекольных смесей // Сб. Машиностроение. - К.: - 1963. - № 5 (23). - С. 47-51.
13. Субботин Н.А., Васин Ю.Н. Выбиваемость смеси с жидким стеклом // Литейное производство. - 1961. - № 12. - С. 5-6.
14. Шинский О.И., Стрюченко А.А. Пластифицированный полимер полистирол из отходов пенополистирола. Исследование процесса получения // Химическая промышленность Украины. - 2011. - № 3. - С. 80-84.
15. Новая технология рециркуляции пенополистирола // Тара и упаковка. - 1998. - № 1. - С. 67.
16. Пат. № 82856 UA, МПК B44D7/00. Полістирольний картинний лак для живопису / О.Й. Шинський, А. А. Стрюченко та ін.; опубл. 27.08.2013, Бюл. № 16.
17. Пат. № 82838 UA, МПК C08J 11/04. Спосіб одержання полімерного композиційного матеріалу / О.Й. Шинський, А. А. Стрюченко, В. С. Дорошенко І. О. Шинський, П. В. Русаков.- Опубл. 12.08.2013, Бюл. № 15.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

ВЛИЯНИЕ НАРАСТАЮЩЕГО ДАВЛЕНИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ПРОЦЕСС ЗАТВЕРДЕВАНИЯ ОТЛИВОК ИЗ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

Ю. В. Доценко, В. Ю. Селиверстов, Т. В. Селиверстова, Н. В. Доценко

Национальная металлургическая академия Украины

Теоретично обґрунтована і застосована технологія, що передбачає використання комбінованої дії на процес формування литої структури алюмінієвих сплавів. Визначені механічні властивості алюмінієвих сплавів отриманих із застосуванням комбінованої технології

Теоретически обоснована и применена технология предусматривающая использование комбинированного воздействия на процесс формирования литой структуры алюминиевых сплавов. Определены механические свойства алюминиевых сплавов полученных с применением комбинированной технологии

In theory technology is reasonable and applied foreseeing the use of the combined affecting process of forming of the cast structure of aluminium alloys. Mechanical properties of aluminium alloys got are certain with the use of the combined technology

Введение

В соответствии с современными представлениями о затвердевании слитков и заготовок существенные резервы повышения качества металлопродукции могут быть найдены на стадии перехода от жидкой фазы к твердой. С этой точки зрения весьма перспективным представляется использование методов различных воздействий в ходе затвердевания, обеспечивающих управление массо- и теплообменными процессами. Между тем, широкое промышленное применение методов внешних воздействий на слитки и заготовки в значительной степени сдерживается отсутствием комплексных рекомендаций и достаточных для практического применения теоретических представлений о массо- и теплообменных процессах, происходящих в жидкой и жидко-твердой фазах при затвердевании в условиях наложения принудительного воздействия.

Анализ предыдущих публикаций

В процессе производства слитков, заготовок и отливок для подавления и предотвращения дефектов получили распространение многочисленные технологические приемы, которые с определенной степенью условности можно разделить по способу воздействия на статические и динамические [1-5]. При этом статические методы направлены, главным образом, на оптимизацию условий затвердевания либо за счет придания им такой геометрической формы, которая бы обеспечила минимальную пораженность дефектами с точки зрения готового изделия. В основу динамических методов положен принцип принудительного физического воздействия на жидкую фазу в ходе затвердевания. Эти приемы обычно обеспечивают активное воздействие не только на тепломассоперенос в жидкой фазе, но также существенно изменяют характер протекания процессов в двухфазной зоне. Конечно, в ряде случаев методы обработки слитков и заготовок включают в себя элементы статических и динамических воздействий одновременно.

К числу методов статического воздействия относятся управление тепловым режимом работы прибыли; изменение геометрии слитка или непрерывнолитой заготовки; модифицирование и микролегирование металла специальными добавками; введение в расплав различного рода макрохолодильников и т.п. [2, 3, 6, 8].

Целью работы является определение влияния нарастающего давления и модифицирования на механические свойства металла фасонных отливок из алюминиевых литейных сплавов затвердевающих в кокиле.

Основной материал

Конечной задачей модифицирования является повышение механических, технологических и эксплуатационных свойств отливок, слитков, а также получаемых из них изделий и полуфабрикатов посредством измельчения литой структуры.

Способы приложения давления к металлу затвердевающей отливки можно разделить на три основные группы [4]. К первой относятся способы литья под всесторонним газовым давлением (ЛВГД): автоклавное литье, применение газостатов. Ко второй группе относятся те способы литья, в которых газовое или поршневое (пуансонное) давление передается посредством находящегося в тигле или камере сжатия расплава жидкому металлу внутри отливки и далее – к фронту затвердевания: литье под низким давлением, с противодавлением, вакуумным всасыванием и т.п. Третью группу составляют способы литья под воздействием поршневого давления, которое передается жидкому металлу внутри отливки путем

смятия наружной затвердевшей корочки поверхностью прессующего поршня (пуансона).

Эффективность способа зависит от степени сложности конструкции и особенностей эксплуатации оборудования, необходимого для осуществления технологического процесса, использования вспомогательных материалов, дополнительного персонала и т.п. Этим условиям отвечает разработанная на кафедре литейного производства Национальной металлургической академии Украины технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме [8, 9], предусматривающая затвердевание отливки под регулируемым газовым давлением после герметизации металла в рабочей полости литейной формы.

Практика литейного производства показывает, что перспективным направлением является сочетание модификаторов с физическими методами воздействия позволяющим получать особо мелкие и специальные структурные составляющие.

Результаты экспериментальных исследований

Экспериментальные исследования влияния комбинированной технологии газодинамического воздействия и модифицирования карбонитридом титана (TiCN) проводили на литых заготовках из алюминиевых сплавов химический состав, которых указан в таблице 1:

Таблица 1 Химический состав сплавов применяемых для исследований

№ сплава	Al	Si	Fe	Mn	Ti	Mg	Cu	Zn
1	Основа	6.51	0.55	0.45	0.15	0.55	-	-
2		5,5	0,6	-	0,14	0,6	1,45	0,3

Отливки цилиндрической формы из сплава №1 массой 1,2 кг заливали в подогретый и окрашенный чугунный кокиль с минимальной толщиной стенки 100 мм. Температура заливки – 720 °С. Схема отливок представлена на рисунке 1.

Отливку «Опорный наконечник стойки конвейера» массой 1,1 кг заливали из сплава №2 в подогретый и окрашенный чугунный кокиль с минимальной толщиной стенки 40 мм. Температура заливки – 640 °С. Схема отливки «опорный наконечник стойки конвейера» представлена на рисунке 2.

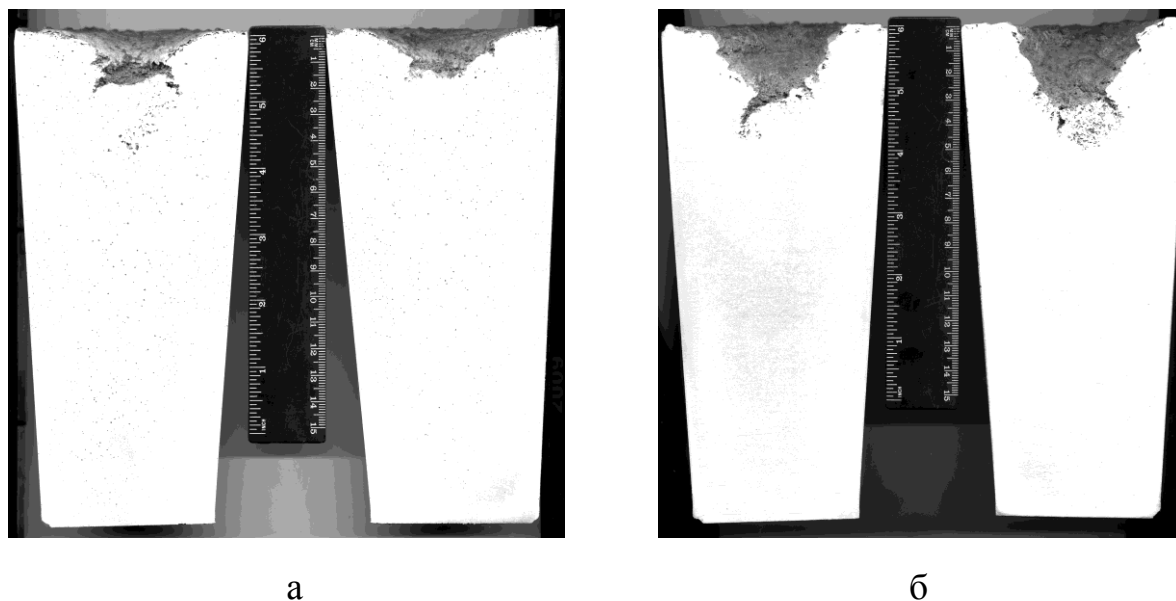


Рис.1 Отливки цилиндрической формы: а – получены по традиционной технологии, б – с применением комбинированного воздействия

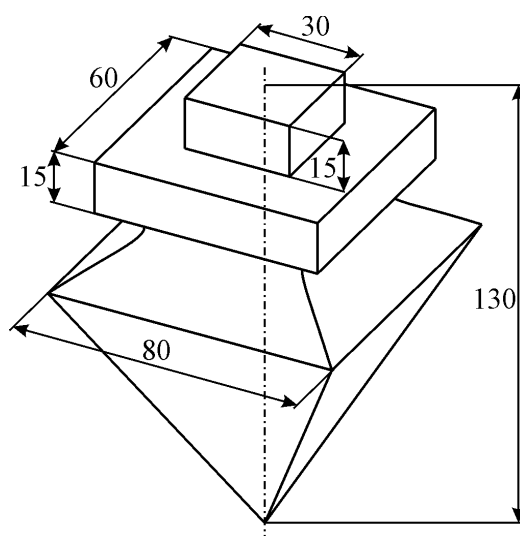


Рис. 2 Схема отливки «опорный наконечник стойки конвейера»

Технологический процесс газодинамического воздействия на расплав в кокиле проводили с начальными показателями давления 0,15 – 0,2 МПа и последующим наращиванием до 2 - 3,5 МПа в соответствии с расчетной динамикой нарастания давления в системе отливка-устройство для ввода газа. На рисунке 3 представлен общий вид отливки «опорный наконечник стойки конвейера» полученной по традиционной технологии (справа) и с применением комбинированного воздействия при затвердевании.

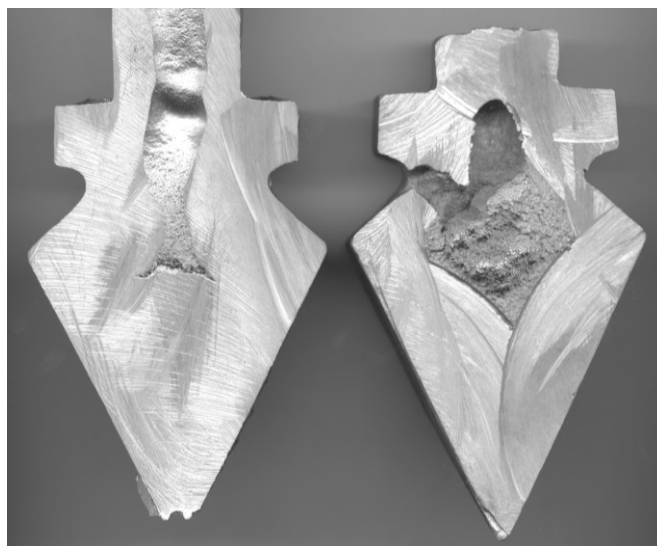


Рис.3 Общий вид отливки «опорный наконечник стойки конвейера» полученной по традиционной технологии (справа) и с применением комбинированного воздействия при затвердевании

В таблицах 2 и 3 приведены результаты испытаний по определению механических свойств металла отливок из сплавов №1 и №2, полученного с применением технологии газодинамического воздействия (ГДВ), модифицирования TiCN (М), а также комбинированной технологии газодинамического воздействия и модифицирования (ГДВ+М) в сравнении с соответствующими свойствами литого металла, полученного по традиционной технологии литья в кокиль.

Таблица 2 Механические свойства металла отливок из сплава №1

№ образца		σ_{σ} , МПа			НВ, МПа			δ , %		
1	до обработки	165,3			510			2,0		
2		163,6			500			1,9		
3		165,1			500			1,9		
		ГДВ	М	ГДВ+М	ГДВ	М	ГДВ+М	ГДВ	М	ГДВ+М
4	после обработки	185,4			510			2,27		
5		182,8			500			2,24		
6		185,3			510			2,26		
7			190,3			511			2,28	
8			188,7			502			2,27	
9			190,3			510			2,28	
10				195,3			512			2,30
11				193,8			508			2,29
12				194,2			511			2,31

Таблица 3 Механические свойства металла отливок из сплава № 2

№ образца		σ_{σ} , МПа			НВ			δ , %		
1	до обработки	162,2			70			1,0		
2		161,8			68			0,9		
3		162,1			68			0,9		
		ГДВ	М	ГДВ+М	ГДВ	М	ГДВ+М	ГДВ	М	ГДВ+М
4	после обработки	181,3			72			1,25		
5		180,9			71			1,24		
6		181,5			72			1,25		
7			185,2			73			1,27	
8			184,8			72			1,26	
9			185,3			73			1,27	
10				191,4			74			1,29
11				190,9			73			1,28
12				191,3			74			1,29

В результате внедрения указанной технологии количество брака отливок по рыхлотам и газовым раковинам сократилось на 28 %. На данный технологический процесс разработана и применяется соответствующая инструкция.

Выводы

1. Теоретически обоснована и применена технология предусматривающая использование комбинированного воздействия на процесс формирования литой структуры алюминиевых сплавов. Процесс предусматривает влияние на структурообразования при помощи модифицирования ультрадисперсным TiCN и газодинамического воздействия.

2. Определены механические свойства алюминиевых сплавов полученных с применением комбинированной технологии, модифицирования TiCN, а также газодинамического воздействия в сравнении с соответствующими свойствами литого металла, полученного по традиционной технологии литья в кокиль. Установлено, что временное сопротивление увеличивается на 11-15 %, твердость (НВ) – на 4-8 %, а относительное удлинение – на 27-30 %. Брак отливок «опорный наконечник стойки конвейера» по рыхлотам и газовым раковинам в результате внедрения указанной технологии сократился на 28 %.

Литература

1. Немененок, Б. М. Теория и практика комплексного модифицирования

силуминов [Текст] / Б. М. Немененок - Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.

2. Калиниченко, А. С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика [Текст] / А. С. Калиниченко, Г. В. Бергман - Мн.: Технопринт, 2001. - 367 с.

3. Закономерности формирования структуры слитков алюминиевых сплавов при непрерывном литье с ультразвуковой обработкой кристаллизующегося расплава [Текст] / В. И. Добаткин, Г. И. Эскин, С. И. Боровикова, Ю. Г. Гольдер. - М.: Наука - 1976. - С. 151-161.

4. Скворцов, А. А. Влияние внешних воздействий на процесс формирования слитков и заготовок [Текст] / А. А. Скворцов, А. Д. Акименко, В. А. Ульянов– М.: Металлургия, 1995. – 272 с.

5. Ефимов, В. А. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов [Текст] / В. А. Ефимов, А. С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.

6. Эльдарханов, А. С. Процессы кристаллизации в поле упругих волн [Текст] / А. С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1996. – 256 с.

7. Возможность использования комплексного модификатора длительного действия на основе нанопорошков длительного действия для повышения качества отливок из алюминиевых сплавов [Текст]: Новые материалы и технологии в машиностроении-2005. Сб. трудов IV Международной научно-технической конференции. / Брянск: БГИТА - 2005. – С. 17 –23.

8. Спосіб отримання виливків [Текст]: Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В.; заявитель и патентообладатель Селівьорстов В.Ю. - № 28858; заявл. 03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21. – 4 с.

9. Пристрій для отримання виливків [Текст]: Деклараційний патент, Україна МПК (2006) B22D 18/00 / Селівьорстов В. Ю., Хричиков В. Є., Доценко Ю. В., заявитель и патентообладатель Селівьорстов В. Ю. - № 28859; заявл. 03.08.2007; опубл. 25.12.2007, Бюл. № 21. – 4 с.

УДК 621.793

МЕХАНИЗМ ПОВЫШЕНИЯ КАЧЕСТВА МЕДНЫХ АНОДОВ ПРИ ДОПОЛНИТЕЛЬНОМ РАФИНИРОВАНИИ ФОСФОРИСТОЙ МЕДЬЮ

С. Г. Егоров, О. В. Цыганкова

Запорожская государственная инженерная академия

У роботі наведено результати досліджень з підвищення якості мідних анодів в умовах Запорізького заводу кольорових металів за рахунок додаткового рафінування фосфористої міді. Використання фосфористої міді після стадії вогневого рафінування знижує концентрацію домішок в розплаві міді, знижує динамічну в'язкість розплаву і знижує кількість мідних анодів з дефектами. Використання таких анодів на ділянці електролітичного рафінування підвищує продуктивність на 4,0...5,2 %

В работе приведены результаты исследований по повышению качества медных анодов в условиях Запорожского завода цветных металлов за счет дополнительного рафинирования фосфористой медью. Применение фосфористой меди после стадии огневого рафинирования уменьшает концентрацию примесей в расплаве меди, снижает динамическую вязкость расплава и снижает количество медных анодов с дефектами. Использование таких анодов на участке электролитического рафинирования повышает производительность на 4,0...5,2 %

In article the results of explorations on improvement in quality of copper anodes in the conditions of the Zaporozhye factory of non-ferrous metals at the expense of additional refining by phosphorous cuprum are resulted. Application of phosphorous cuprum after a stage of fire refining reduces concentration of impurity in cuprum melt, reduces dynamic viscosity of melt and reduces quantity of copper anodes with defects. The use of such anodes on an electrolytic refining division increases productivity on 4,0 ... 5,2 %

Введение

Производство рафинированной меди из вторичного сырья включает в себя обязательные стадии огневого и электролитического рафинирования. Огневое рафинирование преследует цель удаления примесей, у которых сродство к кислороду выше, чем у меди (Zn, Sn, Fe, Ni, Pb и др.). Для этого расплав меди сначала продувают воздухом и окисляют примеси, а затем

удаляют избыточный кислород в период восстановления. При электролитическом рафинировании удаляют примеси As, Sb, Bi, Au, Ag, Fe, Ni и др. Полученная таким образом катодная медь соответствует маркам меди М0к и М00к согласно ГОСТ 859-2001. Если операции огневого и электролитического рафинирования реализуются в пределах одного предприятия, то, как правило, огневое рафинирование также является подготовительным этапом, на котором удаляют основную часть примесей и при разливке придают меди форму анода. Для дополнительного удаления примесей в расплав меди на стадии огневого рафинирования вводят рафинирующие вещества: гексаметафосфат натрия, карбонаты кальция и магния, фосфид меди и др. [1].

Постановка задач исследования

Изучить влияние фосфида меди, вводимого в расплав после стадии огневого рафинирования, на химический состав и физико-химические свойства производимых медных анодов.

Методика проведения экспериментов

Огневое рафинирование вторичного медного сырья проводили в промышленной отражательной наклоняющейся печи емкостью 8 т в условиях Запорожского завода цветных металлов. В проведенных исследованиях последовательность операций при производстве анодов была следующая: загрузка и расплавление шихты, продувка расплава меди воздухом (окислительный период), удаление шлака, удаление избыточного кислорода (восстановительный период), подготовка расплава к сливу в ковш, загрузка в ковш фосфида меди, слив расплава в ковш, выдержка расплава в ковше, снятие шлака, разливка меди из ковша по изложницам, загрузка закристаллизовавшихся анодов в ванну для охлаждения. Емкость разливочного ковша – 1 т. Масса производимых анодов 300...350 кг. Расход фосфида меди составил 1...2 кг на 1 т расплава меди. Время выдержки расплава в ковше было в интервале 5... 15 мин. Химический анализ меди огневого рафинирования осуществляли в заводской лаборатории до и после ввода фосфида меди.

Результаты исследований

Полученные в экспериментах медные аноды по химическому составу соответствовали марке М2 и М3 по ГОСТ 859-2001. Введение в расплав фосфида меди дополнительно уменьшало концентрацию некоторых примесей (табл. 1).

Видно, что введение в расплав фосфида меди перед разливкой в изложницы в зависимости от начальной концентрации уменьшает содержание примесей: свинца в 1,1...1,3 раза; цинка в 1,5...1,7 раза; железа в 1,1...2,2 раза; сурьмы в 1,1...1,3 раза; кислорода в 1,7...2,2 раза. При этом содержание фосфора в расплаве увеличивается в 1,5...2,2 раза. Отметим, что нет общего мнения по оптимальному содержанию фосфора в меди: в одних работах оптимальной концентрацией фосфора является 0,02...0,07 %, в других – 0,057...0,06 % [2].

Таблица 1 Влияние фосфида меди на удаление примесей

Примесь	Содержание примесей в расплаве меди, %							
	Эксперимент №1		Эксперимент №2		Эксперимент №3		Эксперимент №4	
	1	2	1	2	1	2	1	2
Pb	0,07170	0,05280	0,06790	0,06000	0,08640	0,07840	0,09610	0,07240
P	0,00029	0,00105	0,00025	0,00054	0,00018	0,00038	0,00019	0,00029
Ni	0,01340	0,01420	0,01430	0,01460	0,01670	0,01660	0,01690	0,01710
As	0,00114	0,00112	0,00112	0,00112	0,00110	0,00111	0,00110	0,00106
Sb	0,00349	0,00277	0,00282	0,00250	0,00213	0,00206	0,00201	0,00149
O ₂	0,2190	0,1167	0,2229	0,1050	0,2333	0,1348	0,2297	0,1032

Примечание: 1 - содержание примесей в расплаве до введения фосфида меди; 2 - содержание примесей в расплаве после введения фосфида меди.

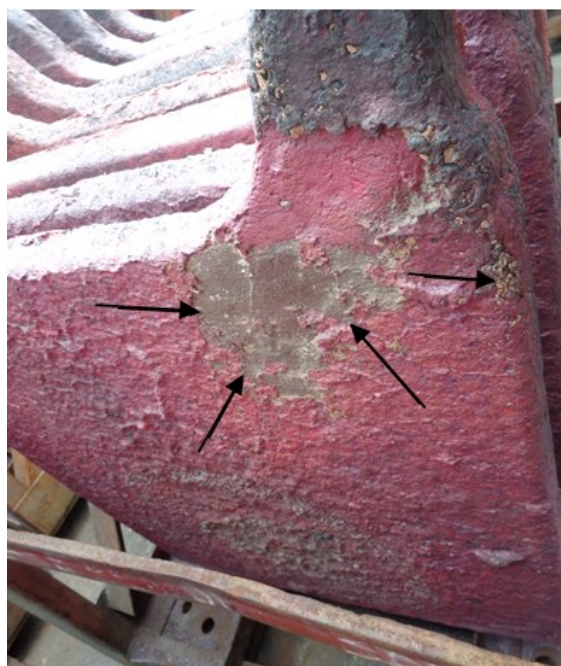
При производстве медных анодов кроме химического состава контролируются габаритные размеры и внешний вид анодов. На поверхности анодов не должно быть заплесков и утолщение кромок, «шишек» и «пузырей», сплошной пузырчатости, углублений и выступов от выработки изложниц. Поверхность анода должна быть ровной с кривизной по вертикали не более 7 мм. На поверхности анода не допускается включения шлака, глины, угля и других не медных включений, которые образуют поверхностные дефекты анодов (рис. 1).

Кроме поверхностных дефектов могут присутствовать и скрытые дефекты, которые можно обнаружить только при срабатывании анода (рис. 2).

При кристаллизации анода в его теле застывают неметаллические включения (остатки шлака, огнеупорной обмазки изложницы), которые во время срабатывания части анода при электролитическом рафинировании вымываются электролитом и в теле анода появляются сквозные отверстия, которые отрицательно влияют на анодную плотность тока и, следовательно, на весь процесс электролиза. Скрытые дефекты анодов хорошо видны при выгрузке из электролизных ванн анодных остатков.



а)



б)

Рис. 1 Поверхностные дефекты медных анодов: а) следы от выработки изложницы; б) наличие не медных включений в теле анода

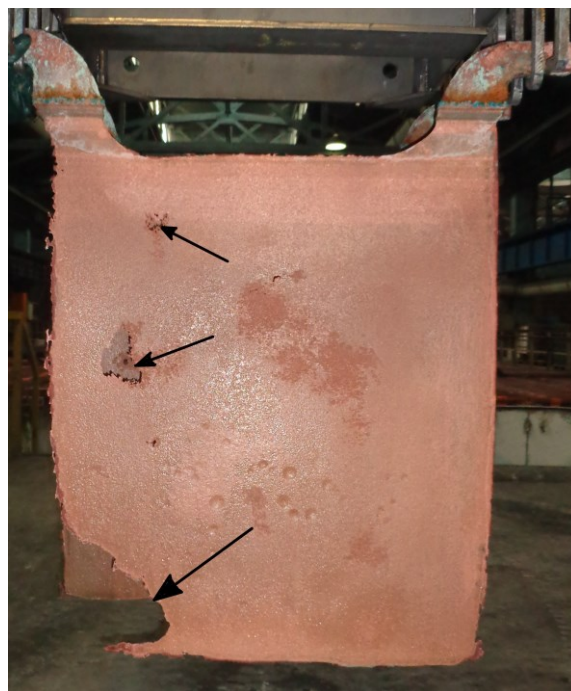


Рис. 2 Сквозные отверстия в теле анодных остатков из-за наличия в теле анода скрытых дефектов

Наличие поверхностных и скрытых дефектов в большой степени определяется физическими свойствами расплава. Одним из таких структурно-чувствительным свойством является вязкость расплава, которая применяется для анализе процессов диффузии, массопереноса и определяет кинетику металлургических реакций, процессов разливки и кристаллизации, структуру получаемого слитка. Следовательно, изменение содержания примесей в расплаве приводит к изменению динамической вязкости расплава, величину которой можно рассчитать по уравнению [3]:

$$\eta_{1140} = 0,0045 + 0,0034 \cdot Bi - 0,0011 \cdot Sb - 0,0020 \cdot As + 0,0021 \cdot Ni - 0,062 \cdot Pb + 0,083 \cdot O - 0,0043 \cdot P, \quad (1)$$

где η_{1140} – динамическая вязкость расплава меди, Па·с;
Bi, Sb, As ... – содержание примесей в расплаве меди, % (мас.).

Рассчитанное значение динамической вязкости для проведённых экспериментов представлено в таблице 2. Видно, что динамическая вязкость расплава меди уменьшается в 1,6 (для эксперимента №1) и в 2,0 (для эксперимента №4) раза.

Таблица 2 Значение динамической вязкости

Параметр	Эксперимент №1		Эксперимент №2		Эксперимент №3		Эксперимент №4	
	1	2	1	2	1	2	1	2
η_{1140} , Па·с	0,0183	0,0109	0,0188	0,0095	0,0185	0,0109	0,0176	0,0086

Примечание: 1 – динамическая вязкость расплава до введения фосфида меди;
2 – динамическая вязкость расплава после введения фосфида меди.

Изменение вязкости влияет на скорость осаждения (всплытия) неметаллических включений (частицы огнеупорной футеровки, частицы шлака и др.) в расплаве. Эту скорость можно оценить на основе уравнения Стокса [4]:

$$v = \frac{2}{9} \cdot \frac{g \cdot (\rho_{\text{ч}} - \rho_{\text{р}}) \cdot r_{\text{ч}}^2}{\mu_{\text{р}}}, \quad (2)$$

где v – скорость осаждения (всплытия) частицы, м/с;
 g – скорость свободного падения, м/с²;
 $\rho_{\text{ч}}$, $\rho_{\text{р}}$ – плотность неметаллической частицы и расплава меди, соответственно, кг/м³;
 $r_{\text{ч}}$ – радиус неметаллической частицы, м;
 $\mu_{\text{р}}$ – динамическая вязкость расплава меди, Па·с.

Уменьшение вязкости расплава в 1,6...2,0 раза приводит к пропорциональному увеличению скорости всплытия неметаллических частиц в расплаве и способствует снижению количества неметаллических включений в медном аноде.

Применение на практике медных анодов, полученных с применением фосфида меди, снизило количество анодов с поверхностными дефектами с 24...36 шт. (11,8...17,6 % от общего количества анодов, загружаемых в электролизные ванны) до 18...30 шт. (8,8...14,7 %). Количество анодов с скрытыми дефектами уменьшилось с 36...48 шт. (17,6...23,5 %) до 24...30 шт. (11,8...14,7 %). Анализ работы участка электролитического рафинирования на исследуемых анодах в течение 2 месяцев показал, что средний выход по току на товарных сериях составил 90,8 % в первый месяц и 89,6 % - во второй месяц, что больше среднего выхода по току до проведения исследований, составлявшего 85,6 %. Также зафиксировано снижение химического растворения медных анодов в сернокислом электролите (150...165 г/л H_2SO_4 , 50...65 г/л Cu) с 2,5 % до 2,0 %, снижение степени зашламленности электролита и повышение концентрации меди в медеэлектролитном шламе.

Выводы

Обработка расплава меди после стадии огневого рафинирования фосфидом меди уменьшает концентрацию примесей (), уменьшает вязкость расплава в 1,6...2,0, что приводит к увеличению скорости всплытия неметаллических включений, обеспечивая повышение качества медного анода за счет снижения количества неметаллических включений в нём: количество анодов с поверхностными дефектами в среднем уменьшается на 3 %, количество анодов со скрытыми дефектами – уменьшается на 5,8...8,8 %. Работа участка электролитического рафинирования на таких анодах характеризуется повышением среднего выхода по току на товарных ваннах на 4,0...5,2 %.

Литература

1. Червоний, И. Ф. Методы глубокого рафинирования расплавов меди [Текст] / И. Ф. Червоний, С. Г. Егоров // Теория и практика металлургии. - 2010. - №1-2. -С. 127-130.
2. Задиранов, А. Н. Исследование, разработка и внедрение технологий переработки никелевых и медных техногенных отходов с получением готовой продукции [Текст] : дис. ... док. тех. наук: 05.16.07. – М., 2004. – 300 с.
3. Смирнов, А. Н. Исследование вязкости расплавов меди огневого рафинирования на усовершенствованном вискозиметре с автоматической регистрацией данных [Текст] / А. Н. Смирнов, Ю. Д. Савенков, М. В. Епишев, В. В. Бурлака // Наукові праці ДонНТУ. Металургія. - 2009. - Вип. 11 (159). - С.206-214.

4. Antrekowitsch, H. Pyrometallurgical refining of copper in an anode furnace [Текст] / H. Antrekowitsch, C. Wenzl, I. Filzwieser, D. Offenthaler // The minerals, metals & materials society. - 2005. - Vol. 1. - P. 191-204.

УДК 669.046 : 536.45 : 533.9

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ БОРИДО- И КАРБИДООБРАЗОВАНИЯ ПРИ ПЛАЗМЕННОЙ ПЕРЕРАБОТКЕ ТИТАНСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ

К. А. Ефимова, А. К. Гарбузова, Г. В. Галевский, В. В. Руднева

ФГБОУ ВПО

«Сибирский государственный индустриальный университет»

Розроблено комплексні багатofакторні математичні моделі процесів боридо- і карбидоутворення для плазмової переробки титан-бор-вуглець сировини та комп'ютерні програми для їх реалізації. Моделі мають блокову структуру і дозволяють розраховувати процеси плазмoгенерації, руху і теплообміну сировинного та плазмового потоків, нагріву, плавлення і випаровування сировини, її борирування, карбідізації і формування дисперсних продуктів. Комп'ютерні програми дозволяють здійснювати багатоваріантні дослідні та інженерні розрахунки параметрів ефективної переробки титанмістких сировинних матеріалів в борид і карбід та аналізувати параметричну чутливість процесів боридо- і карбидоутворення

Разработаны комплексные многофакторные математические модели процессов боридо- и карбидообразования для плазменной переработки титан-бор-углеродсодержащего сырья и компьютерные программы для их реализации. Модели имеют блочную структуру и позволяют рассчитывать процессы плазмoгенерации, движения и теплообмена сырьевого и плазменного потоков, нагрева, плавления и испарения сырья, его борирувания и карбидизации и формирования дисперсных продуктов. Компьютерные программы позволяют осуществлять многовариантные исследовательские и инженерные расчеты параметров эффективной переработки титансодержащих сырьевых материалов в борид и карбид и анализ параметрической чувствительности процессов боридо- и карбидообразования

Complex multiple-factor mathematical models of processes borides and carbides formation are developed for plasma processing of titan-boron-carbonaceous raw materials and computer programs for their realization. Models have block structure and allow to count processes of a plazmogeneration, the movement and heat exchange of raw and plasma streams,

heating, melting and evaporation of raw materials, its borating and a karbidization and formation of disperse products. Computer programs allow to perform multiple research and engineering calculations of parameters of effective processing of titaniferous raw materials in boride and carbide and the analysis of parametrical sensitivity of processes borides and carbides formation

Введение

Соединения титана – борид TiB_2 и карбид TiC – относятся к группе синтетических сверхтвердых, тугоплавких, жаропрочных материалов, востребованных для производства металлообрабатывающего инструмента, защитных покрытий и карбидосталей. Производство их в наносостоянии открывает новые перспективы их применения для модифицирования сплавов различного состава и назначения, формирования гальванических композиционных покрытий, создания материалов специального назначения (пасты для смачиваемых электродов, легирующие компоненты поликристаллических алмазов и др.) [1 – 5].

Сопоставление различных технологий получения порошков соединений титана свидетельствует о том, что для достижения наноуровня в первую очередь востребованы технологии, основанные на применении высококонцентрированных энергетических потоков для газификации сырья и формирования целевого продукта при объемной конденсации из газовой фазы. Среди подобных технологий плазменный способ отличается сравнительной простотой реализации и является наиболее изученным и конкурентоспособным.

Процессы плазменного синтеза борида и карбида титана условно можно подразделить на три стадии: 1) эволюция исходного сырья, включающая его движение в потоке газа-теплоносителя, нагрев и фазовые переходы; 2) химические реакции, т.е. сам синтез; 3) формирование дисперсного продукта (конденсация, коалесценция, кристаллизация, коагуляция). На протекание первой стадии существенные ограничения накладывают высокие скорости движения реагирующих сред, составляющие в каналах трехструйных прямоточных реакторов в зависимости от рабочих параметров плазмотронов 30 – 60 м/с и тем самым способствующие сокращению времени пребывания сырья при температурах перехода его в паровую фазу (10^{-4} – 10^{-5} с). Вторая стадия синтеза гипотетически может быть описана уравнением вида





При этом для оценки эффективности реакций карбидо- и боридообразования необходимо проведение их кинетического анализа. При этом применение методов классической химической кинетики ограничено, поскольку они не учитывают особенностей синтеза в условиях химически активного плазменного потока: необходимость совместного решения уравнений химической кинетики и газодинамики, турбулентности струй, влияние конденсированной фазы. Представляется, что в настоящее время из-за отсутствия надежных кинетических данных, трудоемкости экспериментального исследования и практической невозможности получения точных кинетических констант, задача описания кинетики химических реакций с участием конденсированных фаз, протекающих в турбулентных плазменных потоках, не может быть решена корректно. Аналитическое описание третьей стадии, обеспечивающее количественные прогнозы дисперсности получаемых нанопродуктов, может быть основано на модели формирования целевого нанодисперсного продукта путем превращения пересыщенного однокомпонентного пара в дисперсный конденсат с последующей эволюцией его дисперсного состава сначала путем жидкокапельной коалесценции, а затем – агрегативной коагуляции. При этом объемная конденсация может быть описана с помощью уравнения Сцилларда-Фаркаша, но значительно упрощенного ввиду теоретической и экспериментальной неопределимости целого ряда входящих в него коэффициентов и адаптированного к системе без химических взаимодействий с пространственно однородными условиями, т.е. далекими от реальных. Это обстоятельство вообще ставит под сомнение достоверность результатов прогнозирования дисперсности твердых частиц конденсационного происхождения и ограничивает технологическую целесообразность реализации такого подхода.

Цель и методология

Целью настоящей работы является:

- построение комплексных многофакторных математических моделей процессов карбидо- и боридообразования, протекающих при плазменной переработке титансодержащего сырья;
- разработка компьютерной программы, реализующей модели процессов плазменного синтеза и позволяющей осуществлять многовариантные инженерные и исследовательские расчеты параметров эффективного борирования и эффективной карбидизации первичного и вторичного титансодержащего сырья.

С учётом идеи прерывности, имеющей большое значение при построении моделей сложных металлургических систем, и на основе которой сложные системы поддаются описанию как закономерно составленные из более простых частей, предложена следующая структура моделей процессов боридо- и карбидообразования при плазменном синтезе (рис. 1), интегрирующая подмодели: 1 – «Испарение сырья» и 2 – «Борирование, карбидизация сырья и формирование частиц». Плодотворность такого подхода подтверждена ранее при разработке моделей карбидо- и боридообразования при переработке в условиях плазменного потока кремний- и хромсодержащего сырья [6 – 10].

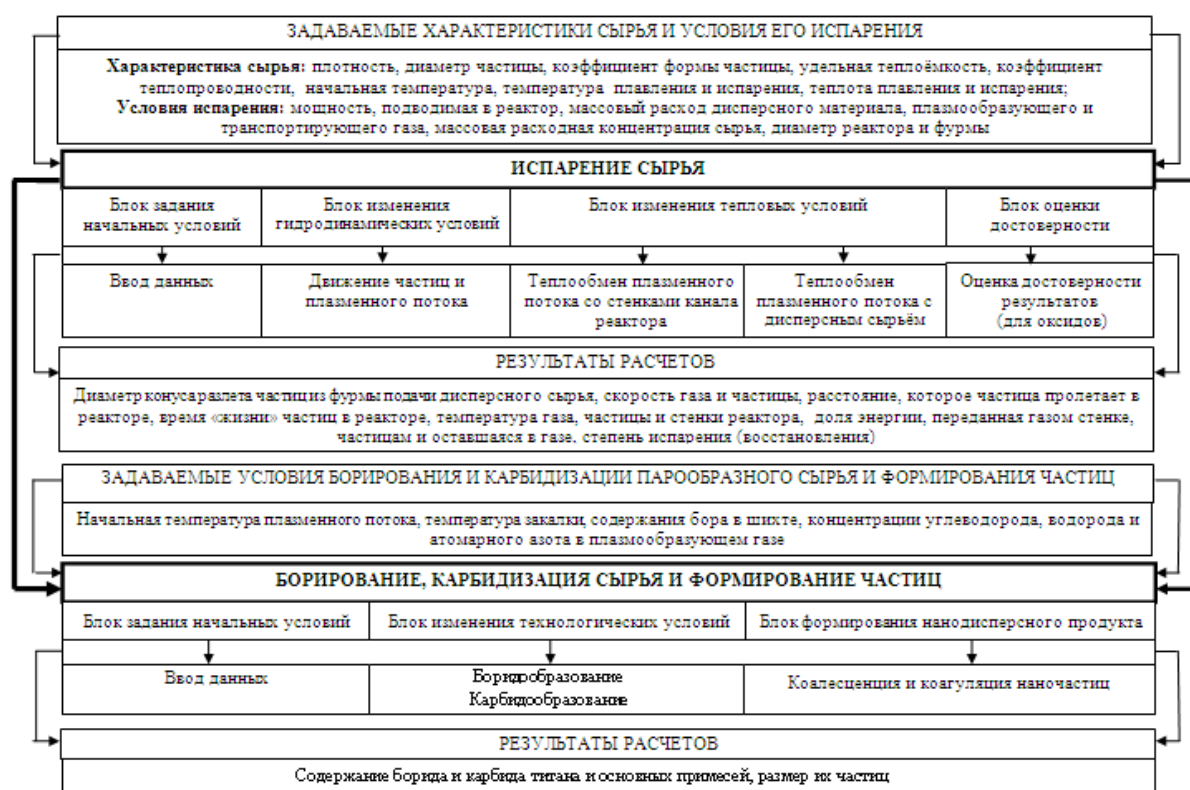


Рис. 1 Математические модели процессов боридо- и карбидообразования при плазменном синтезе

Подмодель «Испарение сырья» описывает взаимодействие плазменного и сырьевого потоков. Подмодель включает 4 блока: блок задания начальных условий; блок изменения гидродинамических условий, описывающий движение частиц и плазменного потока уравнениями диаметра конуса разлета частиц из фурмы подачи дисперсного сырья, движения частиц, неразрывности потока, пролетаемого частицей в реакторе расстояния; блок изменения тепловых условий, описывающий теплообмен плазменного потока со стенками канала реактора уравнениями

теплофизических свойств газа при среднемассовой температуре потока и температуре частицы, баланса тепла для реактора, баланса тепла для газа, теплового потока от плазмы к стенке реактора; теплообмен плазменного потока с дисперсным сырьем уравнениями коэффициента межкомпонентного теплообмена, баланса тепла для дисперсного материала, степени испарения; блок оценки достоверности результатов плазменной обработки оксидного сырья, основанный на обобщающем положении о лимитировании процессов плазменного восстановления степенью перехода сырья в газовую фазу и на экспериментальном определении степени восстановления по составу газовой фазы.

При моделировании приняты следующие допущения, начальные и граничные условия. Начальное сечение реактора $x = 0$ соответствует точке соударения плазменных струй и сырьевого потока; температура и скорость плазменного потока в поперечном сечении реактора одинаковы и равны среднемассовой; частицы монодисперсны, имеют температуру, равную их среднемассовой, распределены равномерно по поперечному сечению реактора, не сталкиваются друг с другом и со стенками реактора. Начальные условия при $x = 0$: $\tau = 0$; начальная температура частицы равна 300 К; количество тепла, переданное частице в момент времени $\tau = 0$, равно 0. Граничные условия: диаметр реактора постоянен; температура плазмы больше температуры частицы, температуры плавления и испарения перерабатываемых материалов – заданные величины.

Отличительной особенностью подмодели является использование для теплообмена плазменного потока со стенками канала реактора расчетной зависимости, полученной авторами для реальных условий образования боридов и карбидов титана в плазменном реакторе: промышленный уровень мощности реактора – 150 кВт; трехструйный вариант камеры смешения с углом наклона плазменных струй 30° , обеспечивающий вынужденную турбулизацию плазменного потока; футеровка канала реактора толщиной 0,005 м из диоксида циркония, снижающая теплоотдачу от плазменного потока на 20 %; введение в плазменный поток разнообразного по фазовому составу, дисперсности и теплофизическим свойствам высокодисперсного сырья (титана, оксида титана, бора, пиролитического углерода; расходная массовая концентрация высоко дисперсного сырья 0,12 кг/кг, близкая к максимальной и снижающая теплоотдачу от плазменного потока на 15 %. Уравнение имеет вид

$$St = (0,672 \pm 0,155) Re_{f,x}^{-0,425 \pm 0,081} \cdot Pr_{f,x}^{-0,05}, \quad (4)$$

где St , Re и Pr – числа Стентона, Рейнольдса и Прандтля;
 x и f – индексы, соответствующие среднемассовой температуре потока и осевой координате.

Моделирование обеспечивает при заданных характеристиках сырья, геометрических характеристиках и параметрах работы реактора расчет расстояния, которое частица пролетает в реакторе, продолжительности «жизни» частиц, температуры плазменного потока, частицы и стенки канала реактора, скорости плазменного потока и частицы, степени испарения частиц, доли энергии, переданной газом стенке реактора, частицам и оставшейся в потоке.

Для прогнозирования характеристик сырья, предлагаемого к использованию при плазменном синтезе борида и карбида титана, и оценки гидродинамических и энергетических режимов его эффективной переработки проведено модельно-математическое исследование влияния на степень испарения начальной температуры плазменного потока, крупности сырья и массовой расходной концентрации.

Степень плазменного испарения бор-, титансодержащего дисперсного сырья определяется такими факторами, как энергетические и гидродинамические характеристики плазменного потока, крупность частиц и их теплофизические свойства, массовая расходная концентрация. Исследования проводились для следующего режима работы трехструйного реактора: массовый расход плазмообразующего газа (азота) $9 \cdot 10^{-3}$ кг/с, подведенная к камере смешения мощность 75 кВт. Результаты исследования приведены на рис. 2.

При использовании в качестве сырья порошка металлического титана оптимальное сочетание теплофизических характеристик, в первую очередь коэффициента теплопроводности, теплоты плавления и испарения, обуславливает возможность переработки с приемлемой (0,10 – 0,14 кг/кг) для технологического процесса расходной концентрацией частиц крупностью 5 – 10 мкм. При этом тепловой КПД потока для частиц крупностью 5 мкм достигает 0,20. Установленные закономерности не зависят от начальной скорости частиц при изменении её в пределах 1 – 3 м/с. Рабочие параметры реактора обеспечивают полное испарение частиц диоксида титана крупностью от 3 до 5 мкм, причём взаимодействие частиц с потоком происходит в условиях сопоставимых скоростей, составляющих для частиц размером 3 мкм 32 – 60 м/с, а 5 мкм – 28 – 55 м/с за время соответственно $15 \cdot 10^{-5}$ - $18 \cdot 10^{-5}$ и $54 \cdot 10^{-5}$ - $85 \cdot 10^{-5}$ с. Следует отметить, что увеличение до определённого уровня массовой расходной концентрации диоксида не влияет на степень его испарения. Максимальная расходная концентрация, при которой возможна полная переработка TiO_2 , составляет 0,12 кг/кг для частиц крупностью 5 мкм, 0,14 кг/кг для 3 мкм. При этом оптимальная загрузка реактора позволяет увеличить долю энергии, переданную частицам, т.е. тепловой КПД потока, например, для частиц 5 мкм с 0,075 до 0,20. Изменение скорости подачи порошка TiO_2 с 1 до 3 м/с практически не приводит к изменению гидродинамической обстановки в потоке, а, следовательно, не оказывает влияние на межкомпонентный теплообмен.

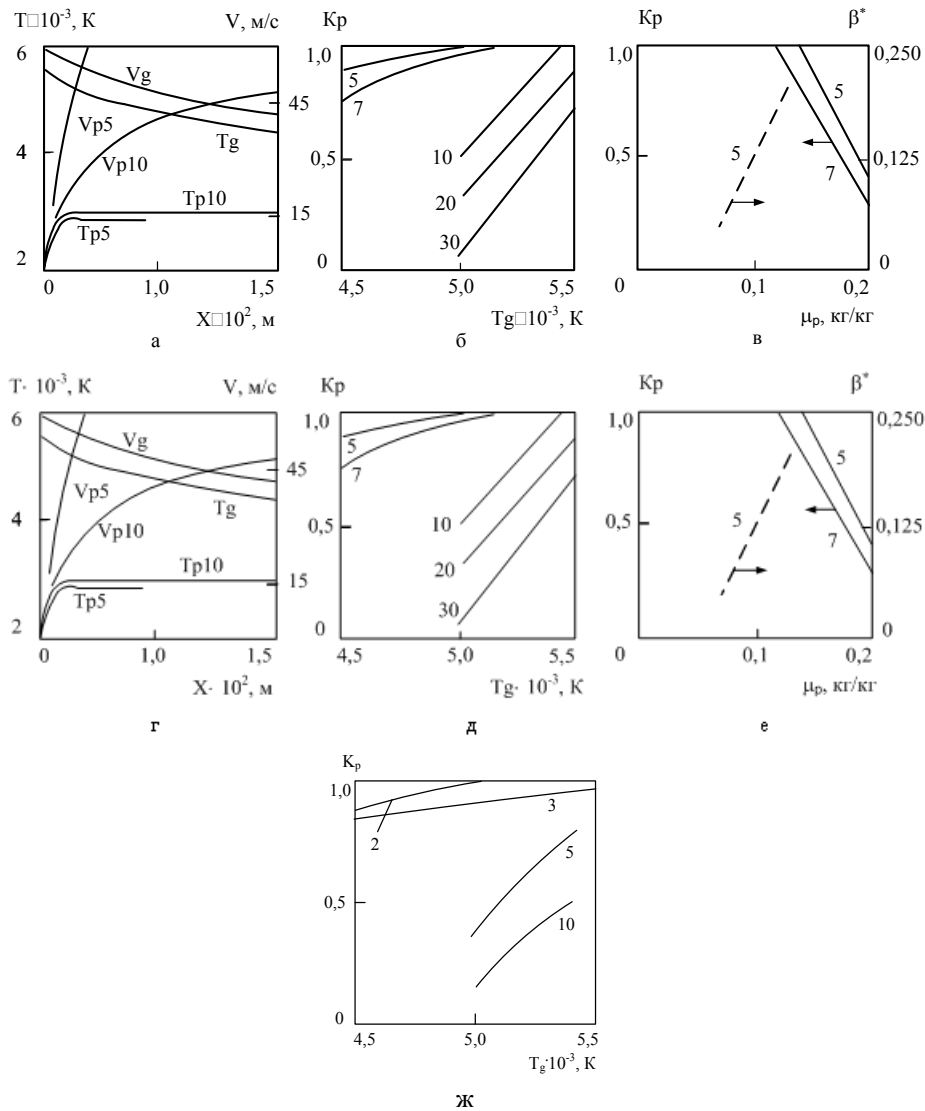


Рис. 2 Гидродинамические и энергетические режимы переработки титана (а-в), диоксида титана (г-е) и бора (ж): а) изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока (T_g, V_g) и частиц титана (T_p, V_p) по длине реактора; б) влияние начальной температуры плазменного потока (T_g) на степень испарения частиц титана (K_p); в) влияние массовой расходной концентрации (μ_p) на степень испарения частиц титана (K_p) и долю энергии, переданной частицам (β^*); г) изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока (T_g, V_g) и частиц диоксида титана (T_p, V_p) по длине реактора; д) влияние начальной температуры плазменного потока (T_g) на степень испарения частиц диоксида титана (K_p); е) влияние массовой расходной концентрации (μ_p) на степень испарения частиц диоксида титана (K_p) и долю энергии, переданной частицам; ж) влияние начальной температуры плазменного потока (T_g) на степень испарения частиц бора (K_p). 2, 3, 5, 7, 10, 15, 20, 30 – размер частиц, мкм

Полное испарение частиц бора крупностью 2 – 3 мкм, при массовой расходной концентрации 0,077 кг/кг, достигается при экстремальных энергетических характеристиках плазменного потока, соответствующих начальной температуре 5400.

Подмодель «Борирование, карбидизация сырья и формирование частиц» включает блоки изменения технологических условий и формирования нанодисперсного продукта.

Блок изменения технологических условий описывает зависимость содержания карбида и бориды титана в продуктах синтеза от степени испарения сырья и основных технологических факторов в виде полученных для синтеза регрессионных уравнений следующего вида (вариант 1 – синтез из Ti, вариант 2 – синтез из TiO₂):

$$[\text{TiC} (1)] = -182,277 + 0,05187 \cdot T_0 + 0,000927 \cdot T_3 + 0,9428 \cdot [\text{CH}_4] - 0,4464 \cdot \{\text{H}_2\} - 0,1208 \cdot [\text{N}] - 0,0001878 \cdot T_0 \cdot [\text{CH}_4]; \quad (5)$$

$$[\text{TiC}(2)] = 17,3211 + 0,0105 \cdot T_0 - 0,0156 \cdot T_3 + 0,1859 \cdot [\text{CH}_4] - 3,432 \cdot \{\text{H}_2\} - 0,4078 \cdot [\text{N}] + 0,000004562 \cdot T_0 \cdot T_3 + 0,000782 \cdot T_0 \cdot \{\text{H}_2\} - 0,0000567 \cdot T_3 \cdot [\text{CH}_4] - 0,000435 \cdot T_3 \cdot \{\text{H}_2\} + 0,0001353 \cdot T_3 \cdot [\text{N}]; \quad (6)$$

$$[\text{TiB}_2 (1)] = -412,41 + 0,09489 T_0 + 2,196 [\text{B}] + 0,1597 \{\text{H}_2\} - 0,00061 T_0 [\text{B}]; \quad (7)$$

$$[\text{TiB}_2 (2)] = 4,59 + 0,0156 T_0 + 0,00213 T_3 - 0,0688 \{\text{CH}_4\} - 0,214 [\text{B}] \cdot \{\text{H}_2\}, \quad (8)$$

где T_0 – начальная температура плазменного потока (5000 – 5400 K);

T_3 – температура закалки (2600 – 2800 K);

$[\text{B}]$ – содержание бора в шихте (100 – 120 % от стехиометрически необходимого);

$\{\text{CH}_4\}$ – количество восстановителя (метана) (100 – 120 % от стехиометрически необходимого);

$\{\text{H}_2\}$ – концентрация водорода в плазмообразующем газе (0 – 0,25 % об.);

$[\text{N}]$ – количество атомарного азота в плазмообразующем газе от стехиометрически необходимого для образования циановодорода (0 – 15 %).

Расчетные зависимости содержания в продуктах синтеза карбида и бориды титана для вариантов 1 и 2 приведены на рис. 3 – 6.

Блок формирования нанодисперсного продукта обеспечивает количественные прогнозы наноуровня карбида и бориды титана. Температурная зависимость размера наночастиц рассчитывается по экспериментально полученным авторами уравнениям:

для карбида

$$d = (0,085 \pm 0,005) T^{-(1,8 \pm 0,361)} \quad (9)$$

для борида

$$d = (1,46 \pm 0,025) \cdot 10^{-5} T^{(0,74 \pm 0,165)} . \quad (10)$$

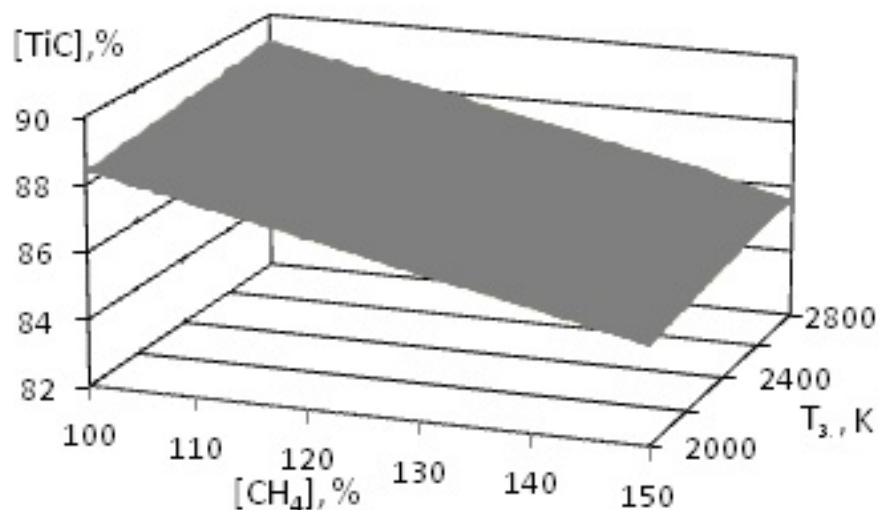


Рис. 3 Содержание карбида титана в продуктах синтеза (вариант 1)
(T₀ = 5400 K)

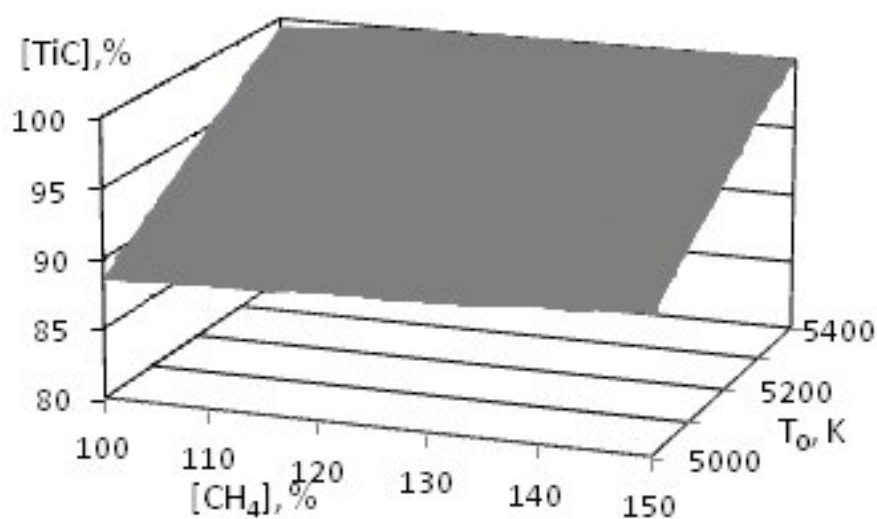


Рис. 4 Содержание карбида титана в продуктах синтеза (вариант 2)
(T₃ = 2800 K)

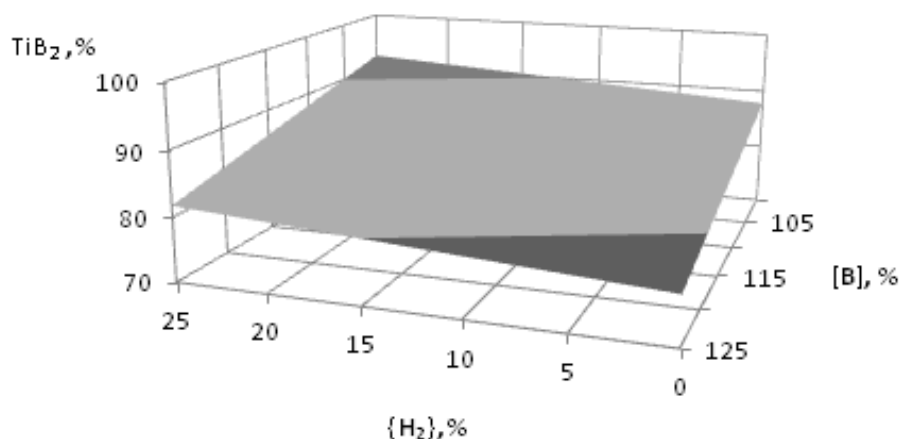


Рис. 5 Содержание борида титана в продуктах синтеза (вариант 1)
($T_0 = 5400 \text{ K}$)

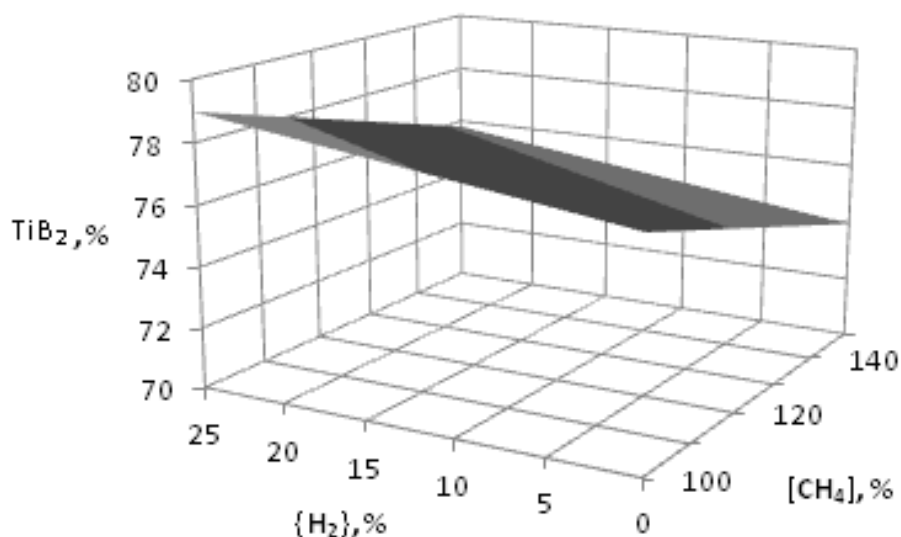


Рис. 6 Содержание борида титана в продуктах синтеза (вариант 2)
($T_0 = 5400 \text{ K}$, $T_3 = 2600 \text{ K}$, $[B] = 112,5 \%$)

Температурная зависимость размера наночастиц и линейной скорости их роста приведены для карбида и борида титана на рис. 7 а, б.

Для реализации моделей разработаны компьютерные программы, подробное описание и примеры реализации которых приведены в [8 – 10]. Программы представляют собой законченный программный продукт, который может быть реализован на компьютерах класса IBM PC AT под управлением MS Windows версии не ниже 2000 и установленным Microsoft Access версии не ниже 2000. В качестве языка программирования выбран Visual Basic for Application. Разработанные программы позволяют осуществлять многовариантные исследовательские и инженерные расчёты

параметров эффективной переработки титансодержащих сырьевых материалов в карбид и борид и анализ параметрической чувствительности процессов карбидо- и боридообразования.

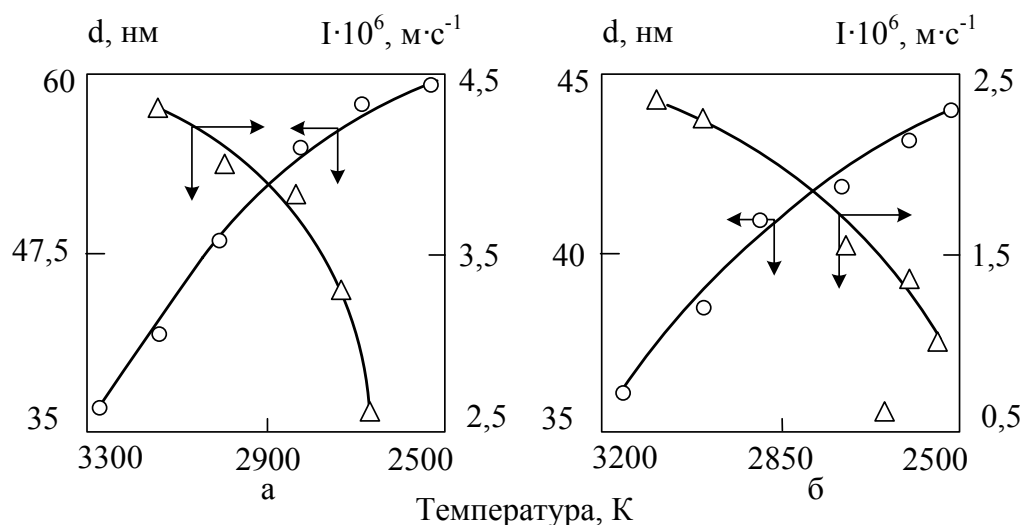


Рис. 7 Зависимость размера наночастиц (d) и линейной скорости их роста (I) от температуры плазменного потока для карбида (а) и борида (б) титана

Для оценки точности разработанных моделей использованы проверочные выборки, полученные при плазменной переработке в борид и карбид промышленных производственных отсеков порошка титана крупностью +63 -100 мкм при двух температурных режимах 5400 и 5000 К и стехиометрических на борид TiB₂ и карбид TiC соотношениях компонентов. Результаты сравнения расчетного содержания в продуктах синтеза борида и карбида титана с экспериментально определенным представлены в табл. 1. Максимальное отклонение составляет 14,8 %, что свидетельствует о достаточной сходимости расчетных и фактических данных.

Таблица 1 Оценка точности комплексных моделей боридо- и карбидообразования при плазменном синтезе

Т, К	Содержание борида / карбида титана, % масс.							Отклонение, %
	Y_{δ}	Y_{δ}^1	Y_{δ}^2	Y_{δ}^3	Y_{δ}^4	Y_{δ}^5	$Y_{\delta \delta}$	
5400	<u>33,2</u>	<u>29,8</u>	<u>28,9</u>	<u>30,2</u>	<u>28,3</u>	<u>28,7</u>	<u>29,2</u>	<u>12,0</u>
	32,1	27,9	27,6	27,3	28,4	28,0	27,8	13,4
5000	<u>24,3</u>	<u>20,1</u>	<u>19,9</u>	<u>20,8</u>	<u>21,2</u>	<u>21,6</u>	<u>20,7</u>	<u>14,8</u>
	21,2	20,0	18,1	17,9	18,3	18,0	18,5	12,7

Выводы

Разработаны комплексные многофакторные математические модели процессов боридо- и карбидообразования для плазменной переработки титан-бор-углеродсодержащего сырья и компьютерные программы для их реализации. Подтверждена адекватность моделей описываемых процессов. По результатам моделирования представлены графические зависимости содержания в продуктах синтеза боридов и карбидов титана и их наноуровня для различных видов титансодержащего сырья, параметров плазменного потока, соотношений компонентов, составов газа-теплоносителя.

Литература

1. Гарбузова А. К. Анализ современного состояния производства и применения карбида титана / А. К. Гарбузова, Г. В. Галевский, В. В. Руднева, Л. С. Ширяева // Вестник Сибирского государственного индустриального университета. – 2014. - № 1. – С. 34 – 39.
2. Гарбузова А. К. Плазменный синтез карбида титана: научное обоснование, технология, экономическая оценка / А. К. Гарбузова, Г. В. Галевский, В. В. Руднева, Л. С. Ширяева // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии: сб. науч. тр. – Москва – Новокузнецк, Изд-во СибГИУ, 2014. – В. 32. – С. 121 – 135.
3. Ширяева Л. С. Производство и применение карбида титана (оценка, тенденции, прогнозы) / Л. С. Ширяева, А. К. Гарбузова, Г. В. Галевский // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2014. - № 2 (195). – С. 100 – 108.
4. Галевский Г. В. Электроосаждение, структура и свойства композиционного покрытия «никель – карбид титана» / Г. В. Галевский, В. В. Руднева, А. К. Гарбузова // Научно-технические ведомости СПбГПУ. – 2015. - № 1 (214). – С. 154 – 163.
5. Серебрякова Т. И. Высокотемпературные бориды / Т. И. Серебрякова, В. А. Неронов, П. Д. Пешев. – М. : Металлургия, Челябинское отделение, 1991. – 368 с.
6. Ноздрин И. В. Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки хромсодержащего сырья в плазменном реакторе / И. В. Ноздрин, Л. С. Ширяева, В. В. Руднева, М. А. Терентьева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2012. - № 2. – С. 13 – 18.
7. Ноздрин И.В. Синтез и эволюция дисперсности боридов и карбидов ванадия и хрома в условиях плазменного потока / И.В. Ноздрин, Г.В. Галевский, Л.С. Ширяева // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2011. - № 10. – С. 12 – 17.
8. Руднева В. В. Модельно-математическое исследование режимов эффективной переработки дисперсного сырья в плазменном реакторе / В. В. Руднева, Г. В. Галевский, Е. К. Юркова // Изв. вузов. Черная металлургия. – 2007. - № 5. – С. 52 – 55.
9. Руднева В. В. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния : монография. В 3 т. Дополнительный том. Плазменный синтез и компактирование нанокарбида кремния / В. В. Руднева, Е. К. Юркова ; науч. ред. Г. В. Галевский. – Новокузнецк : Изд. центр СибГИУ, 2011. – 241 с. с ил.
10. Руднева В. В. Закономерности формирования частиц тугоплавких карбидов в процессах плазменного восстановительного синтеза / В. В. Руднева, Г. В. Галевский // Вестник горно-металлургической секции РАЕН. Отделение металлургии : сб. науч. тр. – Новокузнецк, Изд-во СибГИУ, 2009. – В. 23. – С. 120 – 127.

УДК 669.184: 658.012.011.66

КОНТРОЛЬ ІНТЕНСИВНОСТІ ПРОДУВАННЯ КИСНЕМ ВАННИ КОНВЕРТЕРА

К. В. Єгоров, В. С. Богушевський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Кисневий конвертер як багато зв'язний об'єкт управління є трьохфазною, багатокомпонентною термодинамічною системою, в якій на фоні турбулентного переносу проходять взаємопов'язані тепломасообмінні, гідродинамічні, хімічні та інші необоротні явища. Сучасний рівень розвитку вимірювальної техніки не дозволяє в агресивному високотемпературному середовищі проводити прямий контроль швидкості проходження фізико-хімічних процесів, які визначають керовані координати об'єкта - температуру і вміст вуглецю в металі

Кислородный конвертер как многосвязный объект управления является трехфазной, многокомпонентной термодинамической системой, в которой на фоне турбулентного переноса проходят взаимосвязанные тепломассообменные, гидродинамические, химические и другие необратимые явления. Современный уровень развития измерительной техники не позволяет в агрессивной высокотемпературной среде проводить прямой контроль скорости прохождения физико-химических процессов, которые определяют управляемые координаты объекта – температуру и содержание углерода в металле

BOF multiply as the control object is a three-phase, multi-component thermodynamic system in which on the background of turbulent transport are interrelated, hydrodynamic, chemical and other irreversible phenomena. The present level of development of the measurement technique does not allow an aggressive high-temperature environment to carry out the direct control of the velocity of the physical and chemical processes that determine the managed object's coordinates - temperature and carbon content in the metal

Вступ

При керуванні конвертерною плавкою намагаються забезпечити отримання з першої повалки заданих значень масової частки вуглецю і

температури. При цьому задаються усередненими значеннями масової частки вуглецю, що окиснюється до СО у порожнині конвертера киснем дуття, вмістом оксидів заліза і мангану в кінцевому шлаку. Ці параметри в основному залежать від режиму дуття [1, 2].

Контроль інтенсивності продування, що проводиться відомим методом за перепадом тиску на звужуючому пристрої (діафрагмі) з корекцією по температурі, тиску і вологості кисню, свідчить тільки про кількість кисню, що поступила у ванну конвертера. Розподілення ж його на окиснення окремих елементів ванни відрізняється на різних плавках.

Постановка задачі

В еру нових технологій та при сучасних умовах конкуренції одна з основних задач, що стоїть перед сталеплавильниками – це виплавка якісної сталі з мінімальними витратами. Підвищення якості керування киснево-конверторним процесом є одним з шляхів вирішення даної задачі.

Результати досліджень

Для забезпечення однакових умов продувки необхідно підтримувати режим дуття стабілізацією комплексного параметра – глибини реакційної зони, що визначена через ефективну витрату кисню [3]. Математична модель доповнена нами інформацією про тепловий потік на кесон (за витратою і різницею температури охолоджувальної води на вході і виході кесона) як зворотного зв'язку, що відображає ефект допалювання конвертерного газу по ходу продувки, тобто свідчить про кількість газів, що відходять, і вмісту СО у них:

$$v_E = 0,482 \sqrt{p} / [A + 0,667H - 23,7 / (18 + 6,06N/N_*) - 0,008m] + 1,09 \sqrt[4]{Q_K}, \quad (1)$$

де v_E – ефективний об'єм кисню, що витрачається на реакції зневуглецювання ванни (при нормальних умовах), м³/хв.;

τ – поточний час продувки, хв.;

p – тиск кисню після регулюючого клапана, Па;

A – коефіцієнт, що залежить від довжини фурми і діаметра сопла кінцевика фурми, калібр;

H – відстань кінцевика фурми до рівня спокійного металу, калібр;

N/N_* – відповідно поточний і кінцевий номер плавки за футерівкою;

m – маса садки, т;

Q_K – тепловий потік на кесон, кВт.

Взаємодія струменя окислювача з розплавом являє собою первинну і визначальну ланку в складному комплексі взаємопов'язаних явищ, що протікають в конвертерній ванні. Дослідження цієї взаємодії й гідродинаміки ванни у виробничих умовах пов'язане з великими труднощами. Тому дані явища при продувці зверху вивчалися багатьма авторами переважно, на "холодних" моделях, сконструйованих на основі теорії подібності з урахуванням основних сил і критеріїв, а також в лабораторних конвертерах. Дослідження показали, що основними параметрами, що визначають гідродинаміку ванни, є положення кисневої фурми і тиск дуття перед соплом [4].

Від положення фурми щодо рівня розплаву в конвертері залежить ступінь засвоєння кисню ванною, температурний і шлаковий режими плавки. Надмірне опускання фурми викликає її заметалювання, з'являється небезпека розмивання дуттєвим струменем днища конвертера; із збільшенням відстані від фурми до металу зростає концентрація оксидів заліза в шлаку, що зменшує вихід придатного.

У вітчизняних конвертерах положення фурми щодо ванни контролюють за допомогою селісинної спостерігаючої системи з реєстрацією параметра на вторинному приладі, що встановлений на пульті управління. По ходу кампанії рівень ванни істотно змінюється у зв'язку із зносом футеровки конвертера і коливанням садки. Періодично (один раз на зміну) оператор в показаннях положення фурми вводить корекцію, для чого вимірює справжню відстань від торця фурми до дзеркала ванни по штанзі, що приварюється до фурменого кінцевика.

Застосований у вітчизняних конвертерних цехах [1] метод контролю положення фурми з автоматичною корекцією залежно від садки та зносу футеровки конвертера володіє істотним недоліком: відсутній зворотний зв'язок про дійсний характер зносу футеровки. Розроблений метод контролю цього параметра по струму навантаження на якорі двигуна приводу конвертера [5]. При зливі розплаву кут нахилу конвертера, при якому з'являється шлак, є функцією маси шлаку в конвертері й поточного радіуса еквівалентного циліндра футерівки (її розпалу). Струм навантаження на якорі двигуна приводу конвертера є функцією згаданих параметрів і напруги на якорі:

$$\begin{cases} G_{\text{шл}} = f(\varphi_{\text{шл}*}, R); \\ I = f(G_{\text{шл}}, \varphi_{\text{шл}}, R, U), \end{cases} \quad (2)$$

де $G_{\text{шл}}$ – маса шлаку в конвертері, т;

$\varphi_{\text{шл}*}$ – кут нахилу конвертера від вертикальної осі в момент появи шлаку з сталевипускного отвору, град;

R – поточний внутрішній радіус еквівалентного циліндра футерівки конвертера, м;

I – струм навантаження на якорі двигуна приводу конвертера, А;

$\varphi_{\text{шл}}$ – кут нахилу конвертера від вертикальної осі, град;

U – напруга на якорі двигуна приводу конвертера, В.

Масу шлаку розраховуємо по займаному ним об'єму в конвертері, представивши останній у формі кругового циліндра, еквівалентний діаметр якого визначається з рівності дійсної і модельованої ємностей. В якості контрольованої інформації використаний кут повороту конвертера від вертикальної осі [32]:

$$G_{\text{шл}} = \rho_{\text{шл}} \left\{ (2a - 2R \operatorname{tg} \varphi_{\text{шл}*}) \left\{ \left[\frac{0,5 \arcsin(\operatorname{actg} \varphi_{\text{шл}*} - R)}{R} \right] + 0,5(\operatorname{actg} \varphi_{\text{шл}*} - R) \sqrt{R^2 - (\operatorname{actg} \varphi_{\text{шл}*} - R)^2} + 0,25\pi R^2 \right\} + 0,666 \operatorname{tg} \varphi_{\text{шл}*} [R^2 - (\operatorname{actg} \varphi_{\text{шл}*} - R)^2]^{3/2} \right\}, \quad (3)$$

де $\rho_{\text{шл}}$ – щільність шлаку, т / м³;

a – відстань утворюючої еквівалентного циліндра від днища конвертера до найближчої кромки сталевипускного отвору, м.

Момент появи шлаку в сталевипускному отворі при зливі розплаву з конвертера контролювали за допомогою розробленого нами пристрою [3]. При зливі вуглецевмісного металу його струмінь внаслідок взаємодії з киснем атмосфери оточений факелом полум'я, який гасне при появі шлаку. Використання двох фотореле, одне з яких візоване на струмінь, а інше – на факел полум'я, дозволяє однозначно контролювати шуканий параметр, а також виключити помилкову команду про злив шлаку в разі розірвання або екранізування струменя металу.

Аналітична форма другого рівняння системи для кута нахилу конвертера від вертикальної осі, рівного 10 град. (при такому куті не позначається момент зрушення конвертера і шлак, як правило, не виливається), яка визначається за методикою [6], має вигляд

$$I = a_0 + a_1 R + a_2 R^2 + (a_3 + a_4 R + a_5 R^2) G_{\text{шл}} + a_6 U, \quad (4)$$

де a_0, \dots, a_6 - коефіцієнти.

Значення R , яке розраховується з системи рівнянь (2), використовується для визначення зміни положення фурми відповідно до значення розпалу футерівки:

$$\Delta H = a_7 + a_8/R^2, \quad (5)$$

де ΔH – зміна положення фурми, на яке коригують параметр, виміряний відносно нерухомих конструкцій конвертера, м;

a_7, a_8 – коефіцієнти .

Одним з основних керуючих впливів при статичному управлінні конвертерної плавки є витрата кисню на продувку для отримання заданої марки сталі. При цьому враховується тільки той кисень, який йде на окиснення елементів ванни. Прямий вплив на обсяг витраченого кисню надає його об'ємна частка в дутті. Низька якість кисню, споживаного конвертерної цехами, викликана напруженим балансом технічного кисню, нестійкою роботою кисневих блоків і відсутністю резервних потужностей в години пік.

Дослідження проводились на 160-тонних конвертерах ЄМЗ і КМК. Температурний перепад на водоохолоджуючих елементах контролювався спеціальної термобатаресю, виготовленою з 16 хромель-копелевих термопар, з'єднаних послідовно, що забезпечило її чутливість 0,9 мВ/°С.

В перший період продувки температурний перепад охолоджуючої води на фурмі й кесоні порівняно невеликий, що пояснюється низькою швидкістю знеуглецювання і переважним окисненням кремнію і марганцю. Основними чинниками, які зумовлюють температурний перепад води на початку продувки, є витрата вихідного газу, маса брукхту і його насипна щільність (визначають фон) , хімічний склад чавуну, тривалість простою, витрата теплоносія та ін.

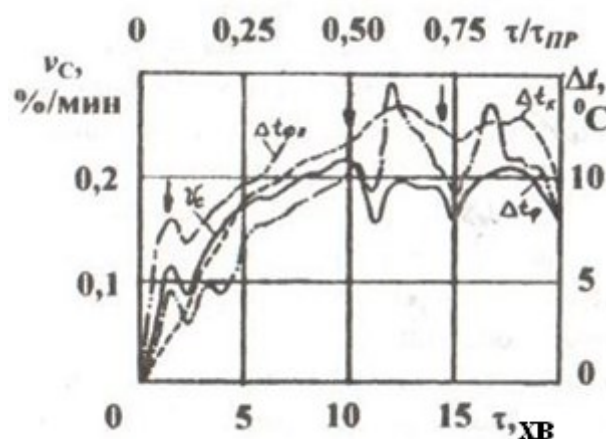


Рис. 1 Зміна швидкості знеуглецювання v_C , температурного перепаду на кесон Δt_k і фурму Δt_f , по воді, охолоджуючій ходу продувки плавки з ломом. Стрілками позначені моменти введення добавок сипучих.

Δt_{ϕ}^* - графік зміни в початковій стадії продувки відповідного параметра для плавки без брукхту

В середній фазі продувки, коли швидкість знеуглецювання досягає найбільшого значення, температурний перепад також максимальний. На кривих чітко видні відгуки на введення в ванну охолоджуючих і шлакоутворюючих матеріалів. В останньому періоді продувки температурний перепад зменшується, що викликається зниженням швидкості знеуглецювання. Таким чином, характер зміни кривих температурного перепаду на водоохолоджуючих елементах відповідає динаміці знеуглецювання ванни.

Для кількісної оцінки зв'язку по ходу продувки температурного перепаду охолоджуючої води на фурмі і кесоні зі швидкістю знеуглецювання, визначеної за хімічним складом і витраті відхідного газу, були побудовані взаємно кореляційні функції. З графіка функцій видно, що між параметрами є істотна стохастична залежність. Контрольована система є інерційною, так як максимальні значення функцій зрушені щодо обраного початку координат.

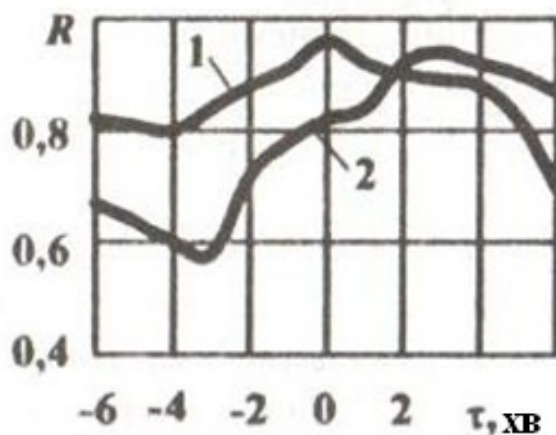


Рис. 2 Взаємно кореляційні функції температурного перепаду води, що охолоджує фурму (1) і кесон (2), із швидкістю знеуглецювання ванни – відповідно $R_{\Delta t_{\Phi} v_c}$ і $R_{\Delta t_k v_c}$

Зі спільного розгляду рис. 1 і 2 можна зробити висновок про те, що температурний перепад охолоджуючої води на кесоні тісніше пов'язаний зі швидкістю знеуглецювання ($r = R_{\Delta t_k v_c}|_{\tau=0} = 0,96$) і має менше запізнювання ($\Delta\tau = 0,67$ хв), ніж перепад на фурмі ($r = R_{\Delta t_{\Phi} v_c}|_{\tau=0} = 0,825$; $\Delta\tau = 1,3$ хв). При цьому час чистого запізнювання для фурми становить 10 с, для кесона – 30 с.

На початку продувки (рис. 1) швидкість росту температурного перепаду і теплове навантаження на фурму (площа, обмежена віссю абсцис і графіком) для плавок без брухту вище, ніж з брухтом. При цьому нестача тепла

компенсується горінням заліза ванни, що, в свою чергу, призводить до зменшення ступеня використання кисню дуття.

Швидке розплавлення легкового брухту призводить до різкого збільшення потужності охолоджуючого ефекту металеві завалки в початковий період продувки. Це обумовлює низькотемпературний хід плавки з відповідним технологічним відхиленням в частині переокиснення шлакової фази, що в подальшому може привести до викидів металу і шлаку [1].

Відомо, що масова частка вуглецю у ванні при частках нижче критичних пропорційна швидкості знеуглецювання або коефіцієнту використання кисню на окислення вуглецю [7]. Отже, поточне значення температурного перепаду на водоохолоджуваних елементах можна використовувати для визначення моменту закінчення продувки.

На рис. 3 наведені криві температурного перепаду охолоджуючої води на кесоні в другій половині продувки для плавок з різною кінцевою масовою часткою вуглецю. З графіка видно, що до кінця продувки криві мають характерну точку перегину, після якої перепад знижується. Емпірично встановлено, що частка вуглецю в металі обернено пропорційна перепаду температури між точкою перегину і відміткою на кривій, відповідної моменту припинення продувки

$$C_M = \gamma / \delta t, \quad (6)$$

де C_M – масова частка вуглецю в металі наприкінці продувки, %;

γ – коефіцієнт, рівний для досліджуваного об'єкта 0,62 %, °C;

δt – перепад температури між останньою крапкою перегину кривої й відміткою на ній, що відповідає моменту припинення продувки, °C.

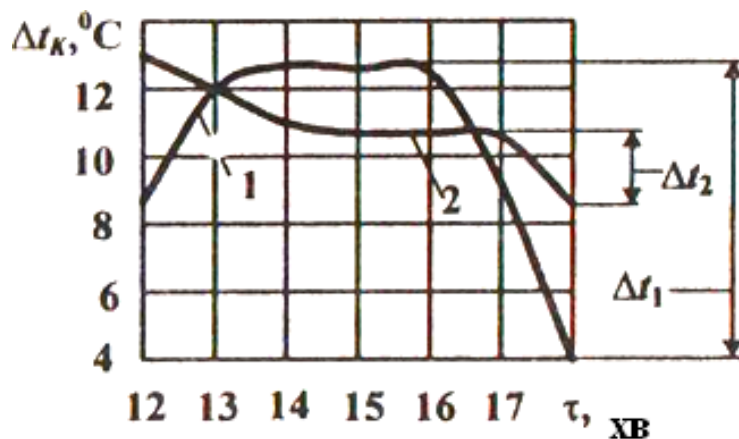


Рис. 3 Зміна температурного перепаду води, що охолоджує кесон, в останній період продувки для плавок сталі:

1 – низьковуглецевої ($C_M = 0,08$ %); 2 – середньовуглецевої ($C_M = 0,30$ %)

Співвідношення було використано нами для уточнення моменту повалення конвертера на заданій частці вуглецю.

Висновки

1. Взаємодія струменя окислювача з розплавом являє собою первинну і визначальну ланку в складному комплексі взаємопов'язаних явищ, що протікають в конвертерній ванні. Дослідження показали, що основними параметрами, що визначають гідродинаміку ванни, є положення кисневої фурми і тиск дуття перед соплом.

2. Від положення фурми щодо рівня розплаву в конвертері залежить ступінь засвоєння кисню ванною, температурний і шлаковий режими плавки. Надмірне опускання фурми викликає її заметалювання, з'являється небезпека розмивання дуттєвим струменем днища конвертера; із збільшенням відстані від фурми до металу зростає концентрація оксидів заліза в шлаку, що зменшує вихід придатного.

3. В перший період продувки температурний перепад охолоджуючої води на фурмі й кесоні порівняно невеликий, що пояснюється низькою швидкістю зневуглецювання і переважним окисленням кремнію і марганцю. Основними чинниками, які зумовлюють температурний перепад води на початку продувки, є витрата вихідного газу, маса брукхту і його насипна щільність (визначають фон), хімічний склад чавуну, тривалість простою, витрата теплоносія та ін.

4. До кінця продувки криві температурного перепаду мають характерну точку перегину, після якої перепад знижується. Емпірично встановлено, що частка вуглецю в металі обернено пропорційна перепаду температури між точкою перегину і відміткою на кривій, відповідної моменту припинення продувки.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін.; За ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
2. Жуков Н. Н., Огороков Б. Н., Коминов С. В. Определение погрешности работы балансовых систем расчета шихты на кислородно-конвертерный процесс // Известия вузов. Черная металлургия. – 1986. – № 5. – С. 29 – 31.
3. Богушевський В. С., Сухенко В. Ю. Керування режимом дуття конвертерної плавки // Наукові вісті НТУУ „КПІ”. – 2009. – № 1. – С. 58 – 64.
4. Бойченко Б. М., Охотський В. Б., Харлашин П. С.: Підручник / Конвертерне виробництво сталі (теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія). – Дніпропетровськ: РВА „Дніпро-ВАЛ”, 2004. – 454 с.
5. Богушевський В. С. Контроль уровня ванны конвертера // Матеріали міжнародної конференції „Матеріали для роботи в екстремальних умовах”, 28-29.12.2010, К.: – С. 234 – 237.

6. Реализация модели управления конвертерной плавкой в системе принятия решений / Богушевский В. С., Сухенко В. Ю., Сергеева Е. А., Жук С. В.// Автоматика. Автоматизация. Электричні комплекси та системи. – 2010. – № 1 (25). – С. 101 – 105.

7. Богушевский В. С., Жук С. В., Зубова Е. Н. Параметры отходящего газа как индикаторы массо- и теплообменных процессов в ванне конвертера // Металл и литье Украины. – 2012. – № 7. – С. 16 – 20.

УДК 669.14.294.014:004.9

ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ В КОНСТРУКЦИОННОЙ СТАЛИ ПРИ ОБРАБОТКЕ РАСПЛАВА НА УСТАНОВКЕ КОВШ-ПЕЧЬ

А. В. Жаданос, И. В. Деревянко, О. Н. Кукушкин

Национальная металлургическая академия Украины

За результатами промислових експериментів і наступної обробки експериментальних даних для конструкційної сталі отримані регресійні моделі динаміки вмісту кремнію в металі в залежності від кількості введених вуглецьвміщуючих матеріалів, феросилікомарганцю MnC17, феросиліцію ФС65 на установці ківш-піч, що дозволяє прогнозувати хімічний склад сталі за цими елементами. За результатами досліджень розроблена структурна схема автоматизованої інформаційної системи агрегату ківш-піч

В результате промышленных экспериментов и последующей обработки экспериментальных данных для конструкционной стали получены регрессионные модели динамики содержания кремния, марганца и углерода в металле в зависимости от количества введенных углеродсодержащих материалов, ферросиликомарганца MnC17, ферросилиция ФС65 на установке ковш-печь, что позволяет прогнозировать химический состав стали по этим элементам. По результатам исследований разработана структурная схема автоматизированной информационной системы агрегата ковш-печь

As a result of industrial experiments and subsequent processing of experimental data the regression models were developed. These models predict the contents of silicon, manganese and carbon in structural steel according to amount of carbonaceous materials, ferrosilicomanganese FeMn17, ferrosilicon FS65, which added to the steel during ladle furnace treatment. The schematic diagram of automated information system was designed

Введение

Постоянное увеличение требований к качеству выплавляемых сталей обуславливает широкое внедрение внепечной обработки. Одним из основных агрегатов внепечной обработки является установка ковш-печь, которая предназначена для десульфурации, легирования, раскисления

металла и подогрева его перед последующими технологическими операциями.

Обеспечение стабильного, регламентированного химического состава металла - важнейшая задача обработки стали на установке ковш-печь. При этом необходимо обеспечить рациональный расход легирующих материалов. Химический состав стали по ходу обработки на печи-ковше контролируется лишь путем периодических отборов проб и последующего из анализа в лаборатории (отбор проб перед обработкой и контрольный отбор проб после обработки). Поэтому важно иметь представление о динамике содержания элементов в металле. Решить указанную задачу можно путем прогнозирования конечного содержания элементов при помощи математических моделей

Существуют два типа моделей, характеризующих динамику содержания химических элементов в металле по ходу внепечной обработки стали: физико-химические модели, базирующиеся на законах термодинамики и кинетики, и регрессионные модели. Достоинством первых является высокая точность прогноза [1,2], но построение таких моделей требует весьма сложных вычислений. К тому же реальные значения термодинамических констант отличаются от теоретических, что требует их последующей коррекции на основании полученных экспериментальных данных. В отличие от физико-химических моделей регрессионные модели менее точны, однако и при их применении, возможно получить результаты, удовлетворяющие требованиям к точности прогнозирования [3].

С учетом того, что требования к содержанию легирующих элементов в конструкционных сталях находятся в довольно широком диапазоне, например, сталь для железнодорожных колес по ГОСТ 10791-2011 содержит (0,55-0,65% С; 0,5-0,9% Мн; $S \leq 0,02\%$; 0,22-0,45% Si; $P \leq 0,02\%$; $Ni \leq 0,03\%$; $Cu \leq 0,03\%$; $H \leq 2 \text{ ppm}$ [4]), целесообразно для прогнозирования содержания Si, Мн, С разработать статические регрессионные модели.

Построение регрессионных моделей

Для раскисления и легирования колесной стали применяются следующие материалы: ферросилиций марки ФС65 (63-68% Si) ДСТУ 4127-2002 [5], ферросиликомарганец МнС17 (Мн $\geq 65\%$, 15-20% Si) ДСТУ 3548-97 [5] и углерод в виде электродного боя.

С целью построения регрессионных моделей на установке ковш-печь нами были проведены промышленные эксперименты, в ходе которых контролировались следующие параметры:

- Масса металла в ковше - $M_{расч} = 105-115 \text{ т.}$

- Начальное содержание кремния, марганца, углерода в металле перед обработкой в агрегате ковш-печь - $[Si]_{нач}$, $[Mn]_{нач}$, $[C]_{нач}$.

- Массы вводимых по ходу обработки в расплав ферросилиция, ферросиликомарганца, углерода - $m\Phi C65$, $mMnC17$, mC .

- Содержание в стали кремния, марганца, углерода по окончании обработки на ковше-печи - $[Si]_{кон}$, $[Mn]_{кон}$, $[C]_{кон}$.

- Изменение содержания в металле кремния, марганца, углерода - $\Delta[Si]$, $\Delta[Mn]$, $\Delta[C]$.

Полученные данные аппроксимированы линейными регрессионными уравнениями с использованием ПЭВМ по методике, приведенной в [6]. Для оценки изменения содержания кремния предложена модель вида

$$\Delta[Si] = a_1 \cdot m\Phi C65 + a_2 \cdot mMnC17 + a_3, \quad (1)$$

где a_1 , a_2 , a_3 – коэффициенты уравнения

Выполнена оценка степени влияния (значимости) коэффициентов регрессионного уравнения на величину изменения содержания кремния $\Delta[Si]$ по критерию Стьюдента показала значимость коэффициентов регрессионной модели, численные значения коэффициентов составили: $a_1 = 3,2 \cdot 10^{-4}$ и $a_2 = 12,6 \cdot 10^{-5}$, $a_3 = -0,039$ (рис. 1). Коэффициент детерминированности r^2 полученной модели составил 0,82, а погрешность прогноза – 0,06%.

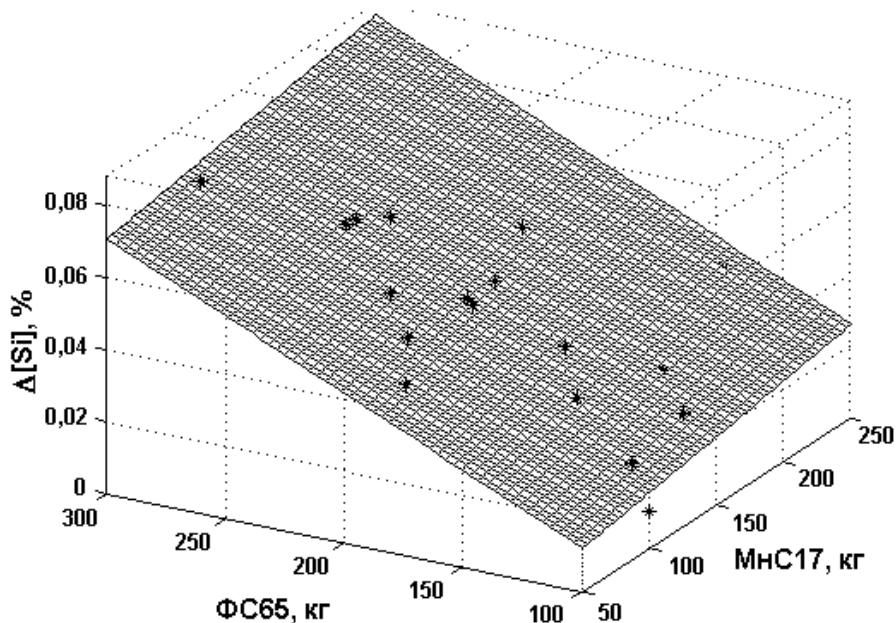


Рис. 1 Изменение содержания Si в стали в зависимости от количества введенного ферросилиция - ΦC65 и ферросиликомарганца - MnC17

Аналогічно отримані регресійні моделі зміни вмісту марганцю та вуглецю (рис. 2, 3) з коефіцієнтами детермінованості $r^2 = 0,81$ і $0,73$ відповідно. Погрешність прогнозу по $[Mn]$ становить $0,05\%$, а по $[C]$ - $0,03\%$, що задовольняє вимогам до моделі.

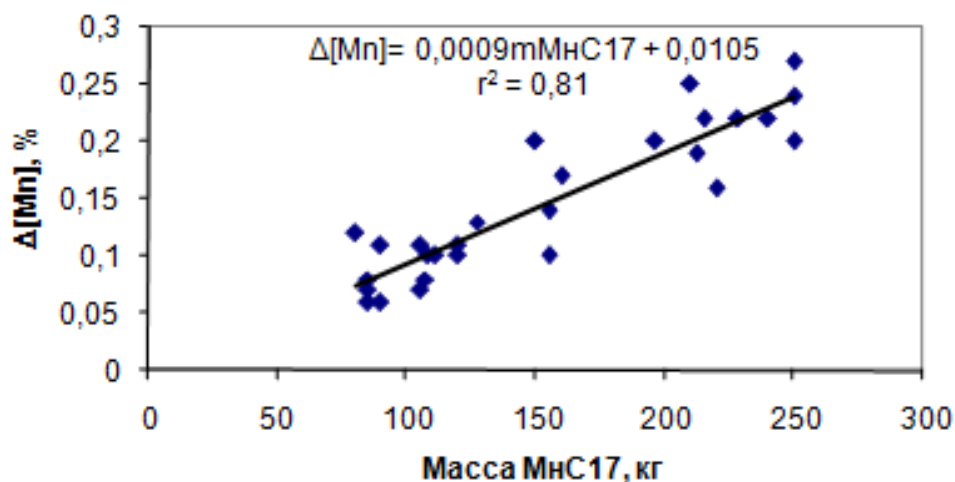


Рис. 2 Изменение содержания Mn в стали в зависимости от количества введенного ферросиликомарганца - MnSi17

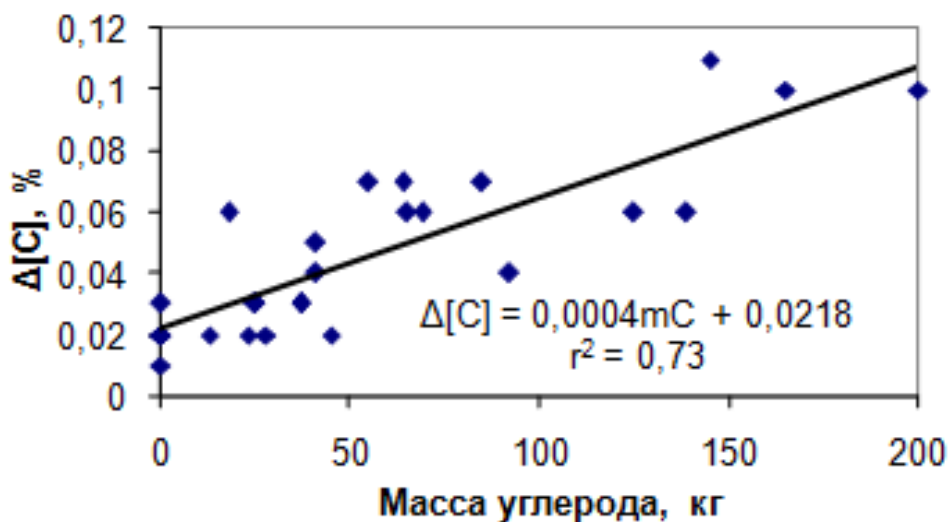


Рис. 3 Изменение содержания C в стали

Структурная схема автоматизированной информационной системы

Для реализации полученных моделей в составе действующей АСУ установки ковш-печь предлагается автоматизированная информационная система (АИС) (рис. 1) [7].

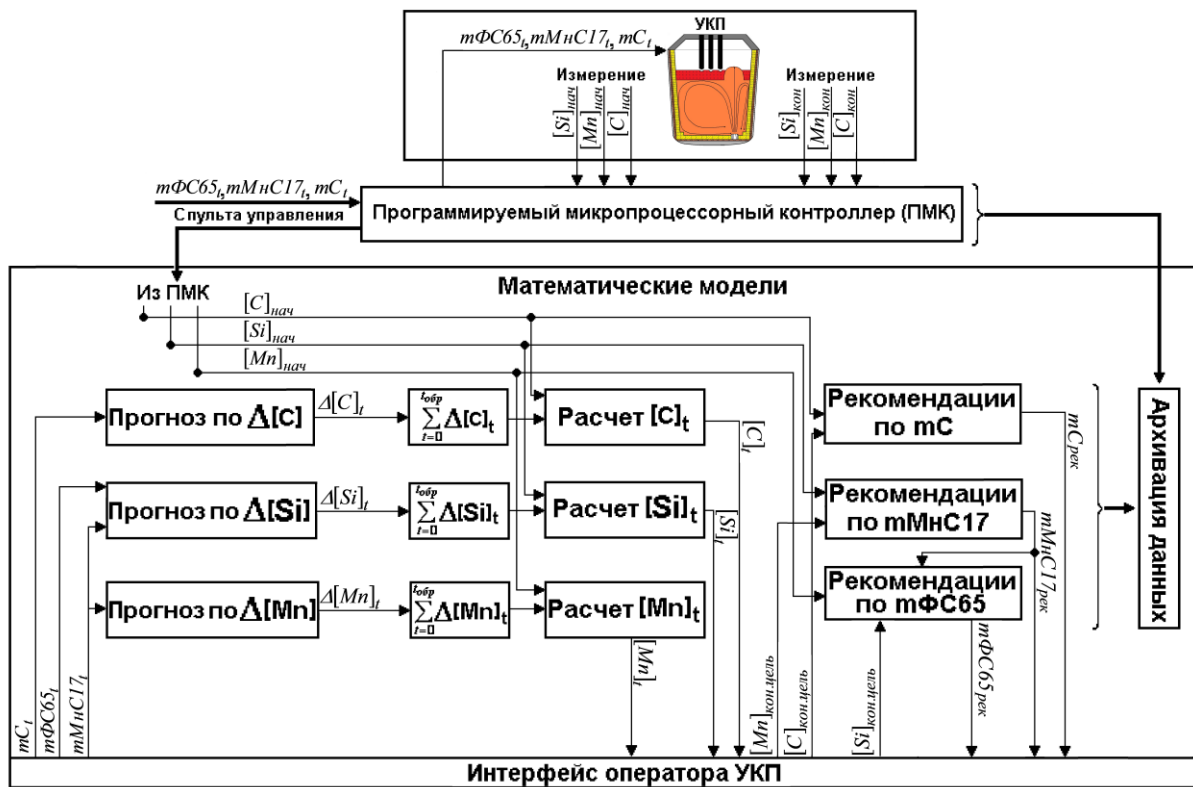


Рис. 4 Структурная схема АИС

Основное назначение АИС заключается в выдаче оператору на пульт управления информации о текущем содержании углерода ($[C]_t$), кремния ($[Si]_t$), марганца ($[Mn]_t$) в металле по ходу его обработки в агрегате ковш-печь и рекомендаций по количеству вводимых в расплав С ($mC_{рек}$), ФС65 ($mFC65_{рек}$), МнС17 ($mMnSi17_{рек}$). АИС состоит из следующих подсистем: «прогноз по $\Delta[C]$ »; «прогноз по $\Delta[Si]$ »; «прогноз по $\Delta[Mn]$ »; «расчет $[C]_t$ »; «расчет $[Si]_t$ »; «расчет $[Mn]_t$ »; «рекомендации по mC »; «рекомендации по $mMnSi17$ »; «рекомендации по $mFC65$ ». Входными параметрами системы являются: $[Si]_{нач}$, $[Mn]_{нач}$, $[C]_{нач}$ (результаты замеров поступают в систему математических моделей через ПМК); количество, время и вид вводимых в расплав химических добавок mC_t , $mFC65_t$, $mMnSi17_t$, целевые значения изменения содержания Si, Mn, C - $[Si]_{кон.цель}$, $[Mn]_{кон.цель}$, $[C]_{кон.цель}$ (задаются оператором УКП). Выше перечисленные входные и конечные выходные параметры подсистем совместно с результатами выполняемых промежуточных замеров дополнительно передаются в подсистему «архивации данных». В случае изменения технологии внепечной обработки наличие подсистемы «архивации данных» позволяет выполнить автоматическую коррекцию

коэффициентов моделей, заложенных в подсистемы автоматизированной информационной системы.

Данная система реализуется путем интеграции в существующую АСУ ТП участка внепечной обработки стали промышленного компьютера с заложенными в него математическими моделями.

Выводы

1. Полученные в работе регрессионные модели позволяют прогнозировать содержание кремния, марганца и углерода в стали по ходу обработки в агрегате ковш-печь.

2. Разработана структурная схема автоматизированной информационной системы установки ковш-печь для реализации в составе АСУ ТП внепечной обработки стали. Основное назначение автоматизированной информационной системы заключается в выдаче оператору на пульт управления информации о текущем содержании углерода, кремния, марганца в металле по ходу его обработки в агрегате ковш-печь и рекомендаций по количеству вводимых в расплав углерода, ферросиликомарганца, ферросилиция.

Литература

1. Промышленное освоение компьютерного управления выплавкой стали на БМЗ и ММЗ на основе физико-химической модели ОРАКУЛ / А. Г. Пономаренко, М. П. Гуляев, И. В. Деревянченко [и др.] // Труды пятого конгресса сталеплавателей, г. Рыбница, 14-17 октября 1998 г. – М.: Черметинформация, 1999 - С. 174-177.

2. Казаков С. В. Прогнозирование состава стальных расплавов во время выплавки и внепечной обработки / С. В. Казаков // Металл и литье Украины. – 2005. - №3-4. – С. 17-20.

3. Вихлевщук В. А. Ковшевая доводка стали / В. А. Вихлевщук, В. С. Харахулах, С. С. Бродский. – Днепропетровск: ГНПП “Системные технологии”, 2000 - 190 с.

4. Колеса цельнокатаные. Технические условия: ГОСТ 10791-2011. – М.: Межгосударственный совет по стандартизации, метрологии и сертификации 2004. – 10 с.

5. Гасик М. И. Физикохимия и технология электроферросплавов / М. И. Гасик, Н. П. Лякишев – Днепропетровск: ГНПП «Системные технологии», 2005. – 448 с.

6. Кукушкин О. Н. Статистика в Excel / О. Н. Кукушкин, С. В. Бейцун, А. В. Жаданос - Днепропетровск: НМетАУ, 2002. - 64 с.

7. Жаданос А. В. Разработка автоматизированной информационной системы агрегата ковш-печь для прогнозирования содержания легирующих элементов в конструкционной стали / А. В. Жаданос, О. Н. Кукушкин, М. И. Гасик // Системні технології: регіональний міжвузівський збірник наукових праць – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2010. - №1 – С. 68-74.

УДК 620.22: 669.017

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТЕРМІТНИХ ЧАВУНІВ ЛЕГОВАНИХ МІДІЮ

Ю. Ю. Жигуц¹, Д. Ф. Чернега², В. Ю. Талабірчук¹

*¹ Державний вищий навчальний заклад
«Ужгородський національний університет»*

*² Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

У роботі досліджено властивості спеціальних чавунів, синтезованих комбінованими процесами (саморозповсюджувальний високотемпературний синтез + металотермія). Виявлено особливості хімічного складу, механічних властивостей та структури спеціальних чавунів. Окремим дослідженням встановлено теплопровідність та зносостійкість досліджуваних сплавів. Проведена робота дозволила розробити склад шихти для синтезу термітних спеціальних чавунів і методику приготування металотермічної суміші для їх синтезу

В работе исследованы свойства специальных чугунов, синтезированных комбинированными процессами (самораспространяющийся высокотемпературный синтез и металлотермия). Выявлены особенности химического состава, механических свойств и структуры специальных чугунов. Отдельным исследованиям установлены теплопроводность и износостойкость исследуемых сплавов. Проведенная работа позволила разработать состав шихты для синтеза термитных специальных чугунов и методику приготовления металлотермической смеси для их синтеза

In this paper, the properties of special cast iron synthesized by combined process (selfpropagating hightemperature synthesis and metallothermy) are investigated. The chemical composition, mechanical properties and structure of special cast iron are established. The separate research established the thermal conductivity and wear resistance of the syntheses alloys. This work led to the development of the charge composition of the synthesis of thermite special cast iron and preparation technique metallothermic mixture for their synthesis

Вступ

Важливою проблемою для сучасного виробництва є створення нових матеріалів та покращення властивостей традиційних, забезпечення запасними частинами і інструментом підприємства та майстерні.

Актуальність теми

Детальне вивчення цієї проблеми дає можливість вважати, що її можна успішно розв'язати використанням синтезу сплавів при поєднанні високоефективного способу легування матеріалів екзотермічними легуючими сумішами (ЕЛС) і метало термічного плавлення матеріалів. Отже, дослідження впливу металотермічних способів синтезу сплавів на мікроструктуру, хімічний склад, механічні та службові властивості матеріалів набувають великого практичного значення. У свою чергу, технології створення матеріалів метало термічними процесами для вирішення завдань ремонту і синтезу сплавів з покращеними властивостями та легування економною системою використання інгредієнтів металотермічних реакцій та відходів виробництв (залізної окалини, відсіву з фільтрів металургійних підприємств високохромистого і високомарганцевого пилу, млива алюмінієвої стружки, млива недопалених решток графітових електродів) стають економічно доцільними, а використання їх у вже існуючих методах виготовлення виливків додатково і суттєво підвищує ефективність виробництва [1].

Мета роботи

Встановлення можливості отримувати металотермічним способом якісні термітні зносостійкі спеціальні чавуни леговані міддю, а також виявлення службових властивостей синтезованих сплавів для подальшого застосування у технологіях виготовлення кокілів, прес-поршнів, прес-стаканів машин литва високого тиску в інтервалі температур 25–300°C.

Вихідні матеріали, методи дослідження

При komponуванні металотермічної шихти використані матеріали: хром металічний ГОСТ5905-79; ферохром ФХ65-7А ГОСТ 4757079; силікокальцій С40Л10 ГОСТ 4762-71; феросиліцій ФС65Ал3,5 ГОСТ 1415-78; порошок алюмінієвий ПА-3–ПА-6 ГОСТ 6058-73; феромарганець ФМн70 ГОСТ4761-80; феротитан ФТи30А ГОСТ4761-80; залізна окалина ковальського виробництва з середнім хімічним складом (% за мас.): 0,05 C; 0,10–0,35 Si; 0,10–0,35 Mn; 0,01–0,03 S; 0,01–0,03 P; 40–50 Fe₂O₃; 50–60 FeO.

При організації процесу синтезу чавунів використовують класичні [1] термітні реакції, засновані на окисленні алюмінію і відновленні заліза. Для

встановлення складу шихти розроблено методику розрахунку на основі стехіометричного співвідношення компонентів реакції із введенням відповідних коефіцієнтів, що враховують їх засвоєння сплавом. Ця методика дозволяє встановити склад металотермічних шихт і розрахувати адіабатичну температуру її горіння [2]. Головною умовою процесу є необхідність мати реальну температуру горіння шихти вище температури плавлення шлаку [1, 2] (для Al_2O_3 – 2400 К).

Порошкову шихту просували при температурі 150–180⁰С, змішували і ущільнювали. При проведенні досліджень використовували порошкові інгредієнти металотермічної шихти, частку з яких виготовляли з відходів ливарного, ковальського та металорізального виробництв (залізна окалина, просіяне мливо графітових електродів, мливо алюмінієвої стружки та ін.) [3–7]. Вимірювання міцності виконували на пропорційних циліндричних коротких зразках діаметром 6 мм і довжиною 30 мм за ГОСТ 1497-73. Службові властивості, а саме теплопровідність досліджувалася на пристрої ІТ-Лямбда-400 (див. рис. 1), змонтованому в лабораторії кафедри технології машинобудування ДВНЗ «Ужгородський національний університет».

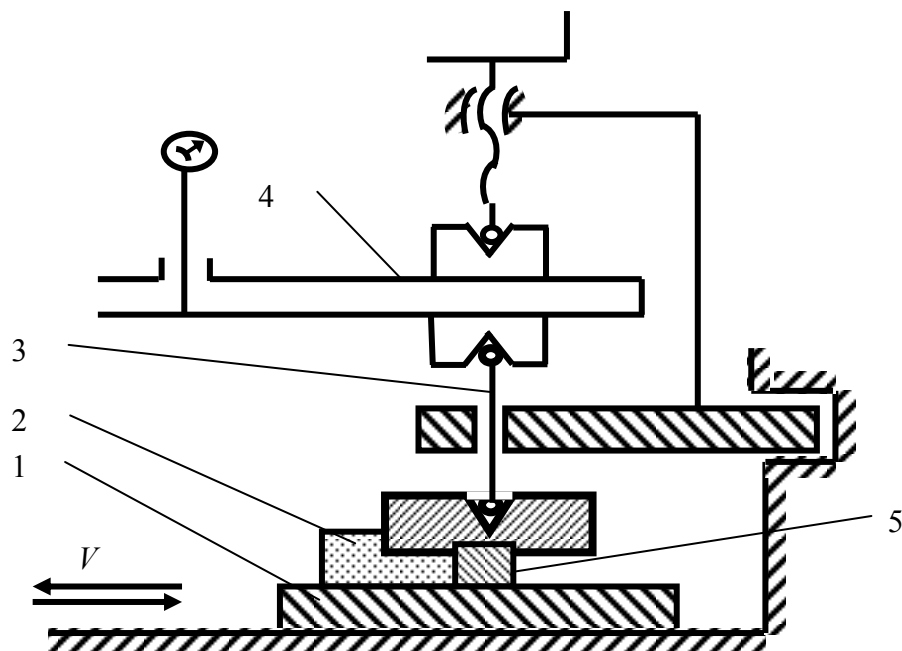


Рис. 1 Принципова схема пристрою НГО "НАТВ" для випробування матеріалів на зносостійкість в умовах поступального руху і абразивного зношування: 1 – зразок нерухомий; 2 – камера з абразивом; 3 – стрижень навантажувальний; 4 – динамометр пружинний; 5 – зразок рухомий

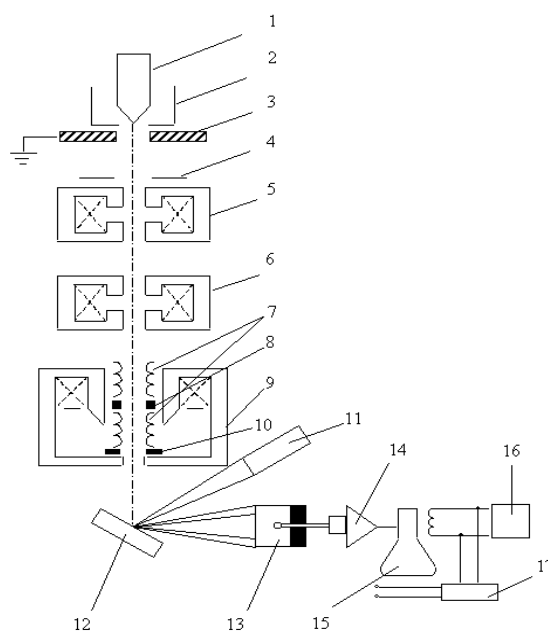
Крім цього у роботі використані методи хімічного та рентгенофазного аналізу, рентгеноспектрального мікроаналізу, металографічного кількісного аналізу (рис. 2), застосовані стандартні методи визначення основних технологічних характеристик вихідних порошків (насипна щільність, гранулометричний склад) та фізико-механічних властивостей матеріалів. Для обробки результатів досліджень використовували відповідний математичний апарат і сучасне програмне забезпечення.

Експериментальні дослідження

Для пошуку нетипових дослідів з поєднання пар кількісних ознак (“Твердість” – “Міцність”, “Модуль Юнга” – “Зношування”) використано 2-мірний аналог діаграми розсіювання (рис. 3). Точки, які відповідають зразкам з нетиповим для вказаної вибірки поєднаннями параметрів виділені на графіку позначкою “х”. Це дозволило значно звузити пошук концентраційних меж хімічного складу спеціальних чавунів при визначенні їх оптимальної структури.



а



б

Рис. 2 Фотографія (а) і принципова схема електронного мікроскопа (б):

1 – катод, 2 – циліндр Венельта, 3 – анод, 4, 10 – шлюзи електронно-оптичної системи, 5, 6 – електромагнітні лінзи, 7 – електромагнітні котушки, 8 – стігматор, 9 – об’єктна лінза, 11, 17 – система, яка формує зображення, 12 – зразок, 15 – електронно-променева трубка, 16 – генератор

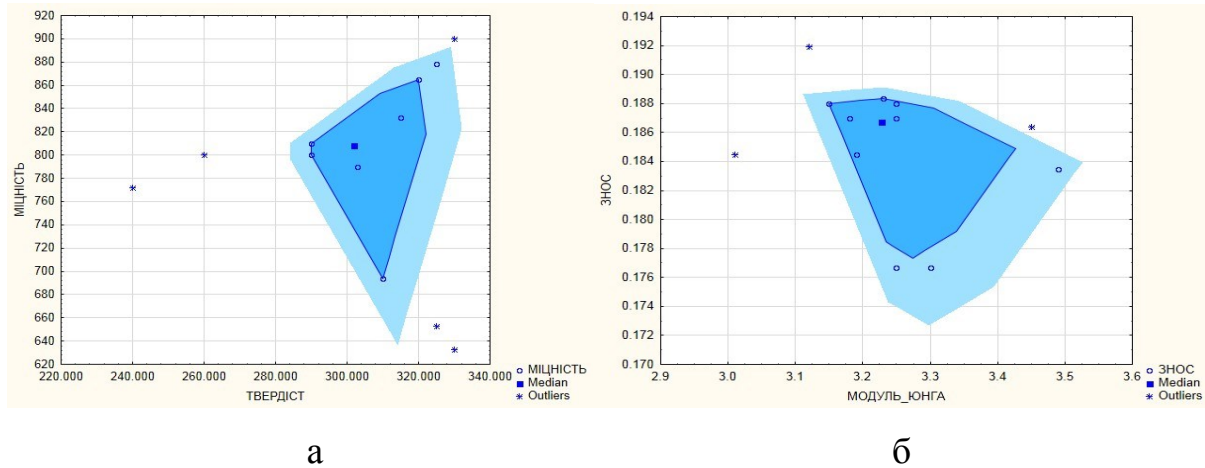
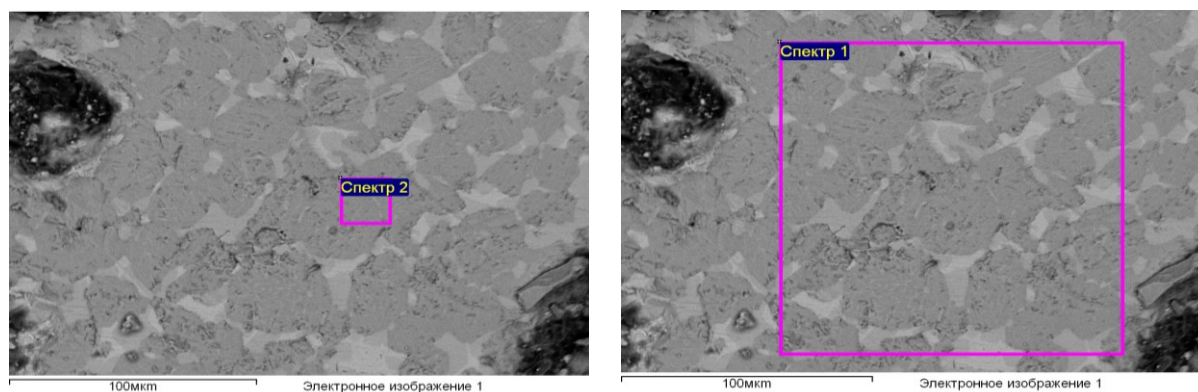


Рис. 3 Діаграми розсіювання, 2-мірний вигляд для залежностей “Твердість” – “Міцність” (а) та “Модуль Юнга” – “Зношування” (б)

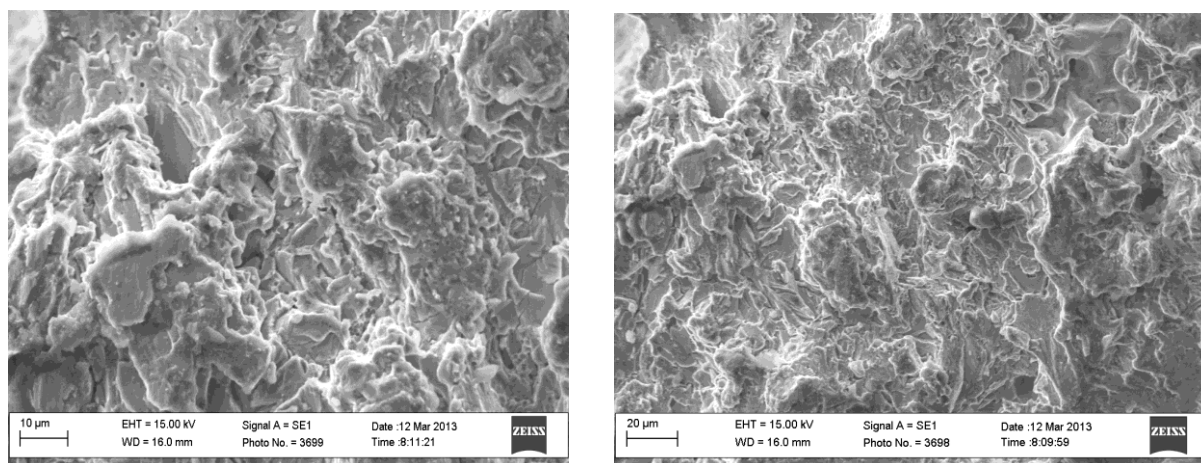
Встановлені механічні властивості експериментальних чавунів, а саме міцність (σ_b) та ударна в'язкість (a_n) у середньому на 10-14% більші ніж у промислового базового чавуну. Мікроструктурний аналіз показав зменшення балу зерна у досліджених експериментальних зразках на 2-3 одиниці, що пов'язано з мікролегуванням чавунів порошковим алюмінієм, який входить у склад шихти ЕЛС. Подальше дослідження мікроструктури показало, що мідь після спеціального способу легування ЕЛС виділялася у структурі чавунів окремими фазовими скупченнями та плівками на границях перлітних зерен. Більш глибоке дослідження за допомогою електронної мікроскопії та рентгенофазного і рентгеноспектрального мікроаналізів засвідчило, що на поверхнях тертя експериментальних зразків (особливо в діапазоні температур 150°C і вище) спостерігається заповнення пор пластичною деформованою міддю. У структурі ж базового чавуну спостерігається значна кількість великих пор (швидше за все утворених в результаті викришування графіту), що погіршує фізико-механічні характеристики матеріалу, а також формує розбиту карбідну сітку і границі слабого часткового зрощування показану у різних спектрах на рис. 4 а та б.

Структура утворених плівок тертя добре простежується на рис. 5 при збільшенні $\times 1000$ та 500 і утворена при роботі пари тертя.

Основною її складовою є мідь. Ця плівка відрізняється суцільною поверхнею і значною кількістю нерівностей. Вона служить не тільки твердим мастилом у парі тертя, але і значно покращує теплопровідність чавунів, що сприяє тривалішому терміну їх експлуатації.



а б
Рис. 4 Спектральний аналіз зразка поверхні чавуну “2”



а б
Рис. 5 Структура утворених плівок тертя: а – х1000; б – х500

Теплопровідність

Дослідження теплопровідності вказаних мідних чавунів виконувалися при моделюванні умов роботи кокілів, прес-поршнів, прес-стаканів машин литва високого тиску в інтервалі температур 25–300 °С. Результати дослідження на теплопровідність показані в табл. 1. Ці роботи проводилися на пристрої ІТ-Лямбда-400. Хімічний склад чавунів 1 і 2 відрізняється від базового наявністю міді, введеної у шихту як легуючий елемент у кількості 2,5-3,2 % для експериментального синтезованого термітного чавуну “1” і 5,7-6,2 % – для чавуну “2” у вигляді ЕЛС. Ці суміші додатково розігрівали експериментальні виливки з традиційного базового чавуну і одночасно легували його міддю.

Таблиця 1 Теплопровідність досліджених чавунів*

Температура, °C	Теплопровідність, Вт/м·с	Підвищення теплопровідності у порівнянні із базовим чавуном, %
25	<u>35,3</u> 65,8	<u>38</u> 158
50	<u>37,2</u> 62,6	<u>26</u> 112
75	<u>34,2</u> 56,4	<u>21</u> 100
100	<u>31,4</u> 48,7	<u>16</u> 90
125	<u>29,8</u> 36,3	<u>14</u> 40
150	<u>29,9</u> 37,1	<u>25</u> 45
175	<u>27,9</u> 35,5	<u>17</u> 48
200	<u>30,9</u> 39,0	<u>23</u> 55
225	<u>26,9</u> 33,5	<u>25</u> 57
250	<u>25,7</u> 31,8	<u>25</u> 74
275	<u>24,8</u> 33,4	<u>28</u> 77
300	<u>25,0</u> 35,4	<u>27</u> 70

*У чисельнику наведені дані для чавуну 1, а у знаменнику – для чавуну 2.

Досліджені спеціальні чавуни, леговані міддю, порівнювали за теплопровідністю з базовим чавуном “0”. Базовий чавун вміщував 3,5% C, 1,9% Si, 0,9% Mn і 0,5% Cr, тобто його хімічний склад відповідав чавуну найчастіше використовуваному для виготовлення поршнів [1, 8, 9]. Встановлено, що експериментальні чавуни суттєво відрізнялися кращою теплопровідністю. Це збільшення знаходилося у межах від 14 до 38 %, а для окремих чавунів до 158 %.

Зносостійкість

Дослідження на зносостійкість проводилися на пристрої, схема якого показана на рис. 1. У всіх дослідженнях рухомі зразки були виготовлені з одного і того ж перлітного нелегованого чавуну з твердістю 192–196 HB. Нерухомі зразки виготовлялися з сплаву 1 та 2. Результати дослідження (табл. 2) переконливо свідчать, що чавуни, леговані міддю, за допомогою

ЕЛС мають підвищену зносостійкість порівняно з базовим малолегованим чавуном [8, 9].

Таблиця 2 Результати дослідження синтезованих сплавів на зносостійкість

Плавлення	Твер- дість, <i>НВ</i>	Зношування, мкм								Підвищення зносостійкості, %
		Номер випробування								
		1	2	3	4	5	6	7	8	
1	235	16	6	17	18	19	16	26	16	140
2	227	9	12	13	24	24	26	24	19	124
Базовий чавун	196	26	24	16	24	21	23	25	29	100

Промислові випробування спеціальних експериментальних чавунів були здійснені на комплектах прес-поршнів, що випробовувалися у промислових умовах двох підприємств м. Дніпропетровськ з використанням машин марок 71101 і 71109 для литва під тиском алюмінієвих сплавів. Довговічність поршнів з цих чавунів склала у середньому 20–25 змін (у окремих випадках до 53 змін). При цьому відмічено, що поршні не перегрівалися і не заклинювалися у камері пресування, на них не налипав алюмінієвий сплав, зношування поверхні проходило рівномірно без задирів.

Висновки

1. Теоретично й експериментально показана принципова можливість термітного виплавляння зносостійких чавунів легованих міддю. 2. Для пошуку концентраційних меж хімічного складу і оптимальної структури спеціальних чавунів використано 2-мірний аналог діаграми розсіювання. 3. В результаті мікроструктурного аналізу встановлено, що легування чавунів ЕЛС призводить до роздрібнення структури і збільшення механічних властивостей на 10-14% порівняно із промисловими. 4. Встановлена морфологія та структура плівки, утвореної на поверхнях експериментальних легованих міддю чавунів. 5. Збільшення теплопровідності і зносостійкості експериментальних чавунів на промислових зразках комплектів прес-поршнів призвело до зростання довговічності поршнів у середньому до 20–25 змін.

Література

1. Жигуц, Ю. Ю. Сплави, синтезовані металотермією і СВС-процесами [Текст] / Ю. Ю. Жигуц. — Ужгород : Гражда, 2008. — 276 с.

2. Жигуц, Ю. Ю. Методика розрахунку складу екзотермічних шихт на основі термохімічного аналізу [Текст] / Ю. Жигуц, В. Широков // *Машинознавство*. — 2005. — № 4. — С. 48 - 50.
3. Жигуц, Ю. Ю. Технологія синтезу термітних кременистих чавунів / Ю. Ю. Жигуц // *Прогресивні технології і системи машинобудування*. — 2013. — № 1/2. — С. 108 - 111.
4. Жигуц, Ю. Ю. Технологія термітного синтезу чавунів для гальмівних механізмів / Ю. Ю. Жигуц // *Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки»*. — 2013. — № 40. — С. 92 - 95.
5. Жигуц, Ю. Ю. Технологія синтезу термітних антифрикційних чавунів / Ю. Ю. Жигуц, В. Лазар, В. Талабірчук // *Вісник Тернопільського національного технічного університету*. — 2013. — № 2 (70). — С. 79 - 84.
6. Жигуц, Ю. Ю. Технологія синтезу немагнітних термітних чавунів / Ю. Ю. Жигуц, В. В. Широков // *Наукові записки. Науково-технічний збірник. Українська академія друкарства*. — 2013. — № 1 (42). — С. 97 - 102.
7. Zhiguts, Yu. The features of properties and structure of thermite high-strong cast iron / Yu. Zhiguts, V. Shurokov // *Міжвузівський збірник Луцького національного технічного університету «Наукові нотатки»*. — 2013. — № 41. — Ч. 1. — С. 23 - 32.
8. Жигуц, Ю. Ю. Технологія отримання термітних зносостійких чавунів / Ю. Ю. Жигуц // *Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету (технічні науки)*. — 2013. — № 1 (21). — С. 27 - 31. — Режим доступу до журн. : <http://www.archive.nbu.gov.ua/portal/natural/Znpddtu/htm>.
9. Zhiguts, Yu. Special grey and white thermite cast irons / Yu. Zhiguts, V. Lazar // *British Journal of Science, "London University Press"*. — 2014. — № 2 (6). — V. 1. — P. 201 - 207.

УДК 669.162.16.001

ПОСТРОЕНИЕ КОНЦЕПТУАЛЬНОЙ МОДЕЛИ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ НА ОСНОВЕ АНАЛИЗА ПАРАМЕТРОВ ЗАГРУЗКИ ПЕЧИ

П. А. Заблоцкий, В. Н. Ковишов, В. А. Петренко

Национальная металлургическая академия Украины

Побудована і обґрунтована концептуальна модель доменної плавки на основі аналізу параметрів завантаження печі, яка дозволяє визначити вплив розглянутих факторів на доменний процес. Аргументований технологічний зв'язок верхньої та нижньої зон печі, що надає можливість детально дослідити фактори та параметри процесу для визначення методів інтенсифікації доменної плавки

Построена и обоснована концептуальная модель доменной плавки на основе анализа параметров загрузки печи, которая позволяет определить влияние рассмотренных факторов на доменный процесс. Аргументирована технологическая связь верхней и нижней зон печи, что дает возможность детально исследовать факторы и параметры процесса для определения методов интенсификации доменной плавки

Construct and justify the conceptual model of blast furnace smelting based on the analysis of the parameters of the furnace load, which allows determining the influence of the factors considered on the blast furnace process. Reasoned technological communication of the upper and lower zones of the furnace, which makes it possible to investigate in detail the factors and parameters of the process for determining the methods of intensification of blast furnace smelting

Введение

Большинство металлургических процессов, в частности доменный, малодоступны или вообще недопустимы для проведения каких-либо исследований. Так, например, выполнение экспериментов на работающей доменной печи требует не только больших материальных затрат, но также и огромное количество времени. Правильно изготовленная модель позволяет с минимальными затратами времени и средства труда получить большее количество необходимых экспериментальных данных, которые позволяют выработать рекомендации рассматриваемого процесса и улучшить его показатели [1].

Моделирование представляет собой метод непосредственного познания, при котором анализируемый объект находится в определенном соответствии с моделью. Система – это совокупность упорядоченных объектов, в которых каким-нибудь способом определены цели. Под моделью необходимо понимать физическую либо абстрактную систему, адекватно представляющую собой анализируемый объект [2].

Постановка задачи исследования

Целью исследования является дополнение и расширение обобщающей концептуальной модели на базе современных знаний и результатов исследования по влиянию факторов загрузки печи на ход процессов доменной плавки. Задачи – разработать концептуальную модель, которая позволит определить структуру моделируемой системы, свойства её элементов и причинно-следственные связи. Аргументировать технологическую связь верхней и нижней зон печи, обеспечивая более детальное исследование факторов и параметров доменного процесса.

Методика проведения исследования

В данной статье при недостатке необходимых данных по доменному производству и для выявления общих закономерностей процессов, поиска качественных связей, действующих в системе, используется концептуальное моделирование. Под концептуальным моделированием понимается теоретическое или гипотетическое описание системы, процесса или явления, в котором прослеживаются причинно-следственные связи [1]. Данный способ моделирования позволит определить последовательность, и оценить влияние рационального распределения шихты на процессы восстановления.

Результаты исследования

На сегодняшний день существуют такие загрузочные устройства (ЗУ), как конусные и безконусные. В свою очередь, конусные ЗУ подразделяются на: двухконусные и трёхконусные, а безконусные – лотковые, роторные. На рис. приводятся оба типа ЗУ и соответствующие факторы загрузки. При анализе факторов загрузки необходимо отметить, что рациональное распределение материалов, а, следовательно, и газового потока по радиусу доменной печи определяется, в основном выбором уровня засыпи, массой подачи, порядком скипов в подаче, либо угловыми положениями лоткового распределителя, или параметрами работы ротора-распределителя [3].

Безконусные загрузочные устройства (БЗУ) с лотковыми распределителями, расположенными над поверхностью засыпи, обладают

широкими возможностями управления распределением шихтовых материалов на колошнике. Для эффективного использования возможностей управления распределением газового потока необходимо совершенствование методов оценки и коррекции программ загрузки доменной печи по технологическим данным о фактическом ходе доменной плавки [4].

Распределение шихты в доменной печи, а это основная задача ЗУ, принято разделять на радиальное и окружное распределение. Общепринятое требование к качеству окружного распределения: максимально равномерное распределение шихты, одинаковое по любому радиусу [5]. Это означает то, что ЗУ требуется равномерная загрузка шихты по окружности и, при необходимости, возможность выровнять газовый поток на колошнике.

В известных ЗУ материал движется по наклонной поверхности рабочего органа распределителя прямолинейно в радиальном направлении и далее сбрасывается в печь, приобретая к моменту падения на поверхность засыпи достаточно высокую кинетическую энергию. В результате чего при выгрузке шихты в печь происходит деформация нижележащих слоев и трудно контролируемое изменение распределения материалов.

В роторных загрузочных устройствах (РЗУ) характер движения материала по наклонным поверхностям роторного распределителя коренным образом отличается от движения материала по конусу и по лотку. Материал движется по лопастям ротора непрямолинейно, а в достаточно широком диапазоне криволинейных траекторий, зависящих от скорости вращения ротора и вида загружаемого материала. Рассыпаясь по поверхности лопасти, материал сходит с нее широким веером, причем у значительной части потока превалирует не радиальная, а тангенциальная составляющая скорости [6].

Установка РЗУ на доменной печи существенно улучшает технико-экономические показатели доменного производства. С помощью РЗУ обеспечивается высокая окружная равномерность шихты, гибкое и эффективное регулирование распределения материалов по радиусу печи. Опыт эксплуатации и исследования показали, что применение РЗУ позволяет снизить удельный расход кокса на выплавку чугуна в пределах 2-4 % и повысить производительность доменной печи на 3-5 %.

Для эффективной реализации возможностей управления распределением шихты в доменных печах, оснащенных БЗУ, необходимо совершенствование средств контроля процесса плавки и изучение взаимосвязей между измеряемыми показателями хода печи и основными параметрами доменной плавки [7].

Железорудные шихтовые материалы при загрузке на колошник доменной печи сегрегируют (разделяются по размерам). Причиной сегрегации является различие в скоростях движения фракций разной крупности по конусу и поверхности засыпи [8]. С увеличением массы подачи сегрегация изменяется незначительно, примерно на 5 %, находясь на среднем уровне около 7 %. Следовательно, изменение массы подачи незначительно влияет на радиальную сегрегацию шихты при загрузке. Порядок скипов в подаче тоже мало изменяет сегрегацию шихты – в пределах 2-3 %. Минимальной сегрегации соответствует прямой порядок скипов. Расщеплённая подача вдвое увеличивает возможность сегрегировать шихте.

Изменение уровня засыпи в исследуемых пределах значительно влияет на процесс сегрегации железорудной части шихты по радиусу – она увеличивается примерно на 10%. Увеличение количества дутья значительно усиливает радиальную сегрегацию – примерно на 12 %, причем изменение её пропорционально увеличению подъёмной силы газового потока, который облегчает движение крупной и средней фракции.

Наклон поверхности засыпи к центру колошника до 10 градусов практически не влияет на сегрегацию, и только увеличение его до 20 градусов значительно усиливают последнюю. Однако, несмотря на значительное влияние количество дутья и наклона поверхности засыпи, использовать их как рычаги управления не представляется возможным, поскольку дутьё, как правило, удерживают на максимальном уровне, а изменение наклона поверхности засыпи на доменных печах практически не контролируются. Единственным значимым рычагом управления сегрегацией из всей системы загрузки является уровень засыпи [9].

Неравномерное распределение газовых потоков на колошнике доменной печи определяется неравномерным распределением физических свойств шихтовых материалов по радиусу: толщиной слоя и сегрегацией. Основной причиной сегрегации является различие в скоростях движения фракций разной крупности по конусу и поверхности засыпи. Во время загрузки шихты в доменную печь сегрегация может достигать 20 %, влияя на изменение газопроницаемости и интенсивности хода восстановительных процессов.

Многочисленные исследования показывают [4-7], что значительное изменение газопроницаемости при частичном смешивании железорудного сырья с коксом зависит от характера радиального распределения материалов, а также приводит к незначительному повышению газодинамического сопротивления столба шихты. Это сказывается на перепаде давления в нижней и верхней зоне доменной печи. Доказано, что расход дутья непосредственно оказывает влияние на профиль засыпи и

реологию слоев шихты. С увеличением количества дутья толщина слоёв сырьевых материалов в середине шахты уменьшается [3].

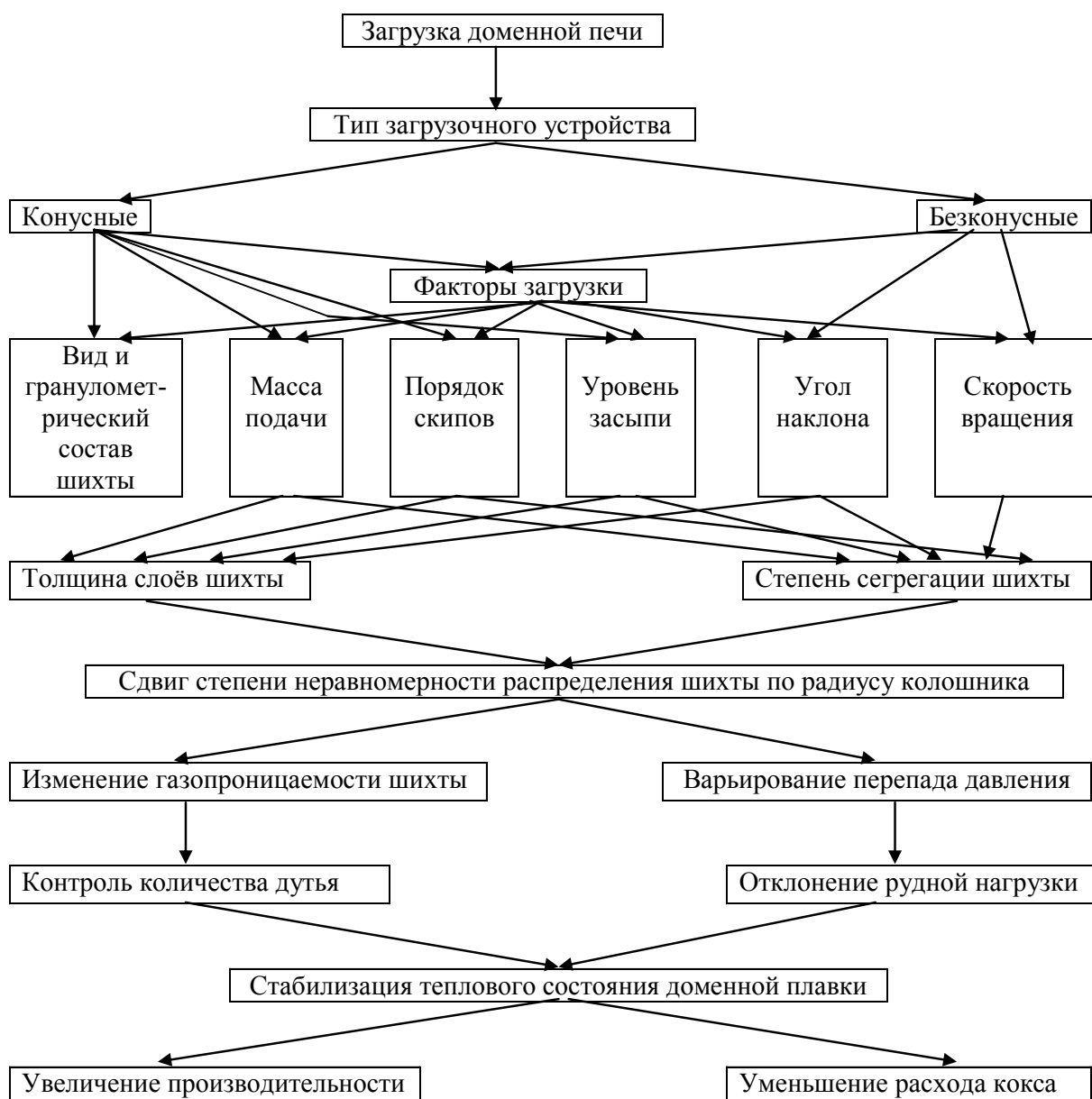


Рис. 1 Концептуальная модель доменной плавки на основе анализа параметров загрузки доменной печи

Рассматривая концептуальную модель влияния факторов загрузки на основные параметры доменного процесса, можно отметить, что изменение текущих факторов загрузки приведёт сдвигу степени неравномерности распределения шихты по сечению колошника по кольцевым зонам колошника, что контролируется показаниями профилемера. Это изменение

соотношения газа и шихты фиксируется на диаграмме распределения CO , CO_2 и температурного интервала по радиусу доменной печи [10]. Также, колебание радиального соотношения шихты и газа обуславливает изменение газопроницаемости столба шихтовых материалов. Это видно по изменению верхнего перепада давления, отклонению рудной нагрузки. В свою очередь, полученное значение перепада давления влияет на колебания количества дутья, что влечёт за собой изменение степени косвенного восстановления [1]. То, есть – при плавном опускание шихты и ровном ходе доменной печи, возможно, достичь: увеличение производительности и уменьшение расхода кокса.

Таким образом, основными показателями, по которым осуществляется управление ходом современных доменных печей, являются: рациональное распределение шихтовых материалов, их объем и рудная нагрузка по радиусу печи. Главным контролируемым показателем, по которому оцениваются и корректируются программы загрузки, является распределение объемной доли CO_2 по радиусу печи, характер которого взаимосвязан с распределением рудных нагрузок.

Выводы

Результаты исследования показали, что построение концептуальной модели доменной плавки на основе анализа параметров загрузки печи требует использование знаний факторов, влияющих на промежуточные и конечные параметры процесса. Аргументирована технологическая связь верхней и нижней зон печи, что дает возможность детально исследовать факторы и параметры процесса для определения методов интенсификации и модернизации технологии плавки. Однако автономность указанных зон доменной печи позволяет разделить представленную концептуальную модель на более простые, а также получить надёжные модели для конкретно отдельных зон, что обеспечивает более глубокое и детальное исследование доменного процесса за счёт дальнейшего создания моделей достаточно высокой степени. Поэтому, построенная модель может являться аналогом для дополнения других моделей, точнее отражающих влияние параметров на рассмотренные факторы доменного процесса.

Литература

1. Ковшов В. Н. Моделирование доменного процесса [Текст] / Ковшов В. Н., Петренко В. А., Верещак В. И // Институт технологии. – Днепропетровск: 1997. – 110с.
2. Пономарёв В. Б. Математическое моделирование технологических процессов [Текст] / Пономарёв В. Б., Лошкарев А.Б. // Екатеринбург: ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2006. – 129 с.
3. Заблоцкий П. А. Методические основы разработки концептуальной модели интенсификации восстановительных процессов на основе рационального

распределения шихты в доменной печи [Текст] / Заблоцкий П.А. // Металл и литьё Украины. – Киев. 2014. – №1. – С. 25-28.

4. Большаков В. И. Разработка способа коррекции программ загрузки [Текст] / Большаков В. И., Лебедь В. В. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: сб. науч. тр. ИЧМ, 2008. – Вып.14. – С.86 – 87.

5. Аввакумов С. И. Распределение и перераспределение шихты по окружности колошника доменной печи [Текст] / Аввакумов С. И. // Вісник приазовського державного технічного університету. – Маріуполь: 2011. – №2. – С. 234 – 238. – (Серія «Технічні науки»).

6. Вегман Е. Ф. Металлургия чугуна [Текст] / Вегман Е. Ф., Жеребин Б. Н., Похвиснев А. Н. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 774 с.

7. Большаков В. И. Теория и практика загрузки доменных печей [Текст] / Большаков В. И. – М: Металлургия, 1990. – 256с.

8. Китаев Б. И. Теплообмен в доменной печи [Текст] / Китаев Б. И., Ярошенко Ю. Г., Лазарев Б. Л. – М.: Металлургия, 1966. – 355 с.

9. В. Н. Ковшов. Теоретическое определение степени использования газового потока с помощью математических моделей распределения шихты и газа по радиусу колошника доменной печи (Сообщение 2) [Текст] / В. Н. Ковшов, П. А. Заблоцкий, Д. П. Карауш // Теория и практика металлургии. – 2013. – №3. – С. 3 – 6.

10. Использование математических моделей распределения шихты на колошнике доменной печи для поиска рациональных режимов загрузки [Текст] / А. К. Тараканов, Н. Ш. Гринштейн, В. В. Бочка, А. И. Таранец, Ц. Э. Томасик // Научно-технический семинар: «Газодинамика и механика движения материалов в шахтных печах». – Свердловск: 1986. – С. 7-8.

УДК 621.74.045

ИНДУКТИВНЫЕ МЕТОДЫ ТЕРМИЧЕСКОГО ЭКСПРЕСС-АНАЛИЗА ТЕРМИЧЕСКИХ КРИВЫХ ОХЛАЖДЕНИЯ ПРИ ИДЕНТИФИКАЦИИ СПЛАВОВ

Э. В. Захарченко, Е. А. Сиренко, В. П. Кравченко, А. В. Богдан¹,
Е. В. Кравченко²

¹ Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

² Международный научно-учебный центр информационных технологий и систем МОН и НАН Украины

Для розв'язання задачі моделювання процесу охолодження вилівка за експериментальними даними застосовано комбінаторний алгоритм, за допомогою якого отримано моделі, що відображають залежність проміжної температури від параметрів, які впливають на процес охолодження вилівка

Для решения задачи моделирования процесса охлаждения отливки по экспериментальным данным применен комбинаторный алгоритм, с помощью которого получены модели, отражающие зависимость промежуточной температуры от параметров, которые влияют на процесс охлаждения отливки

To solve the problem of cooling of the casting process simulation by experimental combinatorial algorithm is applied to data, which is obtained by using the model to reflect the temperature dependence of the intermediate parameters, which influence the cooling of the casting process

Введение

При решении практических задач часто точной информации о химическом составе не всегда достаточно для получения качественных отливок с заданными свойствами. Для эффективного управления качеством отливок и минимизации брака из-за некачественного металла необходимо определять литейные, структурные и механические характеристики сплава.

Для построения соответствующих моделей в работе используется метод, позволяющий проводить учет параметров по группам используемых аргументов, в частности, комбинаторный алгоритм, позволяющий распознавать формы кривых охлаждения (РФКО) с

помощью уточненного критерия Z , который представляет абсолютную среднеарифметическую разность температур кривых каждой пары сравниваемых образцов: анализируемого и последовательно каждого из всех референсных. Чем меньше величина Z , тем более схожи по форме две сравниваемые кривые на участке затвердевания. Когда Z минимален, то две сравниваемые кривые – наиболее сходная пара и у этой пары свойства считаются одинаковыми.

Этот процесс представляет собой индуктивный метод автоматического поиска наилучшей модели по выборке экспериментальных данных. Такой подход хорошо известен в мире и зарекомендовал себя как метод, дающий возможность открывать зависимости и извлекать новые знания, которые содержатся в выборке данных, но, которые, в первоначальный момент неизвестны исследователю – инициатору моделирования. На основе знаний, полученных в результате моделирования, эксперт может проводить анализ текущего состояния системы, находить факторы, которые влияют на изменение этого состояния, то есть иметь возможность корректировать ход процесса.

Постановка задачи исследования

Необходимо отметить, что чугуны, алюминиевые и другие сплавы находят все более широкое применение. В связи с появлением новых областей их использования, возрастают требования к их технологическим и эксплуатационным характеристикам. Для получения сплавов с гарантированными свойствами существует необходимость в быстром, комплексном и достаточно точном их анализе. Причем, такой анализ должен включать не только данные о химическом составе сплава, но и информацию для правильного выбора параметров, управляющих технологией литья и дальнейшей обработкой отливок.

В последнее время в мировой практике наблюдается тенденция применения новых методов анализа, а также расширение и углубление возможностей существующих подходов. Одним из таких методов является метод термического анализа с использованием индуктивных методов автоматического поиска наилучшей модели по выборке экспериментальных данных. Хотя термический анализ известен еще с XIX века, этот метод получил стремительное развитие именно благодаря последним исследованиям в области теории затвердевания сплавов и широкому распространению индуктивного подхода к моделированию и прогнозированию, основанному на построении алгоритмов перехода от частных данных к их обобщению в виде прогнозирующих моделей. Полученные согласно индуктивному подходу, физические и математические модели оптимальной сложности, воспроизводят

неизвестную закономерность функционирования исследуемого процесса кристаллизации, информация о котором неявно содержится в выборке данных [1]. На основе знаний, полученных в результате моделирования, эксперт может проводить анализ текущего состояния процесса кристаллизации, находить факторы, которые влияют на изменение этого состояния, то есть иметь возможность корректировать ход термического процесса.

Параметры качества и управления технологическими процессами термического экспресс-анализа жидких литейных сплавов на основе распознавания формы термических кривых охлаждения

Акцентируем внимание на том факте, что термический анализ, во многих случаях является единственно возможным методом для быстрого получения необходимых данных о сплаве и его свойствах. В связи с этим, основанием для выполнения данной работы была необходимость в разработке аппаратных средств и программного обеспечения для проведения термического анализа металлических сплавов. Термический анализ - это метод исследования химических и физических свойств материалов, основанный на наблюдении и измерении процессов происходящих в веществе в условиях программированного изменения температуры [2]. При анализе металлов и сплавов, как правило, фиксируют изменения скорости охлаждения или нагрева происходящие при фазовых или структурных переходах в веществе. Применительно, например, к алюминиевым сплавам, методы термического анализа на данный момент позволяют определять следующие характеристики:

- температуру начала и конца кристаллизации;
- химический состав по основным легирующим элементам (Si, Fe, Cu, Mg, Ni, Zn, Mn, Ti);
- фазовый состав сплава и скорости роста фаз;
- степень модифицирования – твердого раствора;
- степень модифицирования эвтектики;
- оценка распределенной пористости;
- оценка концентрированной усадочной раковины;
- оценка пластичности.

Кроме того, для деталей, толщина стенок которых соизмерима с размерами пробы, термический анализ позволяет прогнозировать их механические свойства: твердость, предел прочности, относительное удлинение.

При анализе качества алюминиевых сплавов термический анализ имеет ряд существенных преимуществ перед другими методами. Его

проведение не требует длительного времени, а затраты на оборудование на порядок ниже по сравнению с другими методами. Термический анализ является структурно независимым, так как он проводится не по фрагменту поверхности, а по всему объему пробы. Кроме того, его применение не требует наличия стандартных образцов, а широкие пределы обнаружения позволяют использовать его для анализа нестандартных сплавов, а также для сплавов с большими отклонениями химического состава. Это особенно важно при анализе вторичных сплавов, т.е. сплавов, полученных при переплавке металлолома. В этом случае сложно использовать другие методы, т.к. неизвестно какие стандартные образцы нужно использовать для проведения анализов.

Необходимо отметить, что термический метод анализа дает точную информацию о фазовом составе сплава, которую невозможно или же очень сложно получить другими методами. Важность этого момента усиливается тем, что фазовый состав в большей мере, чем химический, связан с физическими свойствами получаемых сплавов. Другими словами поддержание химического состава в пределах нормативного допуска еще не гарантирует получение сплава с требуемыми характеристиками, а информация о фазовом составе позволяет с более высокой точностью прогнозировать свойства отливок из анализируемого сплава.

Результаты исследований

Представлен усовершенствованный универсальный метод термического деривативного экспресс-анализа жидких чугунов, основанный на распознавании формы исследуемой и референсных кривых охлаждения, накопленных в электронной базе данных, с автоматическим выявлением идентичной референсной кривой. Метод обеспечивает быстрое и достоверное количественное оценивание показателей качества жидкого чугуна на основе информации о предварительно изученных показателях референсных чугунов, при условии, что форма кривых охлаждения сравниваемых чугунов совпадает или близка. Критерий сходства формы – минимальная разность средних арифметических температур сопоставляемых кривых на участке затвердевания.

Распознавание формы кривых охлаждения (РФКО) выполняется с помощью уточненного нами критерия Z , который представляет абсолютную среднеарифметическую разность температур кривых каждой пары образцов, а именно анализируемого и последовательно каждого из всех референсных:

$$\bar{Z} = \bar{Z} \pm t_{\alpha}(n) \cdot \frac{\sigma}{\sqrt{n}},$$

$$\text{где } \bar{Z} = \frac{\sum (T_{1i} - T_{2i})}{n}, \text{ } ^\circ\text{C};$$

T_{1i} и T_{2i} – температура каждой из двух сопоставляемых (обследуемой и референсной) кривых охлаждения в один и тот же момент времени в пределах участка затвердевания сплава;

n – число сравниваемых точек двух кривых охлаждения;

t_α – критерий Стьюдента для заданной вероятности (надежности) вывода;

σ – стандартное отклонение.

Чем меньше величина критерия Z , тем более схожи по форме и по характеристикам качества кривые, сравниваемые на участке затвердевания. Когда в процессе перебора всего запаса референсных кривых программа автоматически обнаруживает ту единственную пару для исследуемой кривой, для которой Z не только минимален, но и не превышает допустимого предела, то показатели качества образцов в этой паре считаются одинаковыми.

В методе РФКО не используются какие-либо регрессионные соотношения между критическими температурами кривых и показателями качества расплавов. Поэтому в отличие от традиционного термического экспресс-анализа метод РФКО универсален и может использоваться для экспресс – оценки качества различных типов жидких литых сплавов на основе Fe, Al и др. Он легко адаптируется к условиям литейных предприятий посредством пополнения электронной базы данных референсными кривыми с заранее определенными в лабораторных условиях показателями качества (составом, структурой, технологическими и механическими свойствами).

Для реализации метода создана экспериментальная установка с АЦП и программным обеспечением. Темп обработки термических сигналов – 10 Гц. Основные узлы установки: теплоизолированный стальной тонкостенный погружной стаканчик-пробоотборник; огнеупорный пакет с термопарой; полый коленчатый зонд с терморазъемом; вторичный измерительный преобразователь WAD-AIK-BUS; интерфейс RS 485/USB; персональный компьютер с программой ThermoEX; электронная база данных референсных кривых, реализованная в СУБД MS Access. Максимальная точность метода РФКО обеспечивается тогда, когда образцы исследуемых промышленных и референсных сплавов близки по условиям выплавки и металлургической обработки.

В работе [3] предусмотрен расчет критерия РФКО обязательно по сумме этапов затвердевания первичного аустенита и эвтектики, игнорируя различие этих этапов по количеству выделенной латентной (скрытой) теплоты кристаллизации. Проанализируем количественно насколько

велико это различие в случае доэвтектических серых нелегированных чугунов.

Для анализа использованы данные работ [4, 5]. В исследовании [4] посредством совмещения методов непрерывной калориметрии и термического анализа определены латентные теплоты первичного аустенита и графитной эвтектики: $L_{AI} = 159 \pm 13 \text{ кДж/кг}$ и $L_{ЭГ} = 264 \pm 7 \text{ кДж/кг}$ нелегированных серых чугунов с пластинчатым графитом. С учетом приведенных данных работы [4] на этапе первичной кристаллизации аустенита выделяется 51 кДж/кг латентной теплоты, а на этапе кристаллизации графитной эвтектики – 179 кДж/кг, т.е. в 3,5 раза больше. При кристаллизации первичного аустенита каждую секунду выделяется в среднем 0,136 кДж/кг латентной теплоты, а в случае графитной эвтектики – в 3,2 раза больше (0,433 кДж/кг). Такое существенное различие темпа выделения латентной теплоты фаз означает, что на этапе первичной кристаллизации величина критерия Z должна быть значительно большей по сравнению с этапом эвтектической кристаллизации. Подтверждающие экспериментальные данные представлены на рис.1. Условные значки в виде треугольников на графиках соответствуют средним значениям $Z(\tau)$ по 100 точкам ($\tau=10 \text{ сек}$ реального времени) на каждом из десяти интервалов общего условного времени затвердевания ($\tau=1000 \text{ сек}$)

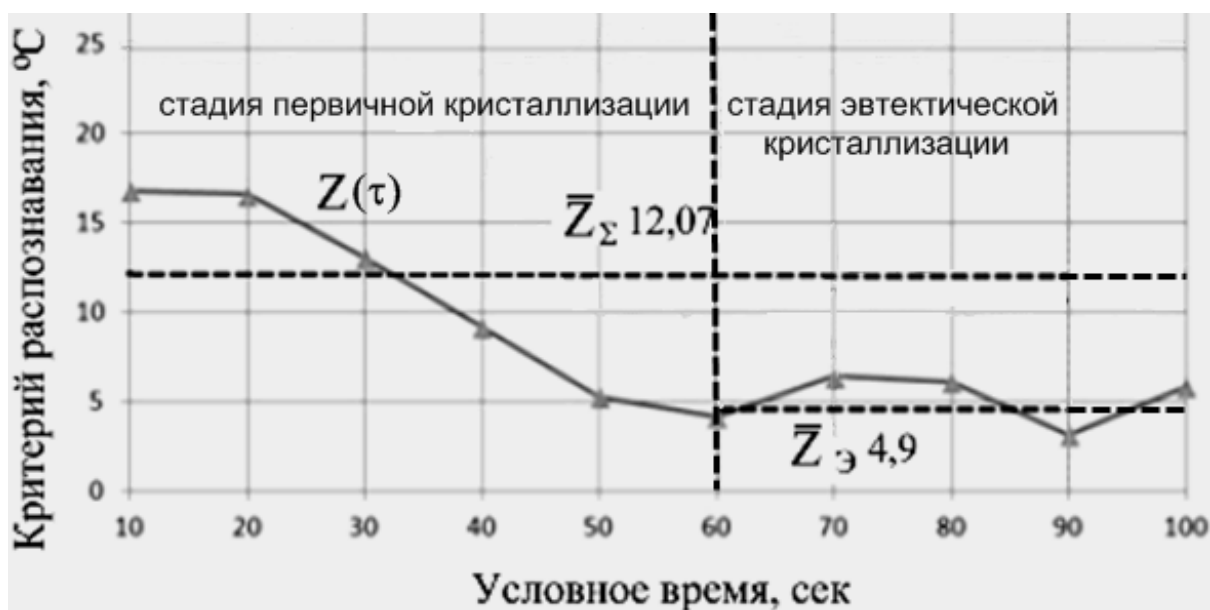


Рис. 1 Графики зависимости критерия распознавания $Z(\tau)$ от условного времени затвердевания, а также по сумме первичного и эвтектического этапов (\bar{Z}_{Σ}) и на этапе эвтектики ($\bar{Z}_{Э}$) для пары чугуновых образцов доэвтектического состава с неодинаковой микроструктурой

На основе изложенного количественного анализа нами разработана и экспериментально подтверждена усовершенствованная методика, предусматривающая для случая широко распространенных эвтектических сплавов, например чугунов, исключение стадии первичной кристаллизации из алгоритма расчета критерия Z .

Выводы

На примере проектирования системы мониторинга процесса кристаллизации разработана многоуровневая классификация индуктивных методов термического экспресс-анализа семейства кривых охлаждения, система идентификации сплавов с требуемыми физико-химическими свойствами, система параметров управления технологическими тепловыми процессами получения металлических отливок с учетом детерминированных процессов, участвующих при формообразовании отливок. На основе опыта применения методов, разработанных в теории индуктивного моделирования, может быть предложена технология интеллектуального анализа данных, моделирование и прогнозирование процессов в литейном производстве, которая будет решать задачи анализа данных, моделирования и прогнозирования сложных процессов.

На основе знаний, полученных в результате моделирования, исследователь может проводить анализ текущего состояния системы, находить факторы, которые влияют на изменение этого состояния, то есть имеет возможность корректировать ход процесса.

Литература

1. Savchenko Ie. A., Kravchenko O. V. Analysis of Methods and Tools of Inductive Modeling of Physical and Technological Processes // Proceedings of 4th International Conference in Inductive Modelling ICIM 2013. – Kyiv: IRTC, 2013. – P. 315-319.
2. Агеев Н. В., Шойхет Д. Н. Термический анализ металлов и сплавов.-Л.,1936.-182 с.
3. Y. Li, X. Hu, X. Xu. Pattern Recognition on Thermal Analysis. – J.Mater. Sci.Technol. – 2001. Vol.17, №1. – pp.73-74.
4. Захарченко Э. В. Исследование теплот кристаллизации нелегированных чугунов. Автореф. дис. канд.техн. наук.- Киев, 1967.19с.
5. Lora R, Dioszegi A., Elmquist L. Solidification Study of Grey Iron in a Resistance Furnace// Key Engineering Materials - 2011.-vol.547.-P108-113.

УДК 621.357.13

МАССОПЕРЕНОС ТУГОПЛАВКИХ РЕДКИХ МЕТАЛЛОВ ПРИ ЭЛЕКТРОЛИЗЕ ИОННЫХ РАСПЛАВОВ

В. И. Иванов, Т. Н. Нестеренко, И. Е. Лукошников, В. А. Скачков

Запорожская государственная инженерная академия

Вирішено задачу термодифузії іонів тугоплавкого рідкісного металу під час електролізу. Показано особливості формування гідродинамічного, теплового та концентраційного прилеглих шарів щодо довжини утворюючої катода, а також необхідність організації спрямованого руху іонів розплаву для підвищення виходу тугоплавкого рідкісного металу за струмом. Поставлено та вирішено систему рівнянь зв'язаної задачі перенесення заряджених часточок у іонному розплаві. Виявлено умови утворення нової фази та руху її фронту, описано розподілення атомів, що дифундують, за фронтом нової фази

Решена задача термодиффузии ионов тугоплавкого редкого металла при электролизе. Показаны особенности формирования гидродинамического, теплового и концентрационного пограничных слоев по длине образующей катода, а также необходимость организации направленного движения ионов расплава для повышения выхода тугоплавкого редкого металла по току. Поставлена и решена система уравнений связанной задачи переноса заряженных частиц в ионном расплаве. Выявлены условия образования новой фазы и движения ее фронта, описано распределение диффундирующих атомов за фронтом новой фазы

It is formulated and decided task of thermodiffusion for ions of refractory less-common metal at the electrolysis. There are shown features for generation of hydrodynamic, thermal and concentration boundary layers on length of generatrix cathode and also necessity of organization of the directed motion for ions of fusion for the increase yield of refractory less-common metal on a current. It is assigned and decided the system of equations for the constrained task of transfer for charged particles in ionic fusion, there are set conditions of formation for new phase and motion of it front, there is described distribution of diffusible atoms after front of new phase

Введение

Процесс электролиза ионных расплавов с осаждением восстановленного металла на катоде сопровождается интенсивным массопереносом [1].

Воздействие электрического потенциала и вынужденной конвекции при относительно высокой температуре расплавов сопровождается достаточно сложным характером перемещения ионов основного металла в расплаве электролита. Так, наличие неравномерного выхода основного металла по току свидетельствует о существенном влиянии теплового и гидродинамического потоков в электрохимической ячейке на процесс переноса ионов [2]. На механизм данного процесса значительное влияние также оказывают возмущения, обусловленные образованием слоя металла на катоде [3]. Задача интенсификации процесса массопереноса при электролизе тугоплавких редких металлов требует тщательного изучения тепловых, концентрационных и гидродинамических явлений в рабочей зоне электрохимической ячейки в их взаимосвязи и последующем влиянии на процесс получения чистого металла в целом.

Известно, что при электролизе ионных расплавов восстановленные атомы диффундируют в объем материала катода и формируют новую фазу, граница которой смещается от поверхности катода в глубь материала. Вопросы электролиза ионных расплавов рассматривали в работах [1,2,4,5]. В работе [6] предложена система уравнений, описывающих распределение концентрации заряженных частиц по объему расплава в условиях неустановившегося процесса электролиза. В рассмотренных работах решены частные случаи, связанные с электролизом ионных расплавов.

Постановка задачи исследований

В данной работе рассматривали задачу термодиффузии ионов тугоплавкого редкого металла при электролизе расплавов, а также связанную задачу, объединяющую массоперенос по объему расплава, явления на границе «расплав-электрод», а также массоперенос атомов по объему электродов с возможностью образования новой фазы и движения ее фронта.

Основная часть исследований

Сущность процесса электролиза можно представить следующим образом. В расплаве электролита присутствуют катионы двух- и трехвалентного металла, а также анионы хлора. При отсутствии в электрохимической ячейке внешней разности электрических потенциалов система «расплав-электрод» характеризуется обратимым термодинамическим равновесием. При подводе к электрохимической

ячейке достаточного градиента электрического потенциала наблюдается конвективная диффузия ионов тугоплавкого редкого металла к катоду и последующее восстановление на его поверхности. В зависимости от теплового состояния катода и расплавленного электролита в ячейке может наблюдаться явление термогравитационной конвекции, направление которой оказывает существенное влияние на интенсивность процесса электролиза, то есть способствует ускорению, замедлению либо полному его прекращению. Кроме того, при восстановлении ионов тугоплавкого редкого металла имеет место значительное снижение его концентрация в расплаве электролита вблизи катода. Плотность расплава вблизи электрода также понижается, что может благоприятствовать возникновению его конвективного потока [7].

Поэтому, исходя из упрощенной схемы электролитической ячейки (рис. 1) можно предположить наличие циркуляционного движения массы расплавленного электролита между электродами, направление перемещения частиц которого в зависимости от организации технологического процесса может быть различным (рис. 2).

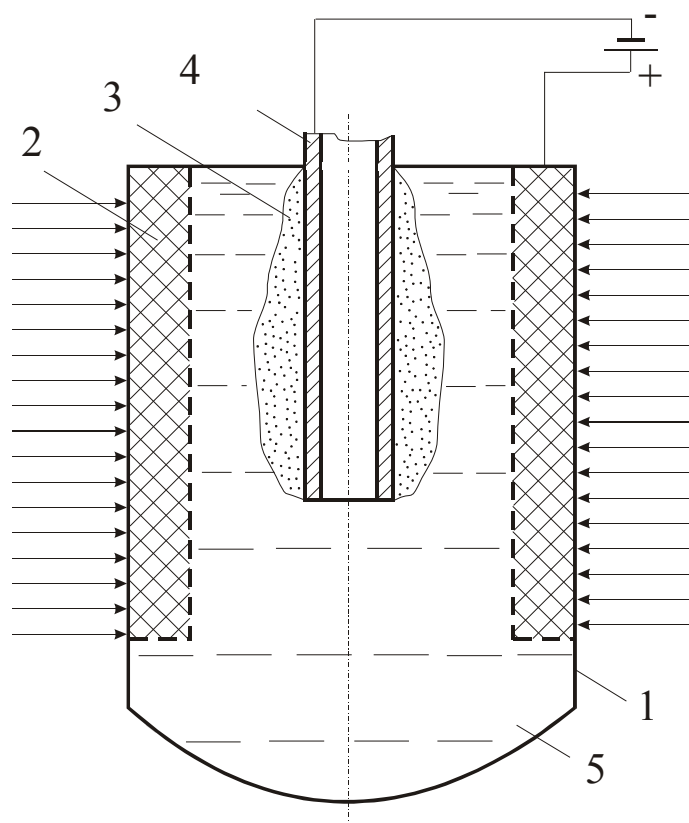


Рис. 1 Схема электрохимической ячейки для получения металла:
1 - реторта; 2, 3 – анодная и катодная масса соответственно; 4 - катод;
5 – расплавленный электролит

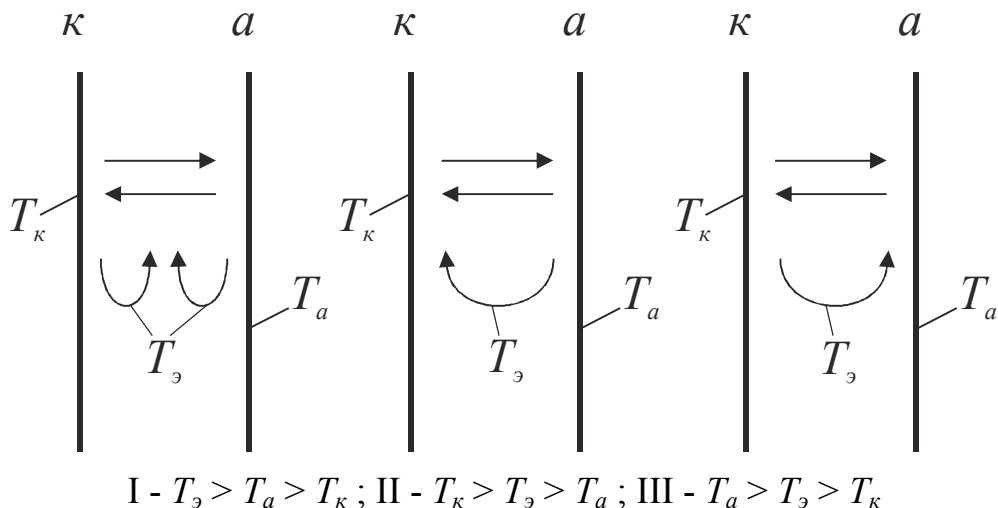


Рис. 2 Схема движения расплавленного электролита на ограждающих поверхностях

Процесс переноса теплоты в ионных расплавах при электролизе определяется как физическими свойствами самого расплава, интенсивностью внешнего охлаждения, формой и размерами объема, занимаемого расплавом, так и параметрами электрического поля. В условиях конвективного перемешивания принимали осесимметричный характер распределения переменных процесса (скорости, температуры и концентрации) в электрохимической ячейке. Движение расплава в ячейке предполагали установившимся и ламинарным, а расплав – несжимаемым и его теплофизические свойства не зависят от температуры.

Тогда математическое представление процесса электролиза ионных расплавов может быть сведено к краевой задаче в приближении теории пограничного слоя [8] и записано в виде системы уравнений гидродинамики, переноса теплоты и массы в безразмерном виде:

$$\frac{d}{d\xi} \int_0^{\delta_1} Re_{\xi}^2 d\xi = \int_0^{\delta_1} Gr \cdot \theta d\eta + \int_0^{\delta_1} Gr_d \cdot \beta d\eta - \left. \frac{\partial Re_{\xi}}{\partial \eta} \right|_{\eta=0} ; \quad (1)$$

$$\frac{d}{d\xi} \int_0^{\delta_2} Re_{\xi} \cdot \theta d\eta = - \frac{1}{Pr} \cdot \left. \frac{\partial \theta}{\partial \eta} \right|_{\eta=0} ; \quad (2)$$

$$\frac{d}{d\xi} \int_0^{\delta_3} Re_{\xi} \cdot \beta d\eta = - \frac{1}{Sc} \cdot \left. \frac{\partial \beta}{\partial \eta} \right|_{\eta=0} ; \quad (3)$$

с краевыми условиями

$$Re_{\xi} = Re_{\eta} = 0, \quad \theta = 1, \quad \beta = 0 \quad \text{при } \eta = 0 ; \quad (4)$$

$$Re_{\xi} = 0, \quad \frac{\partial Re_{\xi}}{\partial \eta} = 0 \quad \text{при } \eta = \delta_1(\xi) ; \quad (5)$$

$$\theta = 0, \quad \frac{\partial \theta}{\partial \eta} = 0, \quad \text{при } \eta = \delta_2(\xi) ; \quad (6)$$

$$\beta = 1, \quad \frac{\partial \beta}{\partial \eta} = 0, \quad \text{при } \eta = \delta_3(\xi) ; \quad (7)$$

$$Re_{\xi} = \frac{\eta}{\delta_1} - 2 \left(\frac{\eta}{\delta_1} \right)^2 + \left(\frac{\eta}{\delta_1} \right)^3 ; \quad (8)$$

$$\theta = 1 - 1,5 \frac{\eta}{\delta_2} - 0,5 \left(\frac{\eta}{\delta_2} \right)^3 ; \quad (9)$$

$$\beta = 1 - 1,5 \frac{\eta}{\delta_3} - 0,5 \left(\frac{\eta}{\delta_3} \right)^3 , \quad (10)$$

где Re , Gr , Gr_d , Pr , Sc – числа Рейнольдса, Грасгофа, диффузионного Грасгофа, Прандтля и Шмидта соответственно;

θ , β , ξ , η – безразмерные температура, концентрация и координаты соответственно;

$\delta_1(\xi)$, $\delta_2(\xi)$, $\delta_3(\xi)$ – толщина гидродинамического, теплового и концентрационного пограничных слоев соответственно.

Введение обозначений $\Delta_1 = \delta_2 / \delta_1$, $\Delta_2 = \delta_3 / \delta_1$, $N = Gr_d / Gr$ и решение краевой задачи (1)-(10) позволяет получить систему дифференциальных уравнений относительно $\delta_1(\xi)$, $\delta_2(\xi)$ и $\delta_3(\xi)$:

$$\frac{1}{105} \frac{d\delta_1}{d\xi} = Gr \cdot \delta_1 \cdot \left[1 - 0,75 \Delta_1 + \frac{1}{8} \Delta_1^3 + N \cdot \left(0,75 \Delta_2 - \frac{1}{8} \Delta_2^3 \right) \right] - \frac{1}{\delta_1} ; \quad (11)$$

$$\frac{1}{250} \frac{d\delta_2}{d\xi} \cdot \left(\frac{28}{\Delta_1} + \frac{110}{\Delta_1^3} \right) = \frac{1,5}{Pr \cdot \delta_2} ; \quad (12)$$

$$\frac{d\delta_3}{d\xi} \cdot \left(\frac{2}{5\Delta_2} - \frac{7}{12\Delta_2^2} + \frac{8}{35\Delta_2^3} \right) = -\frac{1,5}{Sc \cdot \delta_3} . \quad (13)$$

При рассмотрении уравнений (11) и (12), в случае, когда $\Delta_1 = 1$, можно записать:

$$\Delta_2^3 - 6\Delta_2 \cdot \left[\frac{3}{N} - \frac{2}{35Gr \cdot N \cdot \xi} \cdot \left(23Pr + \frac{2}{3} \right) \right] = 0 . \quad (14)$$

Решение уравнения (14) с использованием формулы Кардано имеет вид:

$$\Delta_2 = 2\sqrt{2} \cdot \cos\left(\frac{\theta}{3}\right) , \quad (15)$$

$$\text{где } \cos(3\theta) = 0,75 \cdot \left[\frac{3}{2N} - \frac{1}{35Gr \cdot N \cdot \xi} \cdot \left(23Pr + \frac{2}{3} \right) \right] .$$

После интегрирования уравнения (13) с учетом решения (15) и выполнения несложных алгебраических преобразований получали зависимость толщины концентрационного пограничного слоя от чисел, характеризующих физические переменные процесса:

$$\delta_3 = \left\{ -\frac{45}{4Sc \cdot M^2} \cdot \left[0,5 \ln \left(\xi^2 - 1,46 \frac{\xi}{M} + \frac{0,57}{M^2} \right) - 3,66 \arctg(5,44\xi \cdot M - 3,97) \right] \right\}^{0,5} , \quad (16)$$

где $M = \varphi(Gr, Pr, N)$.

Последующие вычисления в широком диапазоне изменения чисел Sc и M с использованием уравнения (16) показали отсутствие концентрационного пограничного слоя при изменении параметра $\xi \dot{I}$ от 0 до 0,68. Автомодельность относительно данного параметра наблюдали при

его значениях более 1,20 (рис. 3).

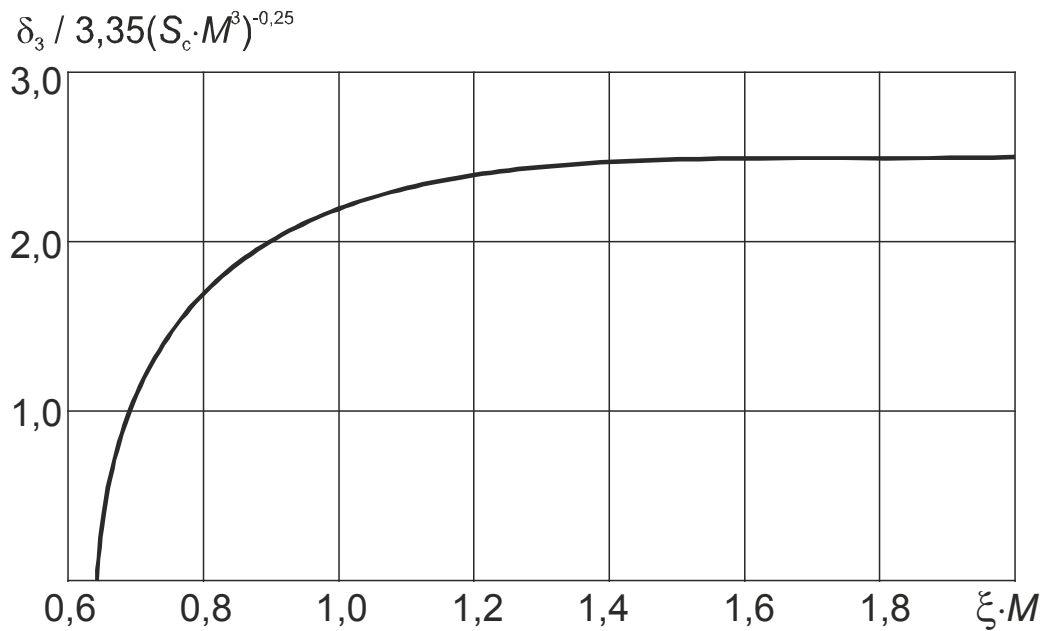


Рис. 3 Изменение толщины концентрационного пограничного слоя по длине образующей катода

Особенностью концентрационного пограничного слоя является смещение его по длине образующей катода по сравнению с гидродинамическим и тепловым слоями. На рис. 4 показано изменение соотношения гидродинамического и концентрационного пограничных слоев по длине образующей катода. Формирование гидродинамического и концентрационного пограничных слоев завершается довольно быстро, и в дальнейшем их отношение определяется только значениями чисел Gr , Pr , Sc и N .

При этом с увеличением значений числа N отношение гидродинамического и концентрационного пограничных слоев приближается к единице, и при $N = 2,5$ имеет место равенство толщин гидродинамического, теплового и концентрационного пограничных слоев. Следовательно, скорость перемещения ионов тугоплавкого редкого металла в расплаве, характеризуемая числом Gr_d , должна быть в 2,5 раза выше скорости движения расплавленного электролита (Gr), то есть $Gr_d > Gr$.

Обеспечение такого уровня скорости перемещения ионов может быть достигнуто изменением плотности тока. Ее величину можно рассчитать с использованием известной формулы [7]:

$$i = \frac{z \cdot F \cdot D}{\delta_3} \cdot (C_p - C_n), \quad (17)$$

где z – валентность ионов тугоплавкого редкого металла;
 F – число Фарадея;
 D – коэффициент диффузии ионов;
 $\tilde{N}_\delta, \tilde{N}_n$ – концентрация ионов тугоплавкого редкого металла в расплаве и на поверхности катода соответственно.

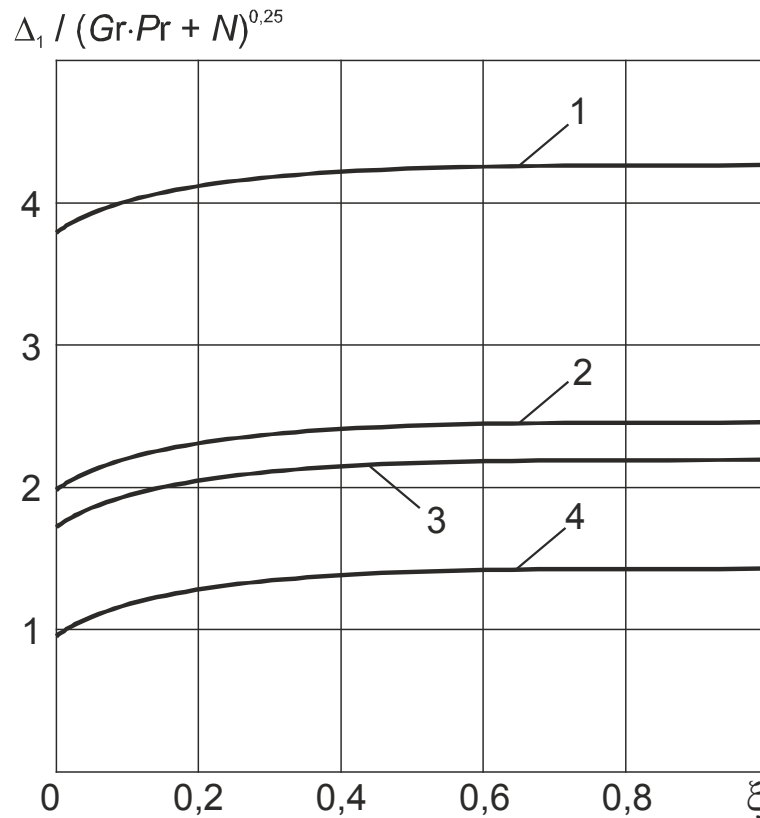


Рис. 4 Изменение соотношения концентрационного и гидродинамического пограничных слоев по длине образующей катода:

1 - $Gr = 10$; $N = 0,1$; 2 - $Gr = 100$; $N = 0,1$;
 3 - $Gr = 10$; $N = 1,0$; 4 - $Gr = 100$; $N = 1,0$

Для случая, когда $\delta_1 = \delta_2 = \delta_3$, соотношение (17) с учетом уравнения (11) можно преобразовать в выражение:

$$i = 0,443 z \cdot F \frac{D \cdot (C_\delta - C_n)}{H \cdot [Gr \cdot (3 + 5N) - 1]^{0,5}}. \quad (18)$$

Если $\tilde{N}_\delta - \tilde{N}_n > 0$, то при рассмотрении знаменателя выражения (18) можно определить пределы максимального выхода тугоплавкого редкого металла по току

$$Gr \cdot (3 + 5N) - 1 > 0 . \quad (19)$$

Откуда

$$Gr > \frac{1}{3 + 5N} . \quad (20)$$

Также исследовали влияние формы анодных контейнеров [цилиндрической (I), ромбической (II), цилиндрической с вертикальными боковыми пазами (III)] на распределение тока при использовании катода прямоугольного сечения. В экспериментах соблюдали условия геометрического и физического подобия.

После единичного эксперимента соответствующей продолжительности с поверхности катода удаляли осадок тугоплавкого редкого металла и выполняли новый цикл экспериментов. Через шесть циклов в анодных пластинах зафиксировали участки со сквозной коррозией. Далее электролиз прекращали, измеряли остаточную толщину пластин в пяти рядах по высоте и рассчитывали величину действительной плотности тока для i -той точки измерения по формуле:

$$i_{\bar{A}} = \frac{i_{cp} \cdot \Delta S_i}{\sigma} , \quad (21)$$

где $\bar{i}_{\bar{A}}$ – средняя плотность тока; $i_{cp} = I / \sum S$;

I – сила тока;

$\sum S$ – суммарная площадь анодных пластин, обращенных к катоду;

ΔS_i – уменьшение толщины пластины в i -той точке;

σ – средневзвешенная величина уменьшения толщины пластин.

Результаты экспериментов представлены в таблице 1.

Массоперенос электролитически активных частиц в объеме ионного расплава может быть описан уравнением [5]:

$$\frac{\partial C_i}{\partial \tau} = D_i \cdot \nabla^2 C_i + \frac{z_i \cdot F \cdot D_i}{R \cdot T} \cdot \nabla (C_i \cdot \Delta \varphi) - \vec{\nabla} \cdot \nabla C_i , \quad (22)$$

где \tilde{N}_i , D_i , z_i – соответственно концентрация частиц, коэффициент

диффузии и заряд частиц i -го сорта;

$\Delta\varphi$ – градиент потенциала;

$\vec{\vartheta}$ – скорость движения гидродинамического потока;

F – число Фарадея;

∇ – знак дивергенции;

τ, T – время и температура процесса электролиза.

Таблица 1 Влияние формы анода на показатели процесса

Форма анода	Площадь поверхности анода, см ²	Объем анодного контейнера, см ³	Действительная. анодная плотность тока, А/см ²	Сила тока, А	Цикловая производительность, кг
С	1,00	1,00	1,00	1,00	1,00
I	1,35	1,21	0,87	1,18	1,26
II	0,94	1,56	1,14	1,08	0,96
III	1,48	1,43	0,89	1,32	1,37

Примечание: 1,00 - показатели для ячейки с анодами серийной формы (С), оборудованной плоскопараллельными решетками

При установившемся режиме, когда концентрация не зависит от времени, уравнение (22) имеет вид

$$\frac{\partial^2 C_i}{\partial x^2} + \left(\frac{z_i \cdot F \cdot \Delta\varphi}{R \cdot T} - \frac{\vec{\vartheta}}{D_i} \right) \frac{\partial C_i}{\partial x} = 0, \quad (23)$$

где x – координата, перпендикулярная к плоскости электродов с нулевым значением в центре электролитной ячейки.

Значения концентрации в центре электролизной ячейки должно удовлетворять условию:

$$C_i \big|_{x=0} = C_i^0, \quad (24)$$

где C_i^0 – концентрация частиц i -го сорта в центре электролизной ячейки.

Решение уравнения (23) с учетом условия (24) представляется в виде:

$$C_i = C_i^0 \cdot \exp \left[\left(\frac{\vec{\vartheta}}{D_i} - \frac{z_i \cdot F \cdot \Delta\varphi}{R \cdot T} \right) \cdot x \right]. \quad (25)$$

Уравнение (25) описывает процесс переноса заряженных частиц i -го сорта в объеме электролизной ячейки в стационарных условиях при $\Delta\varphi = \text{const}$. При этом на поверхности электродов реализуется образование атомов сорта i со скоростью:

$$V_i^0 = k \cdot C_i^{0I}, \quad (26)$$

где k – константа скорости разряда ионов i -го сорта;
 C_i^{0I} – концентрация атомов сорта i на поверхности электрода.

Образовавшиеся атомы i -го сорта диффундируют в объем электрода, и по достижении некоторой предельной концентрации $C_i^{I\delta}$ образуется новая фаза i -го сорта. В пределах новой фазы уравнение диффузионного массопереноса для плоского электрода можно записать [9]

$$\frac{\partial C_i}{\partial \tau} = D_i \cdot \frac{\partial^2 C_i}{\partial x^2}, \quad (27)$$

где D_i – коэффициент диффузии атомов i -го сорта в материале электродов.

Краевые условия для уравнения (27):

$$\left. \frac{\partial C_i}{\partial \tau} \right|_{x=0, \tau=0} = V_i^0; \quad C_i \Big|_{x=0, \tau=0} = C_i^{0I}; \quad C_i \Big|_{x \rightarrow \infty, \tau=0} = 0, \quad (28)$$

где V_i^0 – скорость образования атомов i -го сорта на границе электрода.

За границей фазового перехода уравнение переноса атомов i -го сорта имеет вид

$$\frac{\partial C_i}{\partial \tau} = \frac{\partial}{\partial x} \left(D_i^2 \frac{\partial C_i}{\partial x} \right), \quad (29)$$

где D_i^2 – коэффициент диффузии атомов i -го сорта в материале

электрода, $D_i^2 = D_i^0 \cdot \left(\frac{C_i}{C_i^0} \right)^n$,

C_i, C_i^0 – текущее и базовое значения концентрации атомов в объеме материала электрода;

n – опытный коэффициент;

D_i^0 – коэффициент диффузии, который определяют при концентрации C_i^0 .

Тогда уравнение (29) можно записать:

$$\frac{\partial C_i}{\partial \tau} = \frac{n \cdot D_i^0}{(C_i^0)^n} \cdot C_i^{n-1} \frac{\partial C_i}{\partial x} + D_i^0 \cdot \frac{C_i^n}{(C_i^0)^n} \frac{\partial^2 C_i}{\partial x^2}. \quad (30)$$

При низких значениях концентрации новой фазы $C_i^{\text{н.о.}}$ отношение C_i/C_i^0 будет достаточно близким к единице и коэффициент диффузии D_i^2 можно принять постоянной величиной. В этом случае уравнение (30) будет соответствовать записи уравнения (27).

Решение уравнения (27) можно представить в виде:

$$C_i = f(x) \cdot \exp(\alpha \cdot \tau), \quad (31)$$

где $f(x)$ – функция, которая зависит только от координаты x ;

α – неизвестный параметр.

После подстановки решения (31) в уравнение (27) получали

$$D \frac{d^2 f}{dx^2} - \alpha \cdot f = 0. \quad (32)$$

Решение данного уравнения можно записать как

$$f = G_1 \cdot \exp \left[-(\alpha/D)^{0.5} \cdot x \right] + G_2 \cdot \exp \left[(\alpha/D)^{0.5} \cdot x \right], \quad (33)$$

где G_1, G_2 – постоянные интегрирования.

С учетом соотношения (33) общее решение (31) будет иметь вид:

$$C_i = G_1 \cdot \exp \left[-(\alpha/D_i)^{0.5} \cdot x \right] + G_2 \cdot \exp \left[(\alpha/D_i)^{0.5} \cdot x \right] \cdot \exp(\alpha \cdot \tau) . \quad (34)$$

При определении значений постоянных интегрирования G_1 и G_2 в уравнении (34) реализуются краевые условия (28).

Тогда общее решение уравнения (34) можно записать в виде:

$$C_i(x, \tau) = C_i^{0\dot{I}} \cdot \exp \left[\frac{V_i^0 \cdot \tau}{C_i^{0\dot{I}}} - \left(\frac{V_i^0}{C_i^{0\dot{I}} \cdot D_i} \right)^{0.5} \cdot x \right] . \quad (35)$$

Для уравнения (30), описывающего диффузию атомов i -го сорта за границей фазового перехода, краевые условия можно записать как

$$C_i \Big|_{x=\xi, \tau=\tau_\xi} = C_i^{\dot{I}\dot{O}} ; \quad C_i \Big|_{x \Rightarrow \infty, \tau=0} = 0 \quad \frac{\partial C_i}{\partial x} \Big|_{x=\xi, \tau=\tau_\xi} = \Delta C_{i,\dot{a}\dot{I}\dot{r}} , \quad (36)$$

где $C_i^{\dot{I}\dot{O}}$ – концентрация атомов i -го сорта, обеспечивающая фазовый переход в момент его образования τ_ξ в точке образования ξ ;

$\Delta C_{i,\dot{a}\dot{I}\dot{r}}$ – допустимый градиент концентрации атомов i -го сорта на границе фазового перехода.

Общее решение уравнения (30) с учетом краевых условий (36) имеет вид:

$$C_i = \frac{(\Delta \tilde{N}_{i,\dot{a}\dot{I}\dot{r}})^2}{C_i^{\dot{I}\dot{O}}} \cdot \exp \left[\frac{C_i^{\dot{I}\dot{O}}}{\Delta C_{i,\dot{a}\dot{I}\dot{r}}} \cdot (x - \xi) + D_i \cdot \frac{(C_i^{\dot{I}\dot{O}})^2}{(\Delta \tilde{N}_{i,\dot{a}\dot{I}\dot{r}})^2} \cdot (\tau - \tau_\xi) \right] . \quad (36)$$

Уравнение (37) описывает распределение концентрации атомов i -го сорта за границей сформированной новой фазы.

Выводы

Исследования процесса электролиза ионных расплавов в электрохимической ячейке позволили установить, что при наличии определенных значений градиента электрических потенциалов и числа

наблюдается явление совместной термогравитационной и концентрационной конвекции. Причем совпадение направлений перемещения расплава электролита и диффузии ионов тугоплавкого редкого металла ($N > 0$), обусловленное действием обеих видов конвекции, приводит к снижению плотности тока, а противоположное направление их перемещения ($N < 0$) – способствует ее росту.

Исследовано влияние формы анодных контейнеров на величину плотности тока в электрохимической ячейке и показана целесообразность использования анодов цельной цилиндрической формы, а также цилиндрической формы с вертикальными боковыми пазами.

Решена связанная задача, описывающая перенос ионов i -го сорта в объеме расплава, от границы электрода до границы фазового перехода, а также за границей фазового перехода.

Литература

1. Барабошкин, А. Н. Электrokристаллизация металлов из расплавленных солей [Текст] / А. Н. Барабошкин. – М.: Наука, 1976. – 371 с.
2. Антипин, Л. П. Электрохимия расплавленных солей [Текст] / Л. П. Антипин, С. Ф. Важенин. – М.: Металлургия, 1964. – 376 с.
3. Скорчелетти, В. В. Теоретическая электрохимия [Текст] / В. В. Скорчелетти. – Л.: Химия, 1963. – 382 с.
4. Делимарский, Ю. К. Электрохимия ионных расплавов [Текст] / Ю. К. Делимарский. – М.: Металлургия, 1978. – 248 с.
5. Ibl, N. About concentration for the charged particles in fusion at the unset electrolysis [Text] / N. Ibl // Chemical Engineering Technology. – 1971. – Bd. 43, N. 4. – Pp. 202 - 215.
6. Бегунов, А. И. Катодный выход по току при электролизе расплавленных солей с горизонтально расположенными электродами [Текст] / А. И. Бегунов, И. И. Скобеев // Известия вузов. Цветная металлургия. – 1977. – № 1. – С. 76 - 81.
7. Джалурия, И. Естественная конвекция: тепло- и массообмен [Текст] / И. Джалурия. – М.: Мир, 1983. – 400 с.
8. Антропов, Л. И. Теоретическая электрохимия [Текст] / Л. И. Антропов. – М.: Высшая школа, 1965. – 512 с.
9. Карслоу, Г. Теплопроводность твердых тел [Текст] / Г. Карслоу, Д. Егер. – М.: Наука, 1964. – 488 с.

УДК 669.187.56

ПРО НЕОБХІДНІСТЬ РОЗРОБКИ КОМП'ЮТЕРНОЇ МОДЕЛІ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ ДЛЯ НАВЧАННЯ СТУДЕНТІВ І СПЕЦІАЛІСТІВ МЕТАЛУРГІЙНИХ СПЕЦІАЛЬНОСТЕЙ

О. С. Іванова, В. М. Рибак, М. П. Сєдов, Р. О. Лисюк

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Запропоновано розробити комп'ютерну модель електрошлакової тигельної плавки, яка має можливість візуального спостереження в реальному часі за процесами, що відбуваються в плавильному просторі тигля, змінювати електричні параметри плавки, керувати положенням переплавного електроду, відображати силу електричного струму, температуру шлаку, масу шлаку, масу наплавленого металу, час плавки, марку сталі, марку флюсу, розраховувати витрати електроенергії

Предложено разработать компьютерную модель электрошлакового тигельной плавки, которая имеет возможность визуального наблюдения в реальном времени за процессами, происходящими в плавильном пространстве тигля, изменять электрические параметры плавки, управлять положением переплавного электрода, отражать силу электрического тока, температуру шлака, массу шлака, массу наплавленного металла, время плавки, марку стали, марку флюса, рассчитывать затраты электроэнергии

Proposed to develop a computer model of electroslag melting crucible, which has the capability of visual real-time monitoring of the processes occurring in the melting crucible space, modify the electrical parameters of melting, control the position of the electrode remelting, reflect the strength of the electric current, the temperature of the slag, slag mass, the mass of the deposited metal, the melting, steel grade, brand flux, count the cost of electricity

Вступ

Застосування ПЕОМ для автоматизації контролю та управління технологічними процесами підвищує продуктивність праці, дозволяє оптимізувати виробничі процеси, стабілізувати якість продукції, що

випускається, скоротити витрати сировини та електроенергії, знизити рівень браку.

Аналіз літературних джерел свідчить про те, що до цього часу не було створено жодної комп'ютерної моделі процесу електрошлакової тигельної плавки, яка у реальному часі дозволяла б спостерігати за процесами, що відбуваються в тиглі, параметрами плавки, а також дозволяла б керувати ними.

Враховуючи дороговизну процесу електрошлакової тигельної плавки, а саме вартість вихідних матеріалів, електроенергії та інших компонентів, однією із актуальних задач сьогодення є створення віртуальної моделі процесу для контролю самого процесу та прогнозу якості отриманого металу.

Така модель могла б застосовуватися як в навчальному процесі для навчання студентів металургійних спеціальностей і фахівців так і у виробництві для керування, моделювання та оптимізації параметрів процесу.

Вимоги до комп'ютерної моделі

Моделювання електрошлакового процесу представляє собою складу задачу, тому що в даному процесі одночасно протікає велика кількість електричних, теплових, фізичних та хімічних процесів, які описуються певними математичними залежностями і які необхідно зв'язати між собою [1].

Схема електрошлакової тигельної плавки наведена на рис. 1.

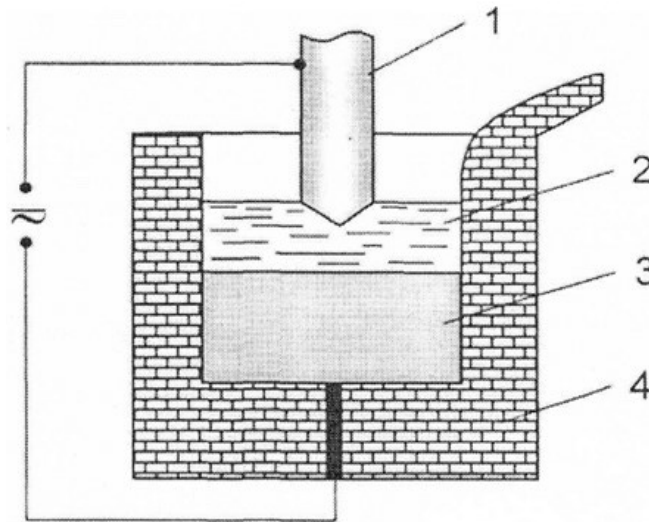


Рис. 1 Схема електрошлакової тигельної плавки:

- 1 – витратний електрод; 2 – шлакова ванна; 3 – ванна рідкого металу;
4 – футерований тигель

Під дією електричного струму, який протікає по схемі «джерело живлення – електрод – шлакова ванна – рідкий метал – подовий електрод – джерело живлення», відбувається нагрівання і плавлення витратного електроду. Рідкий метал при цьому накопичується в тиглі. Після накопичення заданої порції металу останній зливається [2].

Аналіз літературних даних та ресурсів мережі Інтернет показав, що до цього часу не існує жодної комп'ютерної моделі електрошлакової тигельної плавки, яка дозволяла б наочно спостерігати за процесом плавлення електроду, накопиченням рідкого металу в тиглі, відображення у реальному часі параметрів процесу.

В той же час, відомою організацією World Steel Assotiations, фірмою MATTER та Університетом Ліверпуля (Англія) у 2003 році було розроблено спеціальний дистанційний навчальний центр по металургії (www.steeluniversity.org). На сайті центру представлені комп'ютерні моделі доменної печі, кисневого конвертера, електродугової печі, цеху позапічної обробки, які дозволяють моделювати відповідні процеси у режимі реального часу будь-якому користувачу через мережу Інтернет.

Найбільш схожим на електрошлаковий процес є електродуговий, і тому саме модель електродугового процесу необхідно взяти за основу при створенні комп'ютерної моделі електрошлакової тигельної плавки. Загальний вид комп'ютерної моделі електродугового процесу наведено на рис. 2.

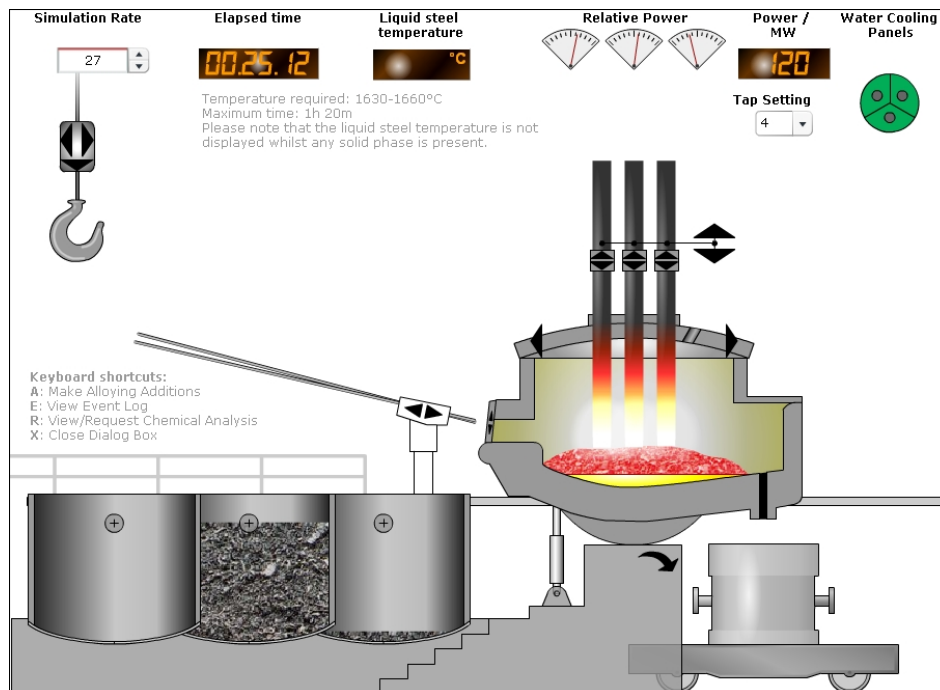


Рис. 2 Загальний вид комп'ютерної моделі електродугового процесу

Комп'ютерна модель у реальному часі дозволяє керувати процесом плавки шихти в електродуговій печі, а саме:

- завантажувати за допомогою крана шихтові матеріали в піч;
- керувати положенням графітових електродів;
- керувати електричною потужністю печі;
- здійснювати вимірювання температури розплавленого металу;
- візуально спостерігати за процесами, що відбуваються в плавильному просторі печі;
- проводити зливання рідкого металу.

Комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки також повинна мати можливість візуального спостереження в реальному часі за процесами, що відбуваються в плавильному просторі тигля, мати можливість змінювати електричні параметри плавки – напруги на трансформаторі, керувати положенням переплавного електроду, відображати силу електричного струму, температуру шлаку, масу шлаку, масу наплавленого металу, час плавки, марку сталі, марку флюсу, розраховувати витрати електроенергії. Крім цього, так як комп'ютерна модель створюється з метою навчання студентів, в ній необхідно передбачити можливості перевірки знань з даної технології, розрахунку кінцевої оцінки при використанні моделі у якості лабораторної роботи та у разі необхідності передачі результатів моделювання електронною поштою викладачу.

Опис комп'ютерної моделі

Програма повинна мати декілька основних модулів а також блоки перевірки відповідей та умовні переходи. Після запуску комп'ютерної моделі з'являється заставка з інформацією про організацію-розробника та розробників.

Після натискання на кнопку «Далі» завантажуються вікно з вихідними даними, яке складається з двох частин. В верхній частині студенту необхідно ввести свої особові дані – Прізвище, ім'я, по батькові, начальну групу, а у разі необхідності пересилання результатів моделювання – електронну адресу викладача та свою електронну адресу.

В нижній частині відображається завдання для моделювання, яке програма генерує автоматично.

Після натискання на кнопку «Далі» запускається вікно допуску до виконання роботи. Студенту пропонується 5 питань з 4 варіантами відповіді на кожне.

Після успішного допуску запускається вікно з самою комп'ютерною моделлю. Задача студента – за виділений час наплавити необхідну порцію металу. В процесі моделювання студент має можливість змінювати

положення електроду, змінювати напругу на трансформаторі, спостерігати за напругою та силою струму.

Після наплавлення необхідної порції металу і натисканні на кнопку «Розливка» процес моделювання закінчується і викликається вікно захисту. В даному вікні студенту пропонується дати відповідь на 5 питань підвищеної складності.

Після успішного тестування викликається вікно результатів моделювання, в якому міститься інформація про студента а також про результати його моделювання.

В нижній частині вікна відображається кінцева оцінка за виконання роботи, яка представляється в 3 системах оцінювання і враховує як відповіді на питання, так і правильність моделювання.

Висновки

Комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки, яка на даний момент знаходиться на стадії розробки, повинна зробити вагомий внесок як в навчальний процес при підготовці студентів і фахівців металургійного профілю, так і в саму металургійну галузь, тому що візуальне спостереження за процесом значно спрощує керування самим процесом, що призведе до зменшення випадків отримання бракованої продукції і зекономить витрати сировини та електроенергії. Комп'ютерна модель дозволить більш краще підготувати фахівців для роботи на установці ЕШТП, шляхом заміни реальної плавки на віртуальну і заощадити при цьому матеріальні ресурси.

Література

1. Егоров, А. В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии: Учебное пособие для вузов / А. В. Егоров. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
2. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, В. М. Мартын и др. Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. АН УССР, Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. - Киев : Наук. думка, 1988. - 17 с.

УДК 669.7.018.672

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ, ЧАСУ ВИТРИМКИ ТА ВМІСТУ ФТОРИДУ ЦИРКОНІЮ НА МІЦНІСТЬ ТА ВІДНОСНЕ ПОДОВЖЕННЯ АЛЮМІНІЄВО-МІДНОГО ЛИВАРНОГО СПЛАВУ ТИПУ АМ5

Д. В. Іванченко, П. Є. Ільчук

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розробка та реалізація повного факторного експерименту для визначення оптимальної кількості модифікатора, часу витримки та температури розплаву алюмінієво-мідного сплаву типу АМ5 при його отриманні

Разработка и реализация полного факторного эксперимента для определения оптимального количества модификатора, времени выдержки и температуры расплава алюминиево-медного сплава типа АМ5 при его получении

Development and implementation of a full factorial experiment to determine the optimal number of modifier, exposure time and temperature of molten aluminum-cooper alloy AM5 in its obtaining

Вступ

Для визначення впливу температури, часу витримки та кількості модифікатора на міцність та відносне подовження алюмінієво-мідного ливарного сплаву АМ5 було розроблено повний факторний експеримент виду 2^3 .

Прийнято позначення факторів:

- кількість фториду цирконію, що вводимо у розплав $x_1=0,4\dots1,2\%$;
- температура розплаву $x_2=700\dots900^\circ\text{C}$;
- час витримки $x_3=5\dots15\text{ хв.}$

У якості відгуків прийняті наступні позначення:

- тимчасовий опір розриву $y_1, \text{ МПа}$
- відносне подовження $y_2, \%$

Кількість LiF прийнято 40 мол. % від кількості флюсу, що вміщує фторид цирконію у всіх випадках для забезпечення необхідності отримання мінімально можливої температури плавлення флюсу, що наносився на поверхню розплаву, та необхідності утворення у розплаві сполуки Li_2ZrF_6 .

Результати досліджень

Вихідні дані повного факторного експерименту приведемо в табл. 1. Досліджується сплав АМ5 після термічної обробки Т5.

Таблиця 1 Вихідні дані ПФЕ

Номер досліджу	Кількість модифікатора, %	Температура витримки, °С	Час витримки, хв.	Міцність, МПа
1	0,4	700	5	305
2	1,2	700	5	314
3	0,4	900	5	235,5
4	1,2	900	5	351,5
5	0,4	700	15	277
6	1,2	700	15	314,5
7	0,4	900	15	312
8	1,2	900	15	300

Проводимо обчислення коефіцієнтів лінійної моделі. Складемо матрицю повного факторного експерименту з урахуванням ефекту взаємодії (табл. 2).

Таблиця 2 Матриця 2^3

Номер досліджу	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$	y
1	+	-	-	-	+	+	+	-	305
2	+	+	-	-	-	-	+	+	314
3	+	-	+	-	-	+	-	+	235,5
4	+	+	+	-	+	-	-	-	351,5
5	+	-	-	+	+	-	-	+	277
6	+	+	-	+	-	+	-	-	314,5
7	+	-	+	+	-	-	+	-	312
8	+	+	+	+	+	+	+	+	300

$$b_0 = (305 + 314 + 235.5 + 351.5 + 277 + 314.5 + 312 + 300) / 8 = 301.19;$$

$$b_1 = (-305 + 314 - 235.5 + 351.5 - 277 + 314.5 - 312 + 300)/8 = 18.81;$$

$$b_2 = (-305 - 314 + 235.5 + 351.5 - 277 - 314.5 + 312 + 300)/8 = -1.44;$$

$$b_3 = (-305 - 314 - 235.5 - 351.5 + 277 + 314.5 + 312 + 300)/8 = -0.31;$$

$$b_{12} = (305 - 314 - 235.5 + 351.5 + 277 - 314.5 - 312 + 300)/8 = 57.50;$$

$$b_{13} = (305 - 314 + 235.5 - 351.5 - 277 + 314.5 - 312 + 300)/8 = -12.44;$$

$$b_{23} = (305 + 314 - 235.5 - 351.5 - 277 - 314.5 + 312 + 300)/8 = 6.56;$$

$$b_{123} = (-305 + 314 + 235.5 - 351.5 + 277 - 314.5 - 312 + 300)/8 = -19.56.$$

Отже поліном має вигляд:

$$y = 301.19 + 18.8125x_1 - 1.44x_2 - 0.31x_3 + 57.50x_1x_2 - 12.44x_1x_3 + 6.56x_2x_3 - 19.56x_1x_2x_3$$

Для кожного рядка матриці планування обчислюємо дисперсію дослідів:

$$S_1^2 = \frac{(341-305)^2 + (269-305)^2}{2} = 1296;$$

$$S_2^2 = \frac{(290-314)^2 + (338-314)^2}{2} = 576;$$

$$S_3^2 = \frac{(221-235.5)^2 + (250-235.5)^2}{2} = 210.25;$$

$$S_4^2 = \frac{(336-351.5)^2 + (367-351.5)^2}{2} = 240.25;$$

$$S_5^2 = \frac{(263-277)^2 + (291-277)^2}{2} = 196;$$

$$S_6^2 = \frac{(333-314.5)^2 + (296-314.5)^2}{2} = 342.25;$$

$$S_7^2 = \frac{(280-312)^2 + (344-312)^2}{2} = 1024;$$

$$S_8^2 = \frac{(320-300)^2 + (280-300)^2}{2} = 400;$$

Коли кількість повторних дослідів у кожному рядку однакова, однорідність дисперсій перевіряємо критерієм Кохрена, який є відношенням максимальної дисперсії до суми всіх дисперсій, тобто:

$$G_{f_1; f_2}^p = 1296 / (1296 + 576 + 210.25 + 240.25 + 196 + 342.25 + 1024 + 400) = 0,302468$$

Табличне значення для $f_2 = N = 8$ та $f_1 = n - 1 = 1$ $G = 0.679$.

Якщо розраховане значення критерію Кохрена не перевищує табличного, то для заданого рівня значущості $\alpha = 0.05$ дисперсії є однорідними і їх можна усереднювати. Тоді дисперсія параметра оптимізації знаходиться за формулою:

$$S^2\{y\} = (1296 + 576 + 210.25 + 240.25 + 196 + 342.25 + 1024 + 400) / 8 = 535.5938$$

Число ступенів вільності цієї дисперсії $f_1 = N \cdot (n - 1) = 16$

Перевірку значущості коефіцієнтів регресії здійснюємо побудовою довірчих інтервалів. Для випадку, коли досліди матриці планування повторювались, дисперсія коефіцієнтів рівняння регресії буде обчислена за формулою:

$$S^2\{b_j\} = 535.5938 / (8 * 3) = 22.32 ;$$

А довірчий інтервал буде розрахований за формулою:

$$\Delta b_j = 4.3 * \sqrt{22.32} = 20.31.$$

Коефіцієнти рівняння регресії вважаються значимими, якщо їх абсолютне значення більше за довірчий інтервал. Звідси бачимо, що в нас значимі коефіцієнти тільки b_0 , b_{12} . Отже рівняння регресії має наступний вигляд:

$$y = 301.19 + 57.69 \cdot x_1 \cdot x_2$$

Вихідні дані повного факторного експерименту при дослідженні відносного подовження приведено в таблиці 3.

Таблиця 3 Вихідні дані ПФЕ

Номер досліджу	Кількість модифікатора, %	Температура витримки, °С	Час витримки, хв.	Відносне подовження, %
1	0,4	700	5	8.08
2	1,2	700	5	3.83
3	0,4	900	5	6.25
4	1,2	900	5	2,5
5	0,4	700	15	8,17
6	1,2	700	15	8,42
7	0,4	900	15	6,92
8	1,2	900	15	5,42

Проводимо обчислення коефіцієнтів лінійної моделі. Складемо матрицю повного факторного експерименту з урахуванням ефекту взаємодії (табл. 4).

Таблиця 4 Матриця 2^3 з ефектом взаємодії

Номер досліджу	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$	y
1	+	-	-	-	+	+	+	-	8.08
2	+	+	-	-	-	-	+	+	3.83
3	+	-	+	-	-	+	-	+	6.25
4	+	+	+	-	+	-	-	-	2.5
5	+	-	-	+	+	-	-	+	8.17
6	+	+	-	+	-	+	-	-	8.42
7	+	-	+	+	-	-	+	-	6.92
8	+	+	+	+	+	+	+	+	5.42

$$b_0 = (8.08 + 3.83 + 6.25 + 2.5 + 8.17 + 8.42 + 6.92 + 5.42)/8 = 6.20;$$

$$b_1 = (-8.08 + 3.83 - 6.25 + 2.5 - 8.17 + 8.42 - 6.92 + 5.42)/8 = -1.16;$$

$$b_2 = (-8.08 - 3.83 + 6.25 + 2.5 - 8.17 - 8.42 + 6.92 + 5.42)/8 = -0.92;$$

$$b_3 = (-8.08 - 3.83 - 6.25 - 2.5 + 8.17 + 8.42 + 6.92 + 5.42)/8 = 1.03;$$

$$b_{12} = (8.08 - 3.830 - 6.25 + 2.5 + 8.17 - 8.42 - 6.92 + 5.42)/8 = -0.16;$$

$$b_{13} = (8.08 - 3.83 + 6.25 - 2.5 - 8.17 + 8.42 - 6.92 + 5.42)/8 = 0.84;$$

$$b_{23} = (8.08 + 3.83 - 6.25 - 2.5 - 8.17 - 8.42 + 6.92 + 5.42)/8 = -0.14;$$

$$b_{123} = (-8.08 + 3.83 + 6.25 - 2.5 + 8.17 - 8.42 - 6.92 + 5.42)/8 = -0.28.$$

Отже поліном має вигляд:

$$y = 6.20 - 1.16x_1 - 0.92x_2 + 1.03x_3 - 0.16x_1x_2 + 0.84x_1x_3 - 0.14x_2x_3 + 0.28x_1x_2x_3$$

Для кожного рядка матриці планування обчислюємо дисперсію дослідів.

$$S_1^2 = \frac{(8.83 - 8.08)^2 + (7.33 - 8.08)^2}{2} = 0.56;$$

$$S_2^2 = \frac{(3.33 - 3.83)^2 + (4.33 - 3.83)^2}{2} = 0.25 ;$$

$$S_3^2 = \frac{(5.83 - 6.25)^2 + (6.67 - 6.25)^2}{2} = 0.17$$

$$S_4^2 = \frac{(3.33 - 2.50)^2 + (1.67 - 2.50)^2}{2} = 0.69$$

$$S_5^2 = \frac{(8.17 - 8.17)^2}{2} = 0 ;$$

$$S_6^2 = \frac{(10.33 - 8.42)^2 + (6.50 - 8.42)^2}{2} = 3.67 ;$$

$$S_7^2 = \frac{(9.50 - 6.92)^2 + (4.33 - 6.92)^2}{2} = 6.67 ;$$

$$S_8^2 = \frac{(7.17 - 5.42)^2 + (3.67 - 5.42)^2}{2} = 3.06.$$

Коли кількість повторних дослідів у кожному рядку однакова, однорідність дисперсій перевіряємо критерієм Кохрена, який є відношенням максимальної дисперсії до суми всіх дисперсій:

$$G_{f_1; f_2}^p = 6.67 / (0.56 + 0.25 + 0.17 + 0.69 + 0 + 3.67 + 6.67 + 3.06) = 0.44$$

Табличне значення для $f_2 = N = 8$ та $f_1 = n - 1 = 1$ $G = 0.679$.

Якщо розраховане значення критерію Кохрена не перевищує табличного, то для заданого рівня значущості $\alpha = 0.05$ дисперсії є однорідними і їх можна усереднювати. Тоді дисперсія параметра оптимізації знаходиться за формулою:

$$S^2\{y\} = (0.56 + 0.25 + 0.17 + 0.69 + 0 + 3.67 + 6.67 + 3.06)/8 = 1.89$$

Число ступенів вільності цієї дисперсії $f_1 = N(n-1) = 16$

Перевірку значущості коефіцієнтів регресії здійснюємо побудовою довірчих інтервалів. Для випадку, коли досліди матриці планування повторювались, дисперсія коефіцієнтів рівняння регресії буде обчислена за формулою:

$$S^2\{b_j\} = 1.89/(8 * 3) = 0.02;$$

А довірчий інтервал буде розрахований за формулою:

$$\Delta b_j = 4.3 * \sqrt{0.02} = 1.1;$$

Коефіцієнти рівняння регресії вважаються значимими, якщо їх абсолютне значення більше за довірчий інтервал. Звідси бачимо, що в нас значимі коефіцієнти тільки b_0 , b_1 . Отже рівняння регресії має наступний вигляд:

$$y = 6.20 - 1.16 \cdot x_1$$

Висновки

1. Найбільш високі показники відносного подовження $\delta=8,42\%$ отримано при вмісті модифікатора 1,2%, температурі 700°C та часі витримки 15 хв.

2. Найбільш високі показники міцності, $\sigma_b=351,5$ МПа, отримано при вмісті модифікатора 1,2%, температурі 900°C та часі витримки 15 хв.

3. Найбільш високі показники як міцності, так і відносного подовження ($\sigma_b=314,5$ МПа, $\delta=8,42\%$) отримано при вмісті модифікатора 1,2%, температурі 700°C та часі витримки 15 хв.

Література

1. К. К. Пальоха. Організація експерименту: Навчальний посібник для студентів спеціальності "Композиційні та порошкові матеріали, покриття" / – К.: ІЗМН, 1996 р. С. 136.

УДК 669.7.018.672

**ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРИ, ЧАСУ ВИТРИМКИ ТА ВМІСТУ
ТЕТРАФТОРИДУ ЦИРКОНІЮ НА МІЦНІСТЬ ТА ВІДНОСНЕ
ПОДОВЖЕННЯ АЛЮМІНІЄВО-КРЕМНІЄВОГО ЛИВАРНОГО
СПЛАВУ ТИПУ АК8МЗч.**

Д. В. Іванченко, В. В. Приліпко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розробка та реалізація повного факторного експерименту для визначення оптимальної кількості модифікатора, часу витримки та температури розплаву алюмінієво-кремнієвого сплаву типу АК8МЗч при його отриманні

Разработка и реализация полного факторного эксперимента для определения оптимального количества модификатора, времени выдержки и температуры расплава алюминиево-кремниевого сплава типа АК8МЗч при его получении

Development and implementation of a full factorial experiment to determine the optimal number of modifier, exposure time and temperature of molten aluminum-silicon alloy АК8МЗch in its obtaining

Вступ

Для визначення впливу температури, часу витримки та кількості модифікатора на міцність та відносне подовження алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву АК8МЗч було розроблено повний факторний експеримент виду 2^3 . Прийнято позначення факторів:

Кількість фториду цирконію, що вводимо у розплав	$x_1=0,4\dots1,2\%$;
Температура розплаву	$x_2=700\dots900^\circ\text{C}$;
Час витримки	$x_3=5\dots15 \text{ хв.}$;

У якості відгуків прийняті наступні позначення:

Тимчасовий опір розриву

σ_1 , МПа

Відносне подовження

ϵ_2 , %

Кількість LiF прийнято 40 мол. % від кількості тетрафториду цирконію у всіх випадках для забезпечення необхідності отримання мінімально можливої температури плавлення флюсу, що наносився на поверхню розплаву, та необхідності утворення у розплаві сполуки Li_2ZrF_6 .

Результати досліджень

Вихідні дані повного факторного експерименту приведемо в табл. 1. Досліджується сплав АК8МЗч після термічної обробки.

Таблиця 1 Вихідні дані ПФЕ

Номер досліджу	Кількість модифікатора, %	Температура витримки, °С	Час витримки, хв.	Міцність, МПа
1	0,4	700	5	241.55
2	1,2	700	5	364.43
3	0,4	900	5	347.4
4	1,2	900	5	341.47
5	0,4	700	15	286.18
6	1,2	700	15	358.72
7	0,4	900	15	384.55
8	1,2	900	15	283.68

Проводимо обчислення коефіцієнтів лінійної моделі. Складемо матрицю повного факторного експерименту з урахуванням ефекту взаємодії (табл. 2).

Таблиця 2 Матриця 2^3

Номер досліджу	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$	y
1	+	-	-	-	+	+	+	-	241.55
2	+	-	+	-	-	+	-	+	364.43
3	+	+	+	-	+	-	-	-	347.4
4	+	+	-	-	-	-	+	+	341.47
5	+	-	-	+	+	-	-	+	286.18
6	+	-	+	+	-	-	+	-	358.72
7	+	+	+	+	+	+	+	+	384.55
8	+	+	-	+	-	+	-	-	283.68

$$b_0 = (241.55 + 364.43 + 347.4 + 341.47 + 286.18 + 358.72 + 384.55 + 283.68) / 8 = 325.99 ;$$

$$b_1 = (-241.55 - 364.43 + 347.4 + 341.47 - 286.18 - 358.72 + 384.55 + 283.68) / 8 = 13.28 ;$$

$$b_2 = (-241.55 + 364.43 + 347.4 - 341.47 - 286.18 + 358.72 + 384.55 - 283.68) / 8 = 37.78 ;$$

$$b_3 = (-241.55 - 364.43 - 347.4 - 341.47 + 286.18 + 358.72 + 384.55 + 283.68) / 8 = 2.28 ;$$

$$b_{12} = (241.55 - 364.43 + 347.4 - 341.47 + 286.18 - 358.72 + 384.55 - 283.68) / 8 = -11.08 ;$$

$$b_{13} = (241.55 + 364.43 - 347.4 - 341.47 - 286.18 - 358.72 + 384.55 + 283.68) / 8 = -7.45 ;$$

$$b_{23} = (241.55 - 364.43 - 347.4 + 341.47 - 286.18 + 358.72 + 384.55 - 283.68) / 8 = 5.58 ;$$

$$b_{123} = (-241.55 + 364.43 - 347.4 + 341.47 + 286.18 - 358.72 + 384.55 - 283.68) / 8 = 18.16 ;$$

Отже поліном має вигляд:

$$y = 325.99 + 13.28x_1 + 37.78x_2 + 2.28x_3 - 11.08x_1x_2 - 7.45x_1x_3 + 5.58x_2x_3 + 18.16x_1x_2x_3$$

Для кожного рядка матриці планування обчислюємо дисперсію дослідів:

$$\begin{aligned} S_1^2 &= \frac{(224.79 - 241.55)^2 + (258.32 - 241.55)^2}{2} = 281.07 ; \\ S_2^2 &= \frac{(333.78 - 364.43)^2 + (395.08 - 364.43)^2}{2} = 939.43 ; \\ S_3^2 &= 0 ; \\ S_4^2 &= 0 ; \\ S_5^2 &= \frac{(281.32 - 286.18)^2 + (291.05 - 286.18)^2}{2} = 23.67 ; \\ S_6^2 &= \frac{(363.59 - 358.72)^2 + (353.86 - 358.72)^2}{2} = 23.67 ; \\ S_7^2 &= \frac{(388.27 - 384.55)^2 + (380.84 - 384.55)^2}{2} = 13.8 ; \\ S_8^2 &= \frac{(276.01 - 283.68)^2 + (286.62 - 283.68)^2 + (288.39 - 283.68)^2}{2} = 44.83 \end{aligned}$$

Коли кількість повторних дослідів у кожному рядку однакова, однорідність дисперсій перевіряємо критерієм Кохрена, який є відношенням максимальної дисперсії до суми всіх дисперсій, тобто:

$$G_{f_1; f_2}^p = 939.43 / (281.07 + 939.43 + 23.67 + 23.67 + 13.8 + 44.83) \\ = 0,66829969912$$

Табличне значення для $f_2 = N = 8$ та $f_1 = n - 1 = 1$ $G = 0.679$.

Якщо розраховане значення критерію Кохрена не перевищує табличного, то для заданого рівня значущості $\alpha = 0.05$ дисперсії є однорідними і їх можна усереднювати. Тоді дисперсія параметра оптимізації знаходиться за формулою:

$$S^2\{y\} = (281.07 + 939.43 + 23.67 + 23.67 + 13.8 + 44.83) / 8 = 165.81$$

Число ступенів вільності цієї дисперсії $f_1 = N(n-1) = 16$

Перевірку значущості коефіцієнтів регресії здійснюємо побудовою довірчих інтервалів. Для випадку, коли досліді матриці планування повторювались, дисперсія коефіцієнтів рівняння регресії буде обчислена за формулою:

$$S^2\{b_j\} = 165.81 / (8 * 3) = 6.91 ;$$

А довірчий інтервал буде розрахований за формулою:

$$\Delta b_j = 4.3 * \sqrt{6.91} = 11.3;$$

Коефіцієнти рівняння регресії вважаються значимими, якщо їх абсолютне значення більше за довірчий інтервал. Звідси бачимо, що в нас значимі коефіцієнти тільки b_0 , b_1 , b_2 , b_{123} . Отже рівняння регресії має наступний вигляд:

$$y = 325.99 + 13.28x_1 + 37.78x_2 + 18.16x_1x_2x_3$$

Вихідні дані повного факторного експерименту при дослідженні відносного подовження приведено в таблиці 3.

Таблиця 3 Вихідні дані ПФЕ

Номер досліджу	Кількість модифікатора, %	Температура витримки, °С	Час витримки, хв.	Відносне видовження, мм
1	0,4	700	5	3.23
2	1,2	700	5	2.76
3	0,4	900	5	0.99
4	1,2	900	5	1.15
5	0,4	700	15	1.96
6	1,2	700	15	3.46
7	0,4	900	15	2.76
8	1,2	900	15	3.38

Проводимо обчислення коефіцієнтів лінійної моделі. Складемо матрицю повного факторного експерименту з урахуванням ефекту взаємодії (табл. 4).

Таблиця 4 Матриця 2^3 з ефектом взаємодії

Номер досліджу	x_0	x_1	x_2	x_3	x_1x_2	x_1x_3	x_2x_3	$x_1x_2x_3$	y
1	+	-	-	-	+	+	+	-	3.23
2	+	-	+	-	-	+	-	+	2.76
3	+	+	+	-	+	-	-	-	0.99
4	+	+	-	-	-	-	+	+	1.15
5	+	-	-	+	+	-	-	+	1.96
6	+	-	+	+	-	-	+	-	3.46
7	+	+	+	+	+	+	+	+	2.76
8	+	+	-	+	-	+	-	-	3.38

$$b_0 = (3.23 + 2.76 + 0.99 + 1.15 + 1.96 + 3.46 + 2.76 + 3.38)/8 = 2.46;$$

$$b_1 = (-3.23 - 2.76 + 0.99 + 1.15 - 1.96 - 3.46 + 2.76 + 3.38)/8 = -0.39;$$

$$b_2 = (-3.23 + 2.76 + 0.99 - 1.15 - 1.96 + 3.46 + 2.76 - 3.38)/8 = 0.03;$$

$$b_3 = (-3.23 - 2.76 - 0.99 - 1.15 + 1.96 + 3.46 + 2.76 + 3.38)/8 = 0.43;$$

$$b_{12} = (3.23 - 2.76 + 0.99 - 1.15 + 1.96 - 3.46 + 2.76 - 3.38)/8 = -0.23;$$

$$b_{13} = (3.23 + 2.76 - 0.99 - 1.15 - 1.96 - 3.46 + 2.76 + 3.38)/8 = 0.57;$$

$$b_{23} = (3.23 - 2.76 - 0.99 + 1.15 - 1.96 + 3.46 + 2.76 - 3.38)/8 = 0.19;$$

$$b_{123} = (-3.23 + 2.76 - 0.99 + 1.15 + 1.96 - 3.46 + 2.76 - 3.38)/8 = -0.3;$$

Отже поліном має вигляд:

$$y = 2.46 - 0.39x_1 + 0.03x_2 + 0.43x_3 - 0.23x_1x_2 + 0.57x_1x_3 + 0.19x_2x_3 - 0.3x_1x_2x_3$$

Для кожного рядка матриці планування обчислюємо дисперсію дослідів:

$$\begin{aligned} S_1^2 &= \frac{(3.38-3.23)^2 + (3.07-3.23)^2}{2} = 0.024; \\ S_2^2 &= \frac{(2.91-2.76)^2 + (2.6-2.76)^2}{2} = 0.024; \\ S_3^2 &= 0; \\ S_4^2 &= 0; \\ S_5^2 &= \frac{(2.12-1.96)^2 + (1.8-1.96)^2}{2} = 0.027; \\ S_6^2 &= \frac{(2.76-3.46)^2 + (4.15-3.46)^2}{2} = 0.48; \\ S_7^2 &= 0; \\ S_8^2 &= \frac{(3.69-3.38)^2 + (3.07-3.38)^2}{2} = 0.096; \end{aligned}$$

Коли кількість повторних дослідів у кожному рядку однакова, однорідність дисперсій перевіряємо критерієм Кохрена, який є відношенням максимальної дисперсії до суми всіх дисперсій:

$$G_{f_1; f_2}^p = 0.48 / (0.024 + 0.024 + 0.027 + 0.48 + 0.096) = 0.74$$

Табличне значення для $f_2 = N = 8$ та $f_1 = n - 1 = 1$ $G = 0.679$.

Отже розраховане значення критерію Кохрена перевищує табличне, значить що наші дані не однорідні.

Це свідчить про те, що при заданих значеннях, ми не можемо оцінити зміну відносного подовження. Для адекватної оцінки подовження потрібно змінювати базовий рівень значень або збільшувати верхнє і нижнє значення.

Висновки

1. Тимчасовий опір розриву збільшується із збільшенням кількості фториду цирконію, що вводимо у розплав, температури розплаву та часу витримки.

2. Найбільш високі показники, ($\sigma_b=384,55$ МПа, $\delta=2,76$ %) отримано при вмісті модифікатора 0,4%, температурі 900°C та часі витримки 15 хв.

Література

1. К. К. Пальоха. Організація експерименту: Навчальний посібник для студентів спеціальності "Композиційні та порошкові матеріали, покриття" / – К.: ІЗМН, 1996 р. С. 136.

УДК 669.24.002.8:621.74.045

МЕТОДИ ПІДГОТОВКИ ПОВЕРХНІ ЛОПАТОК ГТД ДО НАНЕСЕННЯ ТЕРМОЗАХИСНИХ ПОКРИТТІВ

О. О. Капусняк, Є. К. Бондаренко, С. В. Жук

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто основні методи нанесення захисних покриттів. Визначенні особливості магніто-абразивної обробки поверхонь та головні вимоги до металічних і керамічних покриттів

Рассмотрены основные методы нанесения защитных покрытий. Определены особенности магнито-абразивной обработки поверхностей и главные требования, предоставляемые металлическим и керамическим покрытиям

The main methods of deposition of protective coatings. The characteristics of magnetic abrasive surface treatment was determining and the main requirements for metallic and ceramic coatings

Вступ

Існує декілька методів підготовки поверхні лопаток ГТД до нанесення термозахистних покриттів:

- метод катодного розпилення;
- іонна очистка;
- попередня абразивно-рідинна обробка;
- обробка шліфпорошком;
- магнітно-абразивна обробка (МАО).

Експлуатаційні властивості лопаток турбіни ГТД формуються в ході всього технологічного процесу їх виготовлення. Разом з тим основний внесок у захист поверхні від різних агресивних впливів (висока температура, окислювальні процеси згоряння палива, втомні тощо) вносять заключні операції, що передбачають підготовку поверхні і осадження захисних покриттів.

Аналіз літературних даних показав, що традиційні методи попередньої обробки поверхні потоком заряджених частинок, такі як очищення за допомогою потужних іонних та електронних пучків, в плазмі тліючого розряду і іонами плазми матеріалу покриття характеризуються

високою тривалістю технологічного циклу, складністю реалізації та не завжди забезпечують необхідну якість поверхневого шару і задані експлуатаційні властивості.

Постановка задач дослідження

Одним з методів підготовки поверхні лопаток ГТД до нанесення покриттів є метод магнітно-абразивної обробки (МАО). Використання МАО - обробки в магнітному полі порошковими середовищами з абразивними та магнітними властивостями дозволяє одержувати ефект модифікування поверхні близький до сумарного впливу таких традиційних технологічних процесів, як шліфування, полірування та зміцнення поверхневого шару.

Під магнітно-абразивної обробкою розуміють клас способів механічної обробки заснованих на взаємодії магнітно-абразивного порошку, сформованого магнітним полем у магнітно-абразивний порошок інструмент з поверхнею оброблюваної деталі з метою додання останньої особливих фізико-механічних властивостей.

Методика проведення експериментів

У сучасному розвитку магнітно-абразивної обробки можна виділити кілька напрямків:

- вдосконалення та розробка нових методів і схем;
- розробка нових типів магнітно-абразивних порошків;
- вивчення процесів, що відбуваються в масі магнітно-абразивного порошку при формуванні його магнітним полем на інструмент і в процесі обробки;
- дослідження динаміки зміни властивостей поверхні оброблюваної деталі: шорсткості поверхні, рівня залишкових напруг і т.п.

При МАО відбувається активація поверхні за рахунок створення високо дефектної структури поверхневого шару, яка пов'язана з динамічними процесами, що виникають у магнітно-абразивному інструменті, з дією на оброблювані матеріали слабких магнітних полів, з наслідком ударної взаємодії частинок порошкового інструменту з оброблюваними поверхнями, процесів тертя, які призводять до утворення ювенільних поверхонь, тощо.

Вказані особливості можуть з успіхом використовуватись при підготовці поверхонь деталей різного призначення під нанесення ТБП дифузійними та вакуумними методами. Властивості магнітно-абразивного порошкового інструменту, від яких в значній мірі залежить ступінь впливу на поверхню, можна змінювати в досить широких межах, причому навіть в процесі обробки і таким чином проводити досить гнучке модифікування

поверхневого шару. Використання магнітно-абразивної обробки після нанесення покриттів та між нанесенням послідовних шарів дозволяє, крім того, проведення зміцнюючо-ущільнюючого модифікування поверхневого шару і асимілювати покриття різних класів чи матеріалів одне до одного.

Результати досліджень

Технологічні процеси нанесення захисних покриттів повинні забезпечувати отримання покриттів із заданими складом, товщиною, структурою і, відповідно, комплексом фізико-хімічних і фізико-механічних характеристик. Одним з найважливіших вимог до технологічних процесів, використовуваним для нанесення покриттів на лопатки турбін, є стабільність одержуваних покриттів по всьому комплексу вказаних характеристик в умовах промислового виробництва лопаток.

Для формування покриттів на поверхні лопаток турбін використовуються три технологічні принципи:

- хіміко-термічна обробка поверхні лопаток в середовищах, що містять сполуки алюмінію з добавками інших елементів (хрому, кремнію, ітрію і т.п.);
- нанесення покриттів у вакуумі шляхом електронно-променевої обробки або електродугового випаровування спеціальних сплавів і осадження на поверхні лопаток пара, мікрокрапель і плазми, що містять компоненти покриття;
- нанесення покриттів з порошків спеціальних сплавів різними газотермічними методами.

Використання теплозахисних покриттів (ТЗП) для лопаток є актуальним напрямком удосконалення газових турбін. На відміну від широко застосовуваних жаростійких покриттів, ТЗП захищають не тільки поверхню лопаток від високотемпературної корозії, але і матеріал лопатки від знеміцнення в результаті впливу високих температур. Використання ТЗП дозволяє знизити температуру лопаток і збільшити їх довговічність. На стаціонарних і перехідних режимах ТЗП вирівнює температуру поверхні лопатки і знижує термічні напруження в ній.

Керамічний шар нанесений безпосередньо на поверхню жаростійкого сплаву не володіє необхідною довговічністю. Проникнення кисню через керамічний шар до поверхні жаростійкого сплаву призводить до її швидкого окислення і до деформуючих керамічного шару. Тому, як правило, теплозахисне покриття складається не менше ніж з двох шарів - зовнішнього керамічного і внутрішнього жаростійкого. Залежно від досвіду застосування захисних покриттів для конкретного двигуна, від вимог до фізико-механічних властивостей і захисним функціям підшару, це може бути дифузійне алюмінідне покриття леговане кремнієм (Al-Si),

хромом (Al-Cr), платиною (Al-Pt) ; конденсаційне або полум'яне покриття типу (Ni, Co) Cr-Al-Y.

Існують і специфічні вимоги до підшару. Підшар обов'язково повинен володіти високою жаростійкістю, оксиди утворюються на його поверхні повинні мати високу міцність зв'язку з підшаром і зовнішнім керамічним шаром. При виборі складу підшару слід звернути увагу на концентрацію в них ітрію чи інших елементів, що забезпечують високе зчеплення оксидів з поверхнею. Це особливо важливо у випадку нанесення підшару електронно-променевою технологією (ЕПТ), при якій концентрація ітрію в підшару може бути значно нижче необхідної концентрації.

Необхідно враховувати, що ТЗП зазвичай використовується на лопатках високотемпературних турбін. Лопатки таких турбін мають спрямовану або монокристалічну структуру, тонкі стінки і високу ефективність охолодження. При роботі в цих лопатках і особливо на їх поверхні виникають високі термічні напруження та деформації. Тому характеристики термомеханічної втоми є поряд з жаростійкістю основними при виборі складу підшару.

Основну складність у створенні ТЗП для лопаток турбін представляє поєднання кераміки, розташованої на поверхні лопатки з жароміцним сплавом, з якого вона виготовлена. Істотна відмінність в коефіцієнтах термічного розширення кераміки і жароміцного сплаву в інтервалі температур від 20 до 1200 °С ($\Delta\alpha = 5-6 \cdot 10^{-6}$ град⁻¹) призводить до утворення при циклах "нагрів - охолодження" високих термічних напружень в кераміці і в результаті - до сколюванню керамічного шару з поверхні. Для зниження термічних напружень застосовують різні технологічні прийоми дроблення кераміки. У керамічному шарі нанесеним плазмовим способом спеціальною термічною обробкою формують сітку мікротріщин розбивають кераміку на окремі фрагменти. При використанні електронно-променевої технології, в керамічному шарі за рахунок високої різниці температур між парою і підкладкою, формується специфічна стовбчаста структура яка легко дробиться на фрагменти при появі в ній напружень розтягу.

Одним з головних моментів, що визначає успіх у створенні теплозахисних покриттів, є отримання необхідної адгезійної міцності між керамічним шаром і жаростійким металевим підшаром, що забезпечує збереження кераміки на поверхні лопатки на протязі всього часу експлуатації.

Вимоги до захисного покриття. Захисні покриття повинні відповідати ряду таких вимог:

- покриття повинне володіти високим опором сульфідної корозії,

окислювання і ерозії в газовому потік з параметрами, відповідними параметрами газу в турбіні;

- покриття не повинно руйнуватися від статичних і змінних напруг, діючих на поверхню лопаток, для чого воно має володіти певним поєднанням міцності і пластичності;

- покриття має бути стабільним на поверхні лопаток і не руйнуватися в результаті взаємодії з захищається сплавом;

- покриття не повинно знижувати механічних властивостей матеріалу лопаток.

Після тривалої експлуатації лопатки із захисними покриттями, внаслідок захисту їх поверхні від пошкодження і знеміцнення, повинні мати механічні властивості більш високі, ніж у незахищених лопаток.

Висновки

Стійкість захисних покриттів визначається якістю поверхні основного матеріалу лопаток ГТД, яка повинна піддаватися попередній обробці. Для попередньої обробки доцільно використовувати магнітно-абразивну обробку.

Література

1. Ч. Т. Симс, Н. С. Столофф, У. К. Хагел. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. – М.: Металлургия, 1995. – 384с.

2. Жук С. В., Бондаренко Є. К., Капусняк О. О. Технологічне забезпечення ресурсу робочих лопаток турбін авіаційних і наземних газотурбінних двигунів // Матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра - 2014».- Київ, 15 квітня 2014 року. – С. 415 – 418.

УДК 620.178.152:669.265.295

ФАЗОВИЙ СКЛАД ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ FeCoNiCrVAl_x ($x = 0; 0,5; 1; 2; 3$)

*М. В. Карпець^{1,2}, О. С. Макаренко¹, М. О. Крапівка¹, О. А. Рокицька¹,
І. Е. Балицька², А.Б. Харченко²*

¹ Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України

² Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Досліджено фазовий склад системи високоентропійних сплавів FeCoNiCrVAl_x (де $x = 0; 0,5; 1; 2$ та 3), отриманих методом аргонно-дугової плавки. На основі рентгеноструктурного аналізу визначено фазовий склад сплавів в залежності від зміни вмісту алюмінію. Встановлено, що зі збільшенням вмісту алюмінію фазовий склад сплавів змінюється від двофазного ($\text{ГЦК}+\sigma$) до однофазного (впорядкована ОЦК-структура типу B2)

Исследовано фазовый состав системы высокоэнтропийных сплавов FeCoNiCrVAl_x (где $x = 0; 0,5; 1; 2$ и 3), полученных методом аргонно-дуговой плавки. Согласно данным рентгеноструктурного анализа определен фазовый состав сплавов в зависимости от изменения содержания алюминия. Установлено, что с увеличением содержания алюминия фазовый состав сплавов изменяется от двухфазного ($\text{ГЦК}+\sigma$) к однофазному (упорядоченная ОЦК-структура типа B2)

The FeCoNiCrVAl_x ($x = 0; 0,5; 1; 2$ and 3) high-entropy alloys were prepared by vacuum-arc melting. The phase compositions were studied. According to X-Ray analysis data, phase composition of alloys depending on Al content. It was found that the structure transformed from FCC+ σ into ordered BCC-structure type B2 with the increase of Al content

Вступ

Останнім часом досліджується новий клас сплавів, які мають низьку вільну енергію та високу ентропію змішування. Дані сплави отримали назву високоентропійні й вони мають 5 – 13 елементів в еквіатомному чи близькому до еквіатомного співвідношенні [1]. Високоентропійним сплавам зі структурою твердих розчинів характерні покращені механічні властивості [2-3]. Фазовий склад сплавів відіграє значну роль для їх

майбутнього застосування, а інформація про зміну фазового складу дозволяє оптимізувати режими подальшої експлуатації виробів на їх основі.

Постановка задач дослідження

Метою роботи є дослідження впливу вмісту алюмінію на фазовий склад багатокomпонентних сплавів системи FeCoNiCrVAl_x .

Методика проведення експериментів

Багатокomпонентні високоентропійні сплави системи FeCoNiCrVAl_x ($x = 0; 0,5; 1; 2; 3$) були отримані в аргонно-дуговій печі МІФІ-9 з використанням невитратного вольфрамового електроду переплавом високочистої шихти масою 50 г на мідній водоохолоджуваній подині в атмосфері чистого аргону. Злитки переплавлялися 6 – 7 разів для гомогенізації складу; розплав охолоджувався зі швидкістю 80 – 100 К/с. Вихідними матеріалами слугували: Fe карбонільний (99,5 %), Co катодний (99,99 %), Ni катодний (99,9%), Cr електролітичний рафінований в водні (99,9 %), V зонно плавлений (99,9 %), Al марки АЛ1000 (99,99 %).

Фазовий склад сплаву досліджували на дифрактометрі ДРОН УМ-1 в монохроматичному $\text{Cu K}\alpha$ випромінюванні. В якості монохроматора використовували монокристал графіту, встановлений на дифрагованому пучку. Зйомку проводили в кутовому інтервалі $2\theta = 28 - 88^\circ$ з кроком сканування $0,05^\circ$ та часом експозиції в точці 2 с. Обробку даних дифрактометричного експерименту проводили з використанням програми для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фазових складових PowderCell 2.4. При повнопрофільному аналізі дифракційних картин враховували кристалографічну текстуру по текстурній моделі March-Dollase [4].

Результати досліджень

Кристалічна структура фаз литого еквіатомного багатокomпонентного високоентропійного сплаву FeCoNiCrV в вихідному стані була визначена методом рентгенівської дифракції як двофазний сплав на основі твердого розчину з ГЦК структурою в кількості 47 ваг. % та σ -фазою типу CrFe в кількості 53 ваг. % (рис. 1, а, табл. 1). Крім того, в фазі на основі твердого розчину з ГЦК кристалічною структурою зафіксовано текстуру в напрямку [220]. Текстура проявляється в невідповідності експериментальних інтенсивностей дифракційних максимумів та теоретично розрахованих величин інтенсивностей в припущенні нетекстурованості фаз. При цьому, формування двох фаз в сплаві очікуване, оскільки з [5], концентрація

валентних електронів на атом ($VEC = \sum_{i=1}^n x_i \cdot VEC_i$, де x_i – атомна частка i -го елементу в сплаві, VEC_i – концентрація валентних електронів i -го елементу на атом, n – кількість елементів в сплаві) впливає на кристалографічну структуру фаз сплаву в вихідному стані: при $VEC < 7,2$ ел./ат. утворюється твердий розчин на основі фази з ОЦК структурою, при $7,2 < VEC < 8,2$ ел./ат. – суміш з двох твердих розчинів на основі фаз з ОЦК та ГЦК структурами (або твердий розчин і інтерметалід), а при $VEC > 8,2$ ел./ат. – твердий розчин на основі фази з ГЦК структурою. Концентрація валентних електронів на атом досліджуваних сплавів наведена в табл. 1.

Таблиця 1 Фазовий склад, періоди ґратки, коефіцієнт текстури, концентрація валентних електронів та ентропія змішування сплавів системи FeCoNiCrVAl_x

Склад сплаву	Фазовий склад		Коеф. текст.	VEC, ел./ат.	S _{mix} , Дж/моль·К
	Тип структури	Період ґратки			
FeCoNiCrV	σ (CrFe) 53 ваг.%	0,8831 0,4581	-	7,6	13,4
	ГЦК 47 ваг.%	0,3599	(0,48) ₂₂₀		
FeCoNiCrVAl _{0.5}	B2	0,2913	(0,38) ₂₀₀	7,18	14,7
FeCoNiCrVAl	B2	0,2901	(0,48) ₂₀₀	6,85	14,9
FeCoNiCrVAl ₂	B2	0,2890	-	6,28	14,5
FeCoNiCrVAl ₃	B2	0,2896	-	5,87	13,9

Додавання Al в кількості 0,5 молів до вихідного п'ятикомпонентного сплаву призводить до суттєвої зміни кристалічної структури сплаву. Так, рентгенографічно було встановлено, що даний сплав після кристалізації на поду печі формує впорядковану ОЦК-структуру типу B2 (CsCl) (табл. 1, рис. 1,б) з текстурою лиття в напрямку [200]. Про впорядкування свідчить наявність надструктурного максимуму на $\sim 31^\circ$. Крім того, з табл. 1 видно, що додавання Al в кількості 0,5 моль призводить до зменшення VEC , що є очевидним, оскільки концентрація валентних електронів на атом для алюмінію складає 3 ел./ат..

Додавання до вихідного сплаву 1 моль Al призводить до зменшення періоду кристалічної структури фази на основі впорядкованого твердого

розчину (табл. 1, рис. 1, в) і зменшенню VEC . Рентгенографічно зафіксовано текстуру в напрямку $[200]$ (табл. 1).

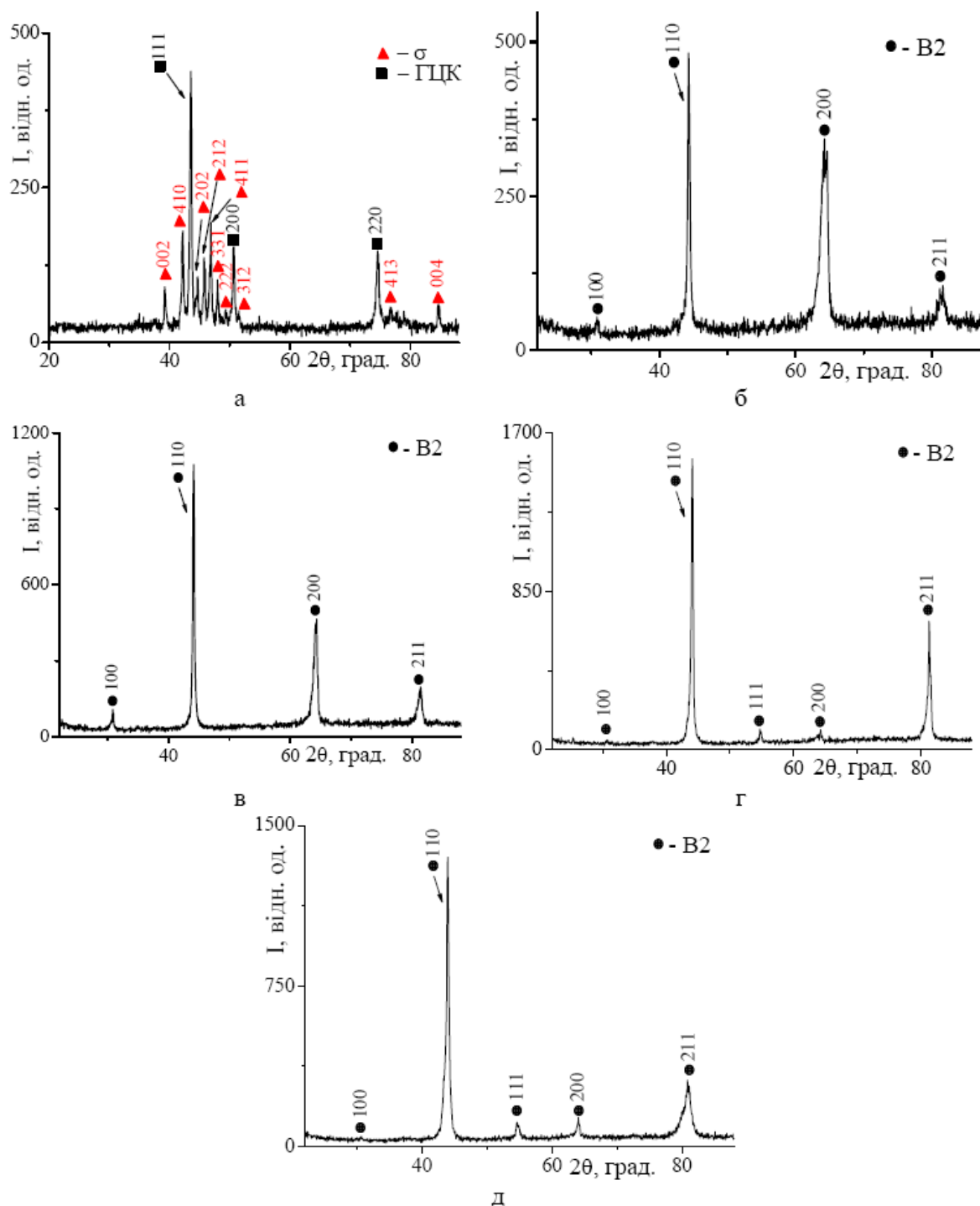


Рис. 1 Дифрактограми литих високоентропійних сплавів системи FeCoNiCrVAl_x: а) $x=0$; б) $x=0,5$; в) $x=1,0$; г) $x=2,0$; д) $x=3,0$

При наявності в сплаві 2 та 3 моль Al (рис. 1 г, д) не спостерігається зміни фазового складу, проте спостерігається зменшення періоду кристалічної ґратки для сплаву FeCoNiCrVAl₂ і збільшення ґратки впорядкованого твердого розчину з ОЦК структурою для сплаву FeCoNiCrVAl₃.

Як видно з таблиці 1, всі досліджені сплави в даній роботі – високоентропійні, оскільки їх розрахункова ентропія змішування ($S_{mix} = -R \cdot \sum_{i=1}^n x_i \cdot \ln x_i$, де R – універсальна газова стала.) $\geq 13,4$ Дж/моль·К.

Висновки

В роботі досліджено зміну фазового складу багатокомпонентної високоентропійної системи сплавів FeCoNiCrVAl_x. Встановлено, що зміна концентрації алюмінію від 0 до 3 моль призводить до зміни фазового складу – від двофазної ГЦК+σ при x = 0 моль до однофазної при x = 0,5 моль і більше. Крім того, при наявності алюмінію в кількості 0,5 моль і більше в процесі кристалізації в сплавах формується впорядкована ОЦК структура типу B2 (CsCl).

Література

1. High-entropy alloys – a new era of exploitation [Текст] / J. W. Yeh, Y. L. Chen, S. J. Lin // Materials Science Forum. – 2007. – vol.560. – P. 1.
2. Высокотемпературные механические свойства литых высокоэнтروпийных сплавов с объемной нанокристаллической структурой [Текст] / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка, Э. П. Печковский, А. В. Самелюк // Деформация и разрушение материалов и наноматериалов. – М: ИМЕТ РАН. – 2011. – С. 396.
3. Влияние деформирования на фазовый состав и физико-механические свойства высокоэнтропийных сплавов [Текст] / В. Ф. Горбань, В. А. Назаренко, Н. И. Даниленко, М. В. Карпец, Н. А. Крапивка, С. А. Фирстов, Е. С. Макаренко // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – №9. – С.2.
4. Dollase, W. A. Correction of intensities for preferred orientation of the March model [Текст] / W.A. Dollase // J. Appl. Cryst. – 1986. – vol. 19. – P. 267.
5. Новый класс материалов – высокоэнтропийные сплавы и покрытия [Текст] / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка и др. // Вестник ТГУ. – 2013. – Т. 18, Вып. 4. – С.1938.

УДК 669.24.002.8:621.74.045

КОМБИНИРОВАННЫЙ МЕТОД РАФИНИРОВАНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ НИКЕЛЕВЫХ СПЛАВОВ

В. В. Клочихин, П. Д. Жеманюк, Н. А. Лысенко¹, В. В. Наумик²

¹ *АО «Мотор Сич»,*

² *Запорожский национальный технический университет*

Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 (ВІП+ЕЛП) дозволив отримати шихтову заготовку без вигару активних легуючих елементів, щільною і однорідною структурою, з незначним розвитком ліквідаційних і усадкових процесів. Встановлено, що змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. На відміну від високотемпературної обробки розплаву (ВТОР), процес ВІП+ЕЛП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля, системи напуску інертного газу і його самого.

Комбинированный метод рафинирования литейных отходов сплавов ЖС26 и ЖС32 (ВИП+ЭЛП) позволил получить шихтовую заготовку без угара активных легирующих элементов, плотной и однородной структурой, с незначительным развитием ликвационных и усадочных процессов. Установлено, что изменяя мощность электронного луча можно повышать эффективность рафинирования литейных отходов. В отличие от высокотемпературной обработки расплава (ВТОР), процесс ВИП+ЭЛП не требует специальных огнеупоров для плавильного тигля, системы напуска инертного газа и его самого.

Combined refining method of HA26, HA32 foundry alloys waste (VIR+ERR) yielded charge ingot without burning away of active alloying elements, a dense and homogeneous structure, with little development of liquation and shrinkage processes. It was found that by varying the power of the electron ray can improve the efficiency of foundry waste refining. In contrast to the high-temperature melt processing, VIR+ERR process does not require special refractories for melting pot, an inert gas inlet system and himself.

Введение

Получившее признание эффективное рафинирование металлов и сплавов высокотемпературными процессами в вакууме [1, 2] было

использовано для изучения влияния совмещенной индукционной и электронно-лучевой плавки на качественные показатели жаропрочных никелевых сплавов [3 – 5].

Совместно с Физико-технологическим институтом металлов и сплавов (ФТИМС) НАН Украины на основе способа электронно-лучевой гарнисажной плавки с электромагнитным перемешиванием расплава [6] был разработан и опробован новый способ совмещенного вакуумно-индукционного (ВИП) и электронно-лучевого (ЭЛП) переплава (ВИП+ЭЛП) [7, 8].

В этом случае собственно плавка шихты и перегрев расплава проводится в керамическом тигле путем индукционного нагрева, а рафинирование и высокотемпературная обработка расплава – путем дополнительного электронно-лучевого обогрева расплава на заключительном этапе процесса. При этом поверхность перегрева зеркала расплава достигала температуры 1850...2000 °С при поддержании невысокой интегральной температуры (1500...1650 °С) в объеме тигля индукционным перемешиванием.

Методика исследований

Опытные плавки проводили на установке, представляющей собой стандартную вакуумную индукционную печь УППФ-3М, которая оснащена дополнительным источником электронно-лучевого нагрева (рис. 1).

В экспериментах использовали керамический тигель для индукционной плавки, на который устанавливали водоохлаждаемое металлическое кольцо (рис. 1 позиция 10) с целью защиты керамики от возможного воздействия электронного луча. В керамический тигель загружала 8,0...8,5 кг шихты, при этом максимальная мощность индукционного нагрева составляла 40 кВт. Мощность электронно-лучевого нагрева во всех плавках поддерживалась на уровне не более 50 % мощности индукционного нагрева. При включении электронно-лучевого нагрева мощность индукционного соответственно снижали. Поэтому удельный расход электроэнергии не превышал этот показатель для ВИП. Продолжительность электронно-лучевого нагрева рассчитывали из условия четырехкратной высокотемпературной обработки расплава за счет его пребывания в зоне фокального пятна на зеркале ванны [9]. Для указанной массы металла она составляла около 10 мин.

Отходы переплавляли способом совмещенной плавки (ВИП+ЭЛП) с целью рафинирования металла и получали стандартные мерные шихтовые заготовки диаметром 90 мм.

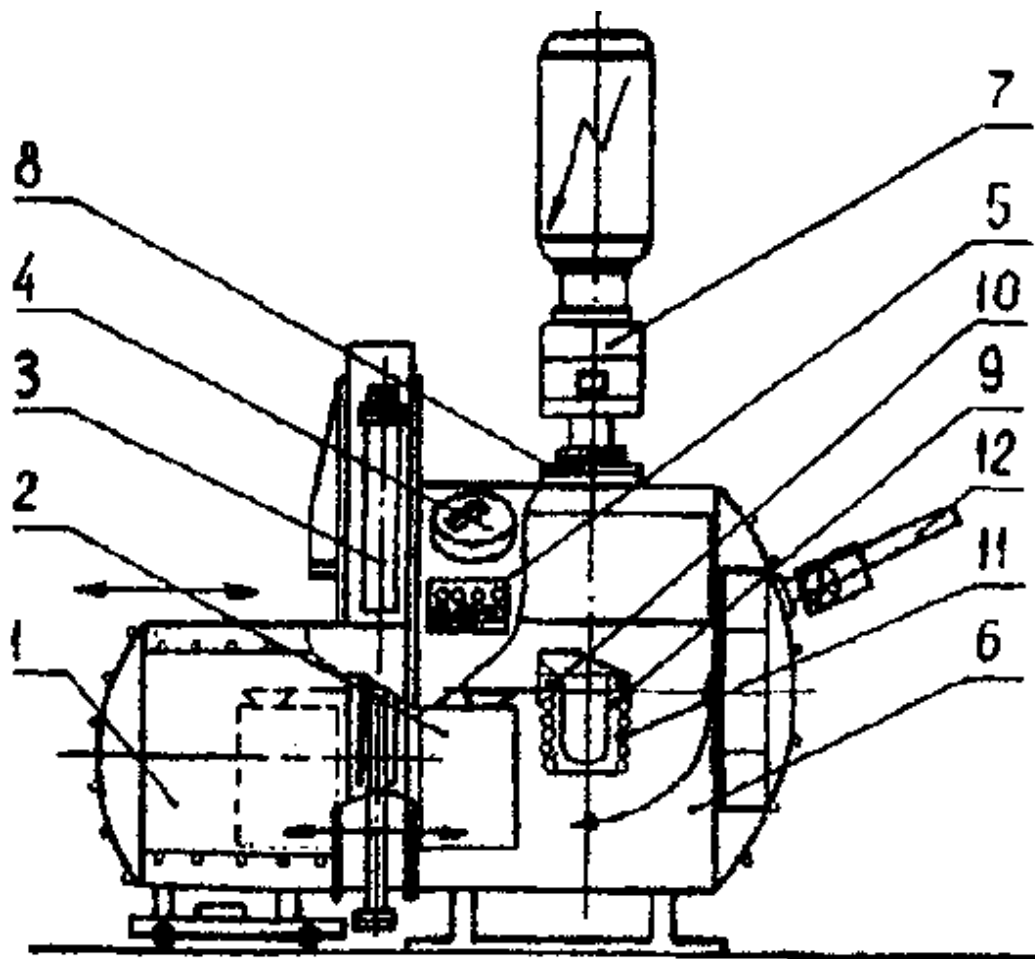


Рис. 1 Вакуумная индукционная установка УППФ-3М:

1 – камера загрузки; 2 – изложница; 3 – вакуумный затвор;
4 – смотровая система; 5 – блок управления электронным лучом;
6 – плавильная камера; 7 – электронно-лучевая пушка; 8 – затвор
пушки; 9 – керамический тигель; 10 – водоохлаждаемое металлическое
кольцо; 11 – индуктор; 12 – механизм загрузки шихты в тигель

Основной материал исследований

Из механически очищенных литейных отходов (литники, прибыли) жаропрочных никелевых сплавов ЖС26, ЖС32 и ЖСЗДК были получены слитки диаметром 90 мм методом равноосной кристаллизации. При этом мощности ВИП находилась в пределах 60...70 кВт, а ЭЛП – 12...18 кВт (табл. 1).

По высоте и сечению слитков диаметром 90 мм исследуемых сплавов определяли химический состав и содержание газов, сравнивая их с металлом серийной выплавки. Содержание основных элементов по высоте

слитков было практически одинаковым, соответствовало требованиям ТУ, за исключением свинца, железа, кислорода и азота, массовая доля которых в верхней части слитков была более высокой (табл. 1).

По контуру всех опытных слитков ВИП+ЭЛП имелся гарнисаж толщиной не более 5 мм, который выступал над верхом слитка в виде “короны” (рис. 2). Химический состав гарнисажа, в основном, соответствовал требованиям ТУ (табл. 2). Следует отметить заниженное содержание рения в гарнисаже из сплава ЖС32.



Рис. 2 Внешний вид гарнисажного слоя над верхней частью слитка ВИП+ЭЛП

Таблица 1 Химический состав никелевых сплавов различных технологий выплавки

Марка сплава	Особенности технологии	Место отбора проб	Массовая доля элементов, %														
			C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Re	V	Fe ·10 ⁻²	Pb ·10 ⁻⁵	O ·10 ⁻⁴	N
ЖС26	серийная	верх	0,16	5,01	9,00	11,4	0,99	5,96	1,01	1,61	-	-	1,01	20	23	25,6	8,5
		серед.	0,15	4,94	8,75	11,3	1,01	5,95	1,00	1,59	-	-	0,92	30	22	11,1	6,5
		низ	0,15	5,03	8,90	11,3	1,01	5,95	1,01	1,57	-	-	0,98	20	17	7,8	4,8
	верх	0,16	5,02	9,00	11,3	1,00	5,91	1,00	1,58	-	-	0,98	25	23	27,2	8,5	
	низ	0,15	5,09	8,80	11,3	1,01	5,96	1,01	1,61	-	-	0,93	28	19	8,2	6,6	
ЖС32	ВИП (70к Вт)+ ЭЛП (15 кВт, 12 мин)	верх	0,16	4,98	9,10	11,2	1,02	5,98	1,04	1,66	-	-	0,99	9	20	10,2	6,4
		серед.	0,16	5,09	9,05	11,2	0,99	5,94	1,01	1,68	-	-	1,00	9	19	9,0	7,2
		низ	0,16	4,98	9,00	11,1	0,98	5,90	0,99	1,63	-	-	0,96	8	19	25,8	7,3
	ВИП (60 кВт)+ ЭЛП (16...18 кВт, 14 мин)	верх	0,16	4,56	9,38	8,94	1,15	5,63	-	1,49	3,56	3,50	-	14	30	47,9	10,5
	серед.	0,15	4,55	9,30	9,00	1,15	5,63	-	1,53	3,54	3,50	-	15	17	8,1	8,2	
ЖСЗДК	серийная	низ	0,15	4,55	9,30	9,02	1,15	5,75	-	1,53	3,56	3,50	-	18	11	26,9	7,4
		верх	0,10	11,67	9,64	4,51	4,25	4,42	2,86	-	-	-	-	30	-	28,9	35,4
		серед.	0,09	12,19	9,12	4,68	4,45	4,48	3,10	-	-	-	-	31	10	20,8	35,9
	низ	0,09	11,30	9,12	4,55	4,00	4,30	2,85	-	-	-	-	29	-	22,3	35,5	
	верх	0,10	12,19	9,39	4,46	4,27	4,78	2,87	-	-	-	-	20	-	24,8	36,6	
ВИП+ЭЛП	серед.	0,10	12,01	9,36	4,50	4,24	4,71	2,84	-	-	-	-	20	8	-	-	
	низ	0,10	11,89	9,33	4,53	4,21	4,67	2,83	-	-	-	-	20	-	19,5	37,5	

Примечание. Массовая доля серы не превышала 0,004%; фосфора – 0,002%; висмута – 0,0001%

Таблица 2 Химический состав гарнисажа опытных слитков ВИП+ЭЛП

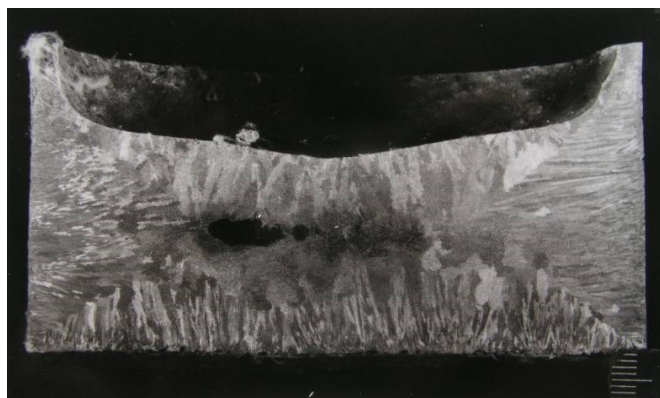
Марка сплава	Массовая доля элементов, %										
	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Re	V	Fe
ЖС26	4,90	9,35	11,6	1,00	6,0	1,0	1,6	-	-	0,95	0,10
ЖС32	4,47	8,80	8,90	1,15	5,6	-	1,5	3,5	3,45	-	0,11

Макроструктуру полученных слитков оценивали на продольных протравленных (реактив 80 % HCl; 20 % H₂O) темплетях (рис. 3). Определяли размеры усадочной раковины, центральной пористости, макрозерна и величину корковой, столбчатой и равноосной зон макрокристаллов (табл. 3).

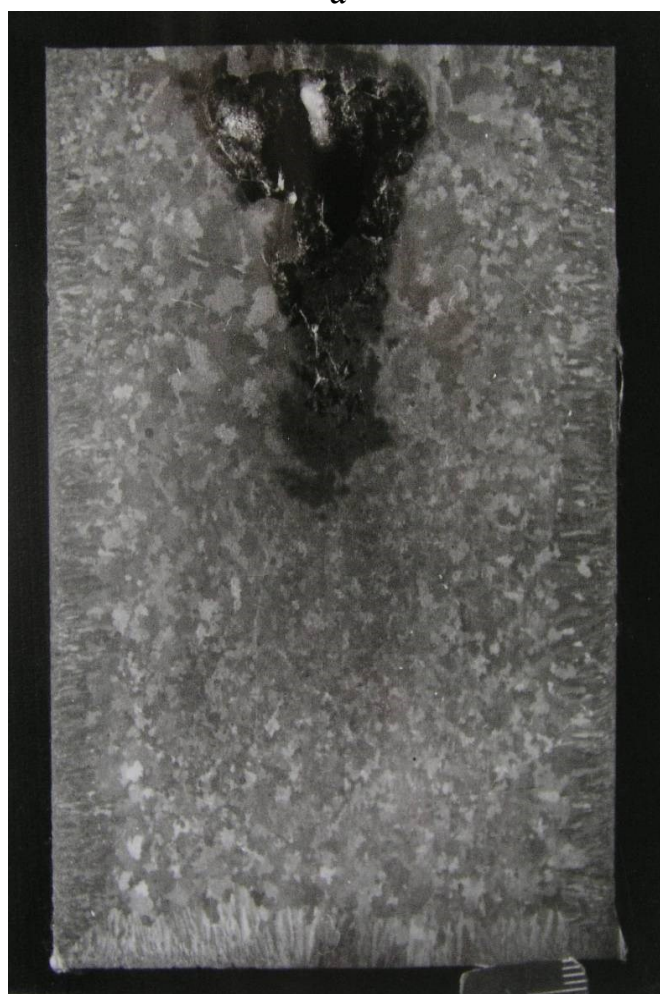
Технология ВИП+ЭЛП позволила заметно уменьшить глубины усадочной раковины и центральной пористости по сравнению с серийной выплавкой (см. табл. 3). Параметры технологии (мощность, время) ВИП+ЭЛП существенно влияли на ширину зон столбчатых и равноосных кристаллов, снижая во всех случаях максимальный размер макрозерна и обеспечивая этим более однородную макроструктуру (см. табл. 3). При этом размер макрозерна уменьшался от верхней части слитков к нижней.

Таблица 3 Оценка макроструктуры слитков диаметром 90 мм из никелевых сплавов, выплавленных по различным технологиям

Марка сплава	Особенности технологии	Глубина усадочной раковины, мм	Глубина центр. пористости, мм	Зона подкорковых кристаллов, мм	Зона равноосных кристаллов, мм	Зона столбчатых кристаллов, мм	Размер макрозерна, мм
ЖС26	серийная	40	75	2,0...3,0	40	15...25	2...8
	ВИП+ЭЛП (12 кВт, 14 мин)	16	-	1,5...2,0	35	12...15	2...7
	ВИП+ЭЛП (15 кВт, 12 мин)	32	63	0,5	84	3...3,5	0,05 ... 0,2
ЖС32	ВИП+ЭЛП (17 кВт, 14 мин)	38	63	0,8...1,0	70	8...10	0,75 ... 3,5
ЖСЗДК	серийная	80	70	1,0...3,0	58...72	4...9	0,5...4,0
	ВИП+ЭЛП	25	18	0,8...1,0	55...65	11,7...16,5	0,5...1,8



а



б

Рис. 3 Макроструктура слитков ВИП+ЭЛП из сплавов ЖС26 (а) и ЖС32 (б)

В слитках ВИП+ЭЛП всех сплавов плены, шлаковые включения и другие грубые неметаллические включения наблюдались преимущественно в верхней части слитков (рис. 4).

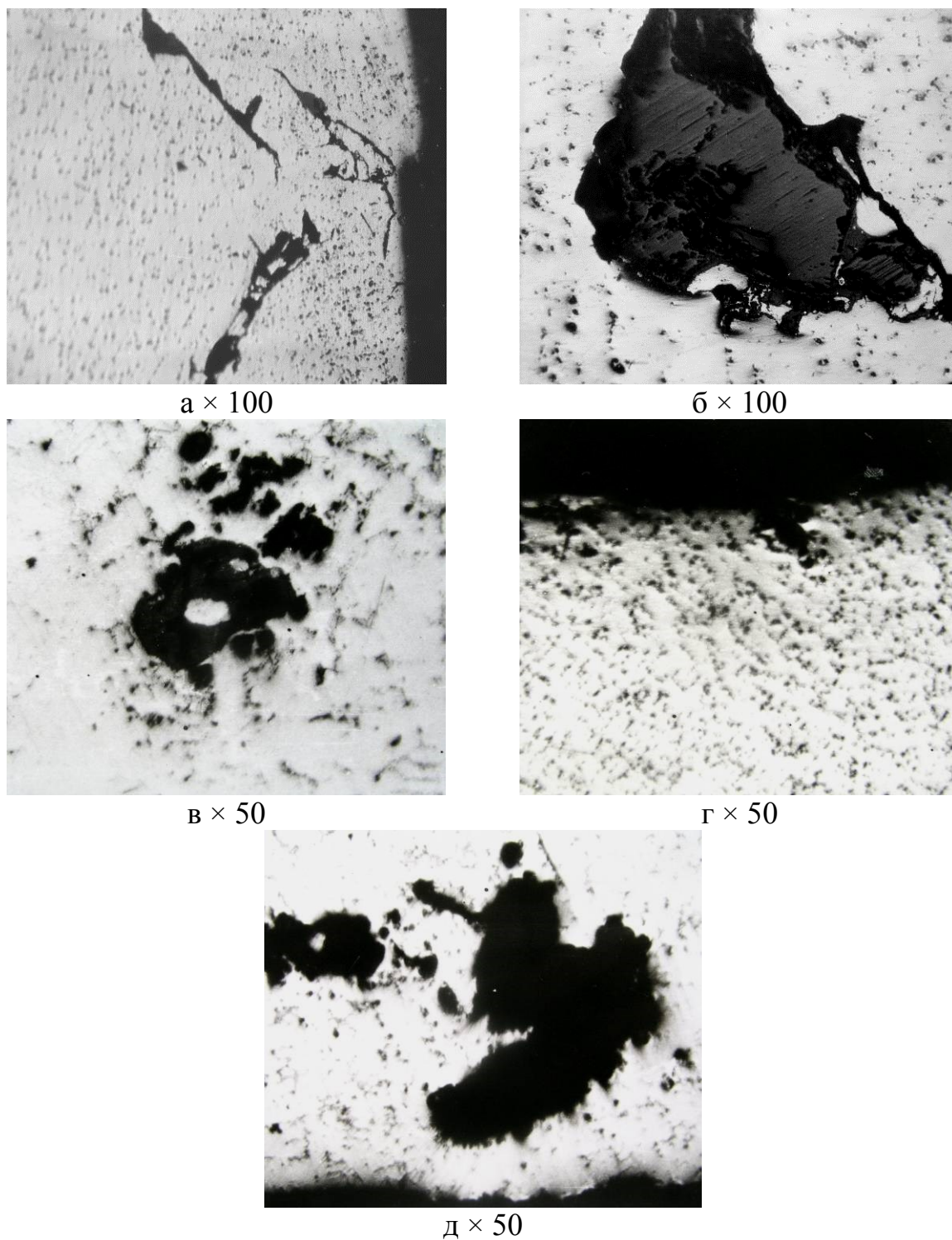
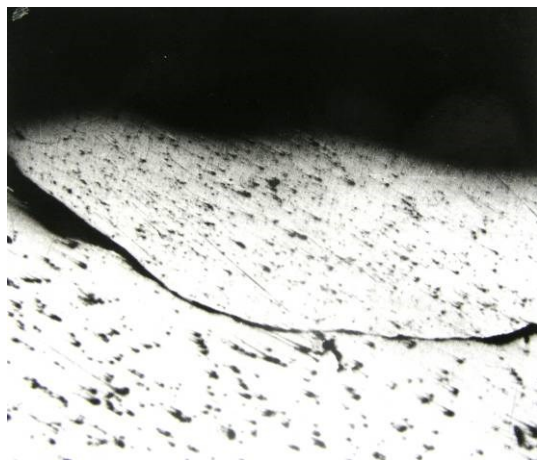


Рис. 4 Плены (а, в, д), шлаковые и грубые неметаллические включения (б, г) в слитках ВИП+ЭЛП из сплавов ЖСЗДК (а, б), ЖС26 (в, г) и ЖС32 (д)

Необходимо отметить, что загрязненность слитков, полученных по серийной технологии ВИП, по пленам и шлаковым включениям была заметно выше по сравнению с опытным металлом. В слитках серийной

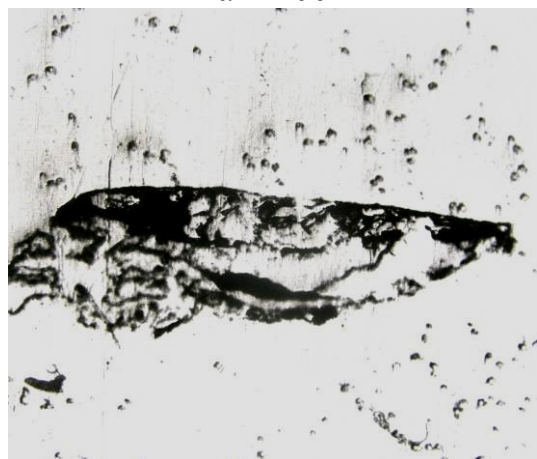
технологии размеры шлаковых включений достигали 500 мкм и совместно с пленами залегали на глубине до 9 мм (рис. 5).



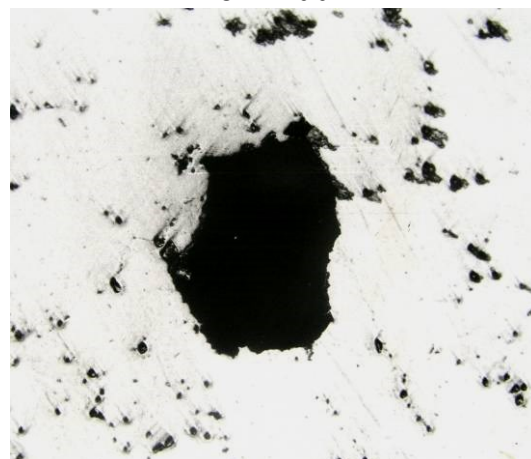
а × 100



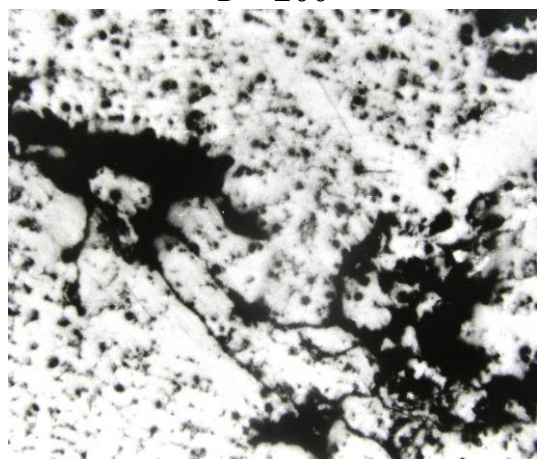
б × 200



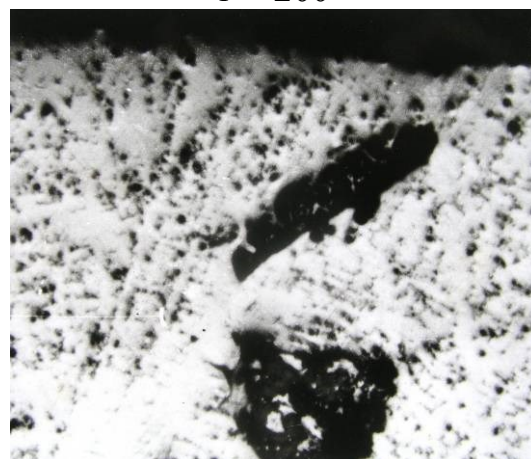
в × 200



г × 200



д × 50



е × 50

Рис. 5 Шлаковые включения и плены в верхней (а, б, д, е) и нижней (в, г) части слитков из сплавов ЖСЗДК (а, б, в, г) и ЖС26 (д, е), полученных по серийной технологии ВИП

Измерения показали, что в опытных слитках ВИП+ЭЛП, по сравнению с серийными, глубина залегания загрязнений была в 3 раза и более меньшей и сами они находились только в верхней части.

В слитках серийного и опытных вариантов выплавки исследуемых сплавов оценивали такие структурные составляющие как расстояние между осями дендритов второго порядка, размеры эвтектики $\gamma\text{-}\gamma'$, единичных и групп карбидов (табл. 4).

Совмещенный процесс ВИП+ЭЛП по сравнению с серийным ВИП обеспечил измельчение структурных составляющих слитков, особенно в нижней части (табл. 4). Наблюдается уменьшение размеров карбидов и эвтектики $\gamma\text{-}\gamma'$ от центра к краю слитков. На слитках из сплава ЖС26 замечено, что с понижением мощности электронного луча дендритная структура, эвтектика $\gamma\text{-}\gamma'$ и единичные карбиды становятся более дисперсными.

Измерениями микротвердости структурных составляющих по высоте и сечению слитков различных вариантов выплавки (табл. 5) установили, что совмещенная технология ВИП+ЭЛП позволила получить в слитках сплавов ЖС26 и ЖС32 более однородную микротвердость, свидетельствующую о меньшем развитии осевой ликвации, особенно в средней части слитков. Микротвердость осей дендритов уменьшалась от центральных к краевым зонам слитков. Эвтектика $\gamma\text{-}\gamma'$ практически во всех случаях имела более высокую микротвердость по сравнению с осями дендритов. Следует отметить, что уменьшение мощности электронного луча при выплавке слитков из сплава ЖС26 повысило микротвердость структурных составляющих (табл. 5).

Выводы

Таким образом, совмещенный процесс ВИП+ЭЛП переплава литейных отходов жаропрочных никелевых сплавов по сравнению с серийной технологией ВИП лучше очищает металл от вредных примесей (железо, свинец, кислород), позволяет получать слитки (шихтовую заготовку) с меньшими усадочной раковиной и пористостью, с равномерным распределением и более дисперсными структурными составляющими, с меньшим развитием ликвационных процессов. Изменяя мощность электронного луча можно повышать эффективность рафинирования литейных отходов. При этом в отличие от ВТОР, процесс ВИП+ЭЛП не требует специальных огнеупоров для плавильного тигля, системы напуска инертного газа и его самого.

Таблица 4 Структурные составляющие в слитках никелевых сплавов

Марка сплава	Особенности технологии	Место отбора проб	Расстояние между осями дендритов 2 ^{го} порядка, мкм		Размер эвтектики γ - γ' , мкм		Размер единичных карбидов, мкм		Размер карбидных сегрегаций мкм
			край	центр	край	центр	край	центр	
ЖС26	серийная	верх	20...30	30...55	5...8	8...26	1...5	2...7	100 × 60
		серед.	25...30	60...65	6...8	8...30	1...4	2...7	100 × 50
		низ	12...15	30...35	5...6	6...12	1...3	1...5	25 × 20
	ВИП+ЭЛП (12 кВт, 14 мин)	верх	12...20	30...35	3...5	7...15	1...3	1...8	-
		низ	10...15	40...50	3...4	4...15	0,5...1	0,5...1	-
		верх	25...30	35...100	4...8	5...40	1...4	2...12	250 × 100
ЖС32	ВИП+ЭЛП (15 кВт, 12 мин)	серед.	10...12	70...85	2...8	8...60	0,5...2	2...12	250 × 100
		низ	8...12	60...75	2...8	8...50	0,5...2	1...7	100 × 50
		верх	12...22	35...45	4...16	6...50	0,5...4	2...8	80 × 40
	ВИП+ЭЛП (~17 кВт, 14 мин)	серед.	15...25	45...70	4...16	6...60	1...4	2...8	260 × 100
		низ	10...15	30...40	4...15	6...50	1...4	2...4	50 × 60
		верх	45	65	-	-	2...4	3...6	-
ЖС3ДК	серийная	низ	45	50	-	-	2...4	2...6	-
		верх	25	40	-	-	1...2	1...4	-
	ВИП+ЭЛП	низ	25	30	-	-	1...2	1...3	-
		верх	25	30	-	-	1...2	1...3	-

Таблица 5 Микротвердость структурных составляющих слитков никелевых сплавов, полученных по различным технологиям

Марка сплава	Особенности технологии	Место отбора проб	Микротвердость, HV , МПа		
			Оси дендритов		Эвтектика $\gamma-\gamma'$
			краевая зона	центральная зона	
ЖС26	Серийная	верх	4868...5570	4663...5570	4868...5839
		серед.	4868...5086	4868...5320	5570
		низ	4868	4868...5086	5570
	ВИП+ЭЛП (12 кВт, 14 мин)	верх	5086...6450	5570...6127	6772
		низ	5320...6450	5086...5320	6450
	ВИП+ЭЛП (15 кВт, 12 мин)	верх	4470...5570	4868...6450	6127...8910
		серед.	4290...4470	4868...5570	4663...5086
		низ	4290...5570	4663...5839	4470...6450
	ЖС32 (~17 кВт, 14 мин)	верх	4470...5570	5570	4868...7133
		серед.	4470...5086	5570	4868...5086
		низ	4868...5570	6127...6450	5570...6450

Литература

1. Ахонін С. В. Процеси рафінування у вакуумі та оптимізація режимів електронно-променевої плавки високореакційних та тугоплавких металів : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / С.В. Ахонін. – Київ: ПОП ІЕЗ ім. Е.О. Патона, 2002. – С. 37.
2. Шаповалов В. О. Наукові та технологічні основи плазмово-індукційного вирощування крупних монокристалів тугоплавких металів : автореф. дисер. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / В. О. Шаповалов. - Київ: ПОП ІЕЗ ім. Е.О. Патона, 2003. – С. 36.
3. Барабаш О .М. Структура и свойства металлов и сплавов. Кристаллическая структура металлов и сплавов. Справочник / О. М. Барабаш, Ю. Н. Коваль – К.: Наукова думка, 1986. – 387 с.
4. Аникин Ю. Ф. Совмещенная индукционная и электронно-лучевая плавка литейных отходов жаропрочных сплавов ЖСЗДК и ЖС26-ВИ / Ю. Ф. Аникин, Ю. Г. Добкина, В. В. Клочихин, С. В. Ладохин, П. Д. Жеманюк // Проблемы специальной электрометаллургии. – 2002. – № 2. – С. 43 – 49.
5. Ladokhin S.V. Innovation in Superalloys Melting for Gas Turbine Engines Casting Production / S. V. Ladokhin, Yu. F. Anikin, P. D. Zemanyuk, V. V. Klochihin // Proceedings of the 65th World Foundry Congress, october 20-24. 2002. – Gyeongyu, Korea, 2002. – P. 1033 – 1036.
6. Ладохин С. В. Применение электронно-лучевой плавки в литейном производстве / С. В. Ладохин, В. Т. Шмигидин // Металл и литье Украины – 1995. – № 4. – С. 16 – 21.
7. Аникин Ю. Ф. Установка для совмещенной индукционной и электронно-

лучевой плавки металлов и сплавов / Ю. Ф. Аникин, А. Д. Жежера, С. В. Ладохин, Т. В. Лапшук // Металл и литье Украины. – 1998. – № 5 – 6. – С. 8 – 10.

8. Аникин Ю. Ф. Технологические параметры выплавки сложнолегированных сплавов в электронно-лучевых литейных установках / Ю. Ф. Аникин, С. В. Ладохин, В.Т. Яковлев // Процессы литья. – 1998. – № 3-4. – С. 23 – 26.

9. Ладохин С. В. Электронно-лучевая гарнисажная плавка металлов и сплавов / С. В. Ладохин, Ю. В. Корнюшин. – Киев: Наук, думка, 1988. – 144 с.

УДК 621.745.55

ВПЛИВ ХРОМУ ТА АЛЮМІНІЮ НА ЛИВАРНІ ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОСТІЙКОЇ СТАЛІ

О. Г. Ковальчук, М. М. Ямшинський, Г. Є. Федоров

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив хрому та алюмінію на ливарні властивості жаростійкої сталі. Визначено хімічний склад, що дає найкращий комплекс ливарних властивостей

Исследовано влияние хрома и алюминия на литейные свойства жаростойкой стали. Определены химический состав, что дает наилучший комплекс литейных свойств

The effect of chromium and aluminum heatres istant steel casting properties. Defined chemical composition, which gives the best range of casting properties

Вступ

Для виготовлення якісних литих заготовок, які працюють в умовах високих температур і агресивних середовищ, використовують дорогі легувальні елементи. На сьогоднішній день дешевим матеріалом є хромоалюмінієва сталь, яка містить більш дешеві легувальні елементи.

Постановка задач дослідження

Метою даної роботи є дослідження впливу хрому і алюмінію на ливарні властивості вуглецевої сталі з метою визначення їх оптимальних вмісту і співвідношення, які б забезпечували задовільні ливарні властивості та високі експлуатаційні характеристики.

Методика проведення експериментів

Для визначення рідкотекучості сплавів використовувалась спіраль Керрі із вдосконаленою методикою, яка розроблена на кафедрі ливарного виробництва чорних і кольорових металів та сплавів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут».

Використана в цій роботі методика визначення лінійної усадки розроблена співробітниками кафедри ливарного виробництва чорних і

кольорових металів Національного технічного університету України «Київський політехнічний інститут». В основу методики покладені перетворення лінійних змін зразка під час його усадки в пропорційну зміну електричної напруги за допомогою потенціометричного датчика лінійних переміщень.

Для дослідження тріщиностійкості використана вдосконалена технологічна циліндрична проба, запропонована для визначення тріщиностійкості сталей. Проба має зменшені розміри, що дуже важливо при виплавлянні експериментальних сплавів у малих кількостях.

Результати досліджень

Практичну рідкотекучість сталей визначали при температурі $1580 \pm 10^\circ\text{C}$.

Встановлено, що з підвищенням вмісту хрому рідкотекучість сталей зростає (рис. 1) внаслідок зниження температури ліквідус та зменшення інтервалу кристалізації відповідно до діаграми стану Fe-Cr.

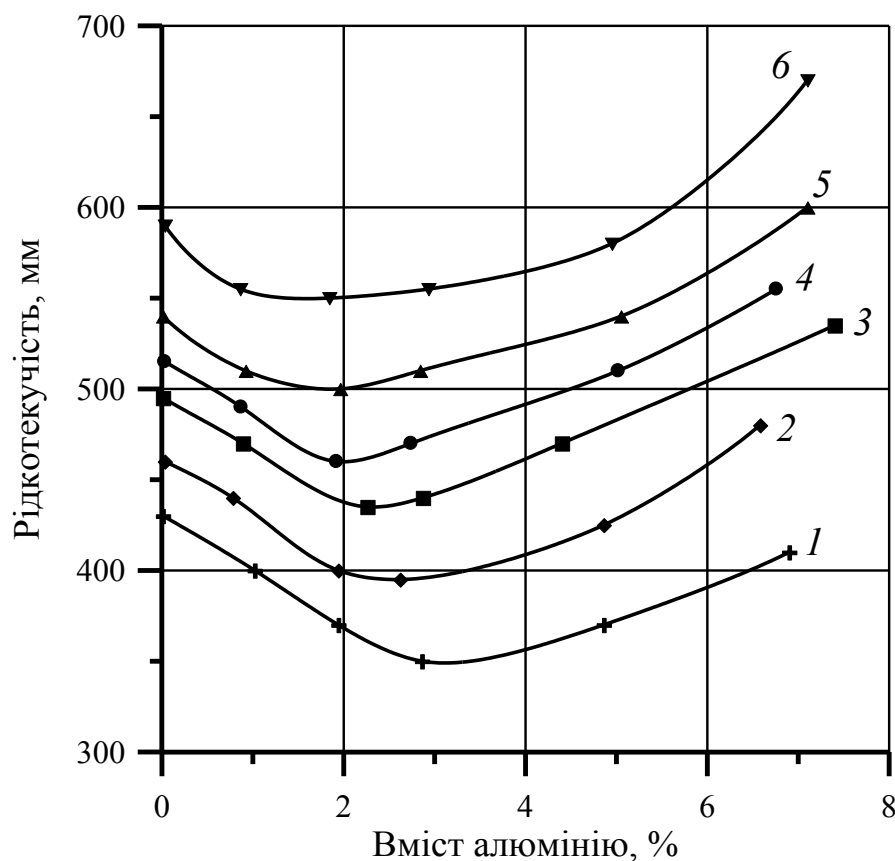


Рис. 1 Вплив хрому та алюмінію на практичну рідкотекучість жаростійких сталей: 1 – 13% Cr; 2 – 17% Cr; 3 – 22% Cr; 4 – 25% Cr; 5 – 29% Cr; 6 – 35% Cr

Підвищення концентрації алюмінію в хромистих сталях до 1,0...1,5 % зберігає їх практичну рідкотекучість на високому рівні, проте подальше підвищення вмісту алюмінію до 2...3 % дещо знижує рідкотекучість розплаву, а після додавання алюмінію до 7 % рідкотекучість знову зростає.

Такий вплив алюмінію на рідкотекучість хромистих сталей, очевидно, можна пояснити так: невеликі присадки алюмінію добре розкислюють метал, надають йому гомогенності, а тому рідкотекучість залишається високою.

Зниження рідкотекучості сталей після додавання алюмінію до 3% пояснюється утворенням значної кількості оксидних плівок та нітридів, які значно підвищують в'язкість розплаву. Додавання алюмінію в сталі понад 3 % призводить до деякого підвищення рідкотекучості внаслідок зниження температури плавлення сплаву та теплопровідності рідкого металу, утворення щільної „сорочки” з оксидів, яка попереджує проникання рідкого металу у міжзеренні канали формувальної суміші та зменшує тертя рідини об стінки форми.

Отже, для збереження високої рідкотекучості хромистих сталей вміст алюмінію в них не повинен перевищувати 2 %.

Відомо, що коефіцієнт усадки металу в твердому стані менший, ніж у рідкому, аустеніту він більший, ніж фериту, а із збільшенням в сталі вмісту вуглецю коефіцієнт збільшується. На коефіцієнт усадки впливають також і фазові перетворення, які здійснюються в твердому металі. Оскільки досліджені сталі мають феритно-карбідну структуру, то крива усадки змінюється плавно, без будь-яких перегинів.

Хром має необмежену розчинність у α -залізі, тому збільшує кількість феритної складової структури і знижує лінійну усадку досліджених сталей (рис. 2). На зменшення лінійної усадки сталі після підвищення концентрації хрому суттєвий вплив справляє також зміцненням міжатомних сил зв'язку в кристалевій ґратці легованого фериту [1].

Додавання невеликої кількості алюмінію помітно знижує усадку хромистих сталей внаслідок ще більшого звуження γ -області в сталях та збільшення кількості феритної складової. Металографічні дослідження показали, що сталь з 30 % хрому та 1 % алюмінію має феритну структуру з дрібними вкрапленнями карбідів. Коефіцієнт термічного стискання фериту у 1,6 разів ($14,5 \cdot 10^{-6}$ 1/град проти $23 \cdot 10^{-6}$ 1/град) менший, ніж аустеніту. Це суттєво знижує лінійну усадку металу. Додавання алюмінію зменшує також загальний вміст газів у розплаві через утворення тугоплавких сполук оксидів, нітридів, які стають додатковими центрами кристалізації, подрібнюють первинне зерно та підвищують щільність металу ще на ранній стадії реєстрації лінійної усадки.

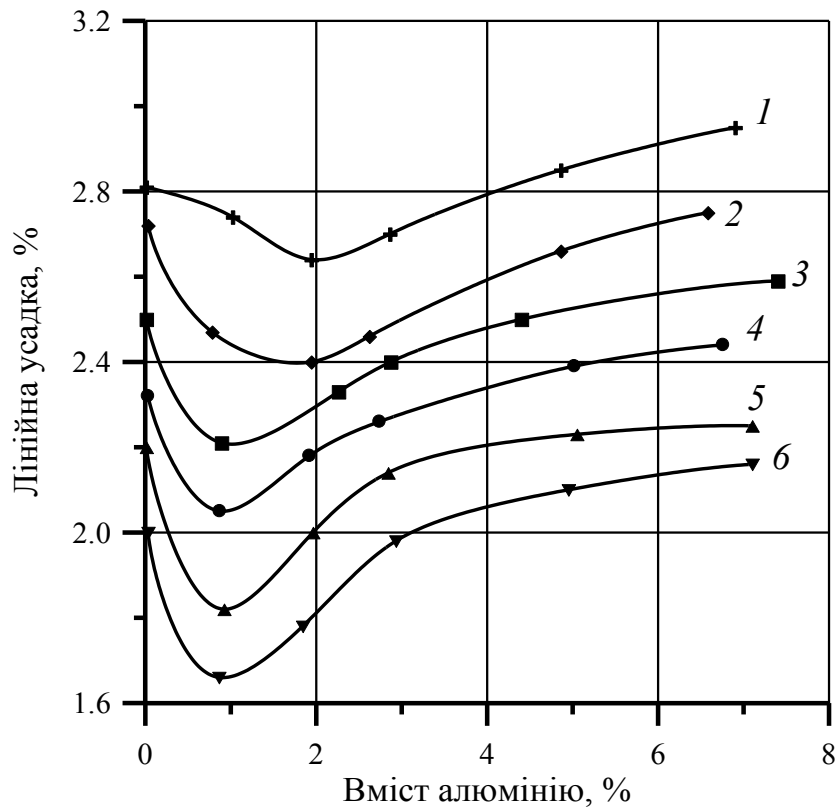


Рис. 2 Вплив хрому та алюмінію на лінійну усадку жаростійких сталей:
1 – 13% Cr; 2 – 17% Cr; 3 – 22% Cr; 4 – 25% Cr; 5 – 29% Cr; 6 – 35% Cr

Підвищення вмісту алюмінію понад 2 % збільшує лінійну усадку сталей, що, очевидно, можна пояснити спотворенням кристалової ґратки фериту внаслідок подальшого легування металу алюмінієм та різницею коефіцієнтів термічного стискання, оскільки зростає розчинність алюмінію у фериті (практично може досягати 30 %). Коефіцієнт термічного стискання алюмінію дорівнює $23,8 \cdot 10^{-6}$ 1/град, заліза – $11,8 \cdot 10^{-6}$ 1/град, а хрому – $6,7 \cdot 10^{-6}$ 1/град [2].

Таким чином, для зменшення лінійної усадки хромистих сталей вміст в них алюмінію не повинен перевищувати 2 %. Це стосується, перш за все, виробництва складних за геометрією та великогабаритних виливків.

Загально визнано, що причиною виникнення гарячих тріщин у виливках є механічні або термічні гальмування, які створюються геометрією виливка і усадкою. Гарячі тріщини зароджуються при температурах, близьких до температур завершення первинної кристалізації. Для високолегованих сталей інтервалом зародження гарячих тріщин є 1450...1250 °С. В цьому інтервалі температур на межах зерен можуть ще залишатися прошарки рідкої фази, які сприяють зниженню високотемпературної міцності та пластичності металу.

Деякою мірою це пояснюється шкідливим впливом інтервалу кристалізації, при якому подовжується час перебування металу у двофазному стані та існування міжкристалітних рідких плівок, що і сприяє зниженню опору утворення гарячих тріщин.

Сталі з хромом та алюмінієм мають низьку теплопровідність, внаслідок чого виникає велика різниця температур між поверхневими та внутрішніми шарами металу, що і призводить до появи внутрішніх гарячих тріщин, які згодом поширюються до поверхні виливка [3].

Помітний вплив на процеси утворення гарячих тріщин справляють теплофізичні властивості формувальних матеріалів, перегрівання стінок форми у місцях, які розташовуються проти живильників [4].

Проте зниження коефіцієнта термічного стискання, яке обумовлене зростанням феритної складової структури після підвищення вмісту хрому та оптимальних добавок алюмінію, позитивно впливає на тріщиностійкість досліджених сталей (рис. 3).

На повну об'ємну усадку впливає багато факторів: температура та швидкість заливання металу у форми, виокремлення газів, швидкість і напрямленість тверднення тощо.

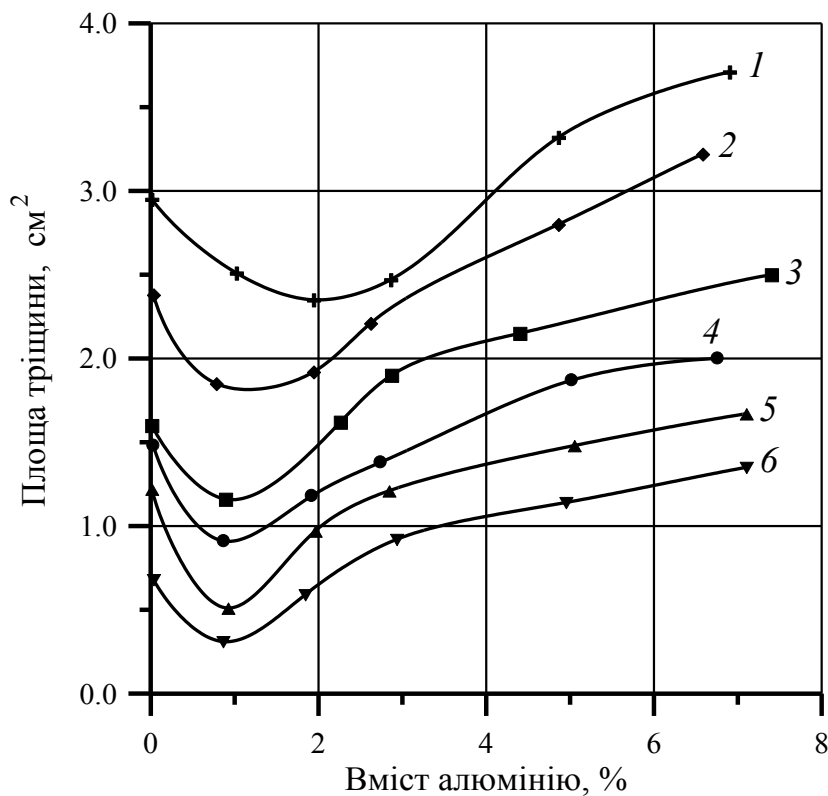


Рис. 3 Вплив хрому та алюмінію тріщиностійкість жаростійких сталей: 1 – 13% Cr; 2 – 17% Cr; 3 – 22% Cr; 4 – 25% Cr; 5 – 29% Cr; 6 – 35% Cr

Підвищення вмісту хрому в сталі знижує її теплопровідність, що суттєво погіршує умови формування якісних виливків.

В досліджах проби заливались приблизно при однаковій температурі, тому час перебування їх у рідкому стані з підвищенням вмісту хрому збільшувався, що призводило до зростання усадки в рідкому стані, під час кристалізації та охолодження металу до кімнатної температури. Таку ж дію на усадку сталі справляє і алюміній.

Зниження теплопровідності сталей після підвищення в них хрому та алюмінію сприяє збільшенню усадкових дефектів та сконцентрованої усадкової раковини.

Висновки

Для виготовлення високоякісних виливків із жаростійких сталей з урахуванням ливарних характеристик вони повинні мати в своєму складі 25...32% хрому та 1,2...3,0% алюмінію.

Література

1. Федоров Г. Є., Ямшинський М. М. Методы повышения качества литых жаростойких деталей. // Литейное производство. – 2004, №4. С. 98...104.
2. Макаревич О. П., Федоров Г. Є., Платонов Є. О. Виробництво виливків із спеціальних сталей. – К.: Видавництво НТУУ «КПІ», 2005. –712 с.
3. Лютый В. А., Платонов Е. А., Федоров Г. Е., Кузьменко А. Е. Хромоалюминиевые стали для изготовления жаростойких деталей теплоэнергооборудования // Литейное производство. – 2001. №4. – С. 13...15.
4. Федоров Г. Е., Ямшинский М. М., Верес И. А., Езжев В. В., Назаренко В. С. Улучшение структуры и свойств хромоалюминиевых жаростойких сталей технологическими параметрами плавки // Литье Украины – 2010, №1, С.31...35.

УДК 669.187.2: 533.9:62-41.002

ВОССТАНОВЛЕНИЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ ПЛИТЫ КРИСТАЛЛИЗАТОРА МНЛЗ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПЛАЗМЕННО-ДУГОВОЙ ТЕХНОЛОГИИ

В. Г. Кожемякин, В. А. Шаповалов, В. Р. Бурнашев, Д. В. Ботвинко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

У статті проаналізовано основні дефекти на поверхні кристалізатора МБЛЗ, такі як подряпини, раковини, знос в кутах, знос нижньої частини. Для проведення досліджень з видалення дефектів і відновлення була виготовлена модель плити кристалізатора. На поверхні моделі плити кристалізатора були змодельовані знос і дефекти. Шляхом плазово-дугового наплавлення були видалені дефекти і відновлений поверхневий шар моделі плити кристалізатора МБЛЗ. Металографічні дослідження показали, що відновлений шар щільний, тріщини, пори, всі змодельовані дефекти відсутні. Результати досліджень показують, що відновлений шар практично ідентичний основі моделі плити кристалізатора по механічним, хімічним і фізичним властивостям

В данной статье проанализированы основные дефекты на поверхности кристаллизатора МНЛЗ, такие как царапины, задиры, раковины, износ в углах, износ нижней части. Для проведения исследований по удалению дефектов и восстановлению была изготовлена модель плиты кристаллизатора. На поверхности модели плиты кристаллизатора были смоделированы износ и дефекты. Путем плазменно-дуговой наплавки были удалены дефекты и восстановлен поверхностный слой модели плиты кристаллизатора МНЛЗ. Металлографические исследования показали, что восстановленный слой плотный, трещины, поры, все смоделированные дефекты отсутствуют. Результаты исследований показывают, что восстановленный слой практически идентичен основе модели плиты кристаллизатора по механическим, химическим и физическим свойствам

This article analyzes the main defects on the surface of the mold caster, such as scratches, scuffing, sinks, wear in the corners, wear the bottom. To conduct research on the removal of defects and restoration was made a model of the mold plate. On the surface of the mold plate model were simulated wear and

defects. By plasma arc welding defects were removed and restored the surface layer of the model mold plate casters. Metallographic studies showed that the dense layer is reduced, cracks, pores, all simulated defects are absent. Studies show that the reduced layer is almost identical to the model of the mold plate for mechanical, chemical and physical properties

При движении металла через кристаллизатор в зоне взаимодействия поверхностей происходит значительный абразивный износ меди, движущаяся корочка затвердевшего металла вызывает при контакте сильный износ поверхности кристаллизатора, приводящий к изменению исходной геометрии кристаллизатора.

В результате нескольких разливок рабочая сторона медных стенок изнашивается и деформируется. На ней могут возникать основные дефекты такие как: царапины, задиры, раковины, износ в углах, износ нижней части [1-6]. Царапины возникают из-за абразивного воздействия застывших капель стали на поверхность плиты. Грубые задиры на рабочих поверхностях могут привести к подвисаниям слитка в кристаллизаторе, обрыву слитка или образованию поверхностных трещин. Также на поверхности стенки могут возникать полосы каплевидных раковин длиной от 5 до 10 мм и глубиной от 1 до 2 мм вытянутые по ходу движения НЛЗ. Глубокие раковины (от 5 до 8 мм глубиной в диаметре от 10 до 15 мм) возникают в околоугловых областях и на границах рабочей поверхности стенки кристаллизатора. Они возникают в результате поступательного движения слитка вниз повреждая покрытие и материал стенки кристаллизатора. Износ в углах может возникать уже примерно на 5-7 см ниже линии мениска. Причиной такого износа является быстрое затвердевание металла и образования твердой корочки в углах вследствие двумерного теплового потока. Износ нижней части связан с усадкой широкой стороны заготовки в направлении, перпендикулярном поверхности узкой стенки. По опытным данным [6], зона износа стенки достигает 400...650мм от низа кристаллизатора.

Удаление поверхностных дефектов и восстановление поверхностного слоя плиты кристаллизатора МНЛЗ возможно с помощью разработанного в ИЭС им. Е.О. Патона метода плазменно-дугового рафинирования поверхности (ПДРП) [7-10]. Плазменно-дуговой переплав поверхностного слоя – это безотходная технология устранения дефектов в виде газовых пузырей, крупных неметаллических включений и окисных плен, образующихся в наружном слое слитков и заготовок в процессе их формирования. Этот процесс разработан с целью замены существующих способов подготовки слитков к последующей модификации, основанных на удалении дефектного слоя [9,10].

Для проведения экспериментов по удалению поверхностных дефектов и восстановление поверхностного слоя были изготовлены модели кристаллизаторов МНЛЗ из меди М1. Форму и размеры определяли из литературного источника [11]. Модели имели размеры 135×120×70 с тремя каналами для охлаждающей воды диаметром 20мм, которые расположены по оси симметрии толщины стенок. На рабочей поверхности кристаллизаторов, были смоделированы основные дефекты такие как: износ нижней части, износ в углах, царапины, задиры, раковины (рис. 1).



Рис. 1 Дефекты на поверхности модели кристаллизатора МНЛЗ:
1 - износ нижней части; 2 - износ в углах; 3 - царапины; 4 - задиры;
5 - раковины

Размеры и характер дефектов были взяты из литературных данных [1...6]. Износ нижней части (1) и в углах (2) показаны линиями, каждая линия определяет глубину износа от 0,5...5 мм. Царапины (3) имеют глубину 3...4мм по всей ее длине, задиры (4) составляют 5...10мм длиной и 5 мм глубиной, раковины (5) диаметром 10мм и глубиной 4...5мм.

Эксперименты по восстановлению и удалению дефектов поверхностного слоя проводились на установке ОБ-1957 по методике описанной в предыдущей работе [8]. На рис. 2. показана схема установки для плазменно-дуговой наплавки поверхностного слоя ОБ-1957.

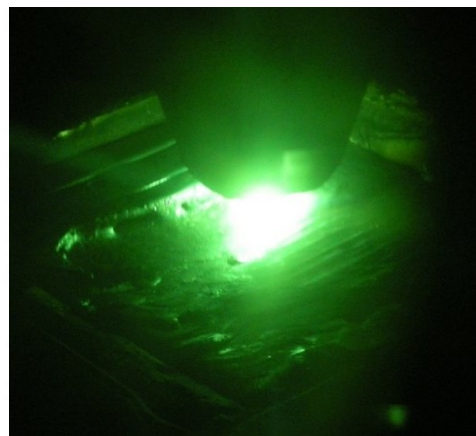
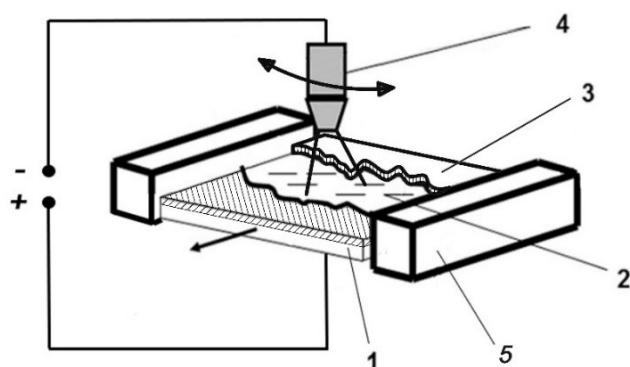


Рис. 2 Схема работы плазменно-дуговой установки ОБ-1957 и процесс плазменно-дугового восстановления и удаления дефектов поверхностного слоя плиты кристаллизатора:

1 – обрабатываемая заготовка; 2 – ванна жидкого металла; 3 – лигатура;
4 – плазмотрон. 5 – кристаллизатор

Перед процессом наплавки на поверхность заготовки закладывалась лигатура - чистая медь М0 в виде лома общей массой 0,5...1 кг (в зависимости от толщины восстанавливаемого слоя). Перед процессом наплавки проводили предварительный нагрев заготовки до температуры равной 0,3...0,6 температуры плавления меди.

Технологические режимы плазменно-дуговой наплавки поверхностного слоя выбраны по результатам работы [8]. Технологические режимы наплавки записаны в таблице 1. В качестве плазмообразующего газа применялись аргон и аргоно-гелиевая смесь.

Таблица 1 Основные технологические характеристики процесса плазменно-дуговой наплавки

Параметры	Величина
Ток плазменной дуги, А	300...450
Напряжение на плазмотронах, В	40...60
Скорость перемещения заготовки, мм/мин	10...15
Частота колебаний плазмотронов, 1/мин	6
Амплитуда колебаний плазмотронов, мм	60
Длина плазменных дуг, мм	30...50
Мощность дуги, кВт	18...22
Расход плазмообразующего газа (контролировали по ротаметрам РС-3 и РС-3А), л/мин	5...7
Давление газа в рабочей камере поддерживали, Па	$1,2...1,4 \cdot 10^5$

В результате проведенных экспериментов были удалены дефекты и восстановлен поверхностный слой. Из данных образцов были вырезаны продольные и поперечные темплеты, в местах где были смоделированы дефекты, а также проведены металлографические исследования.

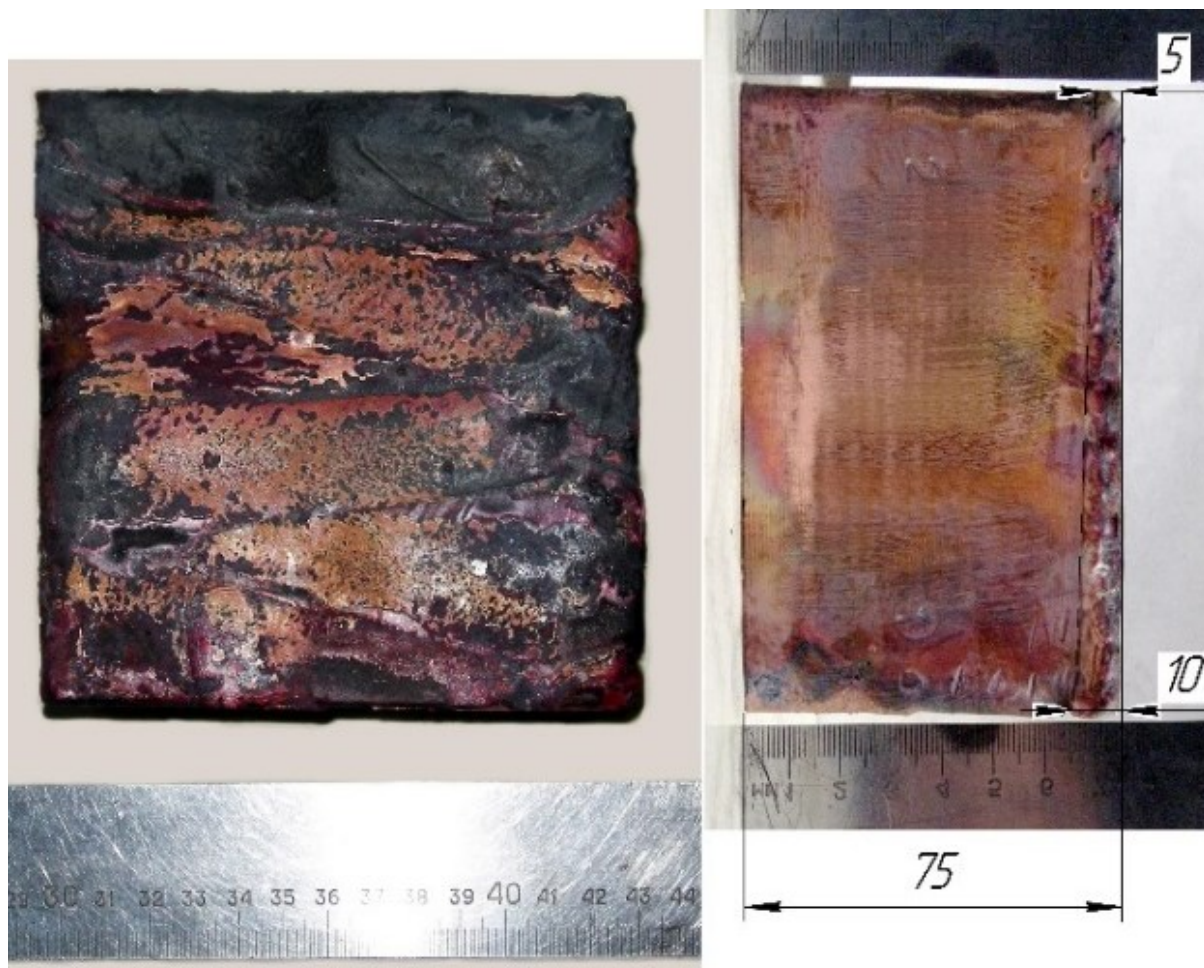


Рис. 3 Внешний вид восстановленной модели плиты кристаллизатора МНЛЗ

Из вырезанных темплетов изготовили макрошлифы (рис. 4). На продольных и поперечных темплетах видно, что в зоне сплавления металл плотный, трещин, пор и других дефектов не обнаружено, все дефекты были удалены.

Наплавленный поверхностный слой имеет толщину 2...7 мм, а глубина проплавления составляет от 3...6 мм по длине модели кристаллизатора. Результаты исследованных свойств восстановленного слоя и основы модели плиты кристаллизатора МНЛЗ записаны в таблице 2.

Результаты измерения твердости показали, что восстановленный слой имеет такую же твердость, что и основа.

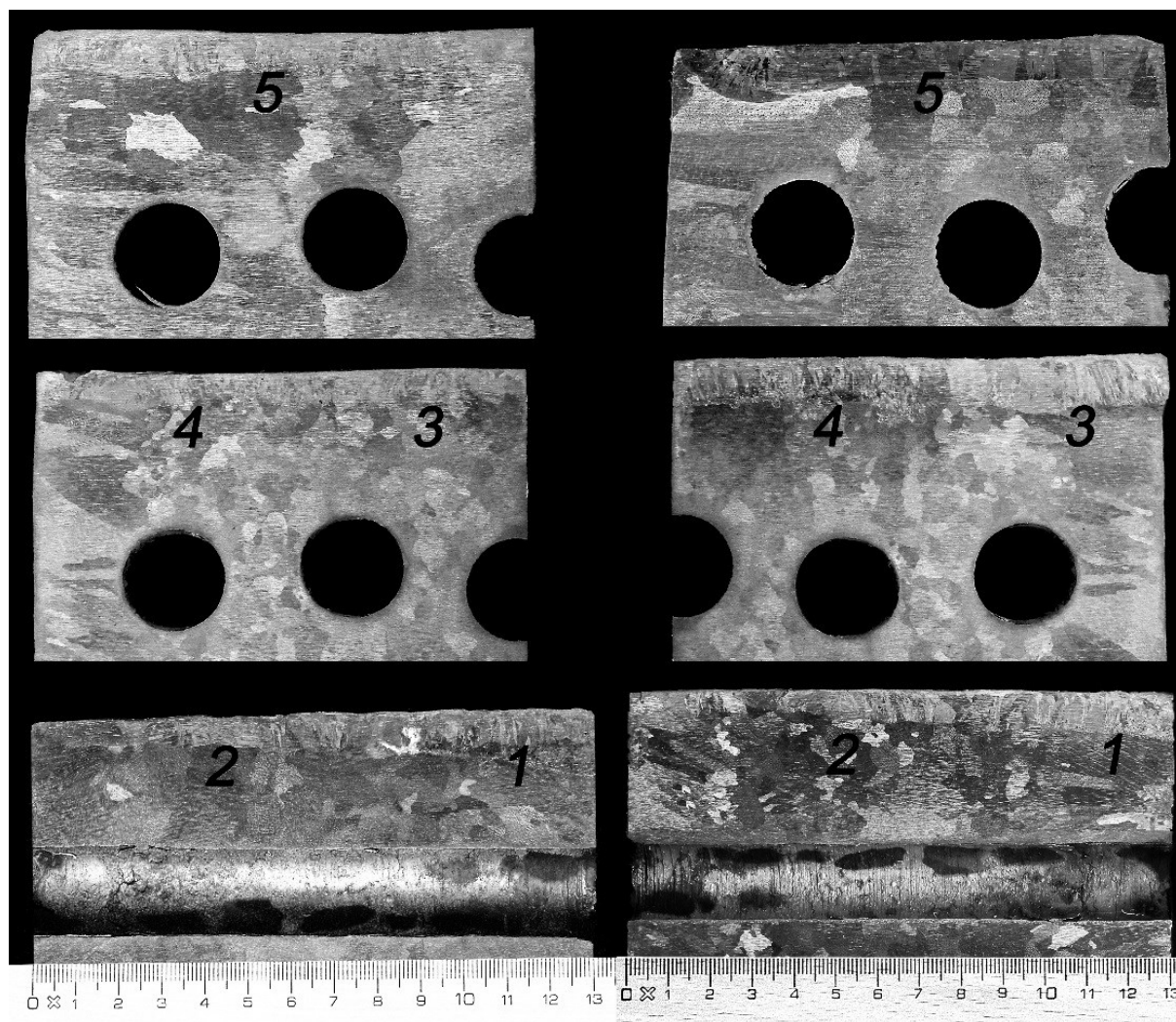


Рис. 4 Макрошлифы восстановленного поверхностного слоя. Цифрами указаны места где были дефекты:
1 - износ нижней части; 2 - износ в углах; 3 - царапины; 4 - задиры;
5 – раковины

Оценка уровня прочности показала, что предел прочности восстановленного слоя равен пределу прочности основы и составляет 200...230 Н/мм².

Также важным свойством, от которого зависит эксплуатационная стойкость восстановленного слоя является прочность сцепления восстановленного слоя с основой. Это связано с особенностью работы медного кристаллизатора МНЛЗ, в котором происходит скольжение кристаллизующегося металла стальной заготовки вдоль стенки кристаллизатора. При этом возможно возникновение напряжений сдвига или среза в поверхностных слоях стенки медного кристаллизатора. Испытания на срез для оценки прочности сцепления восстановленного

слоя с металлом основы показали, что напряжение среза $\sigma_{\text{среза}}$ равняется 155 Н/мм², $\sigma_{\text{среза}}$ основы – 157, $\sigma_{\text{среза}}$ восстановленного слоя 154 Н/мм².

Результаты исследований восстановленного слоя на ударную вязкость КСУ показали 5...5,5 кгс·м/см², что соответствует значениям меди М1 и медной основы.

Основное назначение кристаллизатора — это формообразование слитка и отвод от кристаллизующейся стали тепла, поэтому теплопроводность стенки кристаллизатора после восстановления не должна снижаться. Оценка теплопроводности проводилась путем измерения электросопротивления образца вырезанного из восстановленного слоя. Сопротивление измерялось с помощью микроомметра Ф4104-М1 по методике которая приведена в паспорте прибора «Ба2.722.054 ПС» [12]. Результаты измерений и расчетов показали, что удельная проводимость восстановленного слоя немного выше удельной проводимости основы. Таким образом, можно сказать, что восстановление поверхностного слоя не снизило теплопроводность плиты.

Таблица 2 Свойства восстановленного слоя и основы модели плиты кристаллизатора МНЛЗ

Свойства/ металл	Наплавленный слой	Граница	Основа
Твердость, HRB	14	14	15
Предел прочности при растяжении σ_B , МПа	220	-	230
Напряжение среза $\sigma_{\text{среза}}$, МПа	154	155	157
Ударная вязкость КСУ, кгс·м/см ²	5,5	-	5
Удельная электропроводность, МСм/м	54,064	-	51,921
Износостойкость*, км/г	0,642	-	0,736

* Износостойкость при повышенной температуре (400 °С)

Одним из важнейших показателей эффективности процесса непрерывного литья является эксплуатационная стойкость кристаллизаторов. Чем выше стойкость кристаллизаторов, тем меньше простои установок, связанные с их заменой, ниже расходы на изготовление и ремонт кристаллизаторов. Для проведения исследований на износостойкость восстановленного слоя была сконструирована установка на истирание при повышенных температурах. Методика проведения исследований по истиранию описана в литературе [13.14]. Установка на истирание моделирует основные параметры, которые протекают во время

разливки стали - движение льющейся стали и качания кристаллизатора, температуру поверхности кристаллизатора, а также давление затвердевшей корочки на стенки кристаллизатора. Результаты проведенных исследований показали, что износостойкость восстановленного слоя практически равна уровню износостойкости основы.

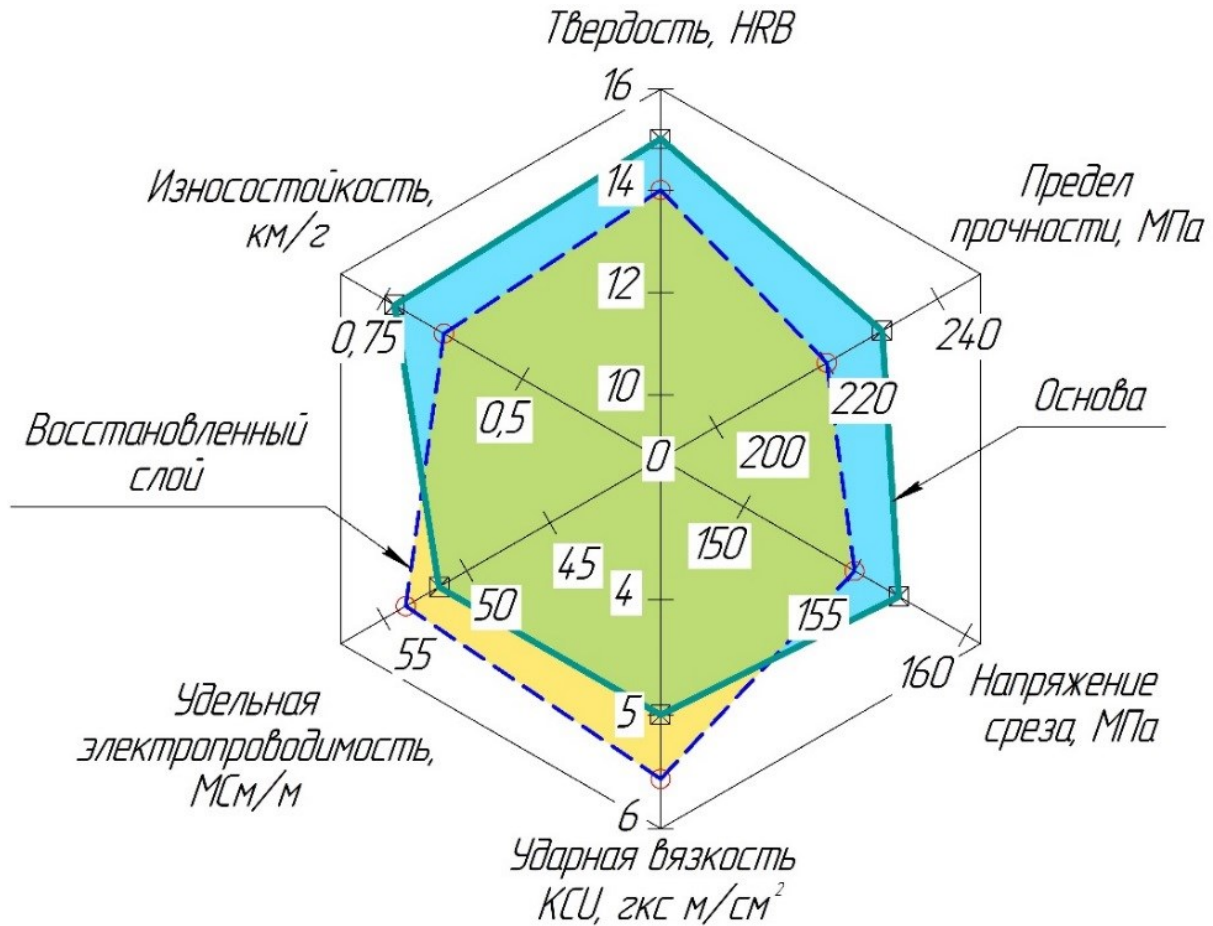


Рис. 6 Гексаграмма свойств восстановленного слоя и основы

Выводы

В результате анализа литературы определены основные дефекты на поверхности кристаллизатора МНЛЗ: царапины, задиры, раковины, износ в углах, износ нижней части.

Плазменно-дуговая наплавка позволяет восстанавливать дефектный поверхностный слой модели плиты кристаллизатора МНЛЗ.

Результаты исследований восстановленного слоя показывают, что восстановленный слой практически идентичен основе модели плиты кристаллизатора по механическим, химическим и физическим свойствам.

Литература

1. Исследование особенностей износа гильз кристаллизаторов высокоскоростных сортовых МНЛЗ / А. Н. Смирнов, В. Е. Ухин, А. Л. Подкорытов // Наук. пр. Донец. нац. техн. ун-ту. Сер. Металургія. - 2010. - Вип. 12. - С. 157-164.
2. Особенности разрушения покрытий гильз кристаллизаторов высокоскоростных сортовых МНЛЗ / И. В. Лейрих, А. Н. Смирнов, Е. Ю. Жибоедов, Е. Н. Любименко // Наукові праці Донецького національного технічного університету. Серія: металургія. Випуск 102 - Донецьк, ДонНТУ, 2005. - С. 155 – 161.
3. Лейрих И. В., Жибоедов Е. Ю. Влияние условий эксплуатации на разрушение гильз кристаллизаторов сортовых МНЛЗ // Донецький національний технічний університет. Наукові праці. «Металургія». 2007. Випуск 9 (122) - С. 104-112.
4. Romana Garzinová Modelling the crystallizer's mold state depending on its wear Romana Garzinová, Jiří David, Pavel Švec Acta Metallurgica Slovaca - Conference, Vol. 4, 2014, p. 129-137.
5. Макрушин, А. А. Радиальный слябовый кристаллизатор с щелевыми каналами и никелевым покрытием стенок / Наука, техника, производства / А. А. Макрушин, А. В. Куклев, Ю. М. Айзин, С. В. Зарубин, А. М. Ламухин, В. Г. Ордин, А. Г. Лунев, А. Я. Груздев // Металлург. – Основан в январе 1956. – 15/02/2005. – N 2. – с. 39-41.
6. Расчет формы поверхности узкой стороны сляба в зоне кристаллизатора / А. А. Макрушин, А. В. Куклев, Ю. М. Айзин и др. // Сталь. 2004. - №4. - С. 27-30.
7. Кожемякин В. Г. Причины разрушения и способы упрочнения медных плит кристаллизаторов МНЛЗ Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р., Жиров Д. М., Ботвинко Д. В. – Современная электрометаллургия, №4 2014.
8. Кожемякин В. Г. Влияние технологических параметров на размеры жидкой металлической ванны при плазменно-дуговой наплавке (ПДН) медных плит кристаллизаторов МНЛЗ Кожемякин В. Г., Шаповалов В. А., Бурнашев В. Р. Ботвинко Д. В. – Современная электрометаллургия, №1 2015.
9. Латаш Ю.В. Особенности плазменно-дугового переплава поверхностного слоя заготовок из металлов с высокой теплопроводностью, Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, М. И. Таранов, А. А. Куранов. – Спец. Электрометаллургия, 1984, вып.55, с.80-85.
10. Латаш Ю. В. Некоторые закономерности плазменно-дугового переплава поверхностного слоя плоских заготовок, Латаш Ю. В., Торхов Г. Ф., Кедрин В. К., Таранов М. И. – Спец. Электрометаллургия, 1981, вып. 47, с. 101-106.
11. Машины непрерывного литья заготовок. Теория и расчет / Л. В. Буланов, Л. Г. Корзуни, Е. П. Парфенов и др. - Екатеринбург: Уральский центр ПР и рекламы «Марат», 2003 – 320 с.
12. Паспорт Микроомметр Ф4104-М1 Ба2.722.054.ПС.
13. Рябцев И. И., Черняк Я. П., Осин В. В. Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–20.
14. Ланин А. Г. Методы определения термочувствительности (обзор)/ Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 1998. - №3. – С. 31-47.

УДК 669.054:669.292

ВАНАДИЙ ИЗ ВТОРИЧНОГО СЫРЬЯ: ПОДГОТОВКА И ПЕРЕРАБОТКА ВАНАДИЙСОДЕРЖАЩИХ ОТХОДОВ

Г. А. Колобов, А. В. Карпенко

Запорожская государственная инженерная академия

Дана характеристика вторинної сировини, що містить ванадій і способи її підготовки до металургійного переділу. Наведені приклади застосування електролітичної технології для переробки металевих відходів ванадію і сплавів на його основі. Розглянуті способи витягання ванадію з відходів вольфрамових сплавів, лігатури АВТУ, скрапу швидкорізальної сталі, відпрацьованих каталізаторів

Дана характеристика вторичного ванадийсодержащего сырья и способы его подготовки к металлургическому переделу. Приведены примеры применения электролитической технологии для переработки металлических отходов ванадия и сплавов на его основе. Рассмотрены способы извлечения ванадия из отходов вольфрамовых сплавов, лигатуры АВТУ, скрапа быстрорежущей стали, отработанных катализаторов

The characteristic secondary vanadic maintain raw materials and ways of its preparation for metallurgical repartition is given. Application examples electrolytic technologies for processing of a metal waste of vanadium and alloys on its basis are resulted. Ways of extraction of vanadium from a waste of tungsten alloys, rich alloy AVTU, scrap material the fast-cutting steel, the fulfilled catalysts are considered

Подготовка отходов

Ванадий - элемент V побочной группы периодической системы Д. И. Менделеева. Свое название ванадий получил по имени древнескандинавской богини красоты Ванадис. Так его назвал один из первооткрывателей ванадия шведский химик Н. Сефстрём. По промышленной классификации ванадий относится к тугоплавким редким металлам. Плотность ванадия 6110 кг/м^3 , температура плавления $1900 \pm 25 \text{ }^\circ\text{C}$. Чистый металл пластичен: его можно легко протягивать в проволоку и при обычной температуре прокатывать в листы и тонкую фольгу. В компактном состоянии ванадий устойчив к действию различных

реагентов: помимо плавиковой кислоты, он растворяется только в кислотах, являющихся сильными окислителями – азотной и царской водке. По коррозионной стойкости в соляной и серной кислотах ванадий значительно превосходит титан и нержавеющую сталь.

Ванадий – довольно распространенный в природе элемент. Его массовое содержание в земной коре ($\sim 0,02\%$) превышает содержание таких широко известных цветных металлов, как медь, цинк или свинец, однако ванадий не образует самостоятельных месторождений, а рассеян в различных минералах и горных породах.

В качестве *рудного сырья* для производства ванадия используются, главным образом, титаномagnetиты, а также железо-фосфористые, окисленные медно-свинцово-цинковые и урановые руды, в которых ванадий находится как сопутствующий элемент.

Техногенное ванадиевое сырье представлено твердыми (ТПС) и летучими продуктами сжигания (ЛПС) мазута на ТЭЦ и зольными концентратами от сжигания кокса при термоконтактном крекинге нефти (ТККН). Твердые продукты сжигания, т.н. золошлаки, содержат более $20\% V_2O_5$, летучие золы «уноса» $\sim 2\% V_2O_5$, а зольные концентраты ТККН – до $15\% V_2O_5$. Из такого сырья, а также отработанных ванадиевых катализаторов, содержащих $5-8\% V_2O_5$, в Японии получают до 20% , а в США – $5-10\%$ ванадия от общей потребности. К техногенным ванадийсодержащим отходам относятся также металлургические (мартеновские и конвертерные) шлаки; хлоридные отходы, алюминиево-ванадиевые и медно-ванадиевые кеки, образующиеся в производстве губчатого титана; сернокислые растворы производства пигментного диоксида титана; отходы производства глинозема из бокситов.

Конечным химическим соединением первого передела извлечения ванадия из рудного и техногенного сырья является пентаоксид ванадия V_2O_5 , из которого металлический ванадий технической чистоты (черновой) получают методом кальцие- или алюмотермического восстановления. Ванадий высокой чистоты в слитках ($99,9\% V$) получают вакуумно-дуговым или электронно-лучевым переплавом ванадия технической чистоты, а порошки (до $99,95\% V$) – электролизом расплавленных солей.

Основная область потребления ванадия – черная металлургия, где ванадий применяется как лигатура (в виде феррованадия) в производствах низколегированных высокопрочных сталей для трубопроводов, а также конструкционных, инструментальных, быстрорежущих и рельсовых сталей.

До 10% ванадия потребляет цветная металлургия в производствах жаропрочных и коррозионностойких сплавов на основе ванадия с W , Cr ,

Ni, Nb, Zr, Hf и *Re* и титановых сплавов, значительная часть которых основана на системе *Ti – Al – V*.

Чистый металлический ванадий используют в атомной энергетике (оболочки для ТВЭЛов, трубы) и в производстве электронных приборов. Химическая промышленность использует V_2O_5 , главным образом, для производства катализаторов, а также некоторых видов керамики. Соединения ванадия применяют также в сельском хозяйстве и медицине, текстильной, лакокрасочной, резиновой, стекольной промышленности, в производстве фото- и киноматериалов.

Мировой спрос на ванадий в 2012 г. оценивался в 81,0 тыс.т. Из них 92% потребляло производство стали, 4% - производство титановых сплавов, 3% - катализаторы, пигменты, специальные стекла, химикаты, 1% - электрические батареи (ванадиевые окислительно-восстановительные батареи VRB), производство которых имеет большой потенциал. Потребление ванадия в мире распределяется следующим образом, тыс.т.: Китай – 28,0, США – 5,2, Япония – 5,0, Европа – 16,0, прочие страны – 26,8, всего – 81,0.

Цены на ванадий в 2009-2012 г.г. находились на уровне не более 15 долл./кг. Спрос на ванадий, по прогнозам экспертов, будет расти до 2017 г. в среднем на 9,2 % /год. Будет необходима, в том числе, переработка вторичного сырья, чтобы обеспечить этот рост для соответствия требованиям рынка. В настоящее время на ванадий, получаемый в результате переработки отходов, приходится ~ 11% глобального ванадиевого производства.

Проблема переработки *вторичного ванадиевого сырья* возникла в России в начале 70-х годов прошлого столетия в связи с накоплением отходов металлического ванадия и его сплавов, а также, как в США, Великобритании и других странах, в связи с отсутствием собственной рудной базы титаномагнетитов.

Вторичное ванадийсодержащее сырье должно быть должным образом подготовлено к переработке, в результате которой будет получен какой-либо кондиционный продукт. Последним переделом обычно является металлургическая плавка, электролиз или получение химического соединения. Подготовка к финишному переделу определяется видом отходов, их физическим состоянием и химическим составом и должна, как минимум, включать приведение отходов к габаритным размерам, сортировке по маркам сплавов, а также в очистке от вредных примесей: газовых и металлических.

Электролитическое рафинирование

Свойства ванадия сильно зависят от содержания в нем газовых и других примесей. Так, содержание углерода, кислорода, азота и водорода в количествах выше 0,1 % каждого приводит к полной потере ванадием пластических свойств. Примеси других элементов в сопоставимых количествах гораздо меньше, чем примеси внедрения, ухудшают качество ванадия.

Все методы очистки ванадия от примесей можно разделить на предварительные и методы глубокой очистки. К предварительным методам рафинирования ванадия относят электролитическое рафинирование и электронно-лучевую вакуумную плавку. Электролитическое рафинирование применяется для очистки как чернового ванадия, получаемого методами алюмо-, кальцие- и карботермии, так и отходов ванадиевых сплавов.

В качестве электролита используются смеси хлоридов щелочных и щелочноземельных металлов с растворенными в них низшими хлоридами ванадия VCl_2 и VCl_3 , причем для получения на катоде крупнокристаллических порошков электролит должен содержать рафинируемый металл главным образом в виде VCl_2 . Наибольшей электропроводностью обладают расплавы, содержащие 10-12 % VCl_2 (4-5 % в пересчете на металлический ванадий).

Более электроположительные чем ванадий примеси, такие как железо, никель и другие, при малых анодных плотностях тока (D_a) будут оставаться в анодном шламе. Хром даже при незначительных D_a может анодно растворяться в значительных количествах и выделяться на катоде вместе с ванадием. Более электроотрицательный алюминий, тем не менее, почти не переходит в электролит и не разряжается на катоде. Примеси кислорода, азота и углерода, резко снижающие пластичность ванадия из-за образования трудно удаляемых низших оксидов, а также нитридов и карбидов, при анодном растворении ванадия остаются в шламе [1].

Метод электролитического рафинирования применим для алюмотермического ванадия, электролитического ванадия низших сортов (при повышенных требованиях к чистоте металла) и скрапа ванадия и его сплавов. Опыт электролитического рафинирования ванадиевых металлических материалов показывает, что крупные кристаллы ванадия с высоким выходом по току на катоде образуются при средней валентности ионов ванадия в электролите, не превышающей 2,1, что соответствует $D_a = 0,1-0,15 \text{ А/см}^2$. Снижение температуры также способствует получению на катоде крупнокристаллических осадков. Оптимальная температура процесса 600-700 °С, материал электролизной ванны и анодной корзины – никель или молибден.

При рафинировании чернового алюмотермического ванадия с достаточной полнотой отделяются кремний, фосфор, алюминий и Al_2O_3 , находящийся в исходном материале в виде шлаковых включений. Кремний остается в шламе и концентрируется в поверхностных слоях анодного материала, где его содержание достигает 9...12 %. Хотя алюминий является более электроположительным металлом, чем ванадий, он почти не переходит в электролит и не выделяется на катоде. В то же время в верхнем слое анодного остатка уменьшается содержание металлического алюминия и увеличивается концентрация Al_2O_3 . Очевидно, в процессе электролиза алюминий, находящийся в ванадии в виде твердого раствора, связывается с кислородом, содержание которого в черновом металле достигает 0,5...3,0 %, и остается в анодном шламе. Железо удаётся отделить с достаточной степенью полноты при содержании его в черновом металле не выше 3 % и выработке анодного материала на 30...40 %. После удаления загрязненного верхнего слоя анодный материал может быть вторично использован для рафинирования.

Первые экспериментальные исследования по электролитическому рафинированию ванадия в расплавленных солях были проведены в 60-е годы XX столетия. Исходным материалом для электролитического рафинирования ванадия служил металл промышленной чистоты (99,5 % *V*), содержащий, %: 0,30 *Fe*, 0,18 *O*, 0,03 *N*, 0,006 *H* и 0,03 *Cr*. В качестве электролита использовали *NaCl*, содержащий 3...6 % VCl_2 , температура электролиза 800 °С. После переплава полученный катодный металл (99,95 % *V*) содержал, %: 0,05...0,003 *Fe*; 0,1 *O*; < 0,002 *N*; < 0,001 *C*, твердость металла была снижена с 97 до 35 единиц (по Роквеллу). Такой металл без затруднений прокатывался в лист толщиной 0,125 мм.

В другой работе в качестве электролита использовали солевой расплав состава, %: 51 *KCl*, 41 *LiCl*, 8 VCl_2 . Кальциетермический кусковой ванадий чистотой 99,47 % *V* служил растворимым анодом, молибденовый стержень – катодом. Температура электролиза 620 °С, электролиз проводили в две ступени. Содержание примесей в рафинированном ванадии после 2-й ступени электролиза составило, % · 10⁻⁴: 70 *O*, 15 *Si*, 10 *C*, 10 *N*, по 1 - *Al*, *Fe*, *Mn*, *Mo*, *Ti* (сумма примесей 0,0121 %). Полученный ванадий был высокопластичен и применялся для изготовления деталей ядерного реактора.

В работе индийских исследователей [2] отмечается, что электролитическое рафинирование в солевых расплавах является эффективным способом очистки и карботермического ванадия от металлических и неметаллических примесей, позволяющим получать металл высокой чистоты. В качестве анодного материала целесообразно и наиболее рентабельно использовать ванадий, полученный

восстановлением V_2O_5 нефтяным коксом. Однако этот материал содержит значительное количество примесей углерода и кислорода, что вызывает зашламливание анода и снижает извлечение ванадия в катодный продукт. Поэтому карботермический ванадий подвергали нитрированию – денитрированию, получая твердый раствор углерода и азота в ванадии, содержащий 94 % ванадия. Рафинирование проводили в электролите $LiCl - KCl - VCl_2$ при температуре 620 °С в атмосфере аргона. Получен ванадий чистотой 99,85 % при катодном выходе по току 90 % и извлечении ванадия из анода 86 %.

Полученный в результате электролитического рафинирования продукт (кристаллический ванадиевый порошок) подвергается гидрометаллургической переработке с целью отмывки солей, дробится и переплавляется. Перспективна вакуумная дистилляция катодного осадка, которая не сопровождается образованием сточных вод и позволяет регенерировать электролит.

На ванадий, полученный электролитическим рафинированием (марки ВЭЛ-1, ВЭЛ-2, ВЭЛ-3) и предназначенный для производства сплавов и других целей, распространяется ТУ «Ванадий электролитический». По содержанию контролируемых примесей (Al , Fe , Si , Ni , S , C , N , O) электролитический ванадий должен соответствовать требованиям и нормам, указанным в данном ТУ.

Другие технологии рафинирования

К другим технологиям рафинирования, позволяющим добиться более высокой степени чистоты ванадия, относятся электронно-лучевая плавка, йодидное рафинирование, зонная плавка, электроперенос и вакуумная дистилляция. Электронно-лучевая плавка обычно предшествует другим физическим методам, применяемым для глубокой очистки ванадия (зонная плавка, электроперенос, дистилляция). В основе этих методов лежат такие физические процессы, как испарение и конденсация, диффузия и кристаллизация, электромиграция и другие.

В процессе *электронно-лучевого переплава* в высоком вакууме электролитического ванадия марки ВЭЛ-1 удаляются примеси более высокой, чем у основного металла, летучести. При этом, исходя из величин коэффициентов очистки, эффективность удаления примесей уменьшается в последовательности их расположения в ряду: Cl , P , Na , K , Cu , Cr , Al , Mg , S , Fe , Ni . При определенных условиях происходит очистка от кремния и углерода. В целом, за исключением водорода, электронно-лучевая плавка не обеспечивает глубокой очистки ванадия от примесей внедрения.

Глубокую очистку ванадия от примесей обеспечивает комбинирование электронно-лучевой плавки с электролитическим

рафинированием [3]. Способ получения ванадия высокой чистоты включает алюмотермическое восстановление ванадийсодержащего сырья при введении в исходную шихту гранулированного металлического кальция, плавку восстановленного ванадия в электронно-лучевых печах с последующим электролитическим рафинированием полученных слитков в расплаве солей в две стадии. Полученный после электролитического рафинирования порошок ванадия смешивают с порошком металла – раскислителя (кальция, алюминия или РЗМ) и компактируют при давлении $2,0...2,1 \text{ т/см}^2$ с получением электродов. Электроды дополнительно подвергают трехстадийному переплаву в электронно-лучевых печах в вакууме.

Сущность метода *йодидного рафинирования*, описывается обратимой реакцией образования йодида металла и его последующей термической диссоциации. При йодидном рафинировании ванадий существенно очищается от примесей кислорода, азота, углерода, серы и в несколько меньшей степени – от примесей алюминия, кремния и железа. Полученный после переплавки йодидный ванадий имеет чистоту выше 99,9 %, твердость (по Бринеллю) менее 130 кг/мм^2 и обладает высокой пластичностью.

Зонная плавка, первоначально использовавшаяся для получения высокочистых полупроводниковых материалов, в настоящее время широко применяется и для рафинирования тугоплавких редких металлов, в том числе ванадия. Удаление примесей при зонной плавке происходит как по механизму зонной перекристаллизации, так и путем их испарения с поверхности расплавленной зоны. В качестве исходного необходимо использовать ванадий, предварительно подвергнутый рафинированию методами электролиза, йодидным и другими, которые осуществляют очистку от примесей, трудно удаляемых при зонной плавке. Исходя из значений коэффициентов распределения K эффективно должна происходить очистка ванадия от примесей Al, Ca, Mn, Ti ($K > 1$), а также Co и Cr ($K < 1$). Наиболее трудноудаляемыми примесями при зонной плавке ванадия являются кремний и вольфрам, имеющие значения K близко к единице, а также примеси внедрения: азот, углерод и кислород. Последующий отжиг в сверхвысоком вакууме способствует снижению содержания кислорода в ванадии.

Эффективный метод рафинирования ванадия – вакуумная электронно-лучевая зонная плавка. При скорости движения зоны 1 мм/мин степень очистки ванадия от летучих примесей составляет: для железа – 100, алюминия – 1170, никеля – 5000. Очистка от труднолетучих примесей (Mo, Nb, Hf, Zr) наблюдается при низких скоростях плавки за счет зонной перекристаллизации.

Как общее правило, эффективность зонного рафинирования значительно повышается при использовании исходного ванадия с малым содержанием трудноудаляемых при зонной плавке примесей и применении сверхнизких давлений остаточных газов. В этих условиях были получены монокристаллы ванадия, имеющие относительное электросопротивление ($R_{\text{отн}} = R_{293 \text{ К}} / R_{4,2 \text{ К}}$) в диапазоне от 1000 до 2000. Суммарное содержание металлических примесей было меньше $4 \cdot 10^{-4} \%$ (ат.), а минимальная концентрация кислорода составила $\sim 20 \cdot 10^{-4} \%$ (ат.).

Понятие *электропереноса* (электродиффузии, электрической миграции) охватывает круг явлений, связанных с направленным перемещением компонентов раствора (твердого или жидкого) под действием электрического поля. Рафинирование ванадия методом электропереноса подробно изучено в НИЦ «ХФТИ» [4]. Наиболее чистый ванадий был получен рафинированием методом электропереноса после двукратной электронно-лучевой плавки порошка электролитического ванадия марки ВЭЛ-1. Рафинированием ванадия в электрическом поле достигается наиболее полное разделение (между анодной и катодной частями образца) примесей внедрения, особенно углерода и азота, от которых при зонной плавке очистка чрезвычайно затруднена. Отмечается слабая очистка от кремния.

Представляет интерес *вакуумная дистилляция* ванадия бестигельным методом. В качестве исходного металла использовали алюмотермический ванадий, переплавленный в электронно-лучевой печи. Условия дистилляции были следующими: $T_{\text{исп}} = 1950 \pm 50 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{конд}} = 1500 \pm 100 \text{ }^{\circ}\text{C}$; $P_{\text{ост}} = (1 \dots 5) \cdot 10^{-4} \text{ Па}$. Отмечается высокая степень очистки ванадия от примесей кремния, тугоплавких металлов и некоторых примесей внедрения, очистка от которых методами зонной плавки и электропереноса затруднительна.

Переработка отходов

К вторичному ванадийсодержащему сырью относят металлические лом и отходы ванадия и сплавов на его основе, а так же ванадийсодержащих сталей, вольфрамовых и титановых сплавов, содержащих ванадий.

Скрап ванадия и сплавов на его основе представлен отходами, образующимися при изготовлении полуфабрикатов и изделий: концевыми темплетами слитков, обрезью проката, стружкой. Для этих отходов характерно повышенное содержание кислорода, азота, углерода и железа, что исключает их прямой переплав в качественный вторичный металл. Кроме того, в отходах не выдерживается однородный состав по

легирующим элементам из-за перемешивания при сборе отходов различных марок сплавов.

Для переработки металлических ванадиевых отходов наиболее целесообразной является электрохимическая технология [5], которая позволяет выделить ванадий и легирующие элементы в разные продукты. Режим электролиза при переработке отходов ванадиевых сплавов примерно такой же, что и для переработки алюмотермического ванадия. Электролит представляет собой эквимольную смесь $NaCl$ и KCl с растворенными в ней хлоридами ванадия в соотношении $VCl_2 : VCl_3 = 95 : 5$ (концентрация ванадия в электролите в пересчете на металл составляет $\sim 6\%$). Катодная плотность тока $0,5 - 0,6 \text{ А/см}^2$, анодная – в 10 раз меньше. Температура электролита 700°C .

Если отходы сплава ВВ-8 ($V+8\% \text{ W}$) подвергать вакуумному переплаву, то нарушается состав сплава: происходит обогащение его более тугоплавким вольфрамом из-за улетучивания менее тугоплавкого ванадия. При электролизе наблюдается полное разделение основных компонентов сплава в силу большого различия в величинах равновесных потенциалов ванадия и вольфрама. Железо, соосаждающееся на катоде с ванадием, удаляется при последующем электронно-лучевом переплаве.

При электролитической переработке отходов сплава ВЦУ, содержащего 2-3 % циркония и углерод, цирконий, как более отрицательный по сравнению с ванадием металл, должен переходить в электролит и при накоплении в нем может разряжаться на катоде. Однако этого не происходит, поскольку цирконий в сплаве связан с кислородом и потому в электролит не переходит, оставаясь в анодном шламе.

При переработке отходов сплава ВХ-8 ($V + 7... 9,5\% \text{ Cr}$) хром полностью переходит в электролит и затем в катодный материал, причем образуется не механическая смесь металлов, а сплав $V\text{-Cr}$ с соотношением компонентов в сплаве таким же, как в исходном материале. Для сохранения состава сплава при переплаве катодного материала вместо высоковакуумной электронно-лучевой плавки, при которой хром улетучивается, был предложен переплав в дуговых печах. В этом случае в рабочем пространстве печи поддерживается более низкое разрежение, скорость плавки выше, отсутствуют местные перегревы.

Вполне удовлетворительные результаты были получены при электролитической переработке смешанных ванадиевых сплавов, что свидетельствует о необязательности сбора отходов строго по отдельным маркам сплавов.

Кроме электролитического способа, ванадийсодержащие металлические отходы перерабатывают и другими методами. Так, по патенту России № 2197545 отходы конструкционного материала

термоядерного реактора на основе ванадий – хром – титанового сплава растворяли в HNO_3 при ее концентрации 6-8 моль/л и температуре 60-80 °С. Этот способ обеспечивает получение максимальной концентрации металлов в растворе, в том числе и ванадия (на уровне 50-60 г/л).

Ванадий из отходов вольфрамовых сплавов извлекали по следующей многостадийной технологии [6]. На 1-м этапе отходы подвергали окислительному обжигу с содой и огарок выщелачивали с получением растворов, содержащих, г/л: WO_3 94,97; V 0,18; SiO_2 5,78; P_2O_5 0,04; Pb 0,05 и микропримеси Al , Mo , Cr , Co , Fe , Pd , Au ($< 0,01$ г/л). Раствор очищали от примесей кремния и фосфора обработкой смесью $MgSO_4 - Al_2(SO_4)_3$ и осаждали вольфрам и ванадий в виде совместных кальциевых солей. Степень осаждения металлов на этом переделе $\sim 99,99$ %. На 2-м этапе селективно выщелачивали ванадий из кальциевых солей муравьиной кислотой при $pH \sim 6,0$ (температура 25 °С, продолжительность 30 мин, отношение Ж:Т = 3). Извлечение ванадия в раствор ~ 90 %, вольфрама $< 0,6$ %. Раствор выщелачивания ванадия ($\sim 1,2$ г/л) очищали от кальция обработкой серной кислотой при $pH = 2,0-2,5$, упаривали в 3-4 раза и осаждали ванадат аммония при нейтрализации раствора аммиаком до $pH = 6-8$. Общая степень извлечения ванадия в товарную продукцию ~ 87 %. Полученный NH_4VO_3 характеризуется следующим качеством (в %, в скобках требования ТУ): NH_4VO_3 99,77(99,50); Al_2O_3 0,014($< 0,02$); Fe_2O_3 0,009($< 0,03$); SO_4^{2-} 0,0008($< 0,001$); Cl^- 0,009($< 0,01$) и SiO_2 0,078($< 0,10$). На заключительном этапе осуществляли конверсию $CaWO_4$ в H_2WO_4 разложением соляной кислотой при температуре 80 °С. Полученную H_2WO_4 растворяли в избытке NH_4OH и осаждали качественный паравольфрамат аммония упаркой раствора по стандартной технологии.

Ванадийсодержащая лигатура марки АВТУ (система $Al - V - Ti - C$) готовится алюмотермическим восстановлением составляющих компонентов лигатуры из их оксидов. От 25 до 35 % полученного сплава отбраковывается. Кусковые отходы лигатуры, загрязненные неметаллическими примесями, главным образом Al_2O_3 , могут быть переработаны рафинирующим индукционным переплавом в секционном кристаллизаторе. Результаты опытных плавов, особенно с применением флюса CaF_2 , показали, что содержание основных компонентов лигатуры после переплава ее отходов практически не изменяется, в то же время снижается содержание железа, меди и, особенно, кислорода. Металлографические исследования исходного и переплавленного металла показали, что в результате индукционного переплава лигатуры происходит удаление крупных неметаллических включений, а оставшиеся включения - мелкодисперсные. Таким образом, индукционная плавка в секционном

кристаллизаторе является эффективным технологическим средством возвращения отходов лигатуры АВТУ в металлооборот.

При переплаве скрапа быстрорежущей стали, содержащей, %: *W* 6,52; *Mo* 3,29; *Cr* 3,37; *V* 1,31; *Fe* 78,08; *Si* 1,16; *P* 0,03; *S* 0,06, изучали влияние степени измельчения отходов, добавок восстановителя и флюса *CaO* на извлечение ванадия и других редких металлов. Было показано, что в оптимальных условиях может быть достигнута степень извлечения вольфрама и молибдена более 96 %, хрома более 91 %, ванадия ~ 91 % и полученные продукты могут быть возвращены в сталеплавильное производство.

В схемах переработки вторичного и техногенного ванадийсодержащего сырья, как правило, получают технический V_2O_5 (чистота 90-92 %, остальное – оксиды железа и марганца). Для получения чистого пентаоксида ванадия технический V_2O_5 растворяют в щелочи, при этом ванадий переходит в раствор в виде $NaVO_3$, а соединения марганца и железа (и, частично, ванадия) остаются в шламе, которого образуется до 8 % от массы исходного материала. Поскольку шламовый продукт содержит до 15 % ванадия, его перерабатывают на феррованадий, который используют в черной металлургии для легирования сталей.

Перспективы рециклинга ванадия из некоторых других видов ванадийсодержащего металлического сырья обсуждаются в работе [7]. К таким видам вторичного сырья относятся отработавшие свой срок эксплуатации железнодорожные рельсы, изделия и отходы производства полуфабрикатов из инструментальных и штамповочных сталей. Все эти изделия изготовлены из специальных сортов сталей, которые содержат в своем составе ванадий, повышающий ударную вязкость, усталостную прочность, устойчивость стали к истиранию и другие технологические свойства.

Отработанные ванадиевые катализаторы (ОВК) также могут в большей мере считаться вторичным сырьем, чем техногенным, поскольку представляют собой не отходы производства (как шлаки, шламы, отвалы и т.п.), а изделие, вышедшее из строя в результате потери потребительских (в данном случае, каталитических) свойств [8].

Многочисленные технологии переработки ОВК описаны в работах [9,10]. Как правило, на первом этапе переработки катализаторов проводят их обжиг для удаления углеродистых и сернистых соединений, осаждающихся на поверхности катализаторов из перерабатываемого сырья. Для извлечения из катализаторов ванадия и других металлов применяют различные процессы, такие, например, как высокотемпературное хлорирование. Перевод ванадия в раствор

осуществляют выщелачиванием огарка с последующим выделением ванадия из раствора экстракцией или химическим осаждением.

Извлечение ванадия из отработанных катализаторов, содержащих, кроме ванадия, калий и железо, возможно посредством выщелачивания щавелевой кислотой. Оптимальными параметрами процесса выщелачивания являются: крупность перерабатываемого материала 180-250 мкм, продолжительность 4 ч, температура 50 °С, концентрация кислоты 2 % при Т:Ж = 1:25. Извлечение в раствор составило, %: *V* 91, *K* 92, *Fe* 63. Очистку полученного раствора от калия и железа проводили сильно кислыми ионными полимерами [11].

Литература

1. Колобов, Г. А. Рафинирование чернового ванадия и отходов ванадиевых сплавов [Текст] / Г. А. Колобов, И. Е. Лукошников, В. В. Павлов // *Металлургия: научные труды Запорожской государственной инженерной академии*. – Запорожье: ЗГИА, 2012. – Вып. 2 (27). – С. 64 – 70.
2. Electrefining of carbothermic and carbonitrothermic vanadium: a comparative study [Text] / P. K. Tripathy, R. H. Rakhasia, R. C. Hubli, A. K. Suri // *Mater. Res. Bull.*, 2003. – Vol. 38. – № 7. – P. 1175 – 1182.
3. Пат. 2240373 Российская Федерация. МПК⁷ С 22 В 34/22, 5/04, 9/22 / Рылов А. Н., Паздников И. П., Зелянский А. В. – Заявитель и патентообладатель ОАО «Уралредмет». – № 2003118114/02; заявл. 19.06.2003, опубл. 20.11.2004.
4. Электронно-лучевая зонная плавка ванадия, ниобия и тантала [Текст] / В. М. Ажажа, П. Н. Вьюгов, С. Д. Лавриненко, Н. Н. Пилипенко // *Специальная металлургия : вчера, сегодня, завтра*. – Материалы междунар. науч.-техн. конф. – Киев : ІВЦ «Видавництво «Політехніка», 2002. – С. 220-225.
5. Колобов Г.А., Грищенко С. Г. Переработка вторичного ванадийсодержащего сырья // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2012. – № 1. – С. 75-77.
6. Recovery of tungsten and vanadium from tungsten alloy scrap [Text] / L. Luo, L. Kejun, A. Shibayma etc. // *Hydrometallurgy*. – 2004. – 72. – № 1 – 2. – P. 1 – 8.
7. Кириченко, А. С. Ванадий и проблемы его рециклинга [Текст] / А. С. Кириченко, П. Е. Стулов // *Вторичные металлы*. – 2014. – № 2. – С. 47 – 50.
8. Вторичные тугоплавкие редкие металлы [Текст] / А. В. Елютин, Г. А. Колобов, С. И. Давыдов, К. А. Печерица. – Запорожье: Просвіта. – 2012. – 120с.
9. Серегин, А. Н. Рециклинг ванадия из отработанных катализаторов [Текст] / А. Н. Серегин, А. С. Кириченко // *Вторичные металлы*. – 2008. – № 4. – С. 70-72.
10. Колобов, Г. А. Технологии переработки отработанных ванадиевых катализаторов [Текст] / Г. А. Колобов // *Металлургия: научные труды Запорожской государственной инженерной академии*. – 2011. – № 25. – С. 67 – 71.
11. Mazurek, K. Recovery of vanadium, potassium and iron from a spent vanadium catalyst by oxalic acid solution leaching, precipitation and ion exchange processes [Text] / K. Mazurek // *Hydrometallurgy*. – 2013. – 134 – 135. – P. 26 – 31.

УДК 669.141.247.56

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ВЕЛИКОВАГОВИХ ЗЛИВКІВ ДЛЯ ПОТРЕБ АТОМНОЇ ЕНЕРГЕТИКИ ТА НАФТОПЕРЕРОБНОЇ ПРОМИСЛОВОСТІ

М. С. Косенко, В. К. Сухоплещенко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто основні проблеми виробництва великих і надвеликих ковальських та порожнистих заготовок, високоякісних великовагових зливків. Описано складнощі, що виникають при отриманні великовагових зливків. Вказані основні дефекти у зливку, що виникають при використанні того чи іншого способу. Оскільки якість металу зливка пов'язано насамперед з глибиною металевої ванни, розглянуті способи впливу на глибину металевої ванни і сам процес кристалізації зливка

Рассмотрены основные проблемы крупных и сверхкрупных кузнечных и полых заготовок, высококачественных крупнотоннажных слитков. Описаны сложности, возникающие при получении крупнотоннажных слитков. Указаны основные дефекты в слитке, возникающие при использовании того или иного способа. Поскольку качество металла слитка связано, прежде всего, с глубиной металлической ванны, рассмотрены способы воздействия на глубину металлической ванны и сам процесс кристаллизации слитка

The modern methods of production in the mold of large and super-large forging blanks, high-quality large-bars. Marked by major manufacturers of large forgings. Describes the complexities involved in the preparation of large ingots. Identifies the major defects in the ingot, arising from the use of a particular method. Since the quality of the metal ingot is primarily due to the depth of the metal bath, discussed ways of influencing the depth of the metal bath and the process of crystallization of the ingot

Вступ

Незважаючи на те, що збільшується обсяг безперервного розливання сталі, виробництво сталевих зливків для поковок і вузлів машин є незамінним. Головна умова конкурентоспроможності будь-якого металургійного виробництва, це виробництво високоякісної продукції.

Виробництво товстостінних корпусів реакторів для атомної енергетики та нафтопереробної промисловості характеризується тривалим робочим циклом, значною трудомісткістю, великою витратою корпусного легованого металу і зварювальних матеріалів. Для його реалізації потрібне унікальне ковальсько-пресове, прокатне та зварювальне обладнання. Для виготовлення корпусів як ковано-, так і штампозварних необхідні зливки масою 100...200 т і більше, а вихід придатного іноді не перевищує 30...40 % [1].

Постановка задачі дослідження

Метою дослідження є аналіз способів отримання великовагових порожнистих зливок і математичне моделювання процесу розподілу окремих елементів в процесі кристалізації зливка.

Результати дослідження

Виробництво великовагових зливок супроводжується тим, що в процесі кристалізації виникають ліквацийні дефекти такі, як Λ -сегрегація. Дефекти після обробки зберігаються і переходять в кінцевий продукт (поковки, обичайки і т. д.).

Поліпшення будови великих зливок важливо з точки зору не тільки підвищення якості зливка в цілому, але і з економічної (скорочення витрати рідкого металу і збільшення виходу придатного). Збільшення чистоти вихідного рідкого металу, вдосконалення конструкції виливниць і прибутковою надставки в певній мірі дає можливість покращити будову великих зливок [2].

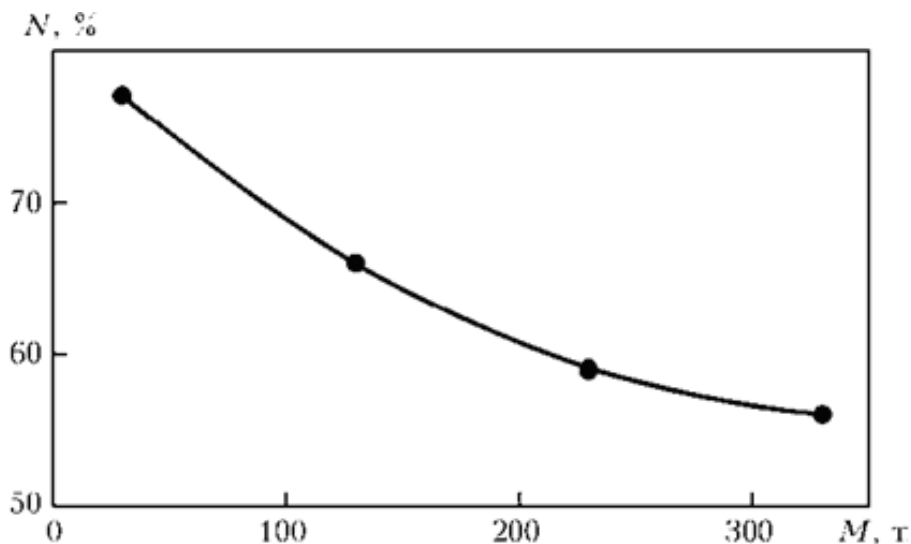


Рис. 1 Залежність виходу придатного N від маси M звичайного зливка [2, 3]

Однак ці заходи не завжди дозволяють досягти високого рівня суцільності й однорідності зливків, особливо в умовах все зростаючих вимог до якості. Тому постійно ведуться дослідження, спрямовані на вивчення природи утворення різних дефектів і вишукування способів боротьби з ними.

Також недоліком збільшення маси ковальського зливка, незважаючи на досягнуті позитивні результати і можливості існуючого обладнання, вважають нераціональним. Основною перешкодою є збільшення собівартості сталевих зливків, яка визначається високими капітальними витратами і питомими витратами на переплав. Слід зазначити, що поряд з високою вартістю надвеликих печей, собівартість переплавленого металу істотно збільшується через необхідність виробництва багатотонних електродів високої якості.

Одним із варіантів вирішення проблеми, є використання порожнистих зливків. Порожністі зливки для циліндричних поковок мають ряд переваг в порівнянні з ковальськими зливками:

- порожністі зливки краще піддаються куванню в силу їх меншого ефективного перетину;
- вони вимагають менше операцій до кування, тому що, білетування, штампування і прошивка стають зайвими. Це схематично показано на рис. 2;
- зменшення використання металу до 35%;
- час виготовлення до 3 разів менше;
- екологічні та енергетичні витрати: значне скорочення викидів газу CO_2 (до 50%) за рахунок вкорочення програми кування і зниження ваги.

Математичне моделювання

Математичне моделювання дозволяє без зайвих витрат на дороге обладнання відпрацювати процеси отримання великовагових зливків з врахуванням усіх недоліків при їх отриманні.

Чисельна симуляція процесу - інструмент для покращення виготовлення порожнистих зливків.

За допомогою інструменту SolidWorks, був змодельований процес виготовлення зливку масою 57 тон технологією ЕШП.

Зовнішній кристалізатор та дорн системи безперервно і рівномірно охолоджують, тому що вони завжди в контакті з розплавленою сталлю безпосередньо по всьому їх периметру. Передача тепла має бути однаковою і з зовнішнього боку, а також з середини. Тільки за цих умов кристалізація завершиться всередині зливку. При моделюванні дорн складався з двох сталевих труб з зазором, в який подавалась вода. Математичне моделювання показало, що до матеріалу дорну і його

конструкції, потрібно відноситися з додатковими вимогами. Температура дорну досягає майже 1000°C під час затвердіння зливка, хоча він активно охолоджується. Затвердіння 57-тонного порожнистого зливка на 10 000 секунд показаний на рис. 3.

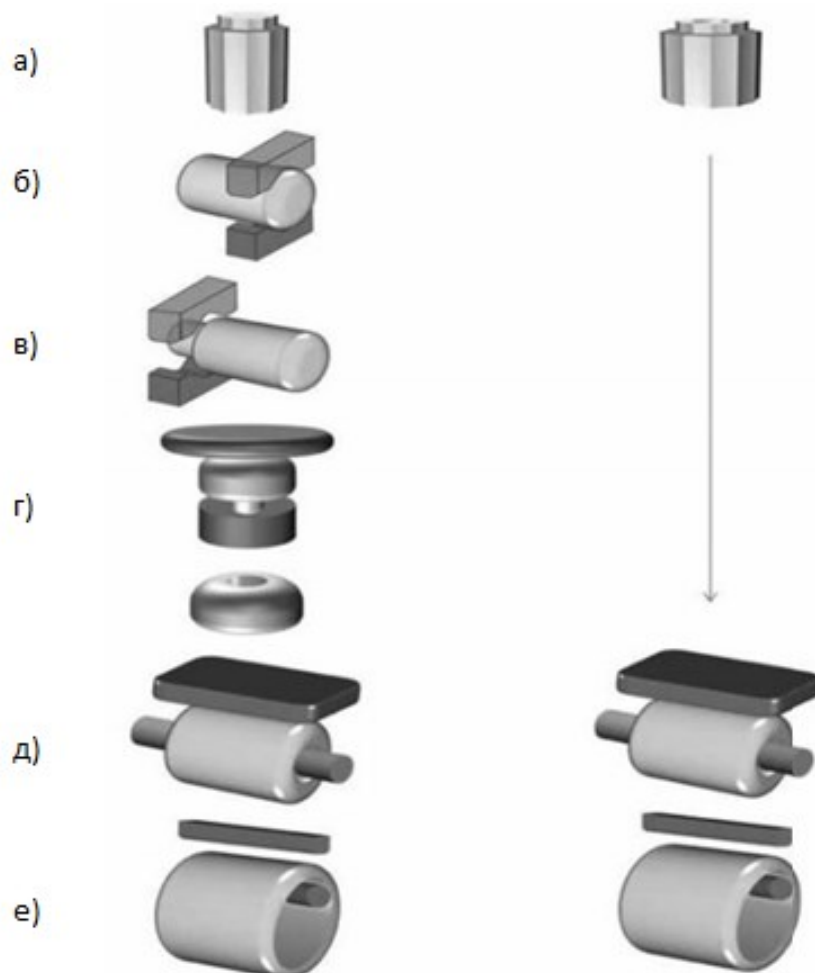


Рис. 2 Схема виробництва кованих порожнистих заготовок:
а - вихідний зливко; б - білетування; в - видалення прибуткової і донної частин зливка; г - осадка зливка; д - прошивка (видалення центральної частини); е - зливко після повздовжньої протяжки [4]

Грунтуючись на результатах цієї симуляції, розплавлений метал стабільно заповнюється та кристалізується від стінок кристалізатора та дорну, і закінчується в середині зливку.

Математичне моделювання розподілу окремих важливих елементів сегрегації після кристалізації також проводили. Крайові умови цієї імітації були встановлені відповідно до реальних умов експериментального зливка в *VHM (VÍTKOVICE HEAVY MACHINERY)*.

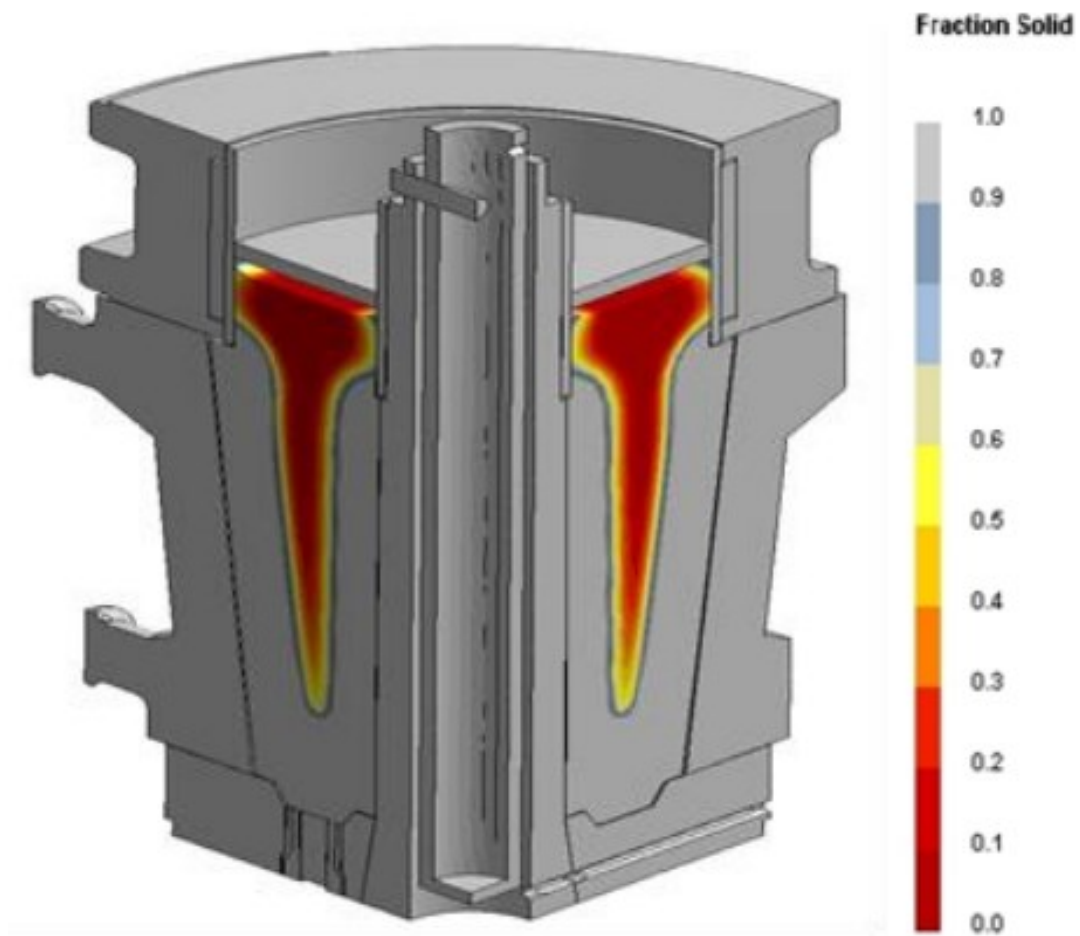


Рис. 3 Симуляція кристалізації зливку на 10 000 с

На рис. 4 показані розподіл вуглецю (рис.4, а) і марганцю (рис. 4, б) на поперечному перерізі 57-тонного порожнистого зливка. Ці результати були зіставлені з реальним розподілом окремих хімічних елементів.

Роботи з проектування великих порожнистих зливків (більше 200 тон) після перевірки виробництва 57-тонного порожнистого зливка і його оцінки

Ці зливки вже підготовлені для конкретного замовлення для ядерної і нафтохімічної промисловості. Також були проведені експерименти з різними марками сталі, результати яких наведені на рис. 5 та 6.

Базуючись на даних отриманих з 57-тонного порожнистого зливка, були запропоновані варіанти виготовлення 118-, та 140-тонних порожнистих зливків, що відрізнялись лише висотою, а товщина стінки залишалась незмінною.

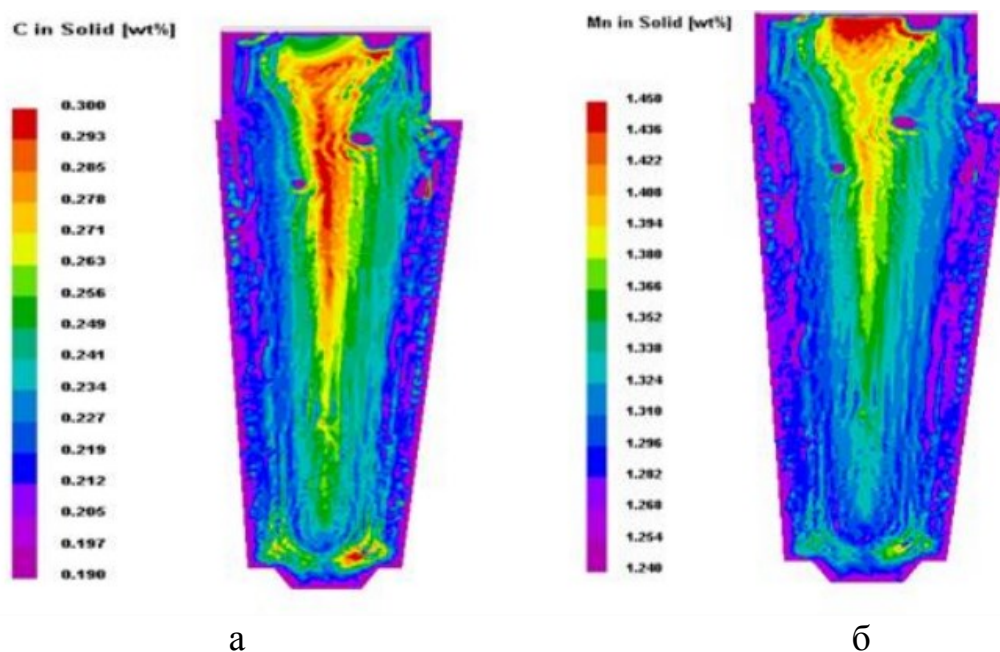


Рис. 4 Розподіл вуглецю та марганцю в зливку [4]

На основі розділу сегрегації вуглецю в профілі, було чітко показано, що кристалізація закінчується в середині зливка. За допомогою програмістів, було чітко продемонстровано, що сегрегація вуглецю різко скорочується на внутрішній поверхні оболонки як для ядерних, так і нафтохімічних марок сталі. На рис. 5 зображена відносна сегрегація вуглецю в профілі заготовки вздовж висоти, що виготовлена з порожнистих зливків, та ковальських зливків в яких сегрегація відрізняється на 20%. [5]

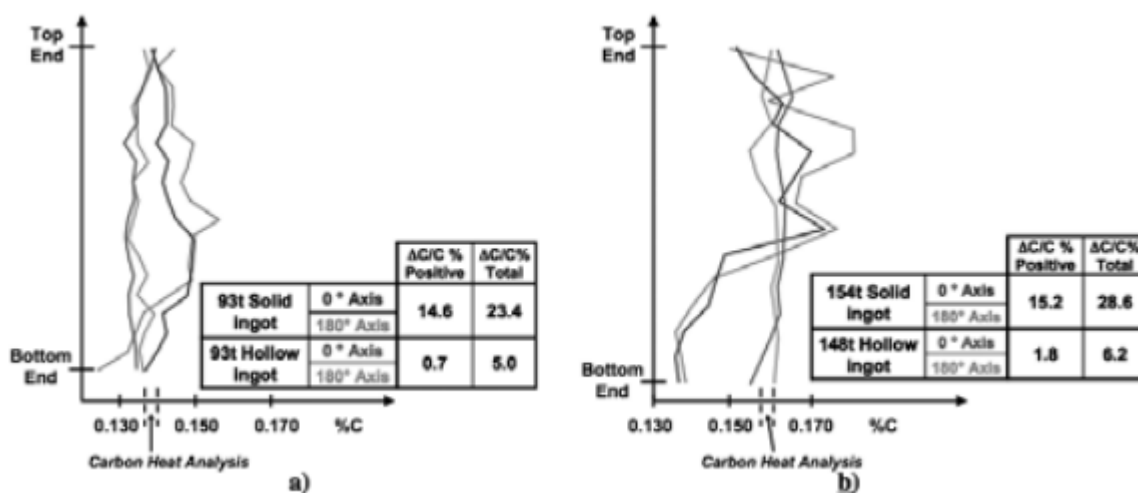


Рис. 5 Порівняння сегрегації вуглецю вздовж профілю внутрішньої поверхні заготовки порожнистого і ковальського зливків для а) ядерних і б) нафтохімічних марок сталі [5]

Результати, отримані з ядерної марки сталі чітко встановили, що внутрішня поверхня вільна від типу Λ - сегрегації у порожнистих зливків, на відміну від ковальських.

На рис. 6 наведені результати порівняння сегрегації профілів між поковками, випущених з ковальських зливків і порожнистих зливків. На ковальських зливках на 2/3 поверхні наявна сегрегація в той час як внутрішня поверхня поковок випущених з порожнистих зливків вільна від будь-яких відокремлених ділянок та зон сегрегації.

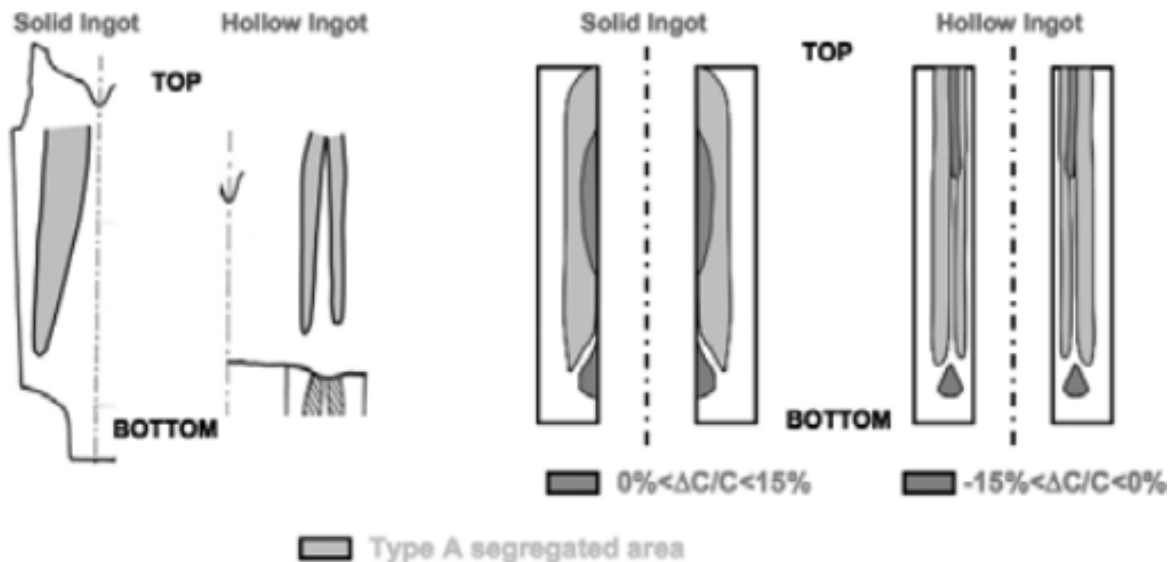


Рис. 6 Порівняння рівня сегрегації в:
а) ковальських; б) порожнистих зливках [5]

Висновки

1. Виготовлення порожнистих зливків, є перспективним напрямом, для виготовлення з них поковок.

2. Перевагою порожнистого зливка є напрямлений фронт кристалізації, що приводить до того, що виникає менше кристалічних дефектів.

3. Внаслідок математичного моделювання було показано, що рівень сегрегації вуглецю та марганцю на 20 % в порожнистих зливках менший ніж у ковальських.

Література

1. Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок [Текст] / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков – М.: Металлургия, 1973. – 248 с.
2. Шаповалов, В. А., Цыкуленко К. А. Качество крупнотоннажных слитков, отливаемых в изложнице (аналитический обзор) [Текст] / В. А. Шаповалов, К. А. Цыкуленко // Современная электрометаллургия – 2013. – №1, с. 58 – 65.

3. Hollow Ingots: Thirty Years of Use to Control Segregation and Quality for Nuclear and Petrochemical Large Shells [Текст] / G. Girardin, D. Jobard, F. Perdriset, P. Tollini // IFM 2011 – p.170 – 175;

4. The Development of Hollow Ingot Technology at Sheffield Forgemasters International Ltd. [Текст] / M. Tomlinson, J. Talamantes-Silva, P.Davies // IFM 2011 – p.175 – 179;

5. A Study on the Fabrication of a Large Hollow Ingot by CAE [Текст] / Sang-Hun OH, Dong-Hee Lee // IFM 2011 – p.179 – 183;

6. ESR of Hollow Ingots. New Approaches to a Traditional Problem [Текст] / L. Medovar, A. Stovpchenko, V. Juravel, and D.Bogachev // IFM 2011 – p.183 – 189.

УДК 621.395.623.32

ЛАЗЕРНАЯ ОБРАБОТКА ПЛОСКИХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЕМБРАН

А. С. Косюк

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

У представленій роботі описано використання лазерної обробки для поліпшення якостей і заліковування дефектів плоских металевих мембран. Мембрани використовують для вимірювання значних швидко змінюються тисків, а також тисків в'язких і забруднених рідин. Так, як товщина металевої мембрани складає 0,06 ... 1,5 мм, А масоперенос відбувається під великим тиском, виникають поломки або тріщини. Лазерна обробка покращує структурний стану, фазового та хімічного складу поверхневих шарів металевих мембран

В представленной работе описано использование лазерной обработки для улучшения качеств и заживление дефектов плоских металлических мембран. Мембраны используют для измерения значительных быстро изменяющихся давлений, а также давлений вязких и загрязненных жидкостей. Так, как толщина металлической мембраны составляет 0,06...1,5 мм, а масоперенос происходит под большим давлением, возникают поломки или трещины. Лазерная обработка улучшает структурное состояние, фазового и химического состава поверхностных слоев металлических мембран

In dieser Arbeit beschreibt die Verwendung von Laser-Behandlung zu heilende Qualitäten und Mängel von flachen Metallmembranen zu verbessern. Die Membranen werden verwendet, um signifikante schnell ändernde Drücke und Drücke viskosen und verunreinigten Flüssigkeiten. Somit ist die Dicke der Metallmembran beträgt 0,06...1,5 mm, Und die Massentransfer unter hohem Druck stattfindet, gibt es Risse oder Brüche. Laserbehandlung verbessert die strukturelle Zustand der Phasen und die chemische Zusammensetzung der Oberflächenschichten von Metallmembranen

В наше время очистка стала играть очень важную роль. Продолжающееся увеличение количества и разнообразие новых промышленных предприятий, химических производств, различных

транспортных средств, химизация сельского хозяйства приводят к нарастающему загрязнению окружающей среды всевозможными химическими веществами (ксенобиотиками), попадающими в нее с газообразными, жидкими и твердыми выбросами и отходами. Наиболее часто в современных промышленных технологиях применяются мембранные системы очистки.

Избирательность мембраны основана на ее способности пропускать или не пропускать частицы в соответствии с их размером и иными свойствами. Мембрана может быть гомогенной или асимметричной. Гомогенные мембраны в поперечном сечении имеют однородную структуру при увеличении, по крайней мере, в 100 раз.

Плоские металлические мембраны наиболее просты по конструкции и технологичны. Линейность характеристики удовлетворительная лишь при весьма малых прогибах, равных примерно четверти толщины мембраны.

Для обработки и сварки материалов используются твердотельные и газовые лазеры. Независимо от типа применяемого лазера и назначения лазерные технологические установки состоят из ряда аналогичных функциональных узлов и имеют общую структурную схему (рис. 1).

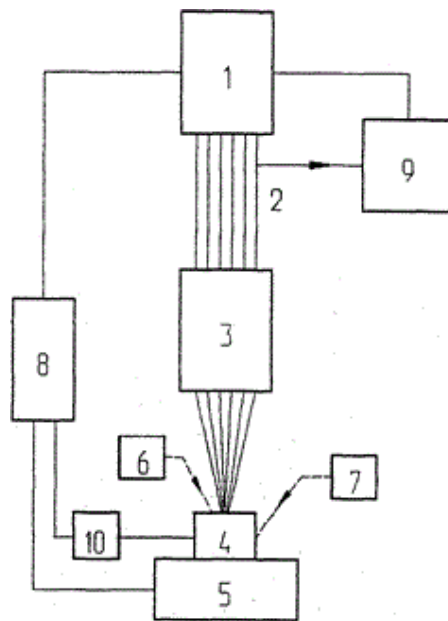


Рис. 1 Структурная схема лазерной технологической установки:
1 - оптический квантовый генератор (лазер); 2 - лазерное излучение;
3 - оптическая система; 4 - обрабатываемый объект; 5 - устройство для перемещения обрабатываемого объекта; 6 - устройство для подачи защитного газа; 7 - источник вспомогательной энергии; 8 - программное устройство; 9 - датчик контроля параметров излучения; 10 - датчик технологических параметров

Основным источником энергии, обеспечивающей процесс обработки, является оптический квантовый генератор (лазер). Лазерное излучение формируется оптической системой в пучок с определенными пространственными характеристиками и направляется на обрабатываемый объект.

С помощью оптической системы могут осуществляться также визуальный контроль состояния обрабатываемого объекта относительно луча, наблюдение за ходом процесса обработки и оценка его результата. В лазерной технологической установке также устройство для обеспечения перемещения обрабатываемого объекта в процессе обработки.

Плоские металлические мембраны используют для измерения значительных быстро изменяющихся давлений, а также давлений вязких и загрязненных жидкостей. Для большего снижения жесткости манометрической системы соединяют несколько мембран в мембранные коробки и блоки.

Для улучшения эксплуатационных свойств металлических мембран можно использовать лазерную обработку. Она улучшает структурное состояние, фазового и химического состава поверхностных слоев. Используя лазерный пучок как концентрированный источник тепла, можно выполнять различные виды локальной термической обработки.

Лазерное оплавление напыленных покрытий - один из способов улучшения их свойств. Структура оплавленных лазером слоев характеризуется чрезвычайной дисперсностью, отсутствием оксидных включений и пор. Содержание легирующих элементов в оплавленных участках мало отличается от исходного. При лазерном оплавлении покрытий на оптимальном режиме, полученных напылением, можно добиться такого состояния поверхности, при которой последующая механическая обработка представляет собой отделку (например, шлифование).

Лазерное оплавление можно использовать для поверхностного легирования или обработки покрытий. В последнем случае наблюдается залечивания дефектов (пор и трещин) и улучшается прочность сцепления покрытия с основой вследствие образования жидкой фазы, с помощью лазера можно проводить наплавки или напыления различных покрытий аналогично процессам дуговой, плазменной или пламенной наплавки или напыления.

Литература

1. Никитин Г. А. Биохимические основы микробиологических производств: Учеб. пособие. — 2-е изд., перерб. и доп. — К.: Вища шк., 1992.
2. Запольський А. К., Салюк А. І. Основи Екології: Підручник – К.: Вища Школа, 2004 – 382с.

УДК 621.745.5

АНАЛИЗ СУЩЕСТВУЮЩИХ ЖАРОПРОЧНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА

В. С. Косюк, М. О. Новичков

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

У даній статті розглядаються особливості жаростійких титанових сплавів, тенденції використання та комплекс вимог до них. Так як використання титану зростає, особливо в найвідповідальніших ділянках сучасного виробництва, тому перспективним є до використання інтерметалідних з'єднань титану, і зокрема його алюмінідів

В данной статье рассматриваются особенности жаростойких титановых сплавов, тенденции использования и комплекс требований к ним. Так как использование титана возрастает, особенно в самых ответственных участках современного производства, поэтому перспективным является использование интерметаллидных соединений титана, и в частности его алюминидов

This article discusses the features of heat-resistant titanium alloys, usage trends and complex requirements for them. Since the use of titanium is growing, especially in the most critical areas of modern production, so promising is the use of intermetallic compounds of titanium, and in particular aluminide

В настоящее время в качестве жаропрочных титановых сплавов чаще всего применяются такие отечественные двухфазные сплавы: ВТЗ-1, ВТ8, ВТ9, ВТ25, а также псевдо-а сплав ВТ18У. Эти сплавы используются при температурах от 450 °С до 550 °С. За рубежом промышленное применение получили сплавы: IMI 550, IMI 679, IMI 685, IMI 829, IMI 834 [1,2]. Все приведенные зарубежные сплавы используются для работы при температурах до 600 °С.

Конструкции нового поколения двигателей, разработанные в последнее десятилетие, потребовали создания новых материалов для горячей части компрессора. Созданные в 80-90 гг. XX столетия сплавы ВТ8-1, ВТ25У и ВТ36 обеспечивают рабочий ресурс до 500 ч при температуре 550 °С (для сплава ВТ25У) и при 600 °С (для сплава ВТ36), что не полностью удовлетворяет требованиям, предъявляемым к

материалам двигателей 5-го поколения [3]. Увеличение ресурса, прежде всего, связано с проблемой термической стабильности материалов.

Ресурс работы зарубежных титановых сплавов таких, как Ti6242S, IMI829, IMI834 и T1100, применяемых в горячей части компрессора при температурах 550-600 °С, составляет более 500 ч. Вместе с тем его увеличение также лимитируется проблемами термической стабильности.

Как известно, последние десятилетия существовали две основные тенденции повышения уровня жаропрочности титановых сплавов. Во-первых, это повышение температуры полиморфного превращения (Тпл.), а во-вторых, оптимизация фазового состава и структуры. Известно, что Тп.п можно поднять с помощью легирования сплава α -стабилизаторами.

Анализ отечественной и зарубежной литературы показывает, что при разработке жаропрочных титановых сплавов последние 10-15 лет во всех странах исследования проводятся на различных вариациях практически одних и тех же легирующих элементов [3, 4]. Все попытки использовать редкоземельные или тугоплавкие элементы, а также ввести интерметаллиды в α -твердый раствор для повышения жаропрочности оказывались неудачными и не получили развития.

В последнее время внимание многих исследователей обращено на поиск новых нестандартных решений, которые смогли бы обеспечить резкое повышение уровня эксплуатационных характеристик материалов для горячей части компрессора.

Основное внимание обращено на создание сплавов на основе алюминидов титана, которые смогут обеспечить новый уровень жаропрочности, термической стабильности, жаростойкости [1, 4]. На первом этапе основные усилия были направлены на разработку сплавов на базе α -фазы - в США «супер альфа-2»-сплавы, в РФ - сплав ВТИ-1. Созданные сплавы по уровню некоторых свойств, превосходили традиционные титановые сплавы. Данные о свойствах сплавов на основе «гамма»-фазы позволяли надеяться, что резкий скачок свойств, возможность их применения вплоть до температуры 800 °С и малая плотность дадут возможность широкого промышленного использования сплавов этого класса. Однако значительные материальные затраты и громадные усилия исследователей десятка развитых стран до сих пор лишь вселяют надежды, оставляя в стороне вопрос о широком внедрении. Причина заключается в том, что, несмотря на уникальность свойств, недостатками «гамма»-сплавов являются пониженная пластичность при низких температурах и ограниченная технологичность при горячей обработке давлением [3]. И все же достигнутый уровень механических свойств «гамма»-сплавов позволяет использовать их в конструкциях, где требования к повышению температур и снижению веса являются

главными. Применение этого сплава в стационарных деталях КВД, ТНД и ФК ($T_{\text{рвб}} < 800 \text{ }^{\circ}\text{C}$) взамен некоторых деталей и сплавов, снижает их вес до 25 % и обеспечивает пожаробезопасность конструкции.

Еще одним наиболее перспективным направлением создания жаропрочных материалов, помимо алюминидов титана, являются сплавы на основе β -фазы с интерметаллидным типом упрочнения. Исходя из анализа диаграмм состояния, можно сделать вывод, что как основа для разработки жаропрочных β -сплавов могут быть использованы две диаграммы Ti—Nb и Ti—Mo. Сплавы с ниобием в качестве легирующего элемента уже достаточно широко используются. Это прежде всего сплавы на основе β -фазы и сплавы с орторомбической структурой, содержащие более 10% вес. ниобия. Как в случае алюминидов титана, так и в случае β -сплавов, богатых ниобием или молибденом, существует проблема получения качественных по равномерности химического состава слитков. В значительной мере неудачи с промышленным производством этих сплавов вызваны именно этим обстоятельством.

Основной проблемой повышения температуры применения титановых сплавов выше $600 \text{ }^{\circ}\text{C}$ является проблема, связанная с недостаточно высокой термостабильностью. Общеизвестно, что термическая стабильность связана с двумя аспектами: металлургической стабильностью, т.е. способностью сплава сохранять состав и структуру после длительного термического воздействия, и поверхностную стабильность, т.е. способность сопротивляться активному воздействию на поверхность детали эксплуатационной среды во время длительной работы при высокой температуре.

Рост требований к тактико-техническим характеристикам двигателей вызвал необходимость создания более надежных и долговечных сплавов, работающих при более высоких температурах. Примером таких сплавов могут служить ВТ25У, ВТ8-1, ВТ36. Все они не только не уступают зарубежным аналогам, но и по целому ряду показателей значительно превосходят их [1,4].

Основным критерием при разработке жаропрочных сплавов было значение кратковременной и долговременной прочности при определенной температуре. Солониной О. П. и Глазуновым С. Г. был сформулирован целый комплекс требований к жаропрочным сплавам [5]. Основные из них следующие:

1. Высокая кратковременная и долговременная прочность, во всем интервале рабочих температур. Минимальные требования - предел прочности при комнатной температуре 1000 МПа, кратковременная и «сточасовая» прочность при $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ - 750 МПа.

2. Удовлетворительные пластические свойства при комнатной температуре: относительное удлинение более 5 %.

3. Термическая стабильность: сплав должен сохранять свои пластические свойства после длительного влияния высоких температур и напряжений. Минимальные требования: сплав не должен быть хрупким после 100 часов нагрева при любой температуре в пределах 20-500°C.

4. Высокое сопротивление усталости при комнатной и высоких температурах: предел выносливости при комнатной температуре должен составлять не менее 45 % предела прочности при комнатной температуре, а при 400 °C - не менее 50 % предела прочности при соответствующей температуре.

5. Высокое сопротивление ползучести. Минимальные требования - при температуре 400 °C и напряжении 500 МПа остаточная деформация за 100 часов не должна превышать 0,2 %.

Однако ни один с известных в настоящее время отечественных и зарубежных жаропрочных титановых сплавов не удовлетворяет комплексу вышеперечисленных требований.

Дальнейшее повышение рабочих температур в компрессоре вызывает необходимость поиска нестандартных композиций сплавов. Поэтому является перспективным переход к использованию интерметаллидных соединений титана, и в частности его алюминидов.

Сплавы на основе гамма-алюминидов титана (γ -TiAl) в настоящее время рассматриваются как потенциальные конструкционные материалы, температура эксплуатации которых составляет 600-900 °C. В отличие от традиционных конструкционных материалов эти сплавы имеют ряд уникальных свойств: высокие удельные прочностные свойства и упругие модули, сохраняющиеся до высоких температур, высокие жаропрочность и сопротивление ползучести, высокое сопротивление окислению. Так как сплавы на основе алюминидов титана более легкие, не требуют для легирования дорогостоящих и дефицитных легирующих элементов, а значит более дешевые, эти сплавы в ближайшем будущем могут составить серьезную конкуренцию суперсплавам на основе никеля. Однако, широкому применению материалов на основе алюминидов титана препятствует отсутствие промышленно надежной технологии получения гомогенных сплавов заданного состава.

Титановые сплавы на основе интерметаллидов по удельной длительной прочности превосходят стали при температурах до 700-800 °C, что позволяет применять их для изготовления деталей компрессора, турбины, форсажной камеры (при этом снижается масса изделий).

Получение качественных слитков может быть достигнуто в случае применения принципиально новых технологий их выплавки, базирующихся на независимых источниках нагрева. К таким источникам нагрева относится электронно-лучевая плавка с промежуточной емкостью.

Література

1. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. и др. Электронно-лучевая плавка титана. – К.: Наук.думка. - 2006. – 248с.
2. Глазунов С. Г., Моисеев В. Н. Конструкционные титановые сплавы. – М.: Металлургия. - 1974. – 366с.
3. Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В. и др. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. – К.: Наук.думка. - 2008. – 312с.
4. Анташов В. Г., Ночовная Н. А., Иванов В. И. Тенденция развития титановых сплавов для авиадвигателей // Технология легких сплавов. – 2002. - № 4.– С. 72-76.
5. Солонина О. П., Глазунов С. Г. // Жаропрочные титановые сплавы – Москва, «Металлургия». - 1976. - 447 с.

УДК 669.013: 669.054:669.74

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА РУДНО-ВОССТАНОВИТЕЛЬНОЙ СМЕСИ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ДУГОВОГО ГЛУБИННОГО ИЗВЛЕЧЕНИЯ ЭЛЕМЕНТОВ ИЗ СИЛИКОМАРГАНЦЕВОГО ШЛАКА

С. В. Куберский, М. Ю. Проценко

Донбасский государственный технический университет

Проаналізовано вплив складу рудно-відновлювальних сумішей на ефективність дугового глибинного вилучення марганцю і кремнію з силікомарганцевого шлаку в залізовуглецеві розплави. Запропоновані рекомендації з оптимізації складу сумішей з точки зору вмісту вуглецьвмісного відновника, відновлюваних та супутніх оксидів і основності

Проанализировано влияние состава рудно-восстановительных смесей на эффективность дугового глубинного извлечения марганца и кремния из силикомарганцевого шлака в железоуглеродистые расплавы. Даны рекомендации по оптимизации состава смесей с точки зрения содержания углеродсодержащего восстановителя, восстанавливаемых и сопутствующих оксидов и основности

The influence of the mixture composition on the efficiency of the arc deep extraction of manganese and silicon from metallurgical wastes in metallic melts. Recommendations on optimization of the mixture

Развитие теории и технологии дугового глубинного восстановления (ДГВ) полезных элементов в железоуглеродистые расплавы позволило сформулировать основные концептуальные положения нового метода эффективной переработки промышленных отходов и вторичных материалов способствующего значительному ресурсо- и энергосбережению [1].

Технология ДГВ была реализована для восстановления магния, кальция, марганца, кремния из магнезита, извести, доломита, марганцевой руды, передельного марганцевого шлака, шлама сухих ферросплавных газоочисток и отвального шлака производства товарного силикомарганца при десульфурации чугуна и раскислении-легировании металла в ковшах небольшой емкости (0,16-1,0 т) характерных литейным предприятиям и металлургическим микро-заводам.

Одним из актуальных для метода ДГВ вопросов которые не были

изучены в ходе предыдущих исследований, является влияние основных компонентов входящих в состав рудно-восстановительных смесей (РВС) на эффективность процесса и в первую очередь извлечение полезных компонентов.

Поэтому основной задачей настоящих исследований было определение зависимостей между степенью углеродического извлечения марганца и кремния и химическим составом РВС на базе шлака от производства товарного силикомарганца.

Исследования осуществляли в лабораторных условиях в ИСТ-0,06 при обработке 20 плавок чугуна и стали массой 27,5-33,0 кг, рудно-восстановительными блоками (РВБ) Ø50 мм. РВС формировали из силикомарганцевого шлака, углеродсодержащего восстановителя (бой графитовых электродов или кокс) и связки (жидкое стекло или каменноугольный пек). Для повышения основности смеси использовали негашеную известь. Содержание оксидов составляющих основную долю РВС изменялось в пределах: MnO – 10-25%, SiO_2 – 25-35%, CaO – 27-42%, Al_2O_3 – 1-9%. Содержание остальных оксидов MgO , FeO , Fe_2O_3 , K_2O , Na_2O находилось в узких пределах и при анализе исследуемых параметров их влияние не учитывалось. Количество восстановителя определялось расчетным путем исходя из стехиометрически необходимого для восстановления всего марганца и кремния содержащегося в РВС.

Для углеродических восстановительных процессов характерных производству марганцевых ферросплавов очень важно иметь оптимальное сопротивление шихты, главным образом зависящее от содержания восстановителя. Избыток восстановителя приводит к уменьшению сопротивления шихты, увеличению токовой нагрузки на электродах и неглубокой их посадке. Это влечет за собой увеличения расхода электроэнергии, снижение производительности печи и удорожание продукции [2].

Производство марганцевых ферросплавов и ДГВ элементов из шлака силикомарганца по сущности очень близки, поэтому данное требование к электросопротивлению шихты является актуальным и для исследуемого метода.

Для определения электросопротивления образцов РВС выполненных в виде «таблеток» различного состава и диаметра, использовалась методика, приведенная в работе [3].

В качестве связующего для низкоосновных смесей использовали жидкое стекло, а при исследовании смесей с высокой основностью каменноугольный пек.

Исследование электросопротивления производили для следующих образцов:

– шлак силикомарганца и жидкое стекло;
 – шлак силикомарганца, коксовая мелочь и жидкое стекло;
 – шлак силикомарганца, негашеная известь для обеспечения основности 1,2 и 1,4, коксовая мелочь и каменноугольный пек.

Для изготовления опытных образцов в виде «таблеток» шлак, коксовую мелочь, каменноугольный пек и негашеную известь измельчали до фракции менее 0,63 мм после чего при использовании в виде связки жидкого стекла образцы прессовали и сушили, а при использовании каменноугольного пека прессовали, а затем коксовали. Диаметр образцов находился в пределах 50-62 мм, а высота 17-50 мм.

Основные параметры исследованных образцов и величины удельного электросопротивления ($\rho_{уд}$) характерные для различных смесей представлены в таблице 1 и на рисунке 1 (результаты для образца шлака с коксовой мелочью на жидком стекле построены по вспомогательной оси ординат), а установленные зависимости в таблице 2. Содержание углерода в коксовой мелочи принято 88%, а также учтено, что после коксования в рудной смеси остается 50-60% углерода каменноугольного пека.

Таблица 1 Величина $\rho_{уд}$ для исследованных составов РВС

№ образца	Доля компонентов, %					Основность	Содержание в смеси, %		$K_{CaO/C}$	$\rho_{уд}$, Ом·м
	шлак МнС	жидкое стекло	коксовая мелочь	пек	известь		углерод*	CaO		
1	92,6	7,4	–	–	–	0,44	–	–	–	5140
2	60,3	–	4,0	16,0	19,7	1,20	12,32	18,12	1,47	4174
3	58,6	–	3,5	16,1	21,8	1,30	11,94	20,06	1,68	4950
4	57,0	–	3,0	16,2	23,8	1,40	11,55	21,90	1,90	5640
5	76,9	7,7	15,4	–	–	0,44	13,55	–	–	2,71

* – суммарное содержание углерода вносимого коксовой мелочью и остающееся из каменноугольного пека после коксования.

Таблица 2 Уравнения регрессии, описывающие связь между $\rho_{уд}$ и геометрическими размерами образцов

№ образца	Изменения диаметра образца		Изменения высоты образца	
	уравнение регрессии	коэффициент детерминации	Уравнение регрессии	коэффициент детерминации
1	$y = -823,34x + 106950$	$R^2 = 0,759$	$y = 418,64x + 49053$	$R^2 = 0,866$
2	$y = -1464,2x + 141392$	$R^2 = 0,710$	$y = 499,57x + 45267$	$R^2 = 0,994$
3	$y = -1001,6x + 115262$	$R^2 = 0,997$	$y = 367,75x + 50975$	$R^2 = 0,948$
4	$y = -830,77x + 103985$	$R^2 = 0,923$	$y = 421,30x + 50062$	$R^2 = 0,567$
5	$y = -4,879x + 315,77$	$R^2 = 0,987$	$y = 1,964x - 27,478$	$R^2 = 0,808$

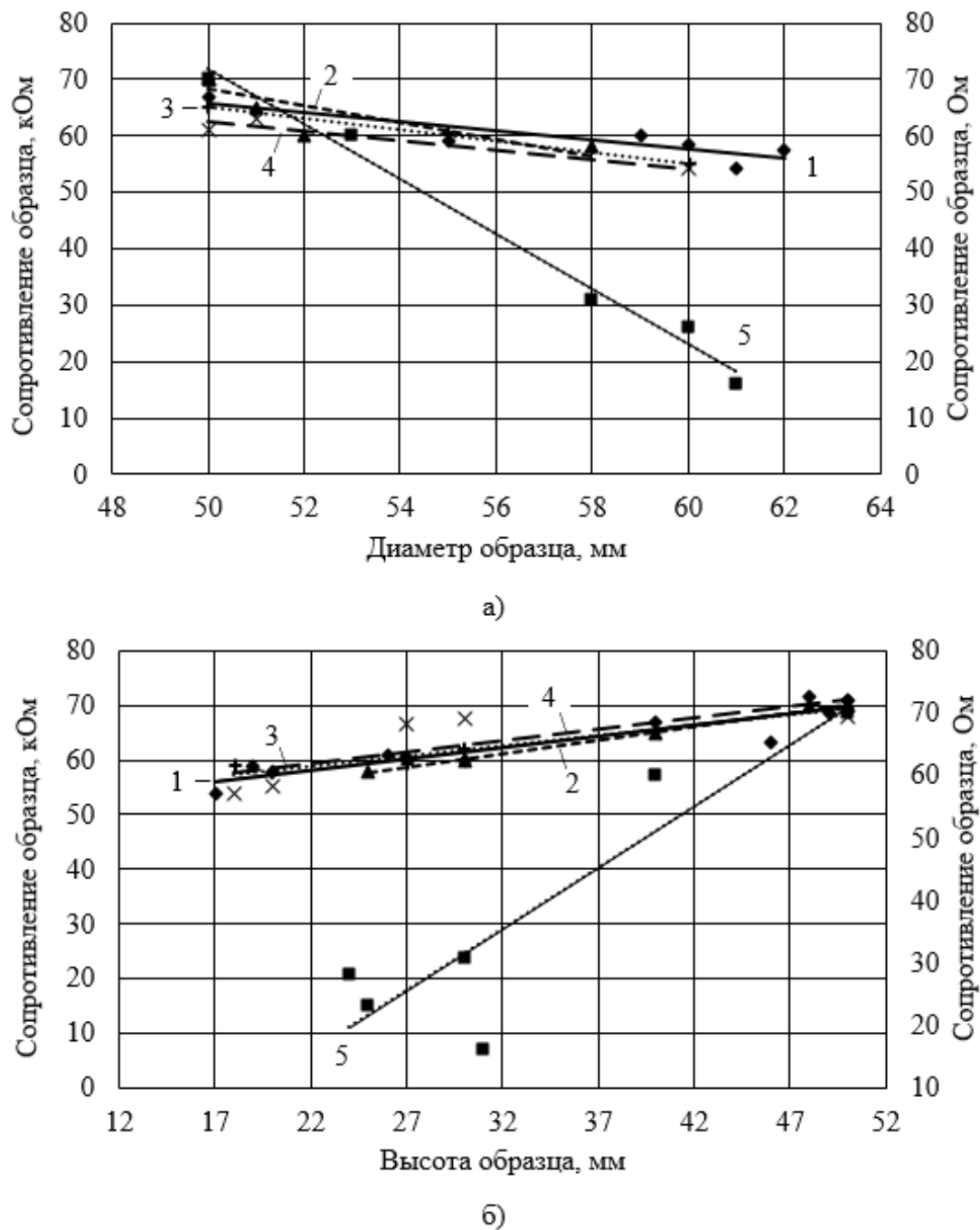


Рис. 1 Характер влияния длины (а) и высоты (б) образцов на $\rho_{уд.}$ РВС различного состава

Анализ графиков показывает, что с увеличением диаметра «таблетки» от 50 мм до 62 мм для образцов 1-4 электросопротивление смеси снижается с 72 до 54 $\kappa\Omega$ или почти на 25 %, а с увеличением высоты образца от 17 мм до 50 мм возрастает практически на аналогичную величину. Причем в пределах рассмотренных составов смесей и при

использовании различных связующих не отмечено существенного влияния этих параметров на электросопротивления. Аналогичный характер изменения электросопротивления имеет место и для опытного образца шлака силикомарганца с коксовой мелочью на жидком стекле, но значение электросопротивления при этом на три порядка меньше, что показывает существенное влияние углерода на исследуемый параметр смеси. Для двух образцов шлака на каменноугольном пеке не наблюдалось уменьшение электросопротивления смеси, несмотря на добавку углерода и дополнительный приход его из связующего материала. Это может быть связано с добавкой в состав образцов извести, которая оказывает противоположное влияние на изучаемый параметр и практически нейтрализует влияние углерода на снижение электросопротивления при величине $K_{CaO/C}=1,75$, что подтверждается данными рисунка 2.

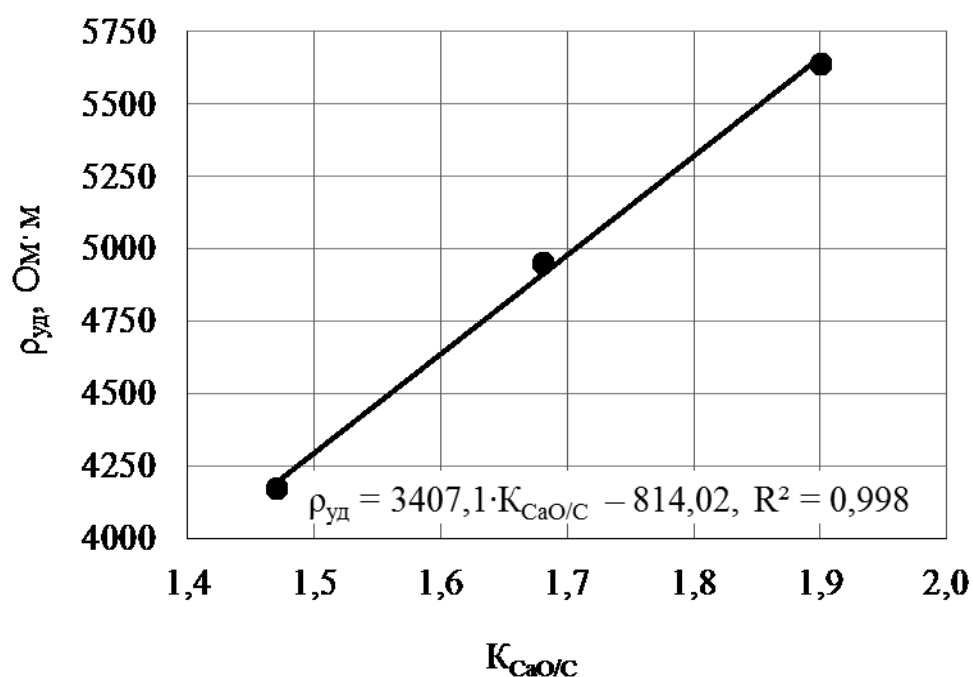


Рис. 2 Влияние $K_{CaO/C}$ на величину $\rho_{уд}$ РВС

При таких соотношениях величина электросопротивления близка к аналогичному параметру для смеси силикомарганцевого шлака на жидком стекле и даже несколько превышает его. Поэтому увеличение основности РВС не только увеличивает температуру ее плавления, но и электросопротивление шихтовых материалов, что является весьма благоприятным фактором для разрабатываемой технологии.

Более полному извлечению марганца способствует повышение его активности в РВС [2]. Учитывая тот факт, что в шлаке силикомарганца

марганец присутствує в виді силікату підвищення активності його оксиду може бути забезпечено зв'язуванням кремнезема в більш прочні сполуки. С цією метою було проаналізовано вплив основності РВС на ступінь извлечения марганца. Основність суміші включаючої шлак силікомарганцевого виробництва з вмістом CaO 15-16% і SiO_2 45-48% змінювали в межах 0,34-1,6 доданням в її склад свіжеобожженої вапни ($\text{CaO} \geq 95$). Максимальна ступінь извлечения марганца отримана при основності 1,4 (рис. 3), яка трохи нижче значень основності забезпечуючих повну нейтралізацію кремнезема оксидом кальцію ($B = 2,0$).

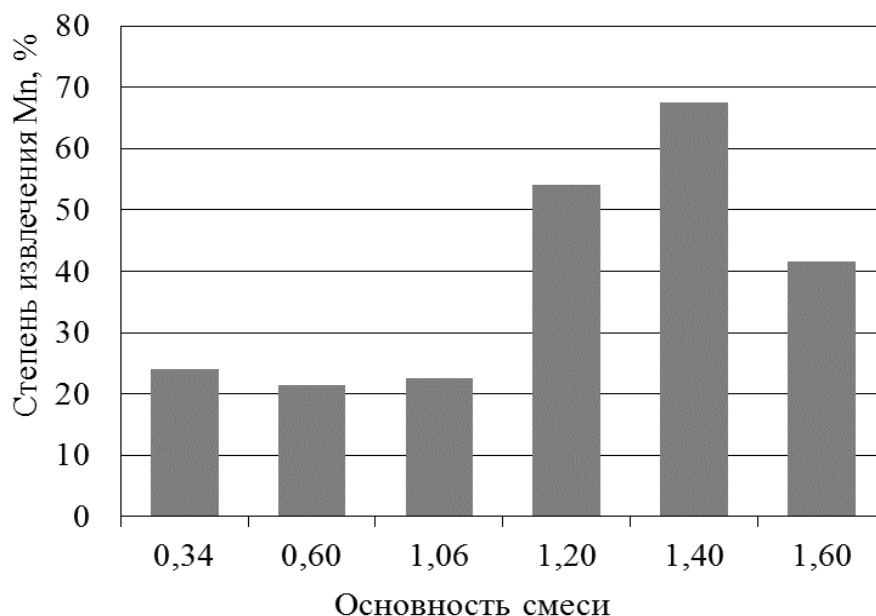


Рис. 3 Влияние основности РВС на степень извлечения марганца

Це пояснюється тим, що паралельно з марганцем відновлюється і кремній, тому основність суміші все час підвищується і в кінці обробки досягає значень 2,0-2,5, тому початкової основності рудної суміші 1,4 достатньо для ефективного підвищення активності оксиду марганца і зв'язування кремнезема в силікати кальцію. Крім того, введення додаткового кількості вапни в суміш негативно впливає на тепловий баланс обробки і економічної ефективності процесу, а також знизить сумарну кількість марганца в РВС, що приведе до більшого її витрати і збільшенню часу обробки.

Результати дослідження впливу вмісту різних оксидів в РВС на ступінь извлечения марганца і кремнія представлені на рисунках 4-6.

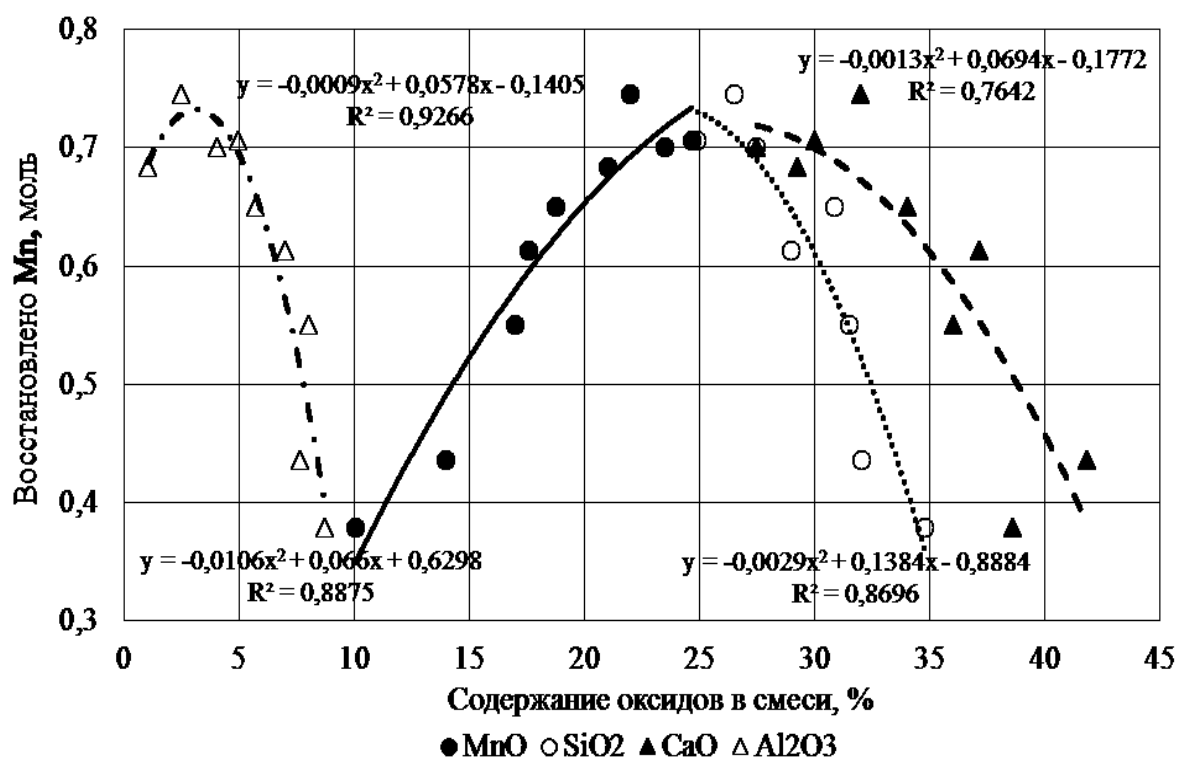


Рис. 4 Влияние состава РВС на извлечение Mn

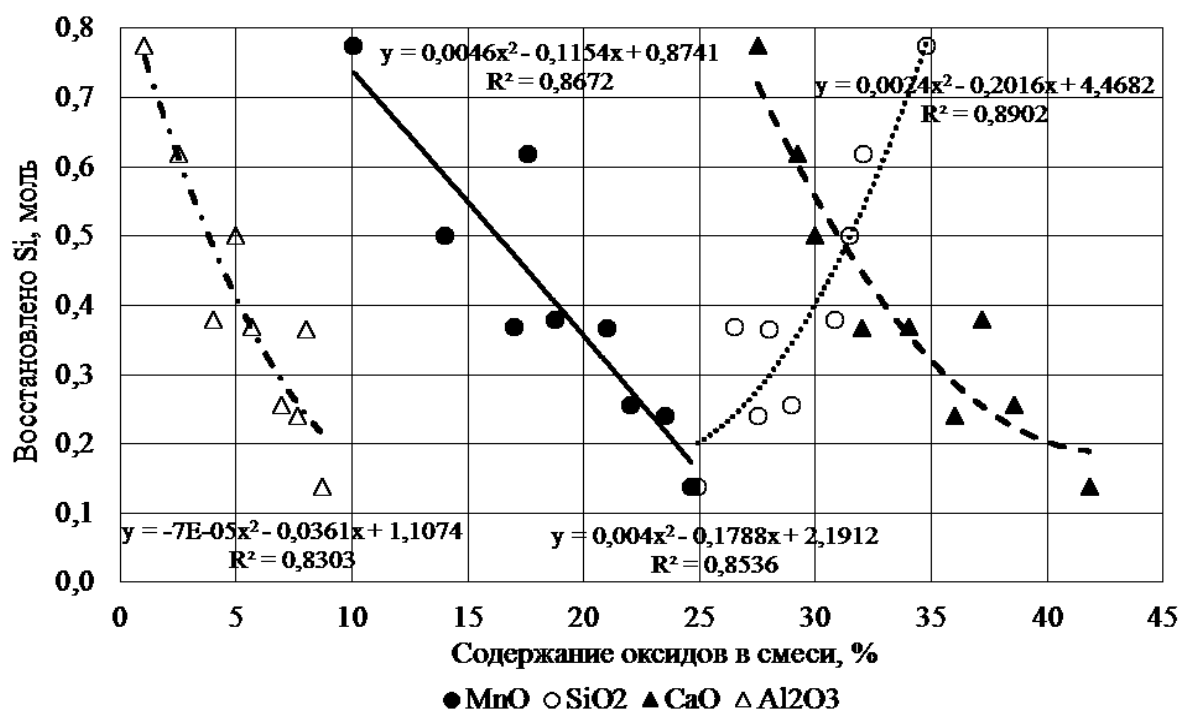


Рис. 5 Влияние состава РВС на извлечение Si

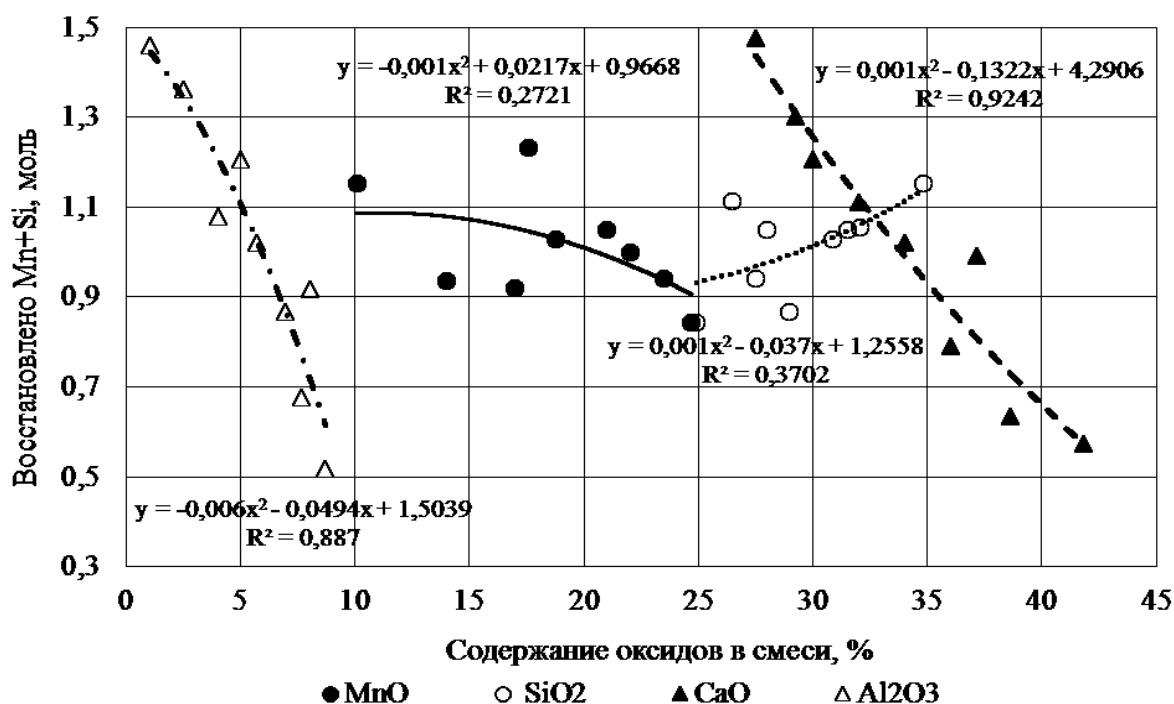


Рис. 6 Влияние состава РВС на извлечение Mn и Si

При получении ферромарганца в электропечах равновесное содержание MnO в шлаке уменьшается с повышением концентрации CaO, MgO и Al₂O₃. Причем наибольшее влияние оказывает CaO вследствие образования термодинамически прочных связей с SiO₂ и меньшее – Al₂O₃, так как алюминаты кальция термодинамически менее прочны, чем силикаты кальция и магния [2].

Данные представленные на рисунках 4-6 несколько противоречат выводам работы [2]. Так для случая марганца (рис. 4) степень его извлечение возрастает с ростом содержания MnO в смеси, глинозем лишь до 3-3,5% способствует некоторому повышению степени извлечения, а с ростом содержания CaO более 32% и SiO₂ во всем диапазоне исследованных концентраций условия восстановления марганца ухудшаются. Аналогичный характер имеет место и при восстановлении кремния (рис. 5). Суммарное извлечение марганца и кремния в расплав также снижается с увеличением содержания CaO и Al₂O₃ в РВС.

Объяснить такое влияние рассмотренных оксидов на степень извлечения марганца и кремния из силикомарганцевого шлака можно в первую очередь бедностью рудного сырья оксидом основного извлекаемого элемента – марганца. Добавка в состав смесей любых примесных оксидов приводит к разбавлению их по содержанию основного восстанавливаемого оксида и будет негативно сказываться на

эффективности процесса с точки зрения количества восстановленных полезных элементов. Ранее проведенные исследования показали, что единственным оксидом, существенно повышающим степень извлечения марганца из силикомарганцевого шлака является CaO . Однако эффективные его концентрации, а также величина основности смеси имеют определенные границы.

Кроме того, можно предположить, что уменьшение содержания кремнезема в смеси ниже значений, представленных на рисунках 4-6 может также повысить степень извлечения марганца, но добиться этого при описанных выше ограничениях в добавке извести можно лишь используя марганецсодержащее сырье (руда, переделный шлак и т.д.), что может негативно сказаться на себестоимости процесса.

Некоторое снижение количества суммарно восстановленных марганца и кремния при увеличении содержания MnO в РВС (рис. 6) можно объяснить тем, основная цель рассматриваемой технологии – извлечение марганца и все термодинамические и кинетические параметры процесса в максимальной степени должны обеспечивать эффективную реализацию технологии углеродтермического извлечения марганца из силикомарганцевого шлака, а кремний восстанавливается попутно. В этих условиях согласно рисунка 5 значительно снижается количество восстановленного в расплав кремния или может восстанавливаться только один марганец, что обусловлено недостаточной для восстановления кремния начальной температурой обрабатываемого расплава, уменьшением доли свободного SiO_2 не связанного в силикаты марганца и кальция, а также возможным участием восстановленного кремния в реакциях металлотермического восстановления марганца.

По данным работы [4] на ход процесса восстановления марганца большое влияние оказывают значения параметров $C_{\text{ТВ}}/\text{Mn}$ и $C/(\text{Mn}+\text{SiO}_2)$ в шихте, которые рекомендуется иметь в пределах 0,38-0,47 и 0,19-0,25 соответственно.

Влияние данных параметров на количество извлеченных в расплав по технологии ДГВ марганца и кремния для проведенных опытных плавов представлено на рисунках 7 и 8.

Как было отмечено выше количество углеродсодержащего восстановителя вводилось в РВС из расчета полного восстановления марганца и кремния находящихся в силикомарганцевом шлаке в виде силикатов. Поэтому абсолютная величина рассматриваемых отношений (0,85-2,05 и 0,38-0,66) в несколько раз превышает значения, рекомендуемые работой [4] где процесс реализован для восстановления предпочтительно одного марганца.

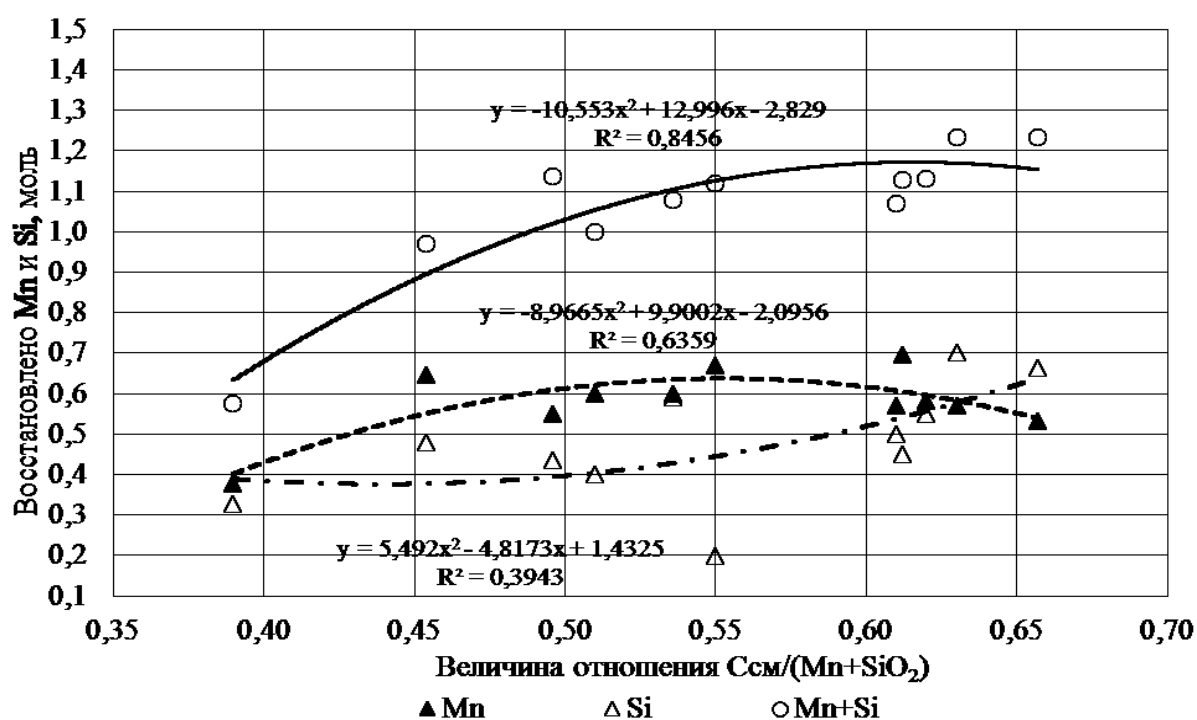


Рис. 7 Влияние отношения $C/(Mn+SiO_2)$ в РВС на извлечение Mn и Si

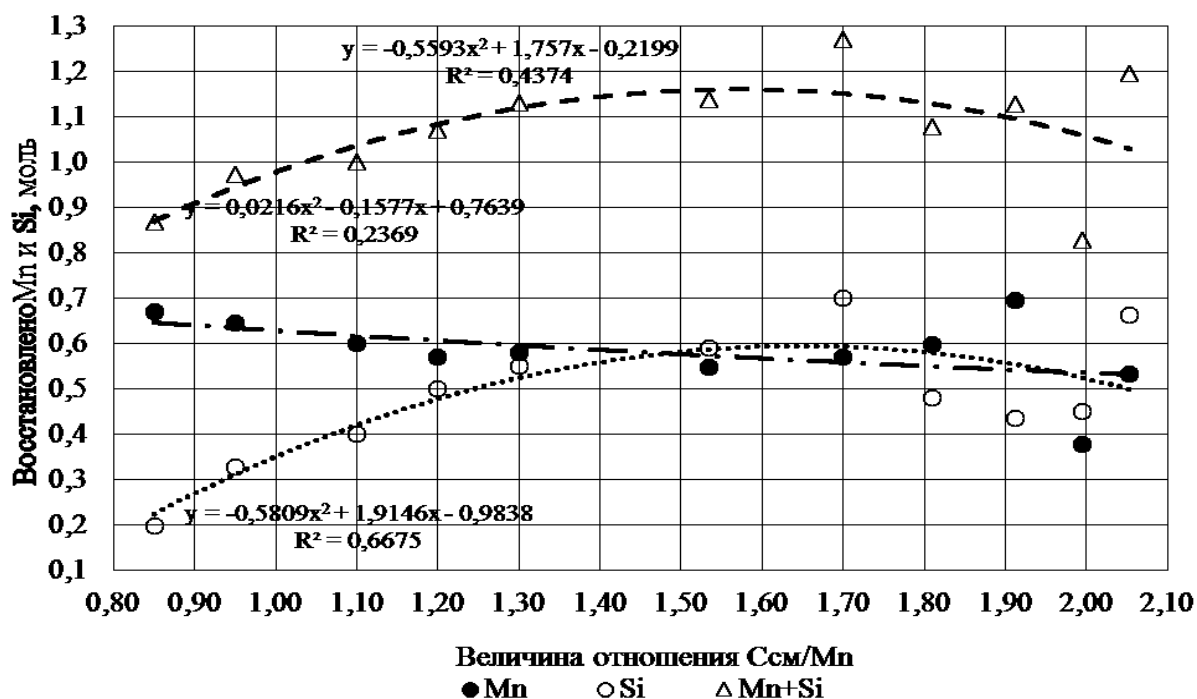


Рис. 8 Влияние отношения $C_{тв}/Mn$ в РВС на извлечение Mn и Si

Согласно рисункам 7 и 8 влияние количества восстановителя в РВС на извлечение марганца и кремния имеет экстремальный характер и наиболее оптимальные значения отношения $C/(Mn+SiO_2)$ с точки зрения восстановления марганца составляют 0,5-0,6, а благоприятные условия для совместного извлечения данных элементов наблюдаются при отношении 0,63. При величине отношения $C_{тв}/Mn$ 1,45 наблюдается максимальное извлечение марганца, а для одновременного извлечения марганца и кремния это отношение должно находиться в диапазоне 1,45-1,95.

Таким образом, в ходе проведенных исследований проанализировано влияние геометрических параметров образцов и химического состава, используемой для их изготовления РВС на электросопротивление. Установлено, что основное и прямо противоположное влияние на исследованный параметр оказывает добавка в шихту извести и углеродсодержащих материалов. При отношении CaO/C более 1,75:1 величина электросопротивления РВС превышает аналогичный показатель характерный безуглеродистым смесям, что является благоприятным фактором для процесса ДГВ.

Для эффективного извлечения марганца из силикомарганцевого шлака в железоуглеродистый расплав необходимо обеспечивать в РВС отношение $C/(Mn+SiO_2) - 0,5-0,6$, $C_{тв}/Mn - 1,45$, максимально возможное количество MnO , содержание глинозема на уровне 3-3,5%, CaO 27-32%, при основности близкой к 1,4 и минимальном содержании кремнезема.

Наибольшее количество одновременно извлеченных в расплав марганца и кремния имеет место при отношении $C/(Mn+SiO_2) - 0,63$, а $C_{тв}/Mn - 1,45-1,95$.

В ходе последующих исследований предполагается оценить влияние состава РВС на их теплофизические свойства и энергетические параметры процесса ДГВ.

Литература

1. Смирнов А. Н. Электродуговая и электромагнитная обработка расплавов: Монография. / А. Н. Смирнов, С. В. Куберский, С. Б. Эссельбах и др. // – Алчевск: ДонГТУ, 2013. – 320 с.
2. Гасик М. И. Марганец. / Гасик М. И. – М.: Металлургия, – 1992. – 608 с.
3. Чернобровин В. П. Электропроводность хромоугольных брикетов и их компонентов для производства феррохрома / В. П. Чернобровин, В. Б. Шмыга, Р. А. Хидиятов и др. // Вестник ЮУрГУ. – №3. – Вып 5. – Челябинск: Металлургия, 2005. – С. 66-69.
4. Гасик М. И. Физикохимия и технология электроферросплавов: Учебник для вузов / М. И. Гасик, Н. П. Лякишев / – Днепропетровск: ГНПП «Системные технологии», 2008г. – 453 с.

УДК 669.187.2: 621.745.32

ОДЕРЖАННЯ МАТЕРІАЛІВ МЕДИЧНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ ТА ВИРОБІВ З НИХ З ВИКОРИСТАННЯМ ЕЛЕКТРОННО- ПРОМЕНЕВОЇ ГАРНІСАЖНОЇ ПЛАВКИ

С. В. Ладохін, Н. І. Левицький, Т. В. Лапшук, Є. О. Дрозд

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Розглянуто можливість використання електронно-променевої гарнісажної плавки з електромагнітним перемішуванням розплаву для виплавки сплавів на основі титану і цирконію та одержання з них виробів медичного призначення. Перевагами запропонованого підходу є підвищення ефективності рафінування, можливість повернення у виробництво відходів і спрощення процесу одержання виробів завдяки використанню ливарної технології

Рассмотрена возможность использования электронно-лучевой гарнисажной плавки с электромагнитным перемешиванием расплава для выплавки сплавов на основе титана и циркония и получения из них изделий медицинского назначения. Преимуществами предложенного подхода являются повышение эффективности рафинирования, возможность возвращения в производство отходов и упрощение процесса получения изделий благодаря использованию литейной технологии

The possibility of electron beam skull melting with electromagnetic stirring use for titanium and zirconium alloys production and medical goods manufacture is considered. The advantages of the approach proposed are refining process intensification, waste return for production and technological process simplification because of casting method use

Доцільність використання електронно-променевої гарнісажної плавки для одержання виробів медичного призначення обумовлена як більш ефективним рафінуванням металу, так і можливістю збільшення виходу придатного, що характерно для цього методу [1]. Дослідні плавки проводили в електронно-променевій ливарній установці, яка змонтована на базі індукційної печі серійного виготовлення ІСВ-004. Застосування електромагнітного перемішування (ЕМП) розплаву обумовлює необхідність розміщення електронної гармати і плавильного тигля на одній вертикальній осі. Плавки проводились з використанням електронно-

променевої гармати аксіального типу з термокатодом при тиску залишкових газів у плавильній камері не більше 1,3 Па.

Схеми і загальний вигляд установки приведені на рис. 1, а технічні характеристики агрегату – в табл. 1.

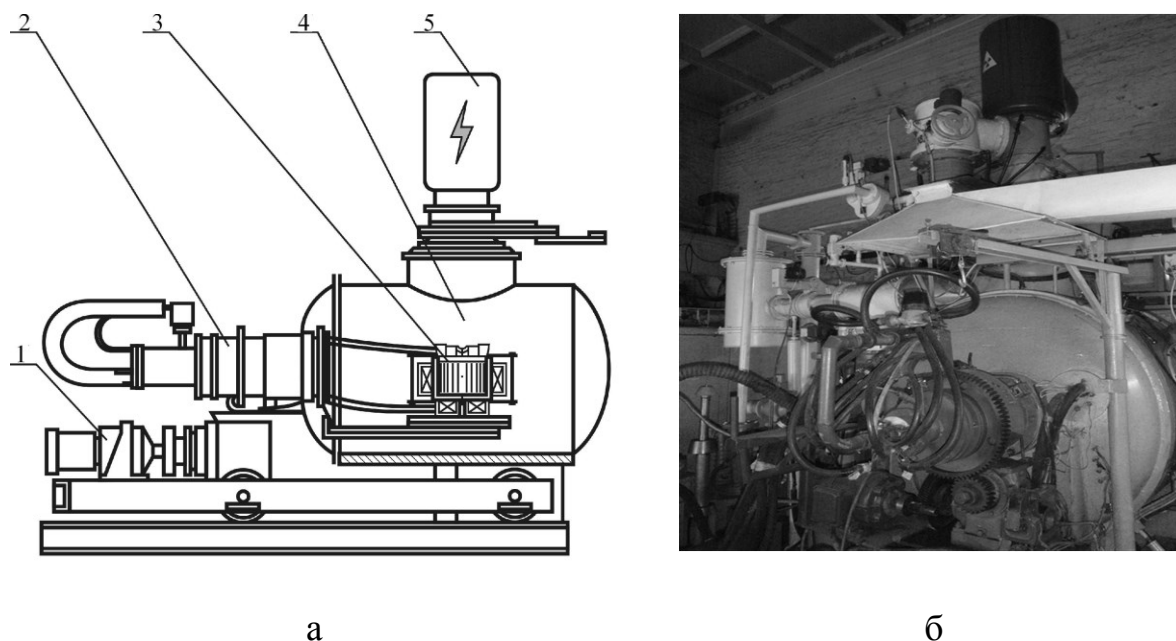


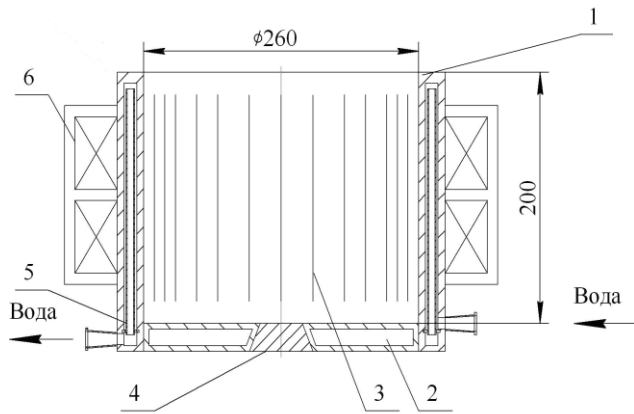
Рис. 1 Схема (а) та загальний вигляд (б) електронно-променевої установки на базі вакуумно-індукційної печі ІСВ-004:

1 – механізм переміщення кришки; 2 – механізм нахилу тигля; 3 – тигель;
4 – вакуумна камера; 5 – електронно-променева гармата

Таблиця 1 Основні технічні характеристики електронно-променевої ливарної установки на базі печі ІСВ-004

Найменування характеристики, одиниця виміру	Значення
Об'єм плавильної камери, м ³	2,2
Тип електронно-променевої гармати	Аксіальна з термокатодом
Максимальна потужність електронно-променевого нагріву (ЕПН), кВт	180
Напруга ЕПН, кВ	28-32
Тип плавильного тигля	Гарнісажний з СЕМП
Режим роботи установки	Періодичний
Спосіб лиття	В стаціонарну форму
Тиск залишкових газів під час плавки, Па	0,13-1,3
Час досягнення робочого тиску в камері, год.	1,5
Габарити установки: довжина×ширина× висота, м	4,5 × 4,0 × 3,5

Використовували дві нові конструкції плавильно-заливальних тиглів, які були розроблені спеціально для виплавки сплавів на основі титану і цирконію. Схеми і загальний вигляд тиглів представлені на рис. 2 і 3, а основні технічні характеристики – в табл. 2.

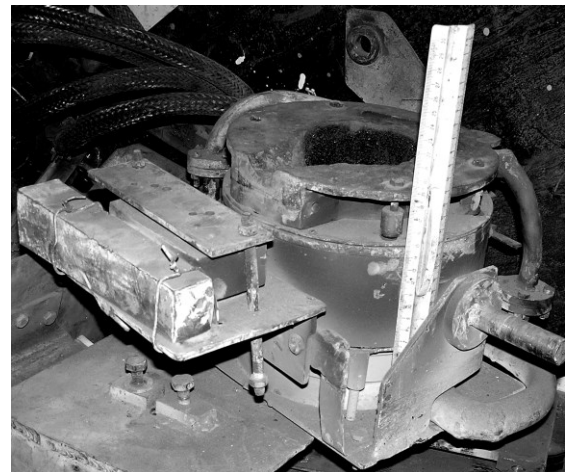
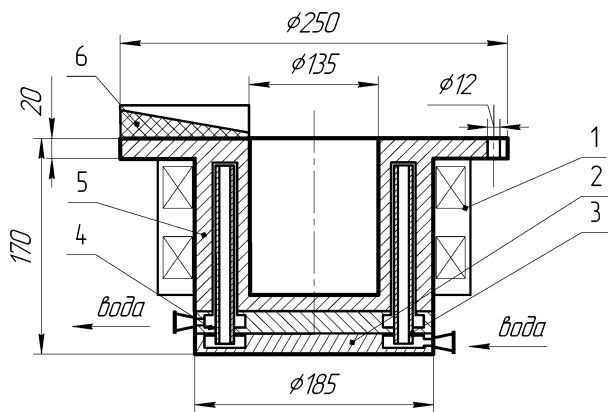


а

б

Рис. 2 Схема (а) та загальний вигляд (б) плавильного тигля $\varnothing 260$ мм в змонтованому стані в електронно-променевій установці:

1 – мідна обичайка; 2 – дно; 3 – наскрізні розрізи; 4 – пробка; 5 – канали охолодження; 6 – система ЕМП



а

б

Рис. 3 Схема (а) та загальний вигляд (б) плавильного тигля $\varnothing 135$ мм в змонтованому стані в електронно-променевій установці:

1 – система ЕМП; 2 – донна частина тигля; 3 – система подавання води в тигель; 4 – система відводу води з тигля; 5 – корпус тигля; 6 – зливний носок

Таблиця 2 Технічні характеристики гарнісажних тиглів

Найменування характеристики, одиниця виміру	Значення	
	Тигель Ø 260 мм	Тигель Ø 135 мм
Висота плавильної ємності, мм	200	170
Товщина стінки, мм	25	25
Кількість котушок системи ЕМП, шт.	дві бокові	дві бокові
Число витків в котушці, шт.	по 9	по 16
Схема електричного з'єднання котушок	А-В, С-0	А-В, С-0
Параметри живлення системи ЕМП: – напруга, В; – сила струму, А; – частота, Гц	18-24 1000-1200 50	16-20 280-400 50
Число розрізів в стінці ємності, шт.	24	12
Спосіб розливання металу	через зливний носок и отвір	через зливний носок
Витрати охолоджуючої води, л/хв.	6-25	6-25
Максимальна маса розплаву, що зливається, кг	20	5,5

Особливістю тигля Ø 260 мм є те, що в ньому передбачена можливість зливання розплаву як через зливний носок шляхом повороту, так і через отвір у дні тигля. В принципі такий тигель відкриває перспективу розробки нових технологій і відповідного обладнання для їх реалізації.

При розробці конструкцій обох тиглів використовувався набутий досвід з вибору оптимальної товщини стінок, а також кількості та розміщення наскрізних розрізів у стінці, необхідних для попередження впливів магнітних полів, що наводяться системою ЕМП на електронний промінь, з метою запобігання його відхилення із зони нагріву.

Основні вимоги до тиглів, що розроблялися, зводились, по-перше, до забезпечення інтенсивнішого перемішування розплаву у порівнянні з тиглями, що використовувалися раніше, і, по-друге, до створення можливості для простого і оперативного виймання гарнісажу з тигля. Остання вимога обумовлена тим, що, як показав досвід виплавки сплавів у гарнісажних тиглях, найдоцільнішим є формування для кожного складу сплаву свого гарнісажу. При переході до виплавки сплаву іншого складу попередній гарнісаж необхідно виймати, тобто мова йде про змінність гарнісажів. На рис. 4 як приклад приведені фотографії існуючих в даний час змінних гарнісажів різних сплавів для тиглів діаметром 260 та 135 мм.

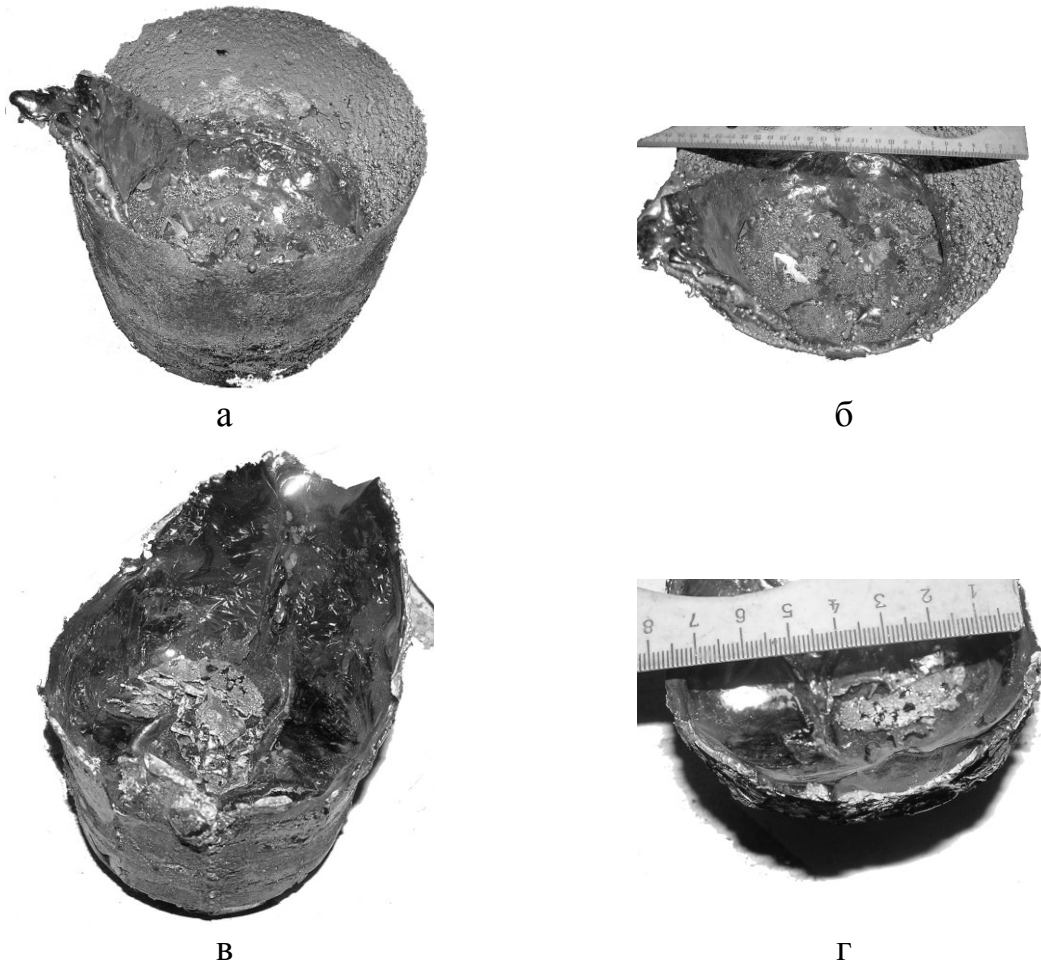


Рис. 4 Змінні гарнісажі нових тиглів:

а – тигель Ø 260 мм, гарнісаж сплаву системи Ti-Al; б – тигель Ø 260 мм, гарнісаж сплаву Ti-Mo; в – тигель Ø 135 мм, гарнісаж титану; г – тигель Ø 135 мм, гарнісаж сплаву системи Ti-Al

Слід відмітити, що практика використання змінних гарнісажів, вперше застосована авторами, виявилась особливо ефективною для технології електронно-променевої плавки і лиття титанових сплавів. Підкреслимо, що тигель Ø 260 мм окрім свого головного призначення завдяки наявності отвору у дні дає змогу встановлювати в ньому тигель малого діаметру (допоміжний) без демонтажу основного, що суттєво спрощує операцію переходу для проведення плавок в тому чи іншому тиглі.

Одержання литих виробів в експериментах проводилось способом лиття у стаціонарні форми, який до останнього часу знаходить найширше застосування при електронно-променевій гарнісажній плавці. Форми

виготовляли з міді і вуглецевої сталі, на практиці найчастіше використовуються кокілі зі сталі.

Дослідження проводились у двох напрямках:

- одержання литих виробів медичного призначення із серійних сплавів титану та цирконію;

- одержання заготовок з нових перспективних сплавів на основі титану як для фасонного литва, так і для подальшої деформації.

Як серійні сплави для одержання литих виробів медичного призначення використовували титанові сплави BT1-0 та BT5 та сплав цирконію КТЦ110 (Zr1Nb). З титанових сплавів було виготовлено адаптери колінного суглоба (сплав BT1-0) та ендопротези тазостегнового суглоба (сплав BT5). Особливістю одержання вказаних виробів є використання у якості шихти відходів сплаву BT1-0. Плавки проводили за традиційною технологією з ступінчастим підвищенням потужності нагріву. Легування проводили алюмінієм марки А95, який вводили у розплав титану за декілька хвилин до зливання з тигля розплаву.

Фотографії одержаних виробів показано на рис. 5.

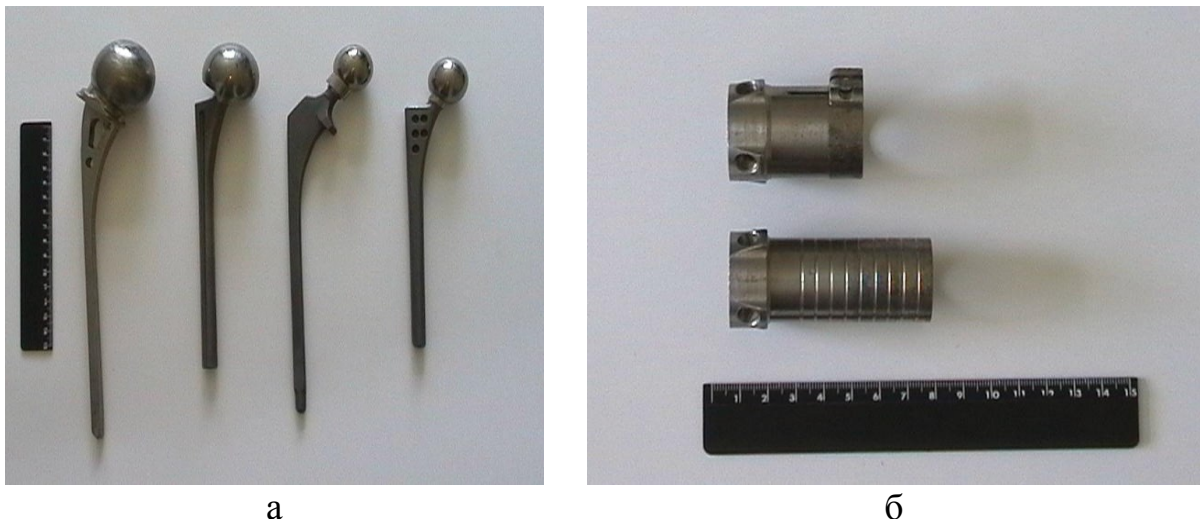


Рис. 5 Ендопротези тазостегнового суглоба (а) і адаптери колінного суглоба

Механічні властивості сплавів BT1-0 і BT5 у відливках складали відповідно: межа міцності (σ_B) – 520-540 МПа і 830-850 МПа, відносне подовження (δ) – 17,0-18,0 % і 9,6-12,0 %, ударна в'язкість (КСУ) – 810-840 кДж/м² і 630-690 кДж/м². Одержані дані свідчать про високу якість сплавів і добре корегують з результатами відомих досліджень властивостей титанових сплавів, які виплавлялись в електронно-променевих гарнісажних установках [2].

Із цирконієвого сплаву Zr1Nb було відлито заготовки для виготовлення дроту. Фотографії цих заготовок наведено на рис. 6, і особливість їх одержання полягала в тому, що сплав потрібного складу був спеціально виплавлений, тобто при одержанні заготовок проводилась тільки плавка для лиття. Відмітимо, що такий підхід достатньо широко використовується у сучасному ливарному виробництві, особливо при одержанні литих виробів відповідального призначення, наприклад лопаток газотурбінних двигунів.



Рис. 6 Заготовки для виготовлення дроту зі сплаву Zr1Nb

Метою проведення робіт за другим напрямом було виявлення можливості заміни сплавів, що містять токсичні елементи (зокрема у найбільш поширеному титановому сплаві ВТ6), новими сплавами, які за рівнем механічних властивостей не поступаються їм. З цією метою у ФТІМС НАН України було розроблено сплав системи Ti-Al-Mo-Nb-Zr [3], а у ІПМ ім. І. М. Францевича НАН України – сплав системи Ti-Nb-Si [4], склади яких наведено у табл. 3.

Таблиця 3 Склад нових сплавів медичного призначення

Сплав системи Ti-Al-Mo-Nb-Zr (патент України 51032)	Сплав системи Ti-Nb-Si (патент США US2014105781(A1))
Вміст елементів: титан – 73,0-80,3 %; алюміній – 4,5-6,5 %; молібден – 1,2-3,8 %; ніобій – 3,8-4,3 %; цирконій – 10,2-12,4 %	Вміст елементів: титан – 61,5- 94,5 %; ніобій – 5,0-35,0 %; кремній – 0,5-3,5 %

В принципі обидва вказані сплави розроблялись для одержання з них литих заготовок під деформацію. Вони характеризуються оптимальним співвідношенням міцності і пластичності у литому стані. При цьому сплав системи Ti-Al-Mo-Nb-Zr має такі показники механічних властивостей: межа міцності – 1120-1130 МПа, подовження – 11,0-12,0 %, ударна в'язкість – 320-380 кДж/м². Сплав системи Ti-Nb-Si характеризується значеннями межі міцності ≥ 940 МПа і модуля Юнга ≤ 150 ГПа.

На рис. 7 наведено фотографії заготовок зі сплаву системи Ti-Nb-Si.

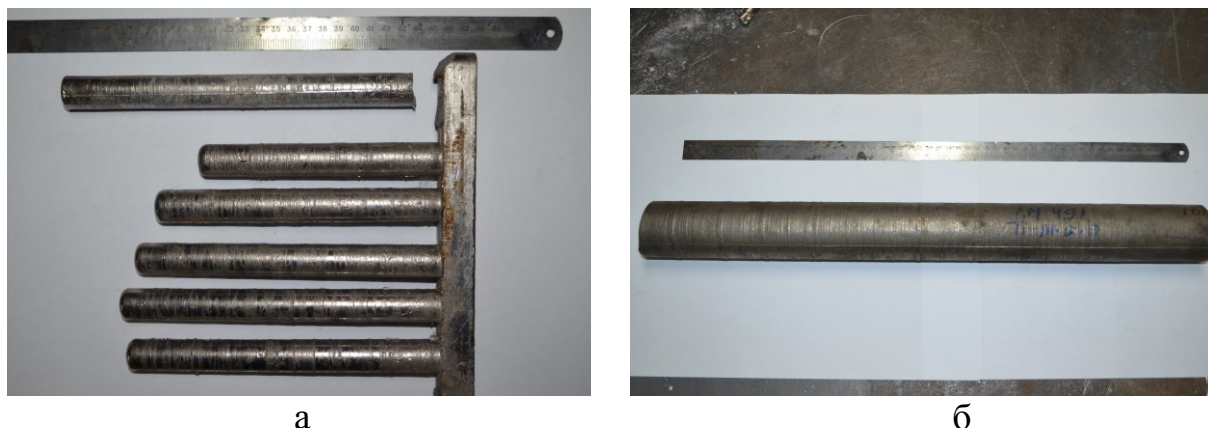


Рис. 7 Заготовки зі сплаву системи Ti-Nb-Si діаметром 20 мм (а) і 65 мм (б)

Було проведено перевірку можливості одержання литих заготовок зі сплаву з ефектом пам'яті форми Ti-Ni, які також передбачається використовувати для одержання необхідних виробів методом деформації.

Фотографії заготовок показано на рис. 8.



Рис. 8 Заготовки зі сплаву з ефектом пам'яті форми Ti-Ni

В цілому одержані результати свідчать про доцільність проведення конструкторських розробок зі створення спеціалізованого устаткування для електронно-променевої плавки у гарнісажному тиглі з електромагнітним перемішуванням розплаву, які б могли забезпечувати виплавку малої кількості розплаву з заливанням у ливарну форму для одержання виробів медичного призначення безпосередньо в умовах медичних закладів. При цьому заслуговує на увагу перевірка можливості використання для гарнісажної плавки сплавів титану і цирконію медичного призначення гармат високовольтного тліючого розряду, які знаходять все ширше використання при електронно-променевої плавці з проміжною ємністю замість термокатодних гармат [5]. Іншим перспективним напрямком одержання сплавів медичного призначення, в першу чергу на основі нікелю, може бути використання для цієї мети сумісної індукційної і електронно-променевої плавки у керамічному тиглі.

Література

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве/ Под ред. С. В. Ладохина. – Киев: Из-во «Сталь», 2007. – 626 с.
2. Ladokhin S., Levitsky N. High Temperature Mechanical Properties of Titanium Alloys Produced by Electron Beam Skull Technology // Proc. Conf. “Electron Beam Melting and Refining – State of the Art 1996”. R. Bakish Ed., Bakish Material Corp., Englewood, NJ. – P. 240-246.
3. Патент України 51032, МПК C21C 14/00. Ливарний сплав на основі титану/ М.І. Левицький, В. І. Мірошніченко, Ю. П. Анікін та ін. – Опубл. 15.11.2002.
4. Патент США US2014105781 (A1), (МПК) C22C 14/00, D22D 25/06. Titanium Based Ceramic Reinforced Alloy for Use in Medical Implants / Fisk Andruve, Demchyshin Anatolii, Kuzmenko Mykola etc. – Опубл. 17.04.2014.
5. Ковальчук Д. В., Кондратий Н. П. Электронно-лучевой переплав титана – пути развития // Литье и металлургия. – 2008. – № 4 (48). – С. 275-282.

УДК 621.771.25.04:621.771.06-ПК.001.5

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ПРОЦЕССА ПРОКАТКИ В КОМПЛЕКСЕ «ПРИВОДНАЯ-НЕПРИВОДНАЯ РАБОЧИЕ КЛЕТИ»

А. И. Лещенко, С. А. Воробей, В. Г. Раздобреев

Институт черной металлургии НАН Украины

На підставі виконаних експериментальних досліджень отримані залежності впливу ступеню деформації у непривідній кліті на кінематичні параметри процесу прокатки та напруження підпору, необхідного для деформації розкату у непривідній кліті. З використанням експериментальних даних виконано перевірку метода розрахунку кінематичних та енергосилових параметрів процесу деформації у непривідній робочій кліті. Встановлено, що похибка розрахунку величини нейтрального кута складає $-12...+8\%$, а похибка розрахунку величини напруження підпору складає $\pm 15\%$

На основании выполненных экспериментальных исследований, получены зависимости влияния степени деформации в неприводной клетки на кинематические параметры процесса прокатки и напряжение подпора, необходимое для деформации раската в неприводной клетки. С применением экспериментальных данных, выполнена проверка метода расчета кинематических и энергосиловых параметров процесса деформации в неприводной рабочей клетки. Установлено, что погрешность расчета величины нейтрального угла составляет $-12...+8\%$, а погрешность расчета величины напряжения подпора составляет $\pm 15\%$

Based on the performed experimental studies are obtained depending on the influence of the degree of deformation in the non-drive stand on the kinematic parameters of the rolling process and back stress required for deformation of roll in the non-drive stand. Using experimental data, check the method of calculating the kinematic and power parameters of the deformation in the non-drive stand. It is established that the error value calculation is neutral angle $-12...+8\%$, and the error in the calculation of the back stress $\pm 15\%$

Исследования процессов прокатки с применением неприводных рабочих клеток начали активно развиваться в 80 – 90-е годы XX столетия. Опыт отечественных ученых по применению неприводных рабочих клеток

(НК) при производстве сортового и фасонного проката обобщен в монографиях [1, 2].

Однако установлено [3], что разработанные к настоящему времени методы расчета позволяют определять напряжение подпора, необходимого для деформации раската в НК при сортовой прокатке, с большой погрешностью (до 40%), причем с увеличением обжатия в НК погрешность расчета увеличивается. Одной из причин расхождения экспериментальных и рассчитанных величин является использование авторами разработанных методов допущения о том, что величина нейтрального угла γ примерно равна половине угла контакта металла с валком α_0 . Это не соответствует экспериментальным данным [4], согласно которым отношение γ/α_0 при прокатке в НК изменяется в диапазоне 0,63...0,77.

Авторами настоящей работы был разработан метод расчета сопротивления, создаваемого двухвалковой НК в процессе сортовой прокатки металла, учитывающий изменение положения нейтрального угла в очаге деформации НК [5]. Величина напряжения подпора [5], необходимого для деформации металла в НК, определяется по выражениям

$$\frac{\sigma_0}{\sigma_s} = \frac{2}{\sqrt{3}} A_1 + 2f_\sigma \left\{ \sqrt{\frac{R}{h_1}} (2 \arctg \sqrt{\frac{R}{h_1}} \gamma - \arctg \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}}) + A_2 \right\} + \alpha_0 b_{cp} n_\sigma \frac{f_u d_u}{F_1 (1+S)}, \quad (1)$$

$$\gamma = \sqrt{\frac{h_1}{R}} \operatorname{tg} \frac{1}{2} \left[\arctg \sqrt{\frac{\Delta h}{h_1}} + \sqrt{\frac{h_1}{R}} \left(\frac{1}{2f_\sigma} \left\{ \frac{\sigma_0}{\sigma_s} - \frac{2}{\sqrt{3}} A_1 - \alpha_0 b_{cp} n_\sigma \frac{f_u d_u}{F_1 (1+S)} \right\} - A_2 \right) \right], \quad (2)$$

$$A_1 = \sqrt{1-k+k^2} \ln \lambda + \frac{m}{4} \alpha_0 h_{cp} \left(\frac{1+k}{h_1} \xi + \frac{2-k}{h_0} \right) \sqrt{1 + \left(k \frac{b_{cp}}{h_{cp}} \right)^2} + \frac{\alpha_0}{4} \sqrt{1 + \left(k \frac{b_0}{h_0} \right)^2}, \quad (3)$$

$$A_2 = 0,09 \frac{b_0}{h_0} \frac{n}{1+n} \left[\left(\frac{h_0}{h_1} \right)^{1+n} - 1 \right], \quad (4)$$

где σ_0 – напряжение заднего подпора, необходимое для деформации металла в НК;

σ_s – среднее значение напряжения текучести в очаге деформации НК;

F_1 – сечение раската на выходе из НК;

k – коэффициент распределения деформации, определяемый отношением скоростей линейной деформации в направлениях уширения и обжатия;

λ – коэффициент вытяжки в НК;
 m – коэффициент, определяющий интенсивность скорости деформации сдвига, $m = 0,35$;
 α_0 – угол контакта металла с валком в очаге деформации НК;
 ξ – корректирующий коэффициент;
 R – радиус неприводного валка;
 n_σ – коэффициент напряженного состояния металла в очаге деформации НК;
 $f_{ш}$ – коэффициент трения в опорах неприводных валков;
 $d_{ш}$ – диаметр шейки неприводного валка;
 S – опережение;
 h_0, b_0 – геометрические размеры раската перед НК;
 h_1 – высота раската после НК;
 h_{cp}, b_{cp} – средняя высота и ширина полосы в очаге деформации НК;
 f_σ – показатель сил трения;
 n – коэффициент пропорциональности, определяемый отношением уширения полосы и ее обжатия;
 γ – нейтральный угол в очаге деформации НК.

Уравнения (1) и (2) решаются методом последовательных приближений по аргументу σ_0 / σ_s .

Целью настоящей работы является экспериментальная проверка разработанного метода расчета напряжения подпора, необходимого для деформации раската в двухвалковой неприводной рабочей клетки, который учитывает действительное положение нейтрального угла в очаге деформации неприводной рабочей клетки.

Методика исследований

Экспериментальные исследования влияния условий деформации в неприводных валках на кинематические и энергосиловые параметры при прокатке в комплексе «приводная – неприводная рабочие клетки» выполнялись в прокатной лаборатории ИЧМ НАН Украины (г. Днепропетровск).

При проведении экспериментальных исследований в качестве приводной рабочей клетки комплекса использовалась клеть ДУО с диаметром валков 99 мм. Валки изготовлены из стали 40 со шлифованной поверхностью. В качестве неприводной рабочей клетки использовалась качающаяся клеть ДУО с диаметром валков 56 мм, конструкция которой описана в работе [6]. Отметим, что способ измерения натяжения (подпора)

с применением качающейся клетки данной конструкции позволяет определять требуемый параметр с погрешностью не более 7% [6].

В качестве исходных образцов использовали отожженную проволоку из меди марки М1 диаметром 5,3 мм, из стали марки 08пс диаметром 6,0 мм и из стали марки 70 диаметром 5,7 мм. Длина образцов из меди составляла 600 мм, из стали – 470 мм. Максимальная длина стальных образцов определялась, исходя из посадочной глубины электропечи, применяемой для нагрева образцов. Прокатку образцов из меди осуществляли при температуре окружающей среды (+20°C), из стали – после нагрева в камерной электропечи типа СНО до температуры 1080±10°C и выдержки при этой температуре 7 минут.

Прокатку образцов проводили при горизонтальном расположении валков приводной и не приводной рабочих клеток, система калибров: гладкая бочка – гладкая бочка. Степень деформации в не приводной рабочей клетки изменяли в интервале от 8 до 23%. В каждой серии опытов с одинаковой степенью деформации было прокатано по три образца.

Измерение геометрических параметров прокатываемых образцов осуществлялось с помощью стандартного ручного мерительного инструмента (микрометр МК 25, ГОСТ 6507-90 и штангенциркуль ШЦ I-125, ГОСТ 166-89). Площадь поперечного сечения образцов определялась по методике, приведенной в работе [7].

Опережение в не приводной рабочей клетки определялось методом керновых отпечатков, а величина нейтрального угла рассчитывалась по выражению из работы [8]

$$\gamma = \sqrt{\frac{h_1}{R} \left[(1+S)^{\frac{1}{1-e}} - 1 \right]}, \quad (5)$$

где γ – нейтральный угол;

R – радиус не приводного валка;

S – опережение;

e – коэффициент, определяющий соотношение уширения и обжатия раската [8]

$$e = \ln \frac{b_1}{b_0} / \ln \frac{h_0}{h_1}, \quad (6)$$

h_0, h_1, b_0, b_1 – высота и ширина раската до и после прокатки.

Для определения деформационного упрочнения меди марки М1 было прокатано 15 образцов с обжатиями 10÷50 %, впоследствии подвергнутых механическим испытаниям. По полученным данным была построена кривая упрочнения (зависимость напряжения текучести от обжатия) и получено уравнение, ее описывающее. Степень упрочнения стальных образцов и изменение величины температуры при горячей прокатке определяли в соответствии с известными методиками [9, 10].

Изложение основного материала исследований

Результаты экспериментальной прокатки образцов из меди марки М1 в неприводной рабочей клетки приведены в табл. 1 и на рис. 1. Результаты экспериментальной прокатки образцов из стали марки 08пс и стали марки 70 приведены в табл. 2 и 3, а также на рис. 2 и 3, соответственно.

Условные обозначения, принятые в таблицах 1 – 3:

h_0, h_1, b_0, b_1 – высота и ширина раската до и после прокатки;

ε – относительная степень деформации;

α_0 – угол касания металла с валками в очаге деформации;

γ – нейтральный угол;

σ_0 – напряжение заднего подпора;

λ – коэффициент вытяжки;

S – опережение в очаге деформации.

Таблица 1 Результаты экспериментальных исследований параметров прокатки образцов из меди марки М1

№ образца	Параметры деформации в неприводной клетки								$\sigma_{0 \text{ эксп}},$ Н/мм ²	$\sigma_{0 \text{ расч}},$ Н/мм ²	$\gamma_{\text{эксп}}$	$\gamma_{\text{расч}}$
	$h_0,$ мм	$b_0,$ мм	$h_1,$ мм	$b_1,$ мм	ε	λ	α_0	S				
1.1	3,95	6,04	3,65	6,10	0,076	1,062	0,104	0,035	34,6	33,7	0,072	0,069
1.2	3,95	5,96	3,64	6,06	0,078	1,054	0,105	0,035	32,1	36,6	0,076	0,072
1.3	3,96	6,04	3,66	6,12	0,076	1,054	0,104	0,035	33,6	29,5	0,074	0,068
1.4	3,96	6,05	3,55	6,17	0,104	1,072	0,121	0,035	53,3	51,4	0,074	0,068
1.5	3,92	6,06	3,57	6,18	0,089	1,060	0,112	0,035	46,2	51,9	0,075	0,064
1.6	3,92	6,03	3,55	6,12	0,094	1,061	0,115	0,035	44,5	47,5	0,072	0,065
1.7	3,94	6,01	3,30	6,37	0,162	1,095	0,151	0,047	92,6	83,8	0,091	0,087
1.8	3,95	6,05	3,30	6,40	0,165	1,105	0,153	0,047	89,8	86,4	0,090	0,087
1.9	3,94	6,03	3,28	6,39	0,168	1,112	0,154	0,047	92,1	88,9	0,090	0,088
1.10	3,94	6,08	3,05	6,71	0,226	1,123	0,179	0,058	139,6	117,9	0,102	0,107
1.11	3,95	6,09	3,08	6,71	0,220	1,127	0,176	0,058	138,7	117,8	0,103	0,106
1.12	3,96	6,06	3,01	6,85	0,240	1,109	0,184	0,058	137,5	115,9	0,107	0,112

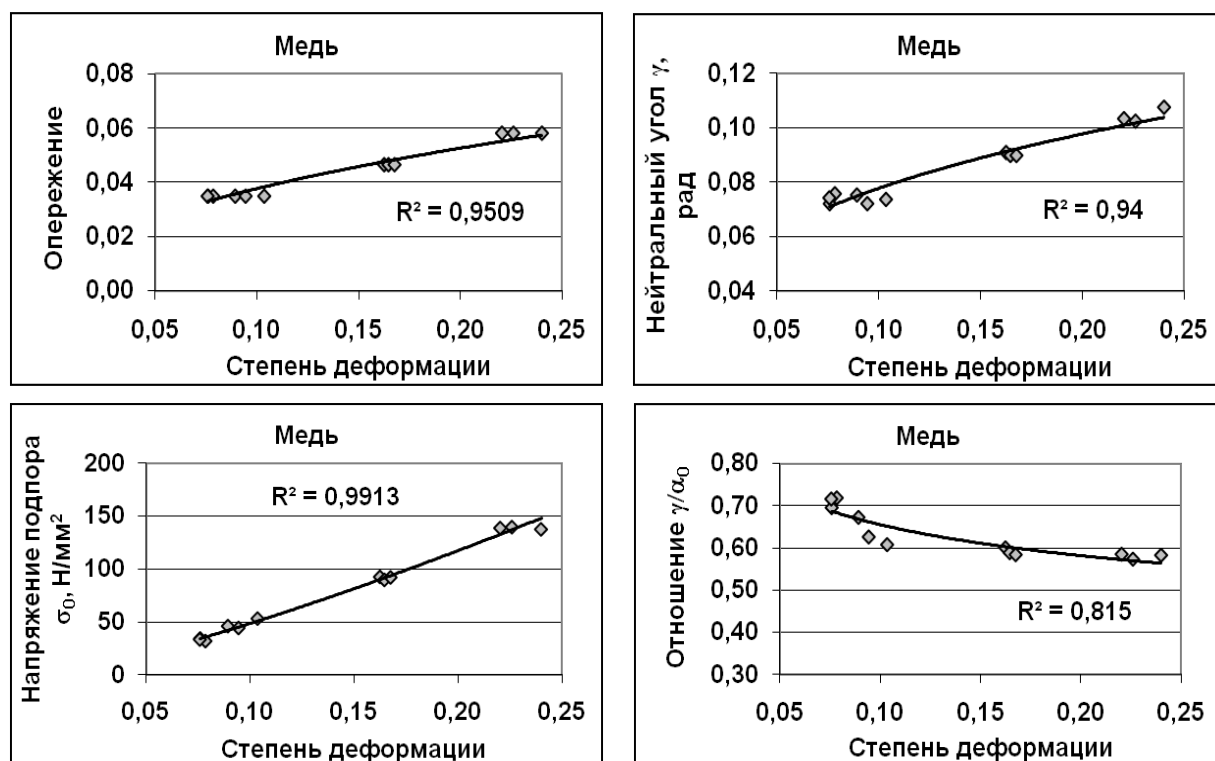


Рис. 1 Зависимости влияния относительной степени деформации в неприводной клетке на кинематические параметры и межклетьевое напряжение подпора при холодной прокатке опытных образцов из меди марки М1

Таблица 2 Результаты экспериментальных исследований параметров прокатки образцов из стали марки 08пс

№ образца	Параметры деформации в неприводной клетке								σ_0 эксп, Н/мм ²	σ_0 расч, Н/мм ²	γ эксп	γ расч
	h_0 , мм	b_0 , мм	h_1 , мм	b_1 , мм	ε	λ	α_0	S				
2.1	3,98	7,25	3,61	7,34	0,093	1,078	0,115	0,030	15,5	15,5	0,067	0,067
2.2	4,01	7,24	3,61	7,33	0,101	1,091	0,120	0,030	17,6	16,5	0,067	0,069
2.3	3,97	7,30	3,61	7,34	0,092	1,087	0,114	0,030	16,5	14,6	0,064	0,064
2.4	3,95	7,28	3,53	7,40	0,107	1,087	0,123	0,030	24,7	28,5	0,067	0,072
2.5	3,93	7,26	3,51	7,45	0,108	1,118	0,123	0,030	28,2	29,6	0,070	0,073
2.6	3,98	7,26	3,52	7,45	0,116	1,088	0,128	0,030	29,0	30,9	0,070	0,076
2.7	3,96	7,32	3,26	7,72	0,177	1,124	0,158	0,054	50,1	49,8	0,093	0,093
2.8	3,97	7,25	3,27	7,71	0,175	1,110	0,158	0,054	45,9	51,1	0,097	0,093
2.9	3,95	7,30	3,25	7,75	0,176	1,114	0,158	0,054	53,9	51,2	0,096	0,093

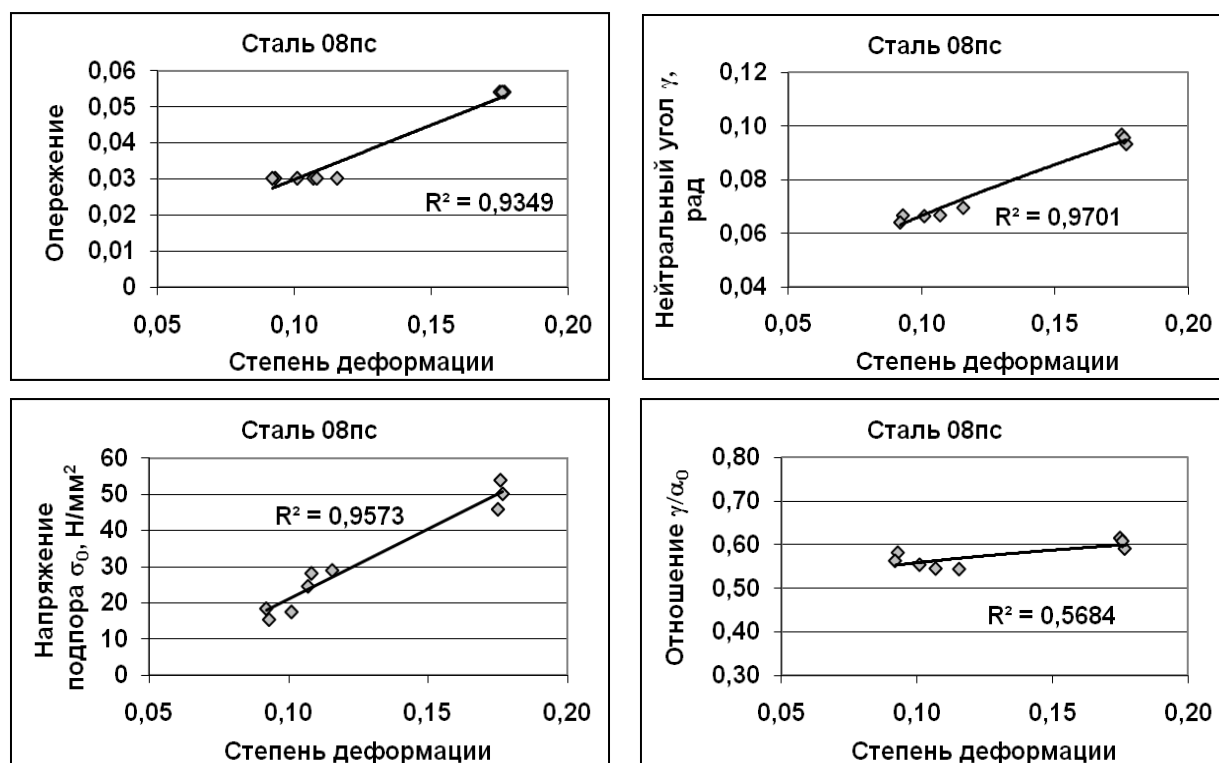


Рис. 2 Зависимости влияния относительной степени деформации в неприводной клетке на кинематические параметры и межклетьеовое напряжение подпора при горячей прокатке опытных образцов из стали марки 08пс

Таблица 3 Результаты экспериментальных исследований параметров прокатки образцов из стали марки 70

№ образца	Параметры деформации в неприводной клетке								σ_0 эксп, Н/мм ²	σ_0 расч, Н/мм ²	$\gamma_{\text{эксп}}$	$\gamma_{\text{расч}}$
	h_0 , мм	b_0 , мм	h_1 , мм	b_1 , мм	ε	λ	α_0	S				
3.1	3,92	6,71	3,60	6,84	0,082	1,055	0,107	0,019	14,2	12,7	0,056	0,056
3.2	3,89	6,78	3,61	6,87	0,072	1,050	0,100	0,019	14,1	12,0	0,054	0,052
3.3	3,91	6,75	3,62	6,88	0,074	1,044	0,102	0,019	12,9	13,6	0,056	0,053
3.4	3,92	6,75	3,50	6,93	0,106	1,069	0,122	0,030	17,6	15,5	0,070	0,063
3.5	3,91	6,77	3,50	6,95	0,104	1,077	0,121	0,030	17,6	16,7	0,071	0,064
3.6	3,91	6,80	3,52	6,95	0,101	1,078	0,119	0,030	17,6	16,5	0,069	0,063
3.7	3,92	6,75	3,26	7,28	0,169	1,095	0,154	0,042	48,5	47,3	0,091	0,093
3.8	3,92	6,81	3,26	7,24	0,168	1,099	0,154	0,042	48,9	47,2	0,086	0,092
3.9	3,91	6,84	3,24	7,25	0,171	1,115	0,155	0,042	43,0	47,4	0,084	0,091

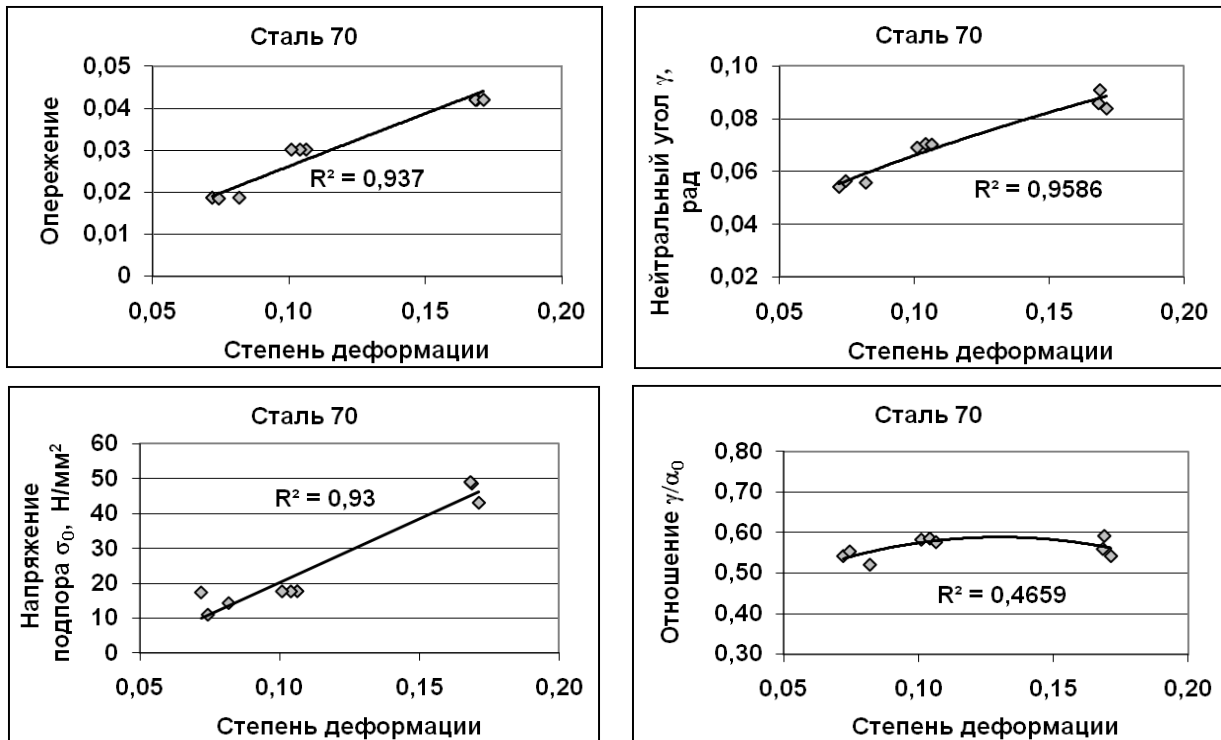


Рис. 3 Зависимости влияния относительной степени деформации в неприводной клети на кинематические параметры и межклетьеовое напряжение подпора при горячей прокатке опытных образцов из стали марки 70

Анализ результатов экспериментальных прокаток в комплексе «приводная-неприводная рабочие клети» позволил установить следующее:

- величины напряжения подпора, необходимого для деформации раската в НК, опережения и нейтрального угла увеличиваются с увеличением относительной степени деформации как при холодной, так и при горячей прокатке;

- при горячей прокатке стальных образцов, величина напряжения подпора при прокатке образцов из стали марки 70 выше на 6-13%, чем при прокатке образцов из стали марки 08пс. Это объясняется более высоким значением напряжения текучести стали марки 70 по сравнению с величиной напряжения текучести стали марки 08пс;

- при горячей прокатке образцов из сталей марок 08пс и 70 величины нейтрального угла при равных степенях деформации практически не отличаются. Это объясняется различными значениями начального диаметра образцов (6,0 мм из стали марки 08пс и 5,7 мм из стали марки 70) и, соответственно, различными значениями коэффициента e , определяемого по формуле (6) и используемого при расчете величины нейтрального угла.

Полученные экспериментальные данные были использованы для проверки разработанного метода расчета кинематических и энергосиловых параметров прокатки с использованием неприводных рабочих клеток. Результаты сопоставления экспериментальных и расчетных данных представлены в табл. 1-3.

Анализ результатов экспериментальных и расчетных данных кинематических и энергосиловых параметров при прокатке в неприводной рабочей клетки с задним подпором позволил установить, что максимальная погрешность расчета величины нейтрального угла составляет от -12 до +8%, а погрешность расчета величины напряжения подпора – $\pm 15\%$ (по известным методам [3] – $\pm 30-45\%$). Таким образом, применение разработанного метода позволило повысить точность расчета величины напряжения подпора, необходимого для деформации раската в НК, практически в два раза.

Выводы

1. В результате выполненных экспериментальных исследований процесса прокатки в комплексе «приводная – неприводная рабочие клетки» установлено, что величина напряжения заднего подпора, необходимого для деформации образцов в неприводной рабочей клетки, величина опережения и величина нейтрального угла увеличиваются с увеличением степени деформации.

2. Увеличение значения напряжения текучести деформируемого материала приводит к увеличению значения напряжения подпора, необходимого для деформации раската в неприводной клетки.

3. Выполненная проверка разработанного метода расчета кинематических и энергосиловых параметров процесса деформации в неприводной клетки показала, что погрешность расчета величины нейтрального угла в неприводных клетки при прокатке с задним подпором составляет от -12 до +8%, а погрешность расчета величины напряжения подпора – $\pm 15\%$.

Литература

1. В. С. Лиханский. Технология производства фасонных профилей с применением кассет / В. С. Лиханский, В. Н. Гринавцев. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
2. Непрерывная прокатка сортовой стали с использованием неприводных рабочих клеток / А. П. Лохматов, С. М. Жучков, Л. В. Кулаков и др. – Киев: Наукова думка. – 1998. – 239 с.
3. Лещенко А. И. Методы расчета сопротивления, создаваемого неприводными клетями в процессе прокатки / А. И. Лещенко, С. А. Воробей // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. – Краматорск: ДГМА, 2011. – № 3(28). – С. 136–141.

4. Суворов И. К. Опережение при прокатке в неприводных валках/ Суворов И. К. // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1960. – №7. – С. 99-102.
5. Лещенко А. И. Метод расчета сопротивления, создаваемого двухвалковой неприводной рабочей клетью при сортовой прокатке / А. И. Лещенко, С. А. Воробей // Обработка материалов давлением: сборник научных трудов. – Краматорск: ДГМА, 2012. – №3(32). С. 154-159.
6. Побегайло Г. Г. Экспериментальное определение натяжения прокатываемой полосы / Г. Г. Побегайло, А. К. Коба, Ю. М. Беклемешев, В. С. Коляда / Прокатное производство: научные труды / Институт черной металлургии. – М.: Металлургия, 1967. – Т. XXVIII (28). – С. 108-113.
7. Злотников М. И. Производство плющеной ленты / М. И. Злотников. – М.: Metallurgizdat, 1951. – 144 с.
8. Выдрин В. Н. Динамика прокатных станов / В. Н. Выдрин. – Свердловск: Metallurgizdat, 1960. – 256 с.
9. Расчет усилий при непрерывной горячей прокатке / В. Н. Жучин, Г. С. Никитин, Я. С. Шварцбарт и др. – М.: Металлургия, 1986. – 198 с.
10. Оптимизация расхода энергии при непрерывной сортовой прокатке / С. М. Жучков, А. П. Лохматов, Л. В. Кулаков. – Киев: Наукова думка. – 2008. – 192 с.

УДК 669.184

РОЗРАХУНОК ЗБАЛАНСОВАНОЇ ТРАНСПОРТНОЇ ЗАДАЧІ В СЕРЕДОВИЩІ MS EXCEL

Р. О. Лисюк, В. М. Рибак, І. Г. Куцук, Л. В. Кичай, І. В. Роздобудько

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто етапи розрахунку збалансованої транспортної задачі в середовищі MS Excel. Показано зручність використання середовища MS Excel для розрахунку транспортних задач

Рассмотрены этапы расчета сбалансированной транспортной задачи в среде MS Excel. Показана удобность использования среды MS Excel для расчета транспортных задач

The stages of the calculation of a balanced transportation problem in the environment of MS Excel. Found it convenient to use the medium MS Excel to calculate the transport problems

Вступ

Транспортна задача – задача про оптимальний план перевезень деяких вантажів із пунктів відправлення в пункти споживання. Доволі часто ця задача виникає в металургійній галузі, коли, наприклад, необхідно скласти оптимальний план перевезень руди із кар'єрів або інших матеріалів на металургійні підприємства. Розробка і використання оптимальних схем вантажних потоків дозволяє знизити витрати на перевезення. При цьому, якщо сумарний об'єм пропозицій (вантажів в пунктах відправлення) дорівнює сумарному попиту (вантажів в пунктах призначення), транспортна задача називається збалансованою. В іншому випадку – незбалансованою [1].

Для класичної транспортної задачі виділяють два типи завдань:

- досягнення мінімальних фінансових витрат при перевезенні (критерій вартості);
- досягнення мінімальних витрат часу (критерій часу).

Постановка задачі

Нехай існують 3 пункти видобутку деякої сировини для потреб металургії, які знаходяться в містах Жмеринка, Черкаси та Чернігів, з

відповідними об'ємами виробництва: 50, 40 та 20 тонн в день. Нехай існують 4 пункти споживання даної сировини - заводи, які знаходяться в Києві, Сумах, Одесі та Харкові з відповідними об'ємами споживання: 40, 25, 15 та 30 тонн в день. Об'єм видобутку дорівнює об'єму споживання і складає 110 тонн в день. Транспортні витрати перевезення 1 тонни сировини від кожного з пунктів видобутку до кожного з пунктів споживання наведені в таблиці 1.

Таблиця 1 Вартість перевезення 1 тонни сировини з пунктів видобутку до пунктів споживання

Пункт видобутку	Вартість перевезення 1 тонни сировини, грн./т			
<i>Жмеринка</i>	10	4	25	31
<i>Черкаси</i>	12	8	20	28
<i>Чернігів</i>	6	10	32	36
Пункт споживання	<i>Київ</i>	<i>Суми</i>	<i>Одеса</i>	<i>Харків</i>

Необхідно знайти такі маршрути і об'єми перевезень, щоб сумарні транспортні витрати на перевезення були мінімальними, і вся сировина з пунктів видобутку була перевезена в пункти споживання згідно з відповідними об'ємами видобутку та споживання кожного пункту.

Рішення задачі

Дана транспортна задача називається збалансованою, тому що загальний попит на сировину дорівнює загальній пропозиції (110 тонн).

Позначимо індексами пункти виробництва (Жмеринка – 1, Черкаси – 2, Чернігів – 3), та пункти споживання (Київ – 1, Суми – 2, Одеса – 3, Харків – 4).

Тоді кількість сировини, яка перевозиться по деякому маршруту можна позначити у вигляді x_{ij} , де i – індекс пункту виробництва, j – індекс пункту споживання. Вартість перевезення сировини по кожному маршруту можна позначити у вигляді матриці c_{ij} .

Задачу можна представити у вигляді таблиці (табл. 2).

Таблиця 2 Об'єми перевезень сировини

Пункт виробництва	Об'єм виробництва, т/день	Об'єм перевезення, т/день			
<i>Жмеринка (1)</i>	50	x_{11}	x_{12}	x_{13}	x_{14}
<i>Черкаси (2)</i>	40	x_{21}	x_{22}	x_{23}	x_{24}
<i>Чернігів (3)</i>	20	x_{31}	x_{32}	x_{33}	x_{34}
	Пункт призначення	<i>Київ (1)</i>	<i>Суми (2)</i>	<i>Одеса (3)</i>	<i>Харків (4)</i>
	Об'єм споживання, т/день	40	25	15	30

Запишемо систему обмежуючих нерівностей.

Згідно з умови задачі, уся вироблена на пунктах видобутку сировина повинна бути вивезена. Тому маємо першу систему на видобуток сировини:

$$\begin{cases} x_{11} + x_{12} + x_{13} + x_{14} = 50 \\ x_{21} + x_{22} + x_{23} + x_{24} = 40 \\ x_{31} + x_{32} + x_{33} + x_{34} = 20 \end{cases} \quad (1)$$

Другу систему можна отримати із умови того, що уся сировина в необхідних об'ємах повинна бути завезена в пункти споживання. Маємо:

$$\begin{cases} x_{11} + x_{21} + x_{31} = 40 \\ x_{12} + x_{22} + x_{32} = 25 \\ x_{13} + x_{23} + x_{33} = 15 \\ x_{14} + x_{24} + x_{34} = 30 \end{cases} \quad (2)$$

Цільову функцію можна записати у вигляді суми добутоків об'ємів перевезень по кожному маршруту на вартість перевезень по даному маршруту:

$$F = \sum_{i=1}^3 \sum_{j=1}^4 c_{ij} \cdot x_{ij} \rightarrow \min \quad (3)$$

Треба знайти такі значення об'ємів перевезень по кожному маршруту, при яких цільова функція набуває мінімального значення.

На даний час існує декілька методів вирішення збалансованої транспортної задачі:

- симплексний метод;
- метод потенціалів;
- угорський метод;
- метод північно-західного кута;
- метод найменшої вартості;
- метод Фогеля;
- метод потенціалів та інші.

Усі ці методи мають один загальний суттєвий недолік – внаслідок величезного обсягу розрахунків вони потребують дуже багато часу. Крім цього, при збільшенні кількості пунктів виробництва і споживання рішення задачі значно ускладнюється, а в умовах сучасного виробництва, коли відбуваються постійні зміни виробничого характеру – новий план перевезень необхідно отримувати миттєво.

Тому, безумовно, розробка швидкого методу рішення збалансованої транспортної задачі є задачею актуальною.

Для рішення задачі в середовищі MS Excel необхідно створити відповідні таблиці і ввести в них усі параметри задачі та формули (рис. 1).

D14	=СУММ(D11:D13)									
A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	
1										
2	Вхідні данні:									
3	Пункт виробництва		Вартість перевезення, грн/т							
4	Жмеринка		10	4	25	31				
5	Черкаси		12	8	20	28				
6	Чернігів		6	10	32	36				
7	Пункт призначення		Київ	Суми	Одеса	Харків				
8										
9	Об'єми перевезень:									
10	Пункт виробництва	Об'єм вир-ва, т/день	Об'єм перевезення, т/день				Об'єми вивизені			
11	Жмеринка	50					0			
12	Черкаси	40					0			
13	Чернігів	20					0			
14	Об'єми поставлені		0	0	0	0				
15	Пункт призначення		Київ	Суми	Одеса	Харків				
16	Об'єм споживання, т/день		40	25	15	30				
17										
18	Система нерівностей:									
19	Опис	Ліва частина	Умова	Права частина						
20	Вивезено усю сировину		=							
21	Завезено усю сировину		=							
22	Усі об'єми перевезень додатні		>=	0						
23	Усі об'єми перевезень цілі		=	цілі числа						
24										
25	Цільова функція:									
26	F (мін.сум.вартість перевезень)=		0	=СУММПРОИЗВ(D4:G6;D11:G13)						
27										

Рис. 1 Створені в MS Excel таблиці

Далі необхідно запустити модуль «Пошук рішення» і натиснути на кнопці «Параметри». У вікні, що з'явиться, необхідно відмітити лінійність шуканої математичної моделі і невід'ємність аргументів.

Після натискання на кнопку «Ок» відбудеться перехід в вікно «Пошук рішення», в якому необхідно ввести координати цільової комірки C26, мету пошуку – мінімальне значення, комірки аргументів D11:G13 та 3 обмеження (рис. 2).

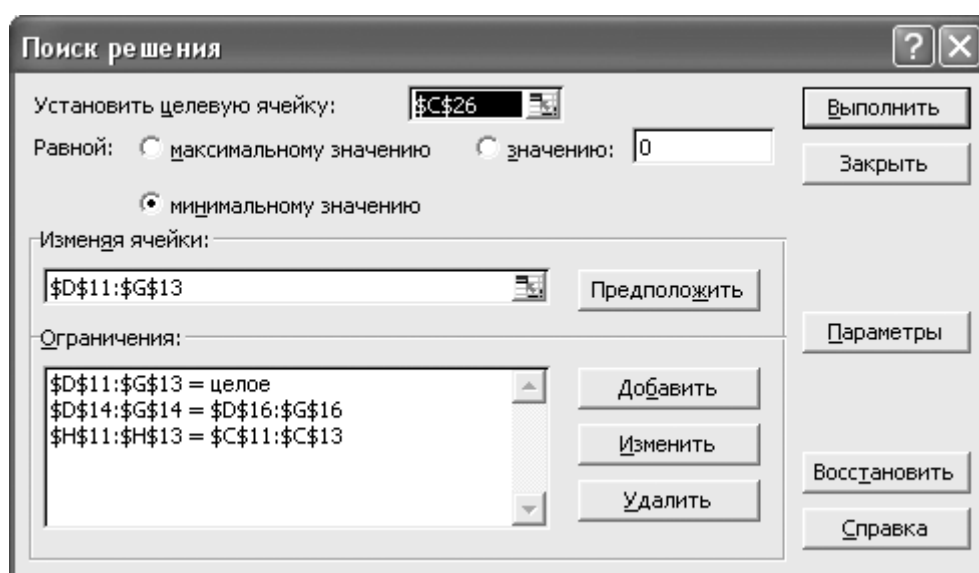


Рис. 2 Меню «Пошук рішення»

Натиснувши на кнопку «Виконати» отримуємо результати розрахунків (рис. 3).

C26		fx =СУММПРОИЗВ(D4:G6;D11:G13)						
	A	B	C	D	E	F	G	H
9		Об'єми перевезень:						
10		Пункт виробництва	Об'єм вир-ва, т/день	Об'єм перевезення, т/день				Об'єми вивизені
11		Жмеринка	50	20	25	0	5	50
12		Черкаси	40	0	0	15	25	40
13		Чернігів	20	20	0	0	0	20
14		Об'єми поставлені		40	25	15	30	
15		Пункт призначення		Київ	Суми	Одеса	Харків	
16		Об'єм споживання, т/день		40	25	15	30	
25		Цільова функція:						
26		F (мін.сум.вартість перевезень)=	1575					

Рис. 3 Результат розрахунків

Отже, для отримання мінімальної добової вартості перевезень сировини із пунктів видобутку в пункти споживання необхідно:

- 20 тонн сировини перевозити із Жмеринки в Київ;
- 25 тонн сировини перевозити із Жмеринки в Суми;
- 5 тонн сировини перевозити із Жмеринки в Харків;
- 15 тонн сировини перевозити із Черкас в Одесу;
- 25 тонн сировини перевозити із Черкас в Харків;
- 20 тонн сировини перевозити із Чернігова в Київ.

При цьому усі 110 тонн сировини буде перевезено в необхідній кількості в усі пункти споживання, а вартість перевезень буде дорівнювати 1575 грн./день.

Висновки

Використання пакету MS Excel дозволяє найшвидше з відомих методів розрахувати збалансовану транспортну задачу будь-якої складності. Крім цього, один раз підготовлена і збережена електронна таблиця дозволяє в будь-який момент часу зробити зміни в вихідних умовах у відповідності до виробничої ситуації, що склалася, і миттєво перерахувати задачу. Це робить пакет MS Excel незамінним засобом розрахунку збалансованих транспортних задач як для металургійної галузі, так і для будь-яких інших галузей господарства.

Література

1. Юдин, Д. Б. Задачи и методы линейного программирования: Задачи транспортного типа [Текст] / Д. Б. Юдин, Е. Г. Гольштейн. - М.: Издательский дом «Вильямс», 2010. – 184 с.

УДК 669.187.56

АВТОМАТИЗОВАНА СИСТЕМА РОЗРАХУНКУ ПАРАМЕТРІВ ШЛАКІВ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

О. С. Літвяков, О. С. Іванова, В. М. Рибак, Р. О. Лисюк, І. Г. Куцук

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Запропоновано розробити комп'ютерну програму для автоматичного розрахунку фізичних параметрів шлаків електрошлакового переплаву (густини, теплоємності, теплопровідності, електропровідності, поверхневого натягу та в'язкості) в залежності від складу шлаку та його температури на основі відомих та розрахованих математичних моделей

Предложено разработать компьютерную программу для автоматического расчета физических параметров шлаков электрошлакового переплава (плотности, теплоемкости, теплопроводности, электропроводности, поверхностного натяжения и вязкости) в зависимости от состава шлака и его температуры на основе известных и рассчитанных математических моделей

Proposed to develop a computer program to automatically calculate physical properties of slag electroslag remelting (density, specific heat, thermal conductivity, electrical conductivity, surface tension and viscosity) depending on the composition of the slag and its temperature based on known and calculated mathematical models

Вступ

Електрошлаковий переплав (ЕШП) використовується для вторинного очищення рідкого металу від шкідливих домішок і являється одним із основних способів отримання металів і сплавів високої якості. У якості вихідного матеріалу зазвичай використовується суцільний витратний електрод із первинного металу, який може бути литим, отриманим під тиском або таким, що складається із відходів. Шлакова ванна, яка знаходиться в кристалізаторі або тиглі, нагрівається і розплавляється теплом, що виділяється при проходженні через неї електричного струму. Коли температура шлакової ванни перевищує температуру плавлення металу, електрод починає оплаватися. Краплі, що стікають з торця електроду, потрапляють в шлакову ванну, утворюючи металеву ванну, яка

поступово накопичується або кристалізується. Рафінування металу здійснюється внаслідок реакції рідкого металу зі шлаком і відбувається в 3 стадії: при утворенні краплі на торці електроду, при проходженні краплі через шар шлаку, після накопичення рідкого металу в ванні.

При відповідному підборі шлаків хімічна реакція може бути підсилена. Можливо, наприклад, знизити рівень вмісту сірки до дуже низького рівня. Видаленню неметалевих вкраплень може сприяти їх флотація і хімічна реакція зі шлаком. Шлаки також можуть підібрані таким чином, щоб запобігати видаленню деяких елементів, які необхідно зберегти.

Таким чином, найбільш відповідальним елементом усіх електрошлакових процесів є шлакова ванна. Параметри шлакової ванни впливають як на параметри самого електрошлакового переплаву так і на параметри металу, що переплавляється.

Таким чином, до шлаку електрошлакового переплаву пред'являються спеціальні вимоги, які полягають в тому, що він повинен плавитися при температурі, значно нижчої за ту, при якій відбувається рафінування металу. Він повинен бути стабільним при робочій температурі процесу, мати відповідне значення електропровідності. Іншими важливими критеріями шлаку є теплопровідність, в'язкість і поверхневий натяг. Бажано, щоб летючість шлаку була низькою, так як в іншому випадку необхідно використовувати дороге фільтраційне обладнання. Хімічна активність шлаку повинна відповідати необхідному ступеню очищення і необхідному хімічному складу.

Зазвичай у якості компонентів шлаків електрошлакового переплаву використовують фтористий кальцій, оксид кальцію, оксид магнію, оксид алюмінію та оксид кремнію. Іноді в шлак додають фтористий магній, фтористий барій, оксид титану та оксид цирконію. Змінюючи кількість цих складових, можна змінювати температуру плавлення, стабільність, електропровідність, в'язкість та інші параметри шлакової ванни. Це в свою чергу дозволяє змінювати швидкість розплавлення, температуру шлакової ванни, розміри крапель металу та інші фактори, що впливають на ступінь очищення [1].

Літературні джерела по електрошлаковому переплаву містять розрізнені дані щодо впливу компонентів шлаків електрошлакового переплаву на його густину, теплоємність, теплопровідність, електропровідність, поверхневий натяг, в'язкість та інші параметри в залежності від складу шлаку та його температури. А це, як зазначалось вище, є дуже важливим аспектом правильного підбору складу шлаку та параметрів процесу електрошлакового переплаву. Крім цього, важлива

також і зворотна залежність – можливість шляхом вибору необхідних параметрів шлаку розраховувати необхідний вміст компонентів.

Звертаючи увагу на те, що останнім часом відбувається перехід від натурного моделювання процесів електрошлакового переплаву до комп'ютерного, питання адекватного розрахунку параметрів шлакової ванни в будь-який момент часу набуває все більшої значущості, бо саме параметри шлакової ванни (особливо її електричний опір) впливають на усі інші параметри процесу і є первинними [2].

Аналіз літературних джерел свідчить про те, що до цього часу не було створено жодної комп'ютерної програми, яка б дозволяла миттєво розраховувати параметри шлакової ванни за вмістом в ній компонентів та за температурою, або підбір складу шлаку за необхідними робочими параметрами процесу – електричному опору, хімічній активності тощо. Тому створення такої програми є задачею актуальною.

Вимоги до комп'ютерної програми

Програма для розрахунку параметрів шлакової ванни повинна працювати в двох режимах:

- розрахунок параметрів рідкого шлаку, а саме густини, теплоємності, теплопровідності, електропровідності, поверхневого натягу та в'язкості в залежності від вмісту компонентів шлаку та температури;
- розрахунок вмісту компонентів шлаку для забезпечення необхідних параметрів шлаку – густини, теплоємності, теплопровідності, електропровідності, поверхневого натягу та температури в деякому діапазоні.

Моделювання параметрів шлакової ванни представляє собою складну задачу. Воно ґрунтується на використанні багатьох математичних моделей, отриманих в результаті оброблення результатів великої кількості фізичних експериментів, які необхідно зв'язати між собою [3].

Найбільш повно з точки зору математичного моделювання шлакові системи описані в роботах Мілса, Юрана і Джонса [4]. Саме їх дані і необхідно покласти в основу комп'ютерної програми «Автоматизована система розрахунку параметрів шлаків електрошлакового переплаву».

Опис комп'ютерної програми

Програма повинна складатися із трьох основних модулів а також умовних переходів. Після запуску комп'ютерної програми з'являється заставка з інформацією про організацію-розробника, розробників та можливість вибору одного із двох режимів роботи – «Розрахунок параметрів шлаку» та «Розрахунок складу шлаку» (рис. 1).



Рис. 1 Заставка програми

В першому режимі розраховуються параметри шлаку по відомому вмісту компонентів шлаку, в другому – розрахунок необхідного вмісту шлаку по заданим параметрам (рис. 2, 3).

Вихідні дані:	Результати розрахунків:
Вміст фтористого кальцію: 20	Густина шлаку: <input type="text"/>
Вміст оксиду кальцію: 25	Теплоємність шлаку: <input type="text"/>
Вміст оксиду магнію: <input type="text"/>	Теплопровідність шлаку: <input type="text"/>
Вміст оксиду алюмінію: <input type="text"/>	Електропровідність шлаку: <input type="text"/>
Вміст оксиду кремнію: <input type="text"/>	Поверхневий натяг шлаку: <input type="text"/>
Вміст фтористого магнію: <input type="text"/>	В'язкість шлаку: <input type="text"/>
Вміст фтористого барію: <input type="text"/>	
Вміст оксиду титану: <input type="text"/>	
Вміст оксиду цирконію: <input type="text"/>	
Температура: <input type="text"/>	

Рис. 2 Режим розрахунку параметрів шлаку

Після вибору необхідного режиму завантажується відповідне вікно, поділене на 2 частини – для введення вихідних даних і для виведення результатів. Після введення вихідних даних і натисканні на кнопку «Розрахувати» відбувається автоматичний розрахунок усіх необхідних параметрів з виведенням результатів розрахунків в нижнє вікно. Перед розрахунком відбувається перевірка виконання необхідних обмежень і умов і у разі невиконання деякої із них на екран виводиться повідомлення про помилку у виборі вихідних значень.

Кожне вікно має також дві додаткові кнопки – кнопку «Назад», для повернення в головне вікно, і кнопку «Вихід» - для виходу із програми.

Вихідні дані:	Результати розрахунків:
Густина шлаку: <input type="text"/>	Вміст фтористого кальцію: <input type="text"/>
Теплоємність шлаку: <input type="text"/>	Вміст оксиду кальцію: <input type="text"/>
Теплопровідність шлаку: <input type="text"/>	Вміст оксиду магнію: <input type="text"/>
Електропровідність шлаку: <input type="text"/>	Вміст оксиду алюмінію: <input type="text"/>
Поверхневий натяг шлаку: <input type="text"/>	Вміст оксиду кремнію: <input type="text"/>
В'язкість шлаку: <input type="text"/>	Вміст фтористого магнію: <input type="text"/>
	Вміст фтористого барію: <input type="text"/>
	Вміст оксиду титану: <input type="text"/>
	Вміст оксиду цирконію: <input type="text"/>
	Температура: <input type="text"/>

Назад Розрахувати Вийти

Рис. 2 Режим розрахунку складу шлаку

Висновки

Комп'ютерна програма «Автоматизована система розрахунку параметрів шлаків електрошлакового переплаву», яка на даний момент знаходиться на стадії розробки, повинна зробити вагомий внесок як в навчальний процес при підготовці студентів і фахівців металургійного профілю, так і в саму металургійну галузь, тому що швидкий і точний розрахунок параметрів шлакової ванни в процесах електрошлакового переплаву є необхідною умовою для ефективного керування процесом з метою отримання якісної продукції при мінімальних витратах сировини та електроенергії.

Література

1. Егоров, А. В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии: Учебное пособие для вузов / А. В. Егоров. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.
2. Адаменко, Є.А. Комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті [Електрон. ресурс] / Є. А. Адаменко, М. П. Сєдов, В. М. Рибак // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XII Всеукр. наук.-практ. конф., Київ, 15 квітня 2014 р. / [редкол.: В. С. Богушевський (відпов.ред.) та ін.]. - К.: НТУУ "КПІ", 2014. - С.27 - 32. - Режим доступу: <http://www.fhotm.kpi.ua/labours/labours-2014.pdf>
3. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла / Б. И. Медовар, В. Л. Шевцов, В. М. Мартын и др. Под ред. Б. Е. Патона, Б. И. Медовара. АН УССР, Ин-т электросварки им. Е. О. Патона. - Киев : Наук. думка, 1988. - 17 с.
4. K.C. Mills, L. Yuan, R.T. Jones. Estimating the physical properties of slags. - The Journal of The Southern African Institute of Mining and Metallurgy. – October, 2011. – Volume 111. – P. 649-658.

УДК 621.785

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ КОМПЛЕКСНИХ ХРОМОАЛІТОВАНИХ ПОКРИТТІВ НА СТАЛІ У8А

Т. В. Лоскутова, В. Г. Хижняк, І. С. Погребова, О. І. Дудка, О. С. Осипенко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

У статті розглядається дослідження структури та властивостей дифузійних покриттів отриманих при комплексному хромоалітуванні сталі У8А

В статье рассматривается исследование структуры и свойств диффузионных покрытий полученных при комплексном хромоалитировании стали У8А

The article deals with the study of the structure and properties of coatings obtained by diffusion hromoalitivanny integrated steel U8A

Вступ

Аналіз чинників виходу з ладу деталей машин та інструменту показує, що за більшість їх експлуатаційних властивостей несе відповідальність поверхневий шар матеріалу. Змінюючи фазовий склад і структуру поверхні можливо покращити експлуатаційні властивості деталей машин та інструменту і значно підвищити надійність вузлів конструкцій та механізмів. Відомо[1,2], що найбільш високий комплекс властивостей може бути досягнутий при формуванні багатошарових покриттів, при експлуатації яких кожний шар або фазова складова виконують свої функції. Алітування – відомий процес хіміко – термічної обробки, який полягає в насиченні металів та сплавів алюмінієм з метою підвищення корозійної стійкості, жаростійкості, ерозійної стійкості [1]. При цьому дифузійні шари, які утворюються при насиченні подвійними композиціями, що містять алюміній, мають жаростійкість, притаманну алітованому шару, але більш стабільні при підвищених температурах [1]. Покриття на основі карбідів хрому на ряду з високою корозійною стійкістю, мають підвищену зносостійкість[3].

Таким чином, викликає інтерес можливість створення багатошарових покриттів за участю хрому та алюмінію, в яких кожний шар або фазова

складова виконують при експлуатації свої функції [2]. Отримати такі покриття можливо комплексним хромоалітуванням вуглецевих сталей.

Постановка задачі

Метою роботи є дослідження структури та властивостей дифузійних покриттів отриманих при комплексному хромоалітуванні сталі У8А.

Методика експерименту

Процес проводили в замкнутому реакційному просторі, при зниженому тиску активної газової фази – 10^2 Па, температурі 850°C , протягом 2 годин. Як початкові реагенти для нанесення покриттів використовували насичуючу суміш, яка складалася з 5 % мас. алюмінію, 45% мас. хрому, 47 % мас. інертної речовини Al_2O_3 і 3,0 % мас. активатору NH_4Cl . Структуру і хімічний склад покриттів визначали на скануючому електронному мікроскопі CamScan 4D та мікроаналізаторі INCA-200 Energy. Рентгеноструктурний аналіз проводили на установці ДРОН-3-М у монохроматичному CuK_α випромінюванні. Мікротвердість вимірювали з використанням приладу ПМТ-3. Корозійні дослідження здійснювали зі сталлю У8А та сталлю з хромоалітованими покриттями в різних агресивних середовищах при температурі 20°C .

Результати досліджень

За допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу встановлено, що на зовнішній зоні покриття утворюється фаза, в якій розчиняється 3,89 % мас. алюмінію, 35,26 % мас. хрому. Крім цього, в цій фазі міститься 60,85% мас. заліза. Безпосередньо під нею розташовується шар, який містить 3,53%-1,91 мас. алюмінію, 95,78%-97,76мас. заліза, вміст хрому в ній різко знижується і складає 0,69-0,33% мас. Далі по мірі просування вгиб покриття до поверхні поділу покриття – основа вміст хрому та алюмінію незначний і складає 0,71%мас;0,04% мас., відповідно. Спостерігається незначна дифузія алюмінію в основу.

Мікроструктурним аналізом встановлено, що отримані за даною технологією хромоалітовані покриття складаються з шарів, які ідуть паралельно фронту дифузії, з чітко вираженою границею розділу покриття-основа. Відповідно до результатів металографічного, мікрорентгеноспектрального, рентгеноструктурного аналізів та вимірювання мікротвердості в покритті можна визначити три зони, які ідентифікували по кольору, присутністю кількох фазових складових та мікротвердості. Перша зона складається з двох фаз світлого кольору, друга зона виявляється металографічно світло – сірого кольору, третя зона – твердий розчин хрому та алюмінію в Fe_α . На зовнішній стороні

дифузійного шару розташована двофазна зона товщиною 7,0-8,0 мкм, що складається з окремих зерен світло-сірого кольору, навколо та в середині яких розташована фаза світлого кольору.

Згідно з даними мікрорентгеноспектрального аналізу основа зерен відповідає фазі з вмістом 5,56% мас алюмінію та 22,75% мас. хрому, решта залізо. Світла структура відповідає фазі з підвищеним вмістом хрому (87,9% мас). В центральній частині зони сполук розташований безпористий шар товщиною 6,5-8,0 мкм сірого кольору. Можна вважати, що виявлена в покриттях структура утворилася в наслідок розпаду фази на основі хрому, в який розчинено в певній кількості алюміній та залізо. Відповідно до результатів рентгеноструктурного аналізу основною складовою зовнішнього шару буде фаза з кубічною гаткою, параметри якої становлять 0,2990 нм (упорядкована структура типу β -AlCr). Можна вважати, що при хіміко – термічній обробці в процесі охолодження з шару на основі твердого розчину хрому, заліза та алюмінію внаслідок зміни розчинності алюмінію та заліза виділилась фаза світлого кольору. Ідентифікувати дану фазу внаслідок її незначної кількості не вдалося. Безпосередньо до основи примикає суцільний шар товщиною 10,0-12,0 мкм світло - сірого кольору, який був ідентифікований як твердий розчин хрому та алюмінію в Fe_α . Стовбчаста будова шару свідчить про його формування при температурі хіміко – термічній обробки внаслідок $Fe\gamma \rightarrow Fe\alpha$ перетворення.

Мікротвердість зони сполук виявилась достатньо високою і становить на зовнішній стороні покриття 5,0-6,1 ГПа, в центральних зонах 4,5-5,0 ГПа, на внутрішніх зонах 3,0-4,0 ГПа. Слід зазначити, що мікротвердість зони 1, наведена в роботі, представляє собою інтегральну характеристику двох фазових складових. Визначити мікротвердість фаз окремо одна від одної не було можливості внаслідок незначних розмірів структурних складових.

Досліджено вплив одержаних термодифузійних покриттів на корозійно – електрохімічну поведінку вуглецевих сталей в розчинах сульфатної кислоти. Показано, що нанесення на поверхню сталі У8А даного типу покриттів призводить до незначного підвищення перенапруги виділення водню на електроді, проте суттєво впливає на швидкість анодного розчинення сталі та її корозію у 0,5М розчині H_2SO_4 . Такі покриття гальмують анодне розчинення сталі в активному стані, зменшують критичний струм її анодного розчинення, підвищують схильність сталі до пасивації в розчині кислоти. Область стійкого пасивного стану спостерігається для них у достатньо широкому діапазоні потенціалів і тільки при значній анодній поляризації на поляризаційних кривих спостерігаються перегини, які пов'язані з розчиненням самого

покриття (з утворенням аніону $\text{Cr}_2\text{O}_7^{-2}$), або електрохімічним виділенням молекулярного кисню.

Висновки

Дифузійне хромоалітування сталі У8А дозволяє отримувати на її поверхні багат шарові покриття за участю хрому та алюмінію з високим комплексом фізико – хімічних властивостей (товщиною, мікротвердістю та корозійною стійкістю у промислово важливих агресивних середовищах).

Література

1. Лахтин Ю. М., Арзамасов Б. Н. Химико – термическая обработка металлов. М: Металлургия, 1985. – 256с.
2. Ворошнин Л. Г., Менделеева О. Л., Сметкин В. А. Теория и технология химико – термической обработки. -М.:Новое знание, 2010. -304 с.
3. Лоскутов В. Ф., Хижняк В. Г., Куницкий Ю. А., Диффузионные карбидные покрытия. К.: Техника, 1991. – 168с.

УДК 621.742; 536.77

ТЕРМОДИНАМІКА ПРОЦЕСІВ УТВОРЕННЯ ЗВ'ЯЗУВАЛЬНИХ КОМПОНЕНТІВ У СУМІШАХ ДЛЯ ЛИВАРНИХ СТРИЖНІВ

Р. В. Лютий, Д. В. Кеуш

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розкриті фізико-хімічні особливості утворення зв'язувальних компонентів для стрижневих сумішей із ортофосфорної кислоти і неорганічних солей натрію. Виконані термодинамічні розрахунки реакцій утворення нових зв'язувальних компонентів. Розглянуті основні наукові принципи формування структури і властивостей даних сполук.

Результати термічного аналізу та контролю властивостей зразків дозволяють розробити нові стрижневі суміші для виготовлення сталевих виливків

В статье раскрыты физико-химические особенности образования связующих для стержневых смесей из ортофосфорной кислоты и неорганических солей натрия. Выполнены термодинамические расчеты реакций образования новых связующих. Рассмотрены основные научные принципы формирования структуры и свойств данных соединений.

Результаты термического анализа и контроля свойств образцов позволяют разработать новые стержневые смеси для изготовления стальных отливок

The article reveals the physico-chemical specifics of the formation of binders for core mixtures of phosphoric acid and inorganic salts of sodium. The thermodynamic calculations reactions formation of new binders was performed. The basic scientific principles of the structure and properties of these compounds were reviewed.

The results of thermal analysis and control properties of the samples allow developing new core mixtures for the manufacture of steel castings

Вирішальний вплив на якість литих деталей має ливарна форма. Якість цієї форми і стрижнів у першу чергу визначається використанням зв'язувальним компонентом (ЗК), а також технологією її виготовлення.

Стрижні з неорганічними ЗК мають більш високу термічну стійкість, низьке газовиділення; відпрацьовану суміш можна використовувати повторно без дорогої термічної регенерації. Такі ЗК краще відповідають вимогам сталевих литва, але за комплексом технологічних властивостей вони поступаються сумішам із синтетичними смолами для технологій Cold-Box-Amin, Free-Radical, Alpha-Set та інших [1].

В свою чергу, виготовлення стрижнів у гарячому оснащенні сприяє підвищенню загальної і поверхневої міцності, зниженню газотвірності. Покращується якість поверхонь виливків, відсутній пригар і газові дефекти. Тому оптимальним є виготовлення стрижнів на неорганічному ЗК в гарячому оснащенні.

Оскільки зараз жоден із неорганічних ЗК не забезпечує належного комплексу властивостей для реалізації даної технології, ми звернули увагу на найменш вивчену групу із них. Це солі ортофосфорної кислоти. Дослідження цих зв'язувальних систем, проведені кафедрою в минулі роки, показали, що вони мають високий зв'язувальний потенціал.

Так, окрім відомих холоднотвердних ЗК на основі фосфатів заліза та магнію, зараз розробляються нові – на основі фосфатів алюмінію, кремнію та цирконію.

Використання сумішей завжди пов'язано із наявністю в належній кількості та доступністю матеріалів. Наприклад, у ливарному виробництві значне поширення мають неорганічні солі натрію, але можливість використати їх в таких сумішах до цього не розглядали.

Натрій – активний метал, тому його прості сполуки (оксид або гідроксид) вступають у швидку реакцію з кислотами. Це не дає змогу створити суміш із ортофосфорною кислотою і натрієвими затверджувачами.

Крім цього, натрій має відносно великий атомний та іонний радіус (0,098 нм). Для порівняння іонний радіус магнію 0,072 нм, а заліза – 0,064 нм (рис. 1).

Необхідною умовою утворення ЗК є співвідношення іонних радіусів катіона та аніона. Аніоном в нашому випадку виступає фосфат-іон (див. рис. 1). Чим меншим буде радіус катіона, тим кращу зв'язувальну дію буде мати його фосфат. Тому за сучасними науковими уявленнями зв'язувальний потенціал фосфатів натрію вважається слабким [2].

Крім указаних особливостей, сполуки натрію, які мають найбільше поширення – NaCl, Na₂CO₃, NaNO₃ – це солі, які при нормальних умовах з фосфорною кислотою не взаємодітимуть. Але це виключно хімічне припущення. Для остаточного встановлення можливості або неможливості взаємодії використовують термодинамічний аналіз реакцій [3].

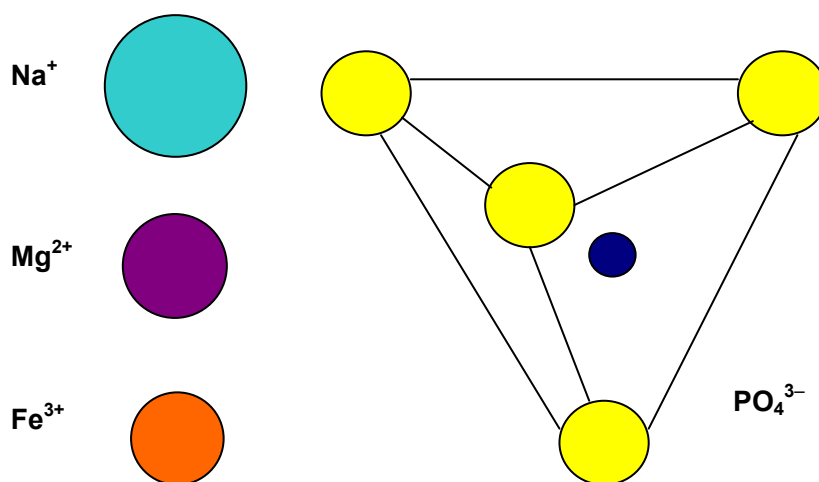
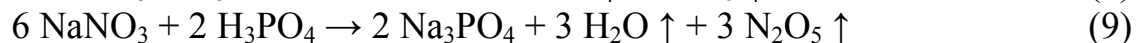
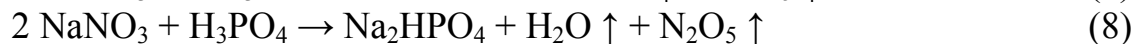
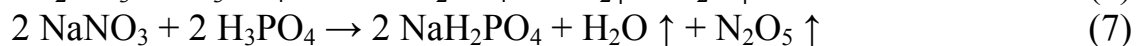
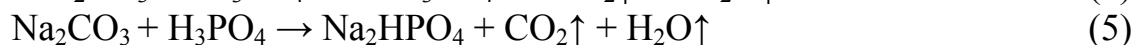


Рис. 1 Співвідношення розмірів іонів, які є складовими металофосфатів

Усі варіанти хімічних реакцій між ортофосфорною кислотою та вказаними сполуками натрію наведені нижче:



Проведені розрахунки термодинаміки вказаних хімічних реакцій показали, що деякі з них (взаємодія кислоти з карбонатом натрію) є можливими вже при нормальних умовах (рис. 2), а деякі (взаємодія з іншими двома солями) – лише при нагріванні, яке відповідає температурі гарячого оснащення при зміцненні стрижнів.

Найбільш ймовірним з термодинамічної точки зору є утворення кислого однозаміщеного фосфату натрію, відповідно реакціям (3), (6), (7).

ЗК, утворений із хлориду натрію та ортофосфорної кислоти, при нагріванні до 1000 °С характеризується значною термічною стабільністю, що підтверджено даними диференційного термоаналізу (рис. 3).

Для проведення аналізу взята проба із 8 мас. ч. хлориду натрію та 3 мас. ч. кислоти, зміцнена при 300 °С. Перетворення, які супроводжуються розпадом певних складових та втратою маси,

починаються із 794°C , а така температура досягається у стрижнях виключно при отриманні товстостінних сталевих виливків. До того ж, втрата маси незначна, що не має позначитися на параметрах взаємодії вилівка з формою (стрижнем).

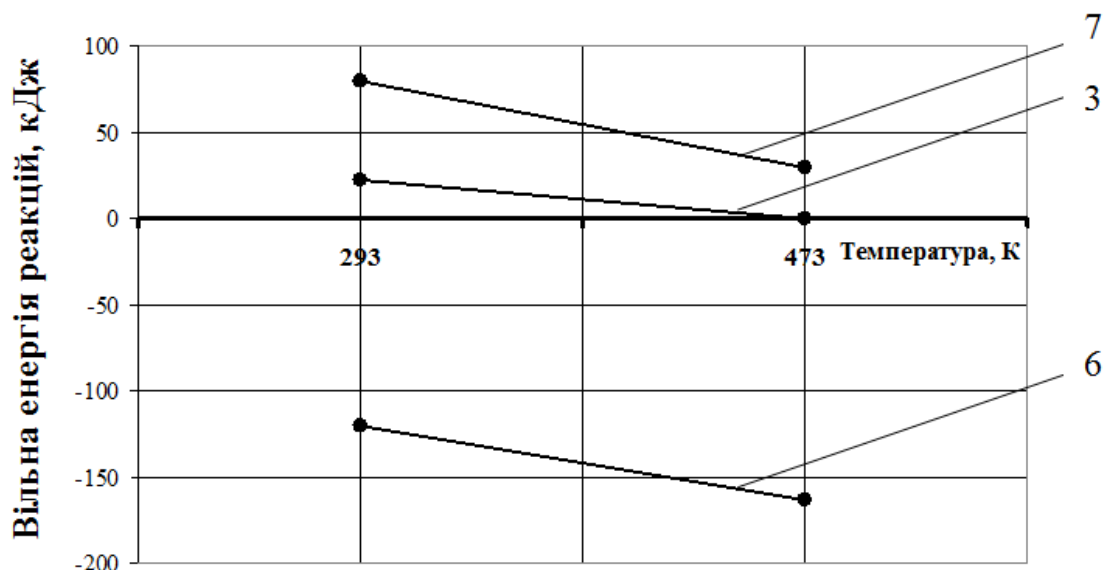


Рис. 2 Зміна вільної енергії реакцій взаємодії солей натрію з ортофосфорною кислотою (номери графіків відповідають номерам хімічних реакцій)

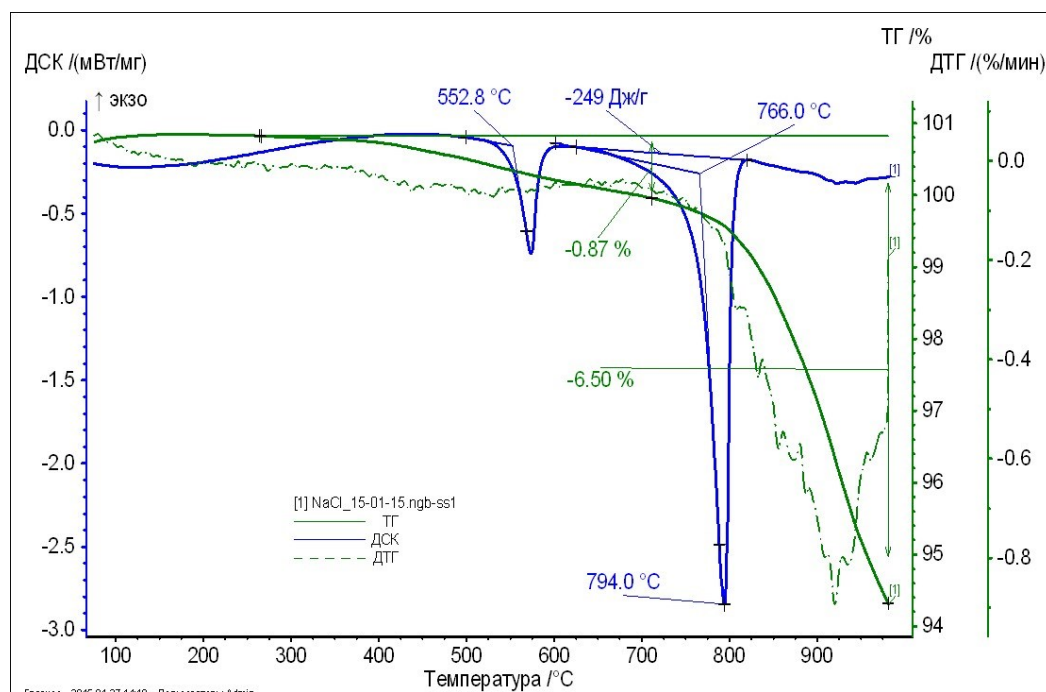


Рис. 3 Диференційний термогравіметричний аналіз композиції хлорид натрію – ортофосфорна кислота

Карбонат натрію може взаємодіяти з ортофосфорною кислотою при нормальних умовах, але при цьому зміцнення стрижнів по всьому об'єму не відбувається, і необхідним є нагрівання. Достатньою температурою оснащення є 150 °С.

Для проведення диференційного термоаналізу цієї композиції взята проба із 1 мас. ч. карбонату натрію та 1,5 мас. ч. кислоти (рис. 4).

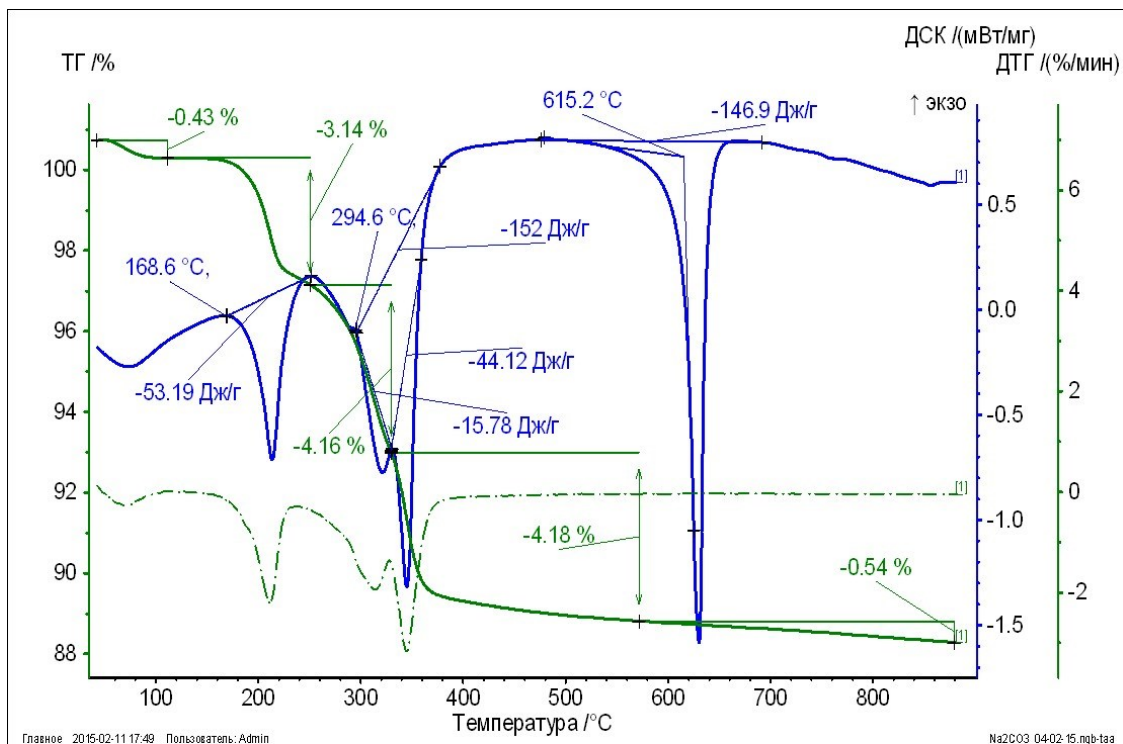


Рис. 4 Диференційний термогравіметричний аналіз композиції карбонат натрію – ортофосфорна кислота

Утворений ЗК має декілька перетворень при нагріванні, які супроводжуються зниженням маси. Ці ефекти ми відносимо до перетворень кислих фосфатів натрію на звичайні. Після завершення даних перетворень ЗК проявляє термічну стабільність.

Досліджені ЗК можуть утворюватися у складі стрижневих сумішей, до яких необхідно ввести ортофосфорну кислоту разом з неорганічною сіллю натрію. При цьому в них при нагріванні будуть здійснюватися розглянуті хімічні реакції.

Найважливішою властивістю, яка відображає якість стрижневої суміші і служить для порівняння різних сумішей, є міцність. Міцність при стисканні визначали в роботі на стандартних циліндричних зразках. На цих же зразках визначали характеристику поверхневої міцності –

обсипаємість. Ця властивість відповідає за формування якісної поверхні виливків.

В цілому зразки, виготовлені із сумішей з використанням досліджених ЗК, забезпечують міцність при стисканні від 2,0 до 3,0 МПа, при обсипаємості не більше 0,5%. Отже, розроблені суміші відповідають основним вимогам при виготовленні ливарних стрижнів для сталевих литва.

Література

1. Болдин А. Н., Давыдов Н. И., Жуковский С. С. и др. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
2. Фокин В. И., Багрова Н. В., Королев Г. П., Багров Д. Ф. Влияние клеящей способности металлофосфатных связующих на прочность смесей // Литейное производство, 1998. – №9. – С.17...18.
3. Термодинамические свойства индивидуальных веществ. Справочное издание: В 4-х т. / Гурвич Л. В., Вейц И. В., Медведев В. А. и др. – М.: Наука, 1978 – 1986.

УДК 621.741.92

**НАПЛАВОЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА Fe-Cr-Mn-C и Fe-Mn-C
ОСНОВАХ, ОБЕСПЕЧИВАЮЩИЕ ПРОТЕКАНИЕ ПРИ
НАГРУЖЕНИИ ДИНАМИЧЕСКОГО ДЕФОРМАЦИОННОГО
МАРТЕНСИТНОГО ПРЕВРАЩЕНИЯ (ДДМП)**

В. Л. Малинов, Л. С. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Узагальнені результати досліджень по створенню економнолегованих наплавлювальних матеріалів на Fe-Cr-Mn-C і Fe-Mn-C основах широкого спектру використання, що забезпечують здобуття у структурі наплавленого металу різних структурних класів метастабільного аустеніту і протікання динамічного деформаційного мартенситного перетворення ДДМП (ефект самогарту при навантаженні). Наведені приклади ефективного промислового використання наплавлювальних матеріалів, що розглядаються

Обобщены результаты исследований по созданию экономнолегированных наплавочных материалов на Fe-Cr-Mn-C и Fe-Mn-C основах широкого спектра применения, обеспечивающих получение в структуре наплавленного металла различных структурных классов метастабильного аустенита и протекание динамического деформационного мартенситного превращения - ДДМП (эффект самозакалки при нагружении). Приведены примеры эффективного промышленного применения рассматриваемых наплавочных материалов

The results of researches on creation of economically alloyed surfacing materials on Fe-Cr-Mn-C and Fe-Mn-C bases of wide spectrum application, which providing reception in the structure of different structural class deposited metal of metastable austenite and flowing dynamic deformation martensite transformation DDMT (effect of self-hardening under loading) are generalized. The examples of effective industrial application of the examined surfacing materials are given

Ресурсосбережение - важная проблема для промышленности. Одним из направлений ее решения является повышение долговечности сменнозапасных деталей оборудования и инструментов электродуговой

наплавкой. Многие наплавочные материалы, применяемые для этого, зачастую содержат дорогие легирующие элементы - никель, кобальт, вольфрам и др. В связи с этим актуальна задача разработки и внедрения в производство экономнолегированных наплавочных материалов, существенно повышающих эксплуатационную стойкость деталей и инструментов и за счет этого реализующих энерго- и ресурсосбережение.

В работах [1-3] авторами развивается инновационное научно-прикладное направление по созданию ресурсосберегающих материалов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазной метастабильной, управляемо самотрансформирующейся структуры. Химический состав подбирается так, чтобы в качестве основных использовались сравнительно недорогие легирующие элементы - углерод, марганец, хром, кремний. Дополнительно могут быть введены титан, ванадий, ниобий, азот. Должна быть получена структура, состоящая из мартенсита и / или бейнита, карбидов, кабонитридов, других твердых фаз. При этом обязательно присутствие в структуре метастабильного аустенита, претерпевающего при нагружении ДДМП. В ряде случаев основной структурой является метастабильный аустенит при отсутствии или небольшом количестве других структурных составляющих. Количественное их соотношение и интенсивность ДДМП определяются условиями нагружения и должны регулироваться с их учетом. Метастабильная структура позволяет материалам подобно биологическим объектам приспосабливаться в процессе эксплуатации к внешним нагрузкам. за счёт различных структурных (диспергирование составляющих, изменение плотности дислокаций, двойникование) и фазовых превращений, прежде всего образования под их влиянием мартенситных фаз. В ряде зарубежных работ также рассматривается необходимость получения в структуре метастабильного аустенита для повышения их механических свойств [4-6]. Впервые идея создания сталей с метастабильным аустенитом была высказана и реализована еще в середине 50-х годов прошлого века И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем [7-8] применительно к деталям, подвергавшимся кавитационному разрушению, а затем и к деталям, работающим в условиях контактно-усталостного нагружения [9]. Ими была разработана хромомарганцевая сталь 30X10Г10. На ее основе в отраслевой лабораторией УПИ им. С.М. Кирова под руководством М.И. Разикова были созданы электроды УПИ 30X10Г10 и порошковая проволока ПП-30X11Г12Т [10]. Наряду с очень высокими эксплуатационными свойствами, обеспечиваемыми ими, имеет место ряд недостатков. К ним относятся: технологические особенности наплавки и трудная обрабатываемость резанием наплавленного металла [11], что

существенно ограничило применение ранее разработанных наплавочных материалов. На предприятиях Украины они практически не используются.

Целью исследований являлось создание и эффективное применению в промышленности технологичных наплавочных материалов на Fe-Cr- Mn-C и Fe-Mn-C основах, обеспечивающих получение в наплавленном металле структуры с метастабильным аустенитом. Последний должен претерпевать при нагружении в процессе испытаний или эксплуатации ДДМП (эффект самозакалки при нагружении).

Изготавливали однозамковые порошковые ленты сечением 3x10 мм или проволоку диаметром 3,8 мм с оболочкой из стали 08кп, имеющей толщину 0,3 мм. Сердечник состоял из смеси порошковых компонентов. В ряде случаев изготавливали проволоку сплошного сечения. Наплавку опытных образцов для испытания свойств и определения фазового состава выполняли в 3 слоя на пластины толщиной 30 мм из стали ВСт3сп под флюсом АН-26 или «REKORD SK EN-760». Наплавка порошковыми лентами проводилась на режиме: сила тока (I) 450-500 А, напряжение дуги (U) 30-32 В, скорость наплавки (V) 25 м/ч, а проволоками: I=300-350 А, U=28-32, V=35 м/ч. Проводили дюрометрические, металлографические исследования. Химический анализ наплавленного металла выполнялся оптико-эмиссионным искровым спектрометром «Spectromax». Фазовый состав наплавленного металла определяли методом рентгеновского анализа с использованием дифрактометра ДРОН-4. Оценивалась износостойкость при сухом трении, абразивном и ударно- абразивном воздействии.

На основе развиваемой концепции ПГТУ совместно с ОАО «Азовмаш» разработана порошковая лента ПЛ-Нп 15Х13АГ10МФС (ПЛН-4) [12]. Исследования, выполненные в работе [13], показали, что в условиях трения скольжения при относительно невысоких скоростях (0,13 м/с) и отсутствии или небольшом разогреве трущихся поверхностей интенсивное деформационное мартенситное превращение играет существенную роль в повышении износостойкости. В случае испытаний с повышенной скоростью скольжения (0,98 м/с) интенсивность мартенситного превращения при трении снижается из-за повышения температуры рабочей поверхности. В этих условиях износостойкость наплавленного металла в большей степени определяется способностью к упрочнению самого аустенита и его динамическому старению. Это в основном зависит от содержания углерода в наплавленном металле, что подтверждают данные табл. 1. Испытания износостойкости в условиях трения качения (давление 320 МПа, скорость вращения роликов 0,98 м/с, проскальзывания 0,09 м/с) показали, что большим сопротивлением изнашиванию характеризуется наплавленный металл с интенсивным

деформационным мартенситным превращением. Температура нагрева наплавленного металла при термообработке (450-650 °С), проводимой для уменьшения внутренних напряжений, неоднозначно влияет на его износостойкость. При испытаниях в условиях трения скольжения (относительно небольшие скорости), а также трения качения установлено, что нагрев на 350 °С (1 ч) снижает износостойкость наплавленного металла приблизительно на 30 %, а нагрев на 650 °С (1 ч) - повышает ее примерно на 40 % по сравнению с закаленным состоянием. Это обусловлено тем, что в первом случае аустенит стабилизируется по отношению к деформационному мартенситному превращению, а во втором - дестабилизируется в связи с выделением карбидов и карбонитридов. В последнем случае положительную роль играют дисперсные частицы фаз выделения. В условиях трения, не приводящего к значительному разогреву контактирующих поверхностей, предварительная холодная пластическая деформация повышает износостойкость наплавленного металла за счет активизации деформационного мартенситного превращения.

Таблица 1 Влияние углерода в наплавленном металле типа Х13АГ10МФС на количество мартенсита деформации и относительную износостойкость [13]

Содержание углерода, %	v = 0,13 м/с		v = 0,98 м/с	
	Количество мартенсита деформации, %	Относительная износостойкость	Количество мартенсита деформации, %	Относительная износостойкость
0,10	28	4,2	10	3,1
0,15	19	3,8	5	4,8
0,20	12	3,3	-	5,5

В условиях трения, сопровождающегося значительным повышением температуры (более 450 °С), предварительная холодная деформация снижает износостойкость наплавленного металла. Это обусловлено переходом образовавшегося при деформации мартенсита в аустенит, что снижает сопротивление металла пластической деформации. Наплавку разработанными порошковыми лентами сечением 20x4 мм проводят под флюсами АН-26, АН-60 на следующем режиме: I = 600-650 А, U = 30-32 В, V = 35 м/ч. При этом обеспечивается стабильное горение дуги, хорошее формирование наплавленного валика и отделимость шлаковой корки.

Были разработаны совместно с «Отраслевой лабораторией наплавки» Минчермета Украины порошковая проволока ПП-Нп-12Х12Г12СФ [14], а

с «УкрНИИИспецсталь» - проволока сплошного сечения Св-14Х14Г12Ф [15], близкие по принципу легирования рассмотренной выше порошковой ленте ПЛН-4 (ПЛ-Нп-15Х13АГ10МФС). Эти материалы позволили в несколько раз повысить долговечность быстроизнашивающихся деталей. Применительно к условиям наплавки крановых колес «МК им Ильича» ПГТУ совместно с ООО «ТМ. ВЕЛТЕК» разработана новая порошковая проволока. ВЕЛТЕК Н-285-С [16]. Технология наплавки новой порошковой проволокой не отличается от применяемой на предприятиях. Используются флюсы АН-26 или «REKORD SK EN-760». Обеспечивается хорошее формирование и соединение слоев наплавленного металла между собой, а также с основным металлом. Отсутствуют непровар, шлаковые включения и трещины. Отделимость шлаковой корки хорошая. В случае изготовления деталей из нелегированных сталей, содержащих 0,35-0,45 %С, наплавка может проводиться без предварительного подогрева. Оптимальным режимом её проведения при диаметре \varnothing 3,6 мм является следующий: $I = 350-400$ А, $U = 35-40$ В, $V = 40-45$ м/час. Используются флюсы АН-26 или «RECORD SK EN-760». При этом обеспечивается хорошее формирование и соединение слоев наплавленного металла между собой, а также с основным металлом. Отсутствуют непровар, шлаковые включения и трещины (рис. 1).

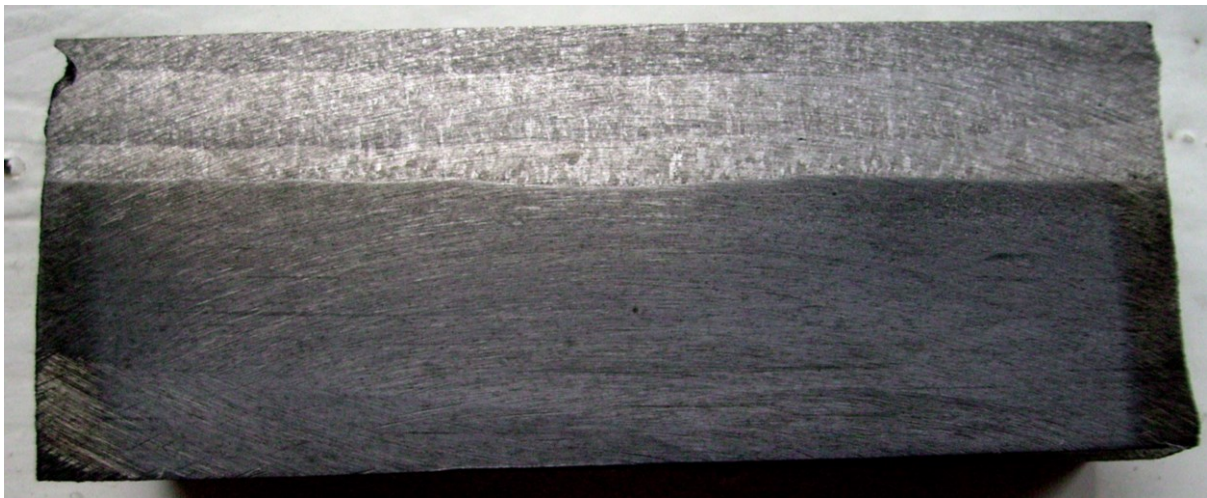


Рис.1 Макроструктура наплавленного и основного металла при использовании новой порошковой проволоки, $\times 16$

Отделимость шлаковой корки хорошая. Слои наплавленного металла имеют аустенитную структуру с дисперсными карбидами, располагающимися внутри зерен.. Вблизи линии сплавления в основном металле (сталь 65Г) обнаруживается обезуглероженная зона (рис. 2), что обусловлено диффузией углерода в наплавленный металл, имеющий его

значительно меньшее количество, чем сталь, на которую осуществлялась наплавка. Измерения твердости по сечению показали, что она вблизи поверхности наплавленного металла составляет НВ 217-220, в средней части НВ 230-240, а у переходной зоны возрастает до НВ 280-300. По данным лабораторных испытаний износостойкость металла, наплавленного разработанной порошковой проволокой, при трении скольжения по схеме колодка-ролик и абразивном воздействии значительно превышает таковую при использовании проволок ПП-Нп-18Х1Г1М, Нп-12Х13 и Св-06Х18Н9Т (табл. 2) [17].

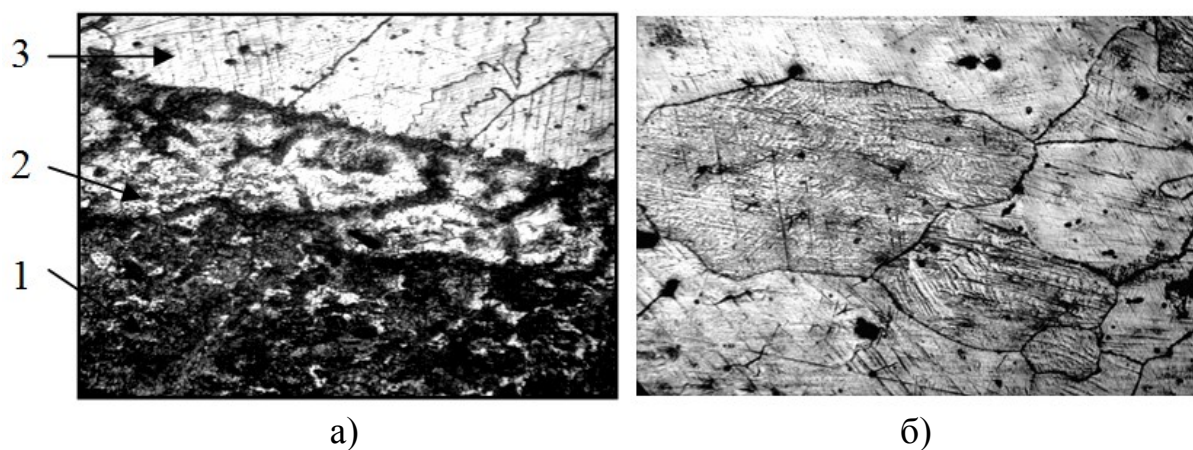


Рис. 2 Микроструктура металла, наплавленного порошковой проволокой Велтек 285-С, $\times 550$:

- а) Структура основного металла и переходного слоя:
1 – основной металл – троостит;
2 - переходный слой - аустенит с трооститной сеткой;
3 - наплавленный аустенитный слой.
- б) Аустенитная структура поверхностного слоя

Длительные промышленные испытания крановых колёс, наплавленных разработанной порошковой проволокой, обеспечивающей эффект самозакалки при эксплуатации, подтвердили результаты лабораторных исследований и показали увеличение долговечности этих деталей более, чем в 5 раз, по сравнению с колёсами, восстановленными применяемой в промышленности проволокой ПП-Нп-18Х1Г1М.

Определение твёрдости рабочей поверхности колёс, наплавленных новой порошковой проволокой, показало, что она в процессе эксплуатации возросла с 217-220 до 450-470 НВ. Это свидетельствует о реализации эффекта самозакалки в наплавленном металле в процессе работы колёс, что и обеспечивает им повышенную долговечность. При этом важно подчеркнуть, что не происходит повышенный износ рельсов, которого

опасаются эксплуатационники при увеличении износостойкости крановых колёс. Проведение механической обработки восстановленных новой порошковой проволокой крановых колёс с использованием инструмента, оснащённого твёрдыми сплавами, не вызывает каких-либо технических трудностей. На рис. 3 приведено крановое колесо после наплавки новой порошковой проволокой и механической обработки. Однако наплавленный металл обрабатывается труднее, чем при использовании проволоки ПП-Нп 18Х1Г1М. По обрабатываемости он близок к таковому, наплавленному Св-06Х18Н9Т.



Рис. 3 Крановое колесо, наплавленное новой порошковой проволокой Велтек 285-С, после механической обработки

Разработанный наплавочный материал может иметь широкий спектр применения. Его следует использовать не только для восстановления крановых колёс, но и колёс железнодорожного подвижного состава предприятий, вагонеток, различного рода роликов, цапф сталеразливочных ковшей, быстроизнашивающихся деталей, работающих в слабоагрессивных средах, например плунжеров гидропрессов, клапанов запорной арматуры и др.

Таблица 2 Относительная износостойкость металла, наплавленного ПП-Нп-18Х1Г1М (1), Св-12Х13 (2), Св-06Х18Н9Т (3) и разработанной порошковой проволокой Велтек 285-С [16]

№ пп.	Наплавочный материал	Режим термо-обработки	Относительная абразивная износостойкость	Относительная износостойкость при сухом трении
1	ПП-Нп 18Х1Г1М	Наплавка + отжиг 550 °С	1,0	1,0
2	Св-12Х13	Наплавка + отжиг 550 °С	1,2	1,3
3	Св-06Х18Н9Т	Наплавка + отжиг 550 °С	0,6	0,7
4	Разработанная порошковая проволока	Наплавка + отжиг 600 °С	2,3	3,2

Экономическая эффективность в данном случае определяется снижением затрат (материальных, энергетических, трудовых, простоев оборудования), которые значительно превышают стоимость примененной проволоки.

Применение разработанной проволоки обеспечивает получение структуры метастабильного сильно упрочняющегося при наклёпе аустенита. В нём после отжига при 600 °С (1 ч), применяемого для уменьшения внутренних напряжений, обнаруживается множество дисперсных карбидов. Результатом этого является его обеднение углеродом и легирующими элементами, вследствие чего интенсифицируется деформационное мартенситное превращение, что и приводит к существенному повышению износостойкости. Это подтверждают данные рентгеновского анализа, согласно которым. количество мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности после отжига наплавленного металла в 1,5 раза больше, чем без него, и составляет 30-35 %.

Важно подчеркнуть, что при этом не происходит повышенного износа рельсов, которого обычно опасаются при наплавке крановых колес износостойкими материалами. Такой результат обусловлен образованием на поверхности трения окисной пленки, снижающей коэффициент трения. Разработанная порошковая проволока имеет большой спектр использования и может быть рекомендована для повышения долговечности различных деталей: опорных роликов, шкивов, цапф сталеразливочных ковшей, деталей, подвергающихся кавитационному и

коррозионному воздействию среды, износу при сухом трении, в том числе, в условиях температур (650-750 °С). Новая порошковая проволока внедрена в производство и позволила получить значительный ресурсосберегающий эффект.

Применение малоуглеродистого хромомарганцевого наплавочного материалов целесообразно и для некоторых деталей, работающих при температурах 600-700 °С, что установлено при использовании порошковой проволоки ПП-35ЖН, обеспечивающей получение наплавленного металла марки 10X13Г12АФСЮР [17]. В табл. 3 приведены сравнительные данные износо- и термостойкости, а также твердости при 20 и 600 °С для металла, наплавленного ПП-35ЖН и Св-08Х21Н10Г6. Полученные результаты свидетельствуют о том, что последний значительно уступает безникелевому (табл. 2).

Таблица 3 Свойства металла, наплавленного проволоками ПП-Нп 10X13Г12АФСЮР и Св-08Х21Н10Г6 [17]

Наплавленный металл	Износ при 600 °С и давлении 15 МПа (1 ч), мг	Термостойкость (количество циклов «нагрев-охлаждение» до появления трещин)	Твердость HRC при 20 и 600 °С	
			20	600
10X13Г12АФСЮ	4,2 - 7,4	930 - 1080	100 - 110	80 - 89
08Х21Н10Г6	23,9 - 29,7	440 - 620	82 - 88	66 - 73

Для восстановления деталей, работающих в условиях сухого трения и отсутствия заметного влияния коррозионной среды, разработана порошковая лента ПЛ-Нп-20Г14АФ [18]. Износостойкость наплавленного ею металла находится примерно на том же уровне, что и у металла, наплавленного более дорогой лентой ПЛН-4. Необходимо отметить, что наряду с высокой износостойкостью, наплавленный металл марки 20Г14АФ, обеспечивает низкий износ контртела, изготовленного из рельсовой стали, что очень важно в условиях эксплуатации крановых колес. Порошковая лента ПЛ-Нп-20Г14АФ применялась в ОАО «Азовмаш» для наплавки ходовых колес мостовых кранов вместо проволоки Св-30ХГСА и показала высокую эффективность.

Представляет большой интерес группа новых малоуглеродистых (0,12-0,18 % С) наплавочных материалов на хромомарганцевой основе, создающих в наплавленном металле бейнитную структуру с небольшим количеством метастабильного аустенита. Такой наплавленный металл при экономном легировании (суммарное содержание хрома и марганца не превышает 4 %) имеет более высокую износостойкость, чем получаемый

при наплавке широко применяемой порошковой проволокой ПП-Нп-18Х1Г1М, содержащей дорогой молибден.

Перспективна разработка экономнолегированных технологичных наплавочных материалов, обеспечивающих получение в наплавленном металле структуры малоуглеродистого марганцевого (7-8 % Mn) мартенсита (эффект самозакалки при охлаждении). Они могут быть дополнительно легированы Cr (3-4 %) и небольшим количеством Ti, Nb, V для получения мелкозернистой структуры и повышения износостойкости за счет образования карбидов высокой твердости [19]. Особенностью малоуглеродистых марганцевых наплавочных материалов является то, что после проведения отпуска при 600-650 °С, обычно применяемого для снятия внутренних напряжений, в наплавленном металле образуется метастабильный аустенит, что является следствием перераспределением углерода и марганца между α - и γ -фазами, и обогащения последней этими элементами. Важно подчеркнуть, что, несмотря на снижение твердости наплавленного металла после отпуска, абразивная износостойкость возрастает. Это является следствием реализации ДДМП в процессе изнашивания. Рассматриваемые материалы являются примером того, как благодаря определённому подбору химического состава, традиционно проводимая для уменьшения напряжений термообработка, не снижает, как это обычно бывает, а, напротив, повышает износостойкость наплавленного металла. Новыми являются малоуглеродистые хромомарганцевые наплавочные материалы, создающие в наплавленном металле мартенситно-аустенитную структуры. По разгаро-, коррозионной и износостойкости наплавленный металл не уступает таковому, при использовании хромоникелевых аналогов. Получение в наплавленном металле метастабильного аустенита наряду с мартенситом повышает сопротивление образованию трещин, а также износостойкость [20].

Выводы

1. На основании большого количества экспериментальных данных и результатов эксплуатационной проверки установлена возможность и перспективность создания на основе систем легирования Fe-Cr-Mn-C и Fe-Mn-C технологичных наплавочных материалов различных структурных классов широкого спектра применения.

2. Показана необходимость получения в структуре наплавленного металла метастабильного аустенита (в ряде случаев наряду с бейнитом и мартенситом), армированного упрочняющими фазами. Это позволяет реализовать эффект самозакалки при нагружении за счет протекания ДДМП и использовать внутренний ресурс самого материала. При этом в

зависимости от условий нагружения необходимо регулировать количество аустенита и его стабильность.

3. Широкое применение в промышленности разработанных наплавочных материалов, позволяющих получить в экономно легированном наплавленном материале многофазную структуру с метастабильным аустенитом, позволит получить большой ресурсосберегающий эффект.

Литература

1. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. / Л. С. Малинов. Дис....докт. техн. наук: 05.16.01, Екатеринбург. - 1992. -381 с.
2. Малинов Л. С. Основные положения концепции создания экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, в которых реализуется принцип получения многофазной, управляемо самотрансформирующейся структуры / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [Електрон. ресурс]: матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 15 квітня 2014 р. – К.: НТУУ «КПІ», 2014. –С. 626-638
3. Малинов Л. С. Износостойкие марганцовистые стали с метастабильным аустенитом /Л. С. Малинов, В. Л. Малинов // Металлургические процессы и оборудование. -2014. -№2. -С. 19-25.
4. Vasilakos A. N. Low-alloy TRIP-steels: A correlation mechanical properties and the retained austenite stability / A. N. Vasilakos, J. Ohlert, G. Katerina //Steels. –2002. -№ 6-7. -P. 249-252.
5. Slreicher A. M. Forming response of retained austenite in a C-Si-Mn high strength TRIP sheet steels / A. M. Slreicher, J. G. Speer, D. K. Matlock // Steels. –2002. -№ 6-7. -P. 287-293.
6. Microstructure and wear property of Fe-Mn-Cr-Mo-V alloy cladding by submerged arc welding. Lu Shan-Ping, Know Oh-Yang, Kim Tae-Bum, Kim Kwon-Hu (Department of Mechanical Engineering, Inha University, 253 Yonghyun-dong, Incheon 402-751, // J. Mater. Process. Technol. -2004. -147. - № 2. -С. 191-196.
7. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И.Н. Богачев, Р. И. Минц. -М.: Свердловск: ГНТИ. -1959. -110 с.
8. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. - М.: Машиностроение. -1964. -142 с.
9. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение и кавитационностойкие сплавы /И. Н. Богачев. М.: Металлургия. –1972. -189 с.
10. Разиков М. И. Сварка и наплавка кавитационной стали марки 30Х10Г10 / М. И. Разиков, В. П. Ильин // М.: НИИМАШ, 1964. –35 с.
11. Опыт совместных работ ОАО «Запорожсталь» и ОП «Реммаш» в разработке и внедрении новых наплавочных материалов / В. В. Тарасенко, Г. В. Хоменко, В. И. Титаренко, А. В. Титаренко // Сб. работ 2-ой научно-практической конференции «Модернизация и переоснащение предприятий. Эффективные технологии ремонта и восстановления деталей». Международный промышленный форум «УкрИндустрия - 2006». –Днепропетровск: Экспо-центр «Метеор». -2006. – С. 39-43

12. А.с. 545436 СССР, МПК В 23 К 35/368. Порошковая проволока, содержащая стальную оболочку и порошкообразную шихту / Л. С. Малинов, В. И. Копоп, К. Н. Соколов и др. -Опубл. 05.02.77, Бюл. № 5.

13. Малинов Л. С. Износостойкость дисперсионно-твердеющих сталей с нестабильным аустенитом / Л. С. Малинов, В. И. Коноп, В. Д. Панин // Прогрессивные методы сварки в тяжелом машиностроении и наплавка в черной металлургии: Тезисы докладов II Всесоюзной научно-технической конференции. -1977. - С. 22-24.

14. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009. –568 с.

15. Пат. 23408 А Україна, МПК⁵ С22С 38/38 (2006.01), С22С 38/02 (2006.01). Склад дроту для зносостійкої наплавки / Л. С. Малинов, В. М. Поліщук, Д. О. Деркач та ін. -Опубл. 02.06.98, Бюл. № 3.

16. Малинов Л. С. Новая порошковая проволока, обеспечивающая эффект деформационного упрочнения наплавленного металла при эксплуатации / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, Л. Н. Орлов, А. А. Голякевич // Автомат. сварка. – 2009. - № 5. -С. 46-48.

17. Повышение работоспособности валков пилигримовых станков наплавкой новой порошковой проволокой ПП-35ЖН / А. В Ковальчук, А. И. Олдаковский, Л. С. Малинов и др. // Сварочное производство. -1984. - № 7.- С. 12-13.

18. Малинов Л. С. Новый наплавочный материал системы С-Fe-Mn-V для повышения долговечности ходовых колес мостовых кранов / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. А. Колечко и др. // Сварочн. производство. - 1988. -№ 9. –С. 18-20.

19. Малинов В. Л. Влияние марганца на структуру и износостойкость наплавленного металла типа низкоуглеродистой стали / В. Л. Малинов // Автомат. сварка. – 2011. - № 8. – С. 15-19.

20. Малинов В. Л. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла / В. Л. Малинов, Л. С. Малинов / Автомат. сварка. – 2012. -№ 7. -С. 13-18.

УДК 669.15'.74.194-15.669.17

ВЛИЯНИЕ ЛАЗЕРНОЙ ОБРАБОТКИ МАРГАНЦЕВЫХ СТАЛЕЙ НА ИХ СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА

Л. С. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Вивчено вплив лазерної термічної обробки на структуру і властивості марганцевих сталей різних структурних класів. Показана можливість зміцнення досліджених сталей цією обробкою

Изучено влияние лазерной термической обработки на структуру и свойства марганцевых сталей различных структурных классов. Показана возможность упрочнения исследованных сталей этой обработкой

Influence of laser heat treatment on structure and properties of different structural class manganese steels is studied. Possibility of work-hardening of investigated steels by this treatment is shown

В настоящее время накоплена обширная информация по лазерной обработке различных по составу сталей [1, 2]. Однако в литературе отсутствуют данные о влиянии лазерного воздействия на железомарганцовистые стали, к которым начал проявляться большой интерес [3].

Объектом исследования служили стали 03Г8, 03Г10, 05Г22, 110Г13, 100Г6Ф2. При выборе этих сталей руководствовались принципом получения различных исходных структур. Первая сталь имела после закалки с 900 °С мартенситную структуру, во второй наряду с α -мартенситом присутствовала ϵ -фаза (~15 %). В стали 05Г22 структура была двухфазной ($\gamma + \epsilon$) с примерно равным количеством фаз. Стали 110Г13 и 100Г6Ф2 после закалки с 1000-1100 °С имели аустенитную структуру (в структуре 100Г6Ф2 присутствовали нерастворившиеся карбиды ванадия).

Лазерная термическая обработка осуществлялась на установке ЛГН-702 с выходной мощностью 800 Вт. Диаметр лазерного пятна менялся от 1,1 до 3 мм, а скорость перемещения от 100 до 400 мм/мин.

Проводились дюрOMETрические, микроскопические и рентгеновские исследования.

Несомненный интерес представляют данные, полученные на низколегированных мартенситных сталях 03Г8 и 03Г10. Обычно в сталях мартенситного класса под влиянием лазерной обработки микротвердость повышается. В отличие от этого в исследованных сталях при скоростях перемещения образцов 100 мм/мин (диаметр пятна (2 мм) обнаруживается существенное снижение микротвердости (с $H_{0,986}$ от 4460 до 2600 МПа). При увеличении скорости перемещения образца до 280 мм/мин микротвердость возрастает, но не достигает значений, получаемых после обычной закалки. Аналогично этому влияет увеличение диаметра пятна. На рентгенограммах, снятых с поверхности, на которую воздействовал лазерный луч, в случае малой скорости перемещения образца обнаруживаются линии аустенита (рис. 1, а). Это позволяет объяснить снижение микротвердости тем, что происходит высокий отпуск ранее закаленных участков [4].

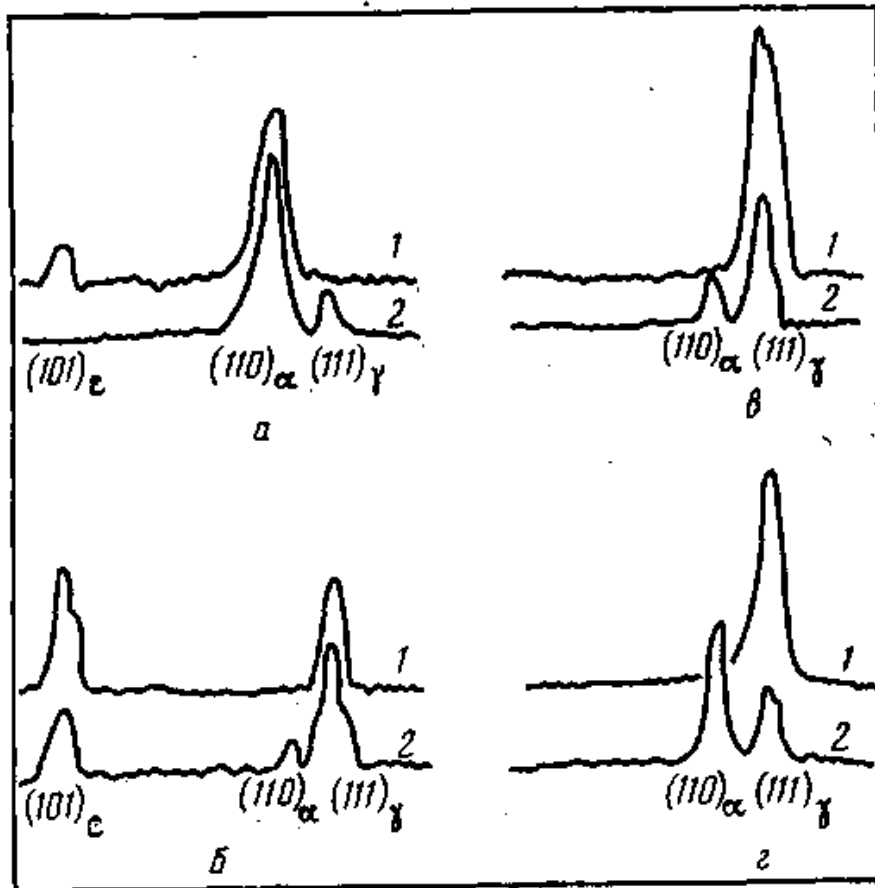


Рис. 1 Рентгенограммы исследованных сталей до (1) и после (2) лазерной обработки: а - 03Г10; б - 05Г22; в - 110Г13; г - 100Г6Ф2

Лазерная закалка стали 05Г22 приводит к повышению микротвердости. Увеличение скорости перемещения образца относительно луча лазера вызывает изменение микротвердости по кривой с максимумом, приходящимся на скорость 200 мм/мин. Однако во всех случаях микротвердость выше, чем после обычной закалки. Это можно объяснить тем, что после лазерной закалки увеличивается плотность дислокаций в аустените и ε -фазе, а также образуется некоторое количество α -мартенсита, о чем свидетельствуют рентгенограммы (рис. 1, б). Следует подчеркнуть, что при этом несколько уменьшается количество ε -фазы. Последнее можно объяснить большей стабильностью аустенита, имеющего повышенную дефектность, по отношению к $\gamma \rightarrow \varepsilon$ -превращению.

В стали 05Г22, предварительно деформированной при 400 °С с обжатием 30 %, в результате чего была получена аустенитная структура, лазерная обработка вызывает более высокое упрочнение ($H_{0,986}=5800$ МПа), чем после предварительной закалки. Последнее можно объяснить большей плотностью дислокаций в аустените и большей дисперсностью ε -фазы, чем в случае, когда предварительная теплая деформация отсутствовала. Это позволяет заключить, что в ряде случаев для получения более значительного эффекта лазерной закалки целесообразно железомарганцовистые стали подвергать предварительной деформации.

Лазерная обработка стали 110Г13, имеющей структуру стабильного аустенита, после предварительной закалки с 1100 °С приводит к существенному увеличению микротвердости ($H_{0,986}$ от 2560 до 5800 МПа). Данные рентгеновского анализа свидетельствуют, что одной из главных причин, обуславливающих упрочнение при лазерной обработке этой стали, является образование α -мартенсита (рис. 1, б). Он может возникнуть вследствие высокого уровня закалочных напряжений, а также обезуглероживания поверхности в зоне лазерного воздействия.

Изменение скорости перемещения образца также и для стали 05Г22 приводит к неоднозначному изменению микротвердости. Максимальные значения наблюдаются при скорости перемещения образца 200 мм/мин. Глубина упрочнения при лазерной закалке составляет $\sim 0,2$ мм.

Поскольку было установлено, что в стали 110Г13 в зоне лазерной закалки образуется α -мартенсит, следовало ожидать, что его количество должно быть значительно больше в стали 100Г6Ф2 с более низкой стабильностью аустенита. Полученные данные это подтвердили (рис. 1, г). Большему количеству α -мартенсита после лазерной обработки соответствует и большая микротвердость ($H_{0,980}=7300$ МПа) (рис. 2).

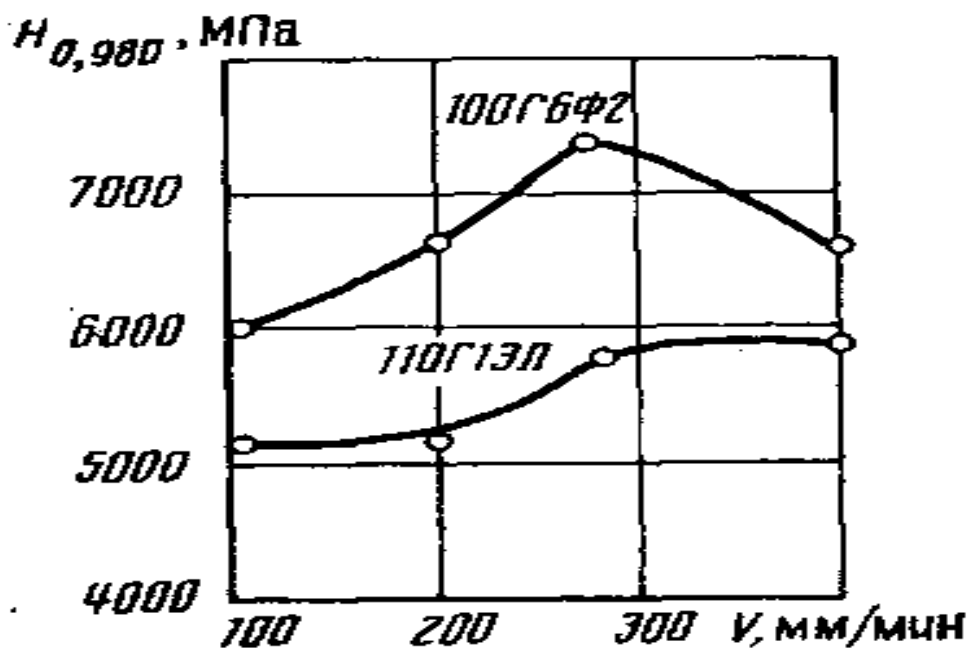


Рис. 2 Влияние скорости перемещения образца относительно лазерного луча на микротвердость исследованных сталей: 1 - 110Г13Л; 2 - 100Г6Ф2

Следует отметить, что предварительное старение стали 100Г6Ф2, приводящее к выделению карбидов и распаду аустенита с образованием ферритокарбидной смеси или отпуска мартенсита, позволяет получить после лазерной обработки наиболее высокие значения микротвердости ($H_{0,980}=8400-9000$ МПа). Последнее можно объяснить тем, что скоростной нагрев при лазерной термообработке не может привести к растворению всех выделившихся при старении карбидов, и аустенит становится еще менее стабильным к образованию α -мартенсита, чем в случае предварительной закалки с 1100°C .

Использование общего и последующего локального воздействия на сталь лучом лазера позволяет получить дифференцированную структуру [5-9], в которой участки высокой твердости чередуются с участками повышенной пластичности (рис. 3).

Присутствие последних подавляет развитие микротрещин, возникших при нагружении в участках высокой твердости, и повышает конструктивную прочность. Чередование в заданной последовательности ферромагнитных (преимущественно α -мартенситных) и парамагнитных (аустенитных) участков [6] может представлять интерес для электротехнической промышленности.

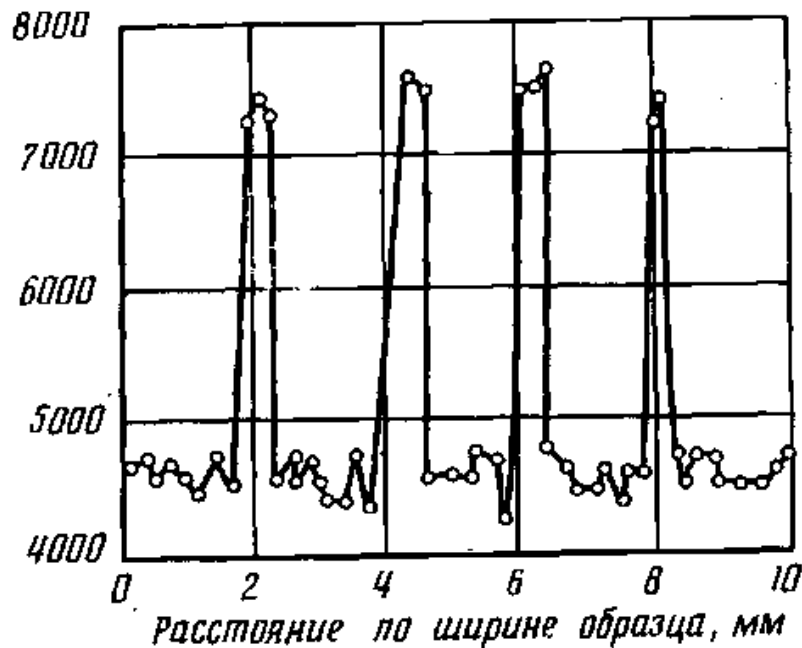


Рис. 3 Изменение микротвердости по поверхности стали 100Г6Ф2 при создании дифференцированной структуры

Выводы

1. Установлено, что в низкоуглеродистых мартенситных сталях 03Г8 и 03Г10 лазерная закалка при малых скоростях перемещения образца и небольшом диаметре пятна может вызвать снижение микротвердости вследствие образования в структуре аустенита.

2. В сталях со структурой $\varepsilon + \gamma$ и метастабильного аустенита лазерная закалка вызывает увеличение твердости в 1,5-2 раза, что во многом определяется получением мартенситных α - и ε -фаз. Эффект упрочнения тем больше, чем менее стабилен аустенит. Предварительной обработкой в зависимости от конкретных условий следует регулировать стабильность аустенита.

3. Использование общей и последующей локальной лазерной обработки открывает широкие возможности для получения чередующихся прочных и пластичных структур, а также магнитных и парамагнитных участков или слоев.

Литература

1. Рыкалин Н. Н. Лазерная технология. / Н. Н. Рыкалин А. А. Углов. – М.: Знание, 1983. – 66 с.

2. Коваленко В. С. Обработка материалов импульсным излучением лазеров / В. С. Коваленко. - Киев: Техника, 1977. -144 с.
3. Богачев И. Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И. Н. Богачев, В. Ф. Еголаев. -М.: Металлургия, 1973. - 295с.
4. Получение высоких прочностных и пластических свойств двухфазной стали дифференцированной обработкой. / Л. С. Малинов., Б. К. Соколов., В. И. Коноп-Ляшко и др. // МиТОМ. -1980. -№ 8. -С. 33-35.
5. Левин Ф. Л. Высокопрочные немагнитные стали / Ф. Л. Левин, Е. А. Ульянин, В. А.. Дмитриев. -М.: Наука. -1978. -С. 205-208.
6. Малинов Л. С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки / Л.С. Малинов // МиТОМ. -1997. -№ 4. -С. 7-11
7. Малинов Л. С. Армирование сталей за счет сочетания общей термообработки и расплавления участков металла с использованием источников концентрированной энергии / Л. С. Малинов // Процессы литья. -1997. -№ 4. - С. 54-57.
8. Рамазанов К. Н. Ионное азотирование в неоднородной плазме тлеющего разряда / К. Н. Рамазанов, Д. З. Ишмухаметов, Н. С. Садкова // Вестник УГАТУ. -2011. -Т.15. - № 3(43). -С. 67-71
9. Малинов Л. С. Дифференцированные обработки сплавов для повышения их свойств – перспективное направление в материаловедении / Л. С. Малинов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні – Запоріжжя: ЗНТУ, 2012. -№2. - С. 50-57.

УДК 669.15'.74-194:621.785.52

ПОЛУЧЕНИЕ В СТРУКТУРЕ ПОВЕРХНОСТНОГО СЛОЯ СТАЛЕЙ МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ

Л. С. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Узагальнені результати досліджень автора із співробітниками, а також інших робіт, що показують, необхідність здобуття в поверхневому шарі цементованих сталей поряд з іншими складовими метастабільного аустеніту, що зазнає при навантаженні динамічне деформаційне мартенситне перетворення (ДДМП), внаслідок чого може бути істотно підвищена зносостійкість, контактної міцності і інші властивості

Обобщены результаты исследований автора с сотрудниками, а также других работ, показывающие, необходимость получения в поверхностном слое цементированных сталей наряду с другими составляющими метастабильного аустенита, претерпевающего при нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП), в результате чего может быть существенно повышена износостойкость, контактно-усталостная прочность и другие свойства

The results of researches of author with colleague and other works that showing necessity of reception in cemented steels structure alongside with other components residual austenite, which under loading subject to dynamic deformation martensite transformation (DDMT) due to can be significantly improved wear resistance, contact fatigue strength and other properties are generalized

Цементация и последующая термообработка широко применяется в промышленности для повышения твердости, износостойкости, контактной выносливости и других свойств сталей. Общепринятым является представление о том, что в поверхностном слое цементированных сталей необходимо обеспечить структуру отпущенного высокоуглеродистого мартенсита и карбидов. Количество остаточного аустенита не должно превышать 15 %. На некоторых заводах большее, чем это, количество

аустенита рассматривается как браковочный признак [1]. Для уменьшения или полного устранения остаточного аустенита в структуре применяют различные способы: подстуживание при закалке с цементационного нагрева, обработку холодом, промежуточный высокий отпуск с последующей закалкой из межкритического интервала температур и др. [2, 3]. Между тем, известны работы, в которых показана положительная влияние остаточного аустенита в поверхностном слое и эффекта самозакалки при нагружении на абразивную износостойкость и ряд других свойств. Однако эти работы немногочисленны и до настоящего времени преобладает точка зрения об отрицательной роли остаточного аустенита. Это является следствием недостаточной изученности условий, при которых остаточный аустенит полезен. В связи с этим целесообразно обобщить результаты исследований по данному вопросу, чему и посвящена настоящая работа.

Рассмотрим вначале влияние остаточного аустенита на абразивную износостойкость. В работе [4] показано, что при испытаниях цементированных сталей 20X, 18ХГТ, 12ХН3А и 12Х2Н4А на установке Х4Б абразивная износостойкость возрастает с увеличением содержания остаточного аустенита до количеств, снижающих твердость почти в 2 раза. Наблюдаемая закономерность объяснена тем, что в процессе воздействия абразивных частиц аустенит превращается в термодинамически более устойчивый мартенсит. При этом превращении углерод остается в твердом растворе, определяя его повышенное сопротивление разрушению.

Установлено [5], что в цементированной стали 20X, закаленной с повышенной температуры (1080 °С), когда примерно 38 % аустенита превращается в мартенсит при абразивном воздействии, износостойкость имеет высокий уровень. Он мало отличается от такового в высоколегированной стали Х12Ф1, имеющей после термообработки мартенситно-карбидную структуру. Влияние остаточного аустенита на абразивную износостойкость сталей 18ХГТ и 12ХН3А изучено в работе [6]. Показано, что наибольшая износостойкость достигается в случае, когда в структуре поверхностного слоя обеспечивается преимущественно аустенитная структура (≥ 80 %). Это достигается закалкой с цементационного нагрева без подстуживания, а также с повторного нагрева от 1000 °С (отпуск 180 °С, 1 ч). В этом случае прирост мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности является наибольшим (≥ 40 %). На основании полученных данных сделан вывод о том, что для повышения сопротивления абразивному изнашиванию цементированных сталей термообработка должна быть направлена не на достижение высокой твердости, которая обеспечивается мартенситно-карбидной структурой, а на реализацию эффекта самозакалки при нагружении за счет получения в

поверхностном слое метастабильного аустенита, интенсивно превращающегося в мартенсит деформации под воздействием абразивных частиц. В зависимости от условий нагружения аустенит может быть получен наряду с мартенситом отпуска и карбидами.

Геллер А. Л. и Юрко В. Н. [7] считают, что наиболее высокой абразивной износостойкости цементированных сталей соответствует повышенное количество остаточного аустенита ($\geq 50\%$) в поверхностном слое и значительный прирост мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности ($\geq 30\%$). Наилучший результат авторами работы [7] получен на хромомарганцевой стали 25ХГТ после ступенчатой закалки с цементационного нагрева (930°C) в горячем масле (140°C , 1ч). Отпуск при 250°C после закалки стабилизирует аустенит и снижает его способность к деформационному мартенситному превращению, что уменьшает сопротивление абразивному изнашиванию. В работе авторы указывают на необходимость при рассмотрении факторов повышения износостойкости учитывать благоприятную субструктуру аустенита, формирующуюся при термообработке, и повышенную прочность мартенсита деформации.

В работе [8] отмечается, что остаточный аустенит, присутствующий в высокоуглеродистой стали, после термообработки, интенсивно превращается при абразивном воздействии в мартенсит. При этом подчеркивается, что последний имеет высокую твердость и дополнительно упрочняется в результате деформационного динамического старения.

Учитывая важную роль метастабильного аустенита и реализацию эффекта самозакалки при нагружении в повышении абразивной износостойкости, разработан новый класс цементруемых низкоуглеродистых марганцевых ($\geq 4\% \text{ Mn}$) сталей (ЦНИМС), в поверхностном слое которых после цементации и термообработки обеспечивается получение метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами [9-11]. Примером таких сталей являются 08Г4АТФ, 08Г7АФ, 08Г10Х2АФ, 08Г(4-16)ТЮ. Они обладают хорошим сочетанием прочностных свойств, пластичности и ударной вязкости, имеют повышенную прокаливаемость и могут применяться не только после низкого, но и высокого отпуска. Наиболее высокая абразивная износостойкость достигается в случае получения в структуре $\geq 80\%$ метастабильного аустенита и интенсивного образования мартенсита деформации, когда его количество на изнашиваемой поверхности составляет $\geq 50\%$. Повышение стабильности аустенита за счет увеличения температуры нагрева под закалку и продолжительности низкого отпуска сверх оптимальных значений снижает абразивную износостойкость. Для условий интенсивного ударно-абразивного

воздействия следует, напротив, иметь структуру аустенита с большей, чем в предыдущем случае, стабильностью. Количество мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности не должно превышать 10-15 %.

С целью повышения абразивной износостойкости целесообразно подвергать цементации и последующей термообработке для получения метастабильного аустенита не только малоуглеродистые стали, но и средне- и высокоуглеродистые (0,4-0,8 % С) [12]. Наиболее высокое сопротивление абразивному изнашиванию достигается у них в том случае, когда после термообработки в структуре цементированного слоя наряду с отпущенным мартенситом и карбидами обеспечивается получение 35-50 % остаточного аустенита, почти полностью превращающегося в мартенсит деформации при абразивном воздействии. Напротив, высокая ударно-абразивная износостойкость при интенсивном соударении стали с абразивными частицами достигается либо при сравнительно небольшом количестве остаточного аустенита (~ 20-25 %), либо повышенном его количестве (> 60 %), когда интенсивность образования мартенсита деформации сравнительно невелика. В результате износостойкость может быть повышена ~ в 1,3-1,5 раза.

В работе [13] изучено влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную износостойкость хромомарганцевых сталей мартенситного (10X14Г2), мартенситно-аустенитного (10X14Г6) и аустенитного (30X13АГ7) классов. Показано, что для увеличения абразивной износостойкости исследованных сталей, структура поверхностного слоя которых после цементации является преимущественно мартенситно-карбидной, их следует закалывать с повышенных температур (≥ 1100 °С) для растворения части карбидов и, соответственно, увеличения количества метастабильного аустенита в структуре, а также прироста мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности. Напротив, в том случае, когда после цементации структура поверхностного слоя становится преимущественно аустенитной (10X14Г6, 30X13АГ7), температура закалки должна быть значительно ниже, чем в предыдущем случае, чтобы исключить полное растворение карбидов и стабилизацию аустенита. Однако с точки зрения повышения ударно-абразивной износостойкости следует иметь большое количество аустенита повышенной стабильности.

Козырев Г. В. и Топоров Г. В., изучавшие ударно-усталостную прочность цементированных сталей, отмечают отсутствие единого мнения у исследователей относительно роли остаточного аустенита в сопротивлении разрушению при данном виде нагружения [14]. Согласно данным этой работы, характер влияния остаточного аустенита на ударно-усталостную прочность зависит от уровня действующих напряжений. При

высоком их уровне (~ 800 МПа), когда детали рассчитаны на малый срок службы, остаточный аустенит повышает сопротивление ударно-усталостному разрушению и снижает его при существенно более низком уровне напряжений (~ 450 МПа). Существуют промежуточные напряжения (~ 620 МПа), при которых изменение количества остаточного аустенита в широком диапазоне не влияет на способность стали сопротивляться ударно-усталостному разрушению. В рассматриваемой работе не учитывалась стабильность аустенита, которая, как было показано выше, играет существенную роль в формировании свойств.

Геллер А.Л., изучавший влияние остаточного аустенита на контактную усталостную прочность цементированной стали 18Х2Н4ВА после различных режимов термообработки, отмечает, что при высоких контактных напряжениях проявляется отрицательное влияние остаточного аустенита, а при напряжениях ниже определенной величины – положительное [15]. Это также подтверждает необходимость дифференцированного подхода к выбору структуры цементированного слоя для конкретных условий нагружения.

Неоднозначное влияние остаточного аустенита в цементированных сталях 20ХНР и 25ХГТ на их износостойкость при сухом трении, осуществляемом по различным схемам испытаний, показано в работе [16]. Так повышение температуры нагрева под закалку исследованных сталей от 850 до 1000 °С (отпуск 180 °С), вызывающее увеличение количества остаточного аустенита с $7-8$ % до $30-35$ %, приводит к снижению относительной износостойкости (схема испытаний колодка – ролик) с $\varepsilon = 1,0$ после закалки от 850 °С до $\varepsilon = 0,6$ и $\varepsilon = 0,8$ после закалки от 1000 °С, соответственно, у сталей 20ХНР и 25ХГТ. В последней из-за присутствия в структуре карбидов титана снижение износостойкости происходит в меньшей степени. Вследствие разогрева поверхности в процессе трения при данной схеме испытаний количество мартенсита деформации во всех случаях очень мало (≤ 5 %), и он не играет заметной роли в износостойкости. Испытания по схеме ролик – ролик дают иную закономерность. При повышении температуры нагрева под закалку и увеличении количества аустенита в структуре износостойкость изменяется неоднозначно: вначале возрастает, а затем снижается. У первой стали максимум износостойкости получен после закалки от 900 °С ($\varepsilon = 1,6$); а у второй – от 950 °С ($\varepsilon = 1,5$ %).

Рентгеновский анализ показывает, что максимальной износостойкости соответствует структура, в которой наряду с отпущенным мартенситом и карбидами содержится $20-25$ % остаточного аустенита и прирост мартенсита деформации при испытаниях составляет $10-15$ %. Это должно

способствовать релаксации микронапряжений и, соответственно, затруднять разрушение поверхностного слоя.

Установлено [1], что между механическими свойствами цементированных сталей (сопротивлением изгибу, ударной вязкостью, пределом выносливости) и содержанием остаточного аустенита в поверхностном слое существует экстремальная зависимость с достижением максимальных свойств при $A_{\text{ост}} = 35-50 \%$. По результатам, полученным авторами работы [1], зубчатые колеса коробки передач двигателей ЯМЗ из цементированной стали 15ХГМ2ТА имели наибольшую долговечность при испытаниях на стенде с замкнутым контуром при нагрузке 750 Н, когда количество остаточного аустенита составляло 30-40 %, и он был равномерно распределен в поверхностном слое по всему контуру.

Перспективным является направление по разработке способов упрочнения цементированных (нитроцементированных) сталей, в которых в отличие от традиционно применяемых в промышленности, предусматривается получение в структуре поверхностного слоя большого количества метастабильного аустенита (вплоть до 100 %) и последующее его превращение в мартенсит под влиянием различных воздействий. Согласно способу, предложенному А. А. Жуковым еще в 1955 г. [17], легированные стали подвергают нитроцементации для получения в поверхностном слое аустенитной структуры, после чего проводят наклеп или отпуск, вызывающий дисперсионное твердение. В результате требуемая высокая твердость HRC 60-62 может быть получена без закалки, что исключает коробление деталей. При этом создаются благоприятные сжимающие напряжения. Способ рекомендовано использовать при изготовлении тепловозных, электровозных и моторвагонных шестерен.

В работе [18] использован аналогичный принцип. Согласно приведенным данным, в результате ХТО и закалки в поверхностном слое стали должно быть получено более 30 % остаточного аустенита, после чего сталь подвергают обработке давлением со степенями $\geq 20 \%$, затем проводят обработку холодом или отпуск при температурах $\geq 250 \text{ }^{\circ}\text{C}$. В результате достигается высокая твердость поверхности ($HV \geq 9600 \text{ МПа}$). Однако в работах [17, 18] не рассматривается целесообразность использования превращения наклепанного аустенита в мартенсит при последующем нагружении. Это реализовано в способе [19], включающем проведение ХТО, пластической деформации со степенями $\geq 40 \%$ при повышенных температурах, закалку и низкий отпуск. Автором данной статьи предложено [20] после получения большого количества метастабильного аустенита осуществлять деформационное или термическое воздействие с таким расчетом, чтобы наряду с упрочнением

аустенита и переходом части его в мартенсит, он сохранялся бы в структуре в определенном количестве. Это обеспечивает в процессе нагружения при эксплуатации деталей и инструмента протекание динамического мартенситного превращения и, соответственно, повышение их долговечности. Количество и степень стабильности аустенита, оставшегося после проведения обработок, необходимо регулировать применительно к конкретным условиям эксплуатации. В ряде случаев целесообразно получать дифференцированную структуру из чередующихся мартенситных и аустенитных участков, которая может быть наиболее эффективна [21].

Большие возможности в повышении износостойкости цементированных сталей открывает последующая термообработка с использованием источников концентрированной энергии (лазерной, электронно-лучевой, плазменной). Эффект такой обработки обусловлен не только существенным повышением микротвердости с 6000-6500 МПа (после обычной термообработки) до 8000-123000 МПа (после применения лазерной и электронно-лучевой обработок) [22], но и образованием метастабильного аустенита, претерпевающего при нагружении в процессе эксплуатации деформационное мартенситное превращение [23].

Перспективным направлением является создание дифференцированной (дискретной) структуры на поверхности цементированных сталей [22] за счет закалки лазерным, электронным лучами, плазменной струей заданных локальных участков, что обеспечивает регулярное чередование участков высокой и низкой твердости. Аналогичный эффект достигается проведением локальной химико-термической обработки и закалки. Получаемая макрогетерогенная структура позволяет существенно повысить сопротивление разрушению при эксплуатации, т.к. не упрочненные участки с повышенной пластичностью препятствуют распространению трещины, возникающей в участках высокой твердости. Кроме того, может быть реализован принцип Шарпи, позволяющий в результате более быстрого износа локальных участков невысокой твердости обеспечить лучшее удержание смазки и, соответственно, большую долговечность деталей.

В работе [24] установлено, что в случае получения преимущественно аустенитной структуры лазерная и электронно-лучевая обработки при определенных режимах их проведения вызывают в зоне воздействия образование мартенсита, что обусловлено высоким уровнем возникающих напряжений. Это позволяет управлять соотношением мартенсита и аустенита в структуре сталей, подвергнутых предварительной ХТО. Максимальное сопротивление изнашиванию и контактной усталости имеет место, когда концентрированным тепловым источником в поверхностном

слое сталей и чугуна достигается получение 50-60 % остаточного аустенита [25].

Предложена и реализована технология получения диффузионных слоев большой толщины, структура которых соответствует таковой у легированных белых чугунов [26, 27]. В основу технологии положен принцип, заключающийся в том, что на поверхности обрабатываемой детали создается оболочка жидкой фазы, в которой протекает диффузия легирующих элементов, поступающих из насыщенной среды. Сама жидкая фаза, обогащенная требуемыми элементами, после кристаллизации становится покрытием. Поскольку в жидкой фазе процесс диффузии идет с большой скоростью, за относительно непродолжительное время удаётся легировать слой в несколько раз большей толщины, чем при обычной технологии насыщения. Для создания на поверхности обрабатываемой детали оболочки жидкой фазы используется металл или сплав, содержащий необходимые для покрытия компоненты и имеющий более низкую температуру плавления, чем металлизиремая деталь и насыщающая смесь. Температура диффузионного легирования должна быть выше температуры плавления легкоплавкого сплава и сохранять деталь в твердом состоянии. Могут быть реализованы многочисленные варианты предложенной технологии, так как применимы разнообразные способы нагрева, нанесения легкоплавких сплавов, различные составы их и насыщающих сред. Одним из простых способов создания многокомпонентных термодиффузионных слоев большой толщины является газовый контактный метод с использованием насыщающей смеси, содержащей ферросплавы, инертную добавку и галогенид. Изучалось получение покрытий системы Fe-Cr-Mn-C. Жидкая фаза при температуре процесса создавалась расплавлением наплавных элементов, устанавливаемых на поверхности стального образца. Наплавные элементы в виде пластин диаметром 25 мм и толщиной 4 мм изготавливались из чугуна по составу близкому к эвтектическому. Образцы из стали 45 диаметром 25 мм и высотой 18 мм с установленными на их упрочняемой поверхности наплавными элементами помещали в контейнер с насыщающей смесью, который герметизировали и помещали в печь, нагретую на 950-1000 °C. Затем температуру повышали до 1250-1280 °C и выдерживали 0,5-1,5 ч. На основании установленных закономерностей были получены после насыщения различные структуры износостойких хромомарганцевых чугунов. Наиболее удачными оказались диффузионные покрытия следующего состава: 2,5 % C, 12-15 % Cr, 4-7 % Mn. Они обладали наиболее высокой абразивной износостойкостью при получении в результате термообработки аустенитно-мартенситно-карбидной структуры. Эти данные послужили основой для разработки в дальнейшем

близких по составу этим покрытиям хромомарганцевых чугунов и наплавочных материалов с аналогичной структурой. Приведенные данные показывают большие возможности получения в поверхностном слое за счет химико-термической и последующей термической обработки многофазных структур с метастабильным аустенитом.

Выводы

1. Для повышения эксплуатационных свойств цементированных сталей необходимо использовать эффект самозакалки при нагружении. Для этого в структуре поверхностного слоя следует получать аустенит, способный при нагружении превращаться в мартенсит. Количество аустенита, степень его упрочнения и стабильности должны регулироваться обработкой применительно к конкретным условиям нагружения с учетом исходных химического и фазового составов сталей, полученных после ХТО.

2. Неоднозначные оценки влияния остаточного аустенита на свойства цементированных сталей обусловлены тем, что зачастую не учитываются условия нагружения, количество и стабильность аустенита, которые должны быть оптимальными для каждого конкретного случая.

3. Целесообразно в ряде случаев обеспечить получение после ХТО большого количества метастабильного аустенита, а затем с помощью деформации или (и) термообработок, а также других воздействий вызвать его частичное превращение в мартенсит. Однако при этом необходимо реализовать деформационное мартенситное превращение (самозакалка при нагружении), что позволяет существенно повысить служебные свойства поверхностного слоя.

4. Эффективно для упрочнения цементированных сталей использование источников концентрированной энергии, что обеспечивает высокую твердость поверхности и получение необходимого количества метастабильного аустенита в структуре. Кроме того, это позволяет получать чередование в заданной последовательности твердых и мягких составляющих, что существенно повышает износостойкость и другие служебные свойства сталей.

5. Новые возможности открывает термодиффузионная наплавка, обеспечивающая получение на поверхности сталей высоко износостойких покрытий в виде белых легированных чугунов с метастабильным аустенитом.

Литература

1. Зинченко В. М. Влияние остаточного аустенита на механические свойства цементованных сталей / В. М. Зинченко, Б. В. Георгиевская, В. А. Оловянишников // *МиТОМ*. – 1987. - № 12. -С. 25-29.
2. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. Борисёнок Т. В. Васильев Л. А., Ворошнин Л. Г. и др. – М.: Металлургия, 1981. - 424 с.
3. Минкевич А. Н. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. / А. Н. Минкевич. - М.: Машиностроение, 1966. – 491 с.
4. Гутерман В. Н., Влияние микроструктуры на износостойкость углеродистых сталей при абразивном изнашивании / В. Н. Гутерман, М. М. Тененбаум // *МиТОМ*. – 1956. - № 1. –С. 15-21.
5. Попов В. С., Брыков Н. Н., Дмитриенко Н. С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства. – М.: Металлургия, 1971. –160 с.
6. Малинов Л. С. Повышение абразивной износостойкости цементированных сталей 18ХГТ и 12ХН3А за счет получения метастабильного аустенита / Л. С. Малинов, Е. Л. Малинова, Е. Я Харланова // *Металлы*. – 1993. - № 2. – С. 108-111.
7. Геллер А. Л. Остаточный аустенит и износостойкость легированных цементованных сталей / А. Л. Геллер, В. Н. Юрко // *Изв. вузов. Черная металлургия*. – 1991. - № 6. –С. 66-69.
8. Коршунов Л. Г. Влияние остаточного аустенита на абразивную износостойкость высокоуглеродистых сталей / Л. Г. Коршунов, А. В. Макаров, Н. Л. Черненко. // *Тез. докл. V Всесоюз. совещания "Структура и свойства немагнитных сталей"*, Свердловск, 1994. –С. 34.
9. Малинов Л. С. Получение метастабильного аустенита при цементации Fe-Mn сталей / Л. С. Малинов, Л. И. Якушечкина, Е. Л. Малинова // *Тез докл. Республ. совещания "Безникелевые и малоникелевые сплавы"*, Тбилиси, 1983. – С. 37-39.
10. Малинов Л. С. Низкоуглеродистые марганцевые цементуемые стали / Л. С. Малинов, Л. И. Якушечкина, Е. Л. Малинова // *МиТОМ*. -1985. -№ 3. –С. 32-35.
11. Малинов Л.С. Цементуемые низкоуглеродистые стали с повышенным содержанием марганца / Л.С. Малинов // *Металл и литье Украины*. – 2000. -№ 1-2. -С. 49-53.
12. Малинов Л.С. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость цементированных сталей с повышенным содержанием углерода после термообработки / Л.С., Малинов И.Е. Малышева // *Вестник Приазовского государственного технического университета*. – 2000. – Вып. № 9. – С. 94-97.
13. Малинов Л. С. Влияние цементации и последующей термообработки на структуру, фазовый состав и абразивную стойкость Fe-Cr-Mn сталей / Л. С. Малинов, А. П. Чейлях, Е. Л. Малинова // *Металлы*. – 1991. -№ 1-2. –С. 120-123.
14. Козырев Г. В. Влияние остаточного аустенита на ударно-усталостную прочность стали / Г. В. Козырев, Г. В. Топоров // *МиТОМ*. – 1973. -№ 12. – С. 45-47.
15. Геллер А. Л. Цементуемые стали для деталей горных машин / А. Л. Геллер // *Технология и организация производства*. – 1973. - № 3. – С. 46-49.
16. Малинов Л. С. Влияние остаточного аустенита на износостойкость сталей и высокопрочного чугуна при сухом трении / Л. С. Малинов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 1997. - № 4. – С. 46-49.
17. А.с. СССР № 110986 18С, 325. Нитроцементация легированной стали / А. А. Жуков. Заявл. 13.10.55, № 10856/575105; Оpubл. 24.03.58.

18. Пат ЧССР № 113767 18С, 7/14 (С 21 Д). Способ обработки стали / V. Kraus – Заявл 30.10.63; Оpubл. 15.02.65.
19. Малинов Л. С. А.с. СССР № 472985 С21d 7/14. Способ обработки стали / Л. С. Малинов, К. Н. Соколов – Заявл. 02.02.72, 1745029/22-1; Оpubл. 05.06.75, Б.И. № 21.
20. Малинов Л. С. Пат. України ІА 12399А С 21 Д 1/00. Способ обработки сталей / Л. С. Малинов – Заявл. 22.17.01. 95, № 95010267; Оpubл. 23.02.97, Б.И. № 1.
21. Малинов Л. С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки / Л.С. Малинов // МиТОМ. – 1997. - № 4. - С. 7-11.
22. Армирование поверхности сталей за счет локальной химико-термической обработки с использованием источников концентрированной энергии / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, А. В. Зареченский и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1995. - № 3. - С. 27-29.
23. Малинов Л. С. Повышение износостойкости сталей и чугунов за счет получения в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л. С. Малинов, В. Л./Малинов // Металлы и литье Украины. – 2001. - № 1-2. – С. 8-12.
24. Влияние лазерной обработки на структуру и свойства стали Г7АФ с различным содержанием углерода / Л. С. Малинов, Е. Я. Харланова, Е. Л. Малинова и др. // ФиХОМ. – 1990. - № 6. – С. 115-118.
25. Крапошин В. С. Влияние остаточного аустенита на свойства сталей и чугунов после поверхностного оплавления / В. С Крапошин // МиТОМ. – 1994. - № 2. – С. 2-5.
26. Малинов Л. С. Нанесение многокомпонентных покрытий большой толщины термодиффузионным методом / Л. С. Малинов, Н. Е. Яненский // Сварочное производство. 1970. - № 10. - С. 41-43.
27. Л.С. Малинов, А. Г. Виницкий, Н. Е. Яненский Износостойкость термодиффузионных наплавных покрытий в абразивной среде // Технология и организация производства. 1970, № 5, с. 22-34.

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

**ИЗНОСОСТОЙКИЕ СТАЛИ
С МЕНЬШИМ СОДЕРЖАНИЕМ МАРГАНЦА, ЧЕМ
В СТАЛИ 110Г13Л, И ЭФФЕКТОМ САМОЗАКАЛКИ ПРИ
НАГРУЖЕНИИ**

Л. С. Малинов, В. Л. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Наведені результати робіт з вивчення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості марганцевих сталей з метастабільним аустенітом та ефектом самогартування при навантаженні, які мають більш низький вміст марганцю, ніж у широко застосованій сталі 110Г13Л

Приведены результаты исследований абразивной и ударно-абразивной износостойкости марганцовистых сталей с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении, имеющих более низкое содержание марганца, чем в широко применяемой стали 110Г13Л

Work for the study of abrasive and impact-abrasive wear resistance of manganese steels with metastable austenite and effect of self-hardening under loading with, which content of manganese less, than in the widely used steel 110Г13Л, are presented

Важной проблемой в ресурсосбережении является повышение долговечности быстроизнашивающихся деталей машин. Перспективным направлением в увеличении сопротивления изнашиванию является создание экономнолегированных сталей с эффектом самозакалки при нагружении. В промышленности Украины они не нашли широкого применения из-за недостаточной изученности влияния химического состава и режимов термообработки на их структуру, стабильность аустенита и свойства, что делает необходимым проведение соответствующих исследований. Этому вопросу применительно к сталям, работающим в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, посвящена данная работа. Ее актуальность очевидна, поскольку накопление информации по рассматриваемому вопросу позволит разработать и внедрить в производство новые экономнолегированные стали и режимы их термообработки, существенно повышающие

эксплуатационную стойкость деталей дробильно-размольного оборудования, что, соответственно, снизит затраты на изготовление новых сменно-запасных частей и ремонты.

Широко применяемая в промышленности сталь 110Г13Л зачастую не обеспечивает высокую эксплуатационную стойкость деталей. Это приводит к большим затратам на изготовление сменно-запасных частей и ремонты оборудования. Известно, что аустенит в этой стали стабилен по отношению к динамическому деформационному мартенситному превращению при нагружении (ДДМП), и, соответственно, эффект самозакалки при нагружении не используется.

В высокоуглеродистых марганцовистых сталях получить метастабильный аустенит и реализовать этот эффект можно, снизив содержание марганца по сравнению со сталью 110Г13Л [1]. Публикации в отечественной литературе немногочисленны. Одной из последних публикаций по данному вопросу является работа [2]. В ней авторами обобщены результаты исследований в новом перспективном научном направлении, заключающемся в том, что разработка экономнолегированных сталей, чугунов, наплавочных материалов, а также упрочняющих технологий основывается на получении в сплавах многофазной метастабильной управляемо самотрансформирующейся структуры, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит. Его количеством и стабильностью необходимо управлять, оптимизируя их с учетом исходного химического и фазового составов применительно к конкретным условиям нагружения, что обеспечивает наиболее высокий уровень свойств. Большие возможности в повышении свойств сплавов за счет получения в них структуры метастабильного аустенита показаны также в работах [3-7]. Следует подчеркнуть, что И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем впервые еще в середине прошлого века было предложено использовать метастабильный аустенит, претерпевающий динамические деформационные мартенситные превращения (ДДМП) при нагружении, для повышения кавитационной стойкости сталей [8, 9]. Между тем, в литературе еще очень мало данных о влиянии различного содержания марганца и режимов термообработки на износостойкость марганцовистых сталей при абразивном и урно-абразивном изнашивании в зависимости от количества и стабильности аустенита. Не освещен вопрос о возможности повышения свойств этих сталей за счет дополнительного легирования сильными карбидообразующими элементами, например, ванадием, а также создания на их основе наплавочных материалов. Это является причиной того, что к сталям с меньшим содержанием марганца, чем в 110Г13Л, в отечественной промышленности не проявляется должного интереса, которого они,

несомненно, заслуживают.

Целью данной работы является изучение абразивной и ударно-абразивной износостойкости марганцовистых сталей с меньшим, чем в 110Г13Л, содержанием марганца, имеющих структуру метастабильного аустенита, а также установление возможности создания на их основе наплавочных материалов для их широкого использования в промышленности. Для установления основных закономерностей были исследованы стали с содержанием марганца 4, 6, 8, 10 %, в том числе дополнительно легированных ванадием, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1 Химический состав исследованных сталей

Сталь	Химические элементы, масс. %					
	C	Mn	Si	V	S	P
120Г4Л	1,2	3,8	0,28	0,11	0,03	0,02
120Г6Л	1,18	6,1	0,22	0,13	0,028	0,025
120Г8Л	1,22	8,2	0,25	0,1	0,031	0,022
120Г8ФЛ	1,19	7,9	0,32	0,12	0,025	0,028
130Г4ФЛ	1,23	4,3	0,27	0,14	0,027	0,021
150Г4ФЛ	1,56	3,9	0,3	0,13	0,023	0,024
130Г6ФЛ	1,26	6,3	0,29	0,15	0,025	0,027
130Г8ФЛ	1,33	7,8	0,34	0,12	0,027	0,026
130Г10ФЛ	1,28	10,3	0,31	0,14	0,029	0,029

Исследованные стали закачивались с температур: 850, 950 и 1050 °С. В ряде случаев после закалки проводили отпуск при 300 и 650 °С с выдержкой 1 ч.

В работе применялись металлографический, дюрOMETрический и рентгеновский фазовый анализы. Определение абразивной износостойкости осуществлялось на установке типа Бринелля-Хауорта. Абразивом служил кварцевый песок с размером частиц примерно 0,3 мм.

Коэффициент динамичности, определенный по отношению твердости стали 110Г13Л после изнашивания к ее твердости до него [10], близок к 1 ($K_d = 1,1$). За эталон принята износостойкость стали 110Г13Л, закаленной с 1100 °С. Ударно-абразивное изнашивание проводилось на установке, предусматривающей соударение вращающихся образцов с чугуной дробью размером 1-2 мм, падающей под собственным весом. Образцы крепились на диске, приводимом во вращение электродвигателем со скоростью вращения вала 1350 об/мин. Коэффициент динамичности составлял 2,5. Эталонном также служила сталь 110Г13Л.

Изучалась также в сравнении с 110Г13Л износостойкость сталей 130Г6ФЛ, 130Г8ФЛ и 130Г10ФЛ в условиях воздействия дроби (диаметром 1 мм), подаваемой сжатым воздухом под давлением 5 атм. При этом угол атаки образцов составлял 15 и 90°.

Фазовый состав сталей 120Г4Л, 120Г6Л, 120Г8Л приведен в табл. 2.

Таблица 2 Влияние содержания марганца и температуры нагрева под закалку на фазовый состав исследованных сталей

Сталь	Температура нагрева под закалку, °С					
	850		950		1050	
	Аустенит, %	мартенсит+карбиды	Аустенит, %	мартенсит+карбиды	Аустенит, %	мартенсит+карбиды
120Г4Л	68	32	88	12	100	—
120Г6Л	85	15	95	5	100	—
120Г8Л	95	5	100	—	100	—

Из полученных данных следует, что, чем выше в рассматриваемых сталях концентрация марганца, тем больше после закалки от 850 и 950 °С в их структуре содержится аустенита и, соответственно, меньше мартенсита и карбидов. Закалка от 1050 °С обеспечивает получение полностью аустенитной структуры даже в стали 120Г4Л. Повышение температуры нагрева под закалку от 850 до 1050 °С приводит к снижению твердости во всех исследованных сталях, однако, ее наиболее высокий уровень сохраняется в стали с наименьшим содержанием марганца. Так после закалки от 850 °С твердость в сталях, содержащих 4, 6, 8 % Мп, составляет, соответственно, 450, 330 и 280 НВ, а после закалки от 1050 °С – 268, 235 и 220 НВ.

Полученные данные свидетельствуют о том, что сопротивление абразивному изнашиванию определяется не твердостью, как обычно принято считать, а приростом мартенсита на изнашиваемой поверхности (табл. 3).

Таблица 3 Влияние температуры нагрева под закалку на прирост мартенсита деформации (ΔM , %) и абразивную износостойкость (ϵ_1)

Сталь	Температура нагрева под закалку, °С					
	850 °С		950 °С		1050 °С	
	ΔM , %	ϵ_1	ΔM , %	ϵ_1	ΔM , %	ϵ_1
120Г4Л	35	1,48	47	1,8	40	1,6
120Г6Л	45	1,74	40	1,6	35	1,5
120Г8Л	37	1,53	30	1,35	26	1,3

Абразивная износостойкость стали 120Г4Л возрастает по мере повышения температуры нагрева под закалку от 850 до 950 °С, а затем несколько снижается после закалки от 1050 °С (рис. 1).

Данные рентгеновского анализа свидетельствуют о том, что максимальная износостойкость соответствует наибольшему приросту мартенсита деформации на изнашиваемой поверхности под воздействием абразивных частиц. Закалка с 1050 °С стабилизирует аустенит по отношению к деформационному мартенситному превращению за счет более полного растворения карбидов и, соответственно, снижает прирост мартенсита деформации и абразивную износостойкость. У сталей 120Г6Л и 120Г8Л с повышением температуры нагрева под закалку от 850 до 1050 °С абразивная износостойкость снижается (рис. 1).

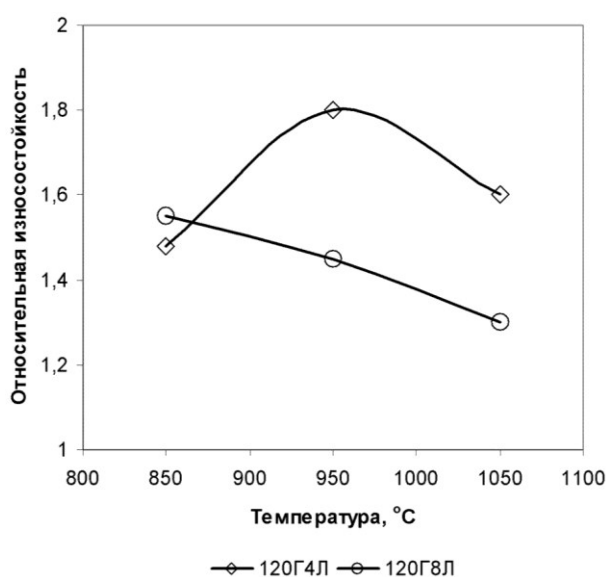


Рис. 1 Влияние температуры нагрева под закалку на относительную абразивную износостойкость сталей

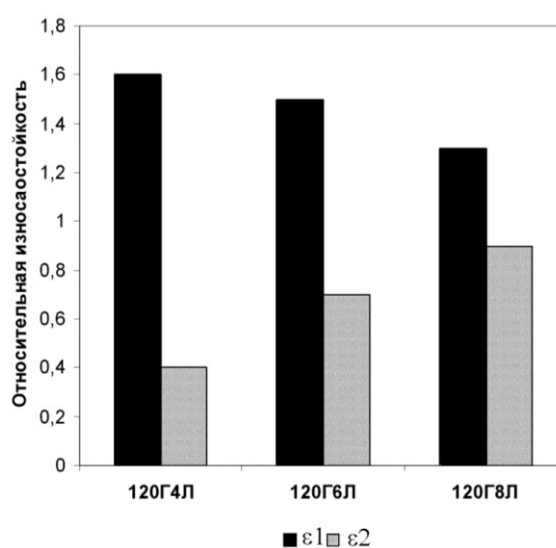


Рис. 2 Относительная абразивная (ϵ_1) и ударно-абразивная (ϵ_2) износостойкость сталей после заправки с 1050 °С

В исследованных сталях такая же закономерность наблюдается после заправки от 1050 °С по мере увеличения концентрации марганца. Ее наиболее высокий уровень имеет место у стали 120Г4Л, а наименьший – у стали 120Г8Л. Это обусловлено стабилизацией аустенита под влиянием марганца и, соответственно, снижением прироста мартенсита деформации (табл. 3). Полученные данные позволяют заключить, что для обеспечения наиболее высокой абразивной износостойкости у стали необходимо иметь преимущественно структуру метастабильного аустенита, способного интенсивно превращаться в мартенсит деформации. Его прирост на

изнашиваемой поверхности должен составлять $\geq 45\%$.

Установлено, что низкий отпуск, стабилизирующий аустенит, снижает абразивную износостойкость, а высокий, уменьшающий устойчивость аустенита к ДДМП, ее увеличивает. Так сталь 120Г8Л после закалки от 1050 °С, отпуска при 300 и 650 °С в течение 1 ч имеет, соответственно, $\varepsilon_1=1,3$; 1,2 и 1,5. Следует подчеркнуть, что самую низкую абразивную износостойкость ($\varepsilon_1=1,1$) имеет эта сталь после отпуска при 550 °С 1 ч, разлагающего практически полностью метастабильный аустенит, несмотря на получение высокой твердости до HRC 52. Этот результат обусловлен невозможностью протекания ДДМП при абразивном воздействии.

Зависимость ударно-абразивной износостойкости от содержания марганца и температуры нагрева под закалку иная, чем при абразивном изнашивании. Чем выше содержание марганца в стали и температура нагрева под закалку (соответственно, стабильнее аустенит по отношению к ДДМП), тем больше сопротивление изнашиванию. После закалки с 1050 °С исследованные стали по ее возрастанию располагались следующим образом: 120Г4Л, 120Г6Л, 120Г8Л. Это иллюстрирует рис. 2, на котором для указанных сталей приведена относительная ударно-абразивная износостойкость (ε_2) в сопоставлении с абразивной (ε_1).

Невысокое сопротивление стали разрушению в условиях ударно-абразивного воздействия при малой стабильности аустенита и большом количестве образующегося под влиянием динамических нагрузок мартенсита деформации обусловлено его большой хрупкостью.

Низкий и высокий отпуск, проведенные после закалки, оказывают противоположное влияние на ударно-абразивную износостойкость ($K\delta=2,5$) по сравнению с их влиянием на сопротивление абразивному воздействию ($K\delta=1,1$). Низкий отпуск, повышающий стабильность аустенита, увеличивает сопротивление разрушению при ударно-абразивном воздействии, а высокий, дестабилизирующий аустенит, снижает его. В стали 120Г8Л после закалки от 1050 °С, отпуска при 300 и 650 °С в течение 1 ч. Относительная ударно-абразивная износостойкость составляет, соответственно, $\varepsilon_2=0,9$; 1,0 и 0,7.

Изменение механических свойств под влиянием увеличения содержания марганца или повышения температуры нагрева под закалку и отпуска происходит аналогично ударно-абразивной износостойкости. Чем больше в стали содержание марганца и температура нагрева под закалку, тем выше уровень механических свойств (таблица 4 и 5), что можно объяснить более постепенным развитием деформационного мартенситного превращения. В этом же направлении влияет низкотемпературный отпуск (таблица 5). Легирование ванадием стали 120Г8Л в количестве 0,12 % повышает уровень ее механических свойств. Так после закалки от 1100 °С

она имеет: $\sigma_{0,2}=365$ МПа, $\sigma_{\epsilon}=795$ МПа, $\delta=13$ %, КСУ=1,05 МДж/м².

Это обусловлено получением мелкого зерна аустенита (балл 4,5) по сравнению с нелегированной ванадием сталью (балл 0-2), а также присутствием в структуре дисперсных карбидов ванадия. Легирование ванадием стали с 8 % Mn повышает ее абразивную и ударно-абразивную износостойкость на 10-15 %.

Таблица 4 Механические свойства после закалки от 1050 °С

Сталь	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_{ϵ} , МПа	Относительное удлинение δ , %	Ударная вязкость, КСУ, МДж/м ²
120Г4Л	280	300	2,0	0,1
120Г6Л	305	570	6,0	0,4
120Г8Л	340	760	10,8	0,9

Таблица 5 Механические свойства стали 120Г8Л после закалки с различных температур

Температура, °С	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_{ϵ} , МПа	Относительное удлинение δ , %	Ударная вязкость, КСУ, МДж/м ²
950	310	695	8,8	0,75
1000	330	730	10,3	0,80
1100	345	770	12,5	0,98
1100+отпуск 300 С (1ч)	354	810	13,8	1,10

Дополнительное измельчение зерна в стали 120Г8ФЛ может быть достигнуто термообработкой, включающей нагрев на 550 °С и выдержку 1 ч, в результате чего аустенит разлагается на феррито-карбиную смесь, и последующую закалку. После такой обработки в стали 120Г8ФЛ получен наиболее благоприятный уровень механических свойств: $\sigma_{0,2}=380$ МПа, $\sigma_{\epsilon}=820$ МПа, $\delta=14$ %, КСУ=1,15 МДж/м².

Неоднозначное влияние температуры нагрева под закалку в интервале 800-1200 °С на абразивную износостойкость обнаружено у сталей 130Г4ФЛ, 150Г4ФЛ и 130Г6ФЛ. До определенной для каждой стали температуры нагрева под закалку вначале она увеличивается, а затем снижается. Первое обусловлено возрастанием количества аустенита в структуре сталей за счет все более полного растворения карбидов и интенсификацией ДДМП, а второе – повышением стабильности аустенита

при чрезмерном растворении карбидов и, соответственно, снижением их доли в структуре. Установлено, что для первой из приведенных выше сталей оптимальной температурой является 1000 °С ($\varepsilon_1=2,5$), для второй – 1100 °С ($\varepsilon_1=3$), а для третьей – 900 °С ($\varepsilon_1=2,2$). Наиболее низкая износостойкость у рассматриваемых сталей наблюдается в том случае, когда после закалки с 800 °С они имеют высокую твердость (50-55 HRC) и преимущественно мартенситно-карбидную структуру.

Изучалась износостойкость сталей 130Г6ФЛ, 130Г8ФЛ и 130Г10ФЛ в условиях воздействия дробы, подаваемой сжатым воздухом. Стали были закалены с 1100 °С в воде и имели структуру метастабильного аустенита с небольшим количеством карбидов. Установлено, что при малом угле атаки (15°), когда дробь производит преимущественно абразивное воздействие на поверхность образцов, наибольшую износостойкость имеет сталь с 6 % марганца, а наименьшую – с 10 % (130Г6ФЛ – $\varepsilon_1=1,6$; 130Г8ФЛ – $\varepsilon_1=1,3$; 130Г10ФЛ – $\varepsilon_1=1,1$). Малая стабильность аустенита, обеспечивающая возможность образования мартенсита при сравнительно небольших деформациях, позволяет наиболее эффективно повысить сопротивление сталей разрушению. По мере увеличения концентрации марганца и повышения стабильности аустенита количество мартенсита деформации становится все меньше, что и определяет снижение износостойкости. Напротив, при испытаниях, когда реализуется наиболее сильное ударное воздействие дробы (угол атаки 90°), исследованные стали в зависимости от содержания в них марганца и, соответственно, стабильности аустенита располагаются по износостойкости в ином, чем в предыдущем случае, порядке. Наибольший ее уровень имеет сталь 130Г10ФЛ с повышенной стабильностью аустенита ($\varepsilon_2=1,2$), а наименьший – 130Г6ФЛ ($\varepsilon_2=0,6$) со сравнительно низкой его стабильностью. Из этого следует, что для различных условий дробеструйного воздействия необходимо за счет изменения состава получить требуемую стабильность аустенита.

Широкие возможности открывает создание марганцевых наплавочных материалов, обеспечивающих в наплавленном металле получение метастабильного аустенита [11]. Проведением низкотемпературного отжига, обычно применяемого для снятия напряжений после наплавки, в наплавленном металле получают структуру метастабильного аустенита, армированного карбидами с наибольшим сопротивлением разрушению в соответствующих условиях абразивного воздействия. С учетом того, что высокоуглеродистый марганцовистый наплавленный металл плохо обрабатывается резанием, разработаны низкоуглеродистые наплавочные материалы. Наплавленный ими металл, содержащий 4...10 % марганца, лишен указанного недостатка. После цементации в его структуре образуется метастабильный аустенит, что обеспечивает более высокую

износостойкость в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, по сравнению со сталью 110Г13Л. Чем выше ударные нагрузки, тем больше должно быть в структуре наплавленного металла аустенита, тем выше должна быть его стабильность по отношению к образованию мартенсита деформации. Ее регулируют изменением химического состава наплавленного металла и режимом низкотемпературного отжига.

Выводы

1. Сплавы с более низким, чем в стали 110Г13Л, содержанием марганца, имеющие структуру метастабильного аустенита, реализующие эффект самозакалки при нагружении, являются эффективными износостойкими материалами, способными заменить при абразивном и ударно-абразивном воздействии широко применяемую в промышленности сталь 110Г13Л.

2. В зависимости от требований к свойствам и условий эксплуатации экономнолегированных марганцем сталей необходимо выбором рационального состава и режима термообработки управлять их структурой, регулируя в ней количество метастабильного аустенита и развитие ДДМП, что позволяет существенно повысить их механические свойства и износостойкость.

3. Легирование ванадием (0,10-0,15 %) позволяет измельчить зерно и повысить сопротивление абразивному воздействию. Получить более мелкое зерно также можно термообработкой, включающей разложение аустенита на ферритокарбидную смесь с последующей закалкой.

4. Перспективным направлением исследований является разработка марганцовистых наплавочных материалов, обеспечивающих в наплавленном металле структуру метастабильного аустенита и реализацию эффекта самозакалки при нагружении.

Литература

1. Филиппов М. А. Стали с метастабильным аустенитом / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский – М.: Металлургия, 1988. -256 с.
2. Малинов Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь: Рената, 2009. – 567 с.
3. Чейлях А. П. Метастабильные аустенитные сплавы и упрочняющие технологии / А. П. Чейлях. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 483 с.
4. Тихонович В. І., Роль принципу метастабільності аустеніту при розробці зносостійких високохромистих чавунів (Огляд) / В.І. Тихонович, В.В. Тихонович, К.Ю. Герман //Проблеми тертя та зношування: наук.-техн. зб. Вип.58. – К.: НАУ, 2012. -С. 180-185.
5. Liu J.,. Research and development of new type TRIP-steels under UNISPAR / J Liu.,

L Lin., R Liu //Shanghai Metals. – 2009. – Issue 1. – P. 22-25.

6. Tuschida N. Deformation martensitic transformations at various temperatures and their impact on TRIP-corrosion-resistant steels / N. Tuschida, Y. Morimoto, T. Tonan. // ISIJ International. – 2011. – Issue 1. – P. 124-129.

7. Yi H.. The mechanical stability of residual austenite in TRIP-steels / H Yi., K Lee., H. Bhadeshian // Materials Science and Engineering. – 2011. – Issue 18. – P. 590-593.

8. Богачев И. Н. Кавитационное разрушение железо-углеродистых сплавов / И. Н. Богачев, Р. И. Минц – М.: Машгиз, 1959. – 170 с.

9. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц – М.: Машиностроение, 1964. –142 с.

10. Петров И. В. Повышение долговечности рабочих органов дорожных машин наплавкой / И. В. Петров, И. К. Домбровская. - М.: Транспорт, 1970. - 104 с.

11. Малинов В. Л. Наплавленный металл с метастабильным аустенитом для реновации деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания / В. Л. Малинов // Матеріали ХІ Міжнародної науково-практичної конференції, Київ, 23 квітня 2013 р.: – К.: НТУУ "КПІ", 2013. –С. 287-297.

УДК 669.14.:621.9

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ЧУГУНОВ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ОБРАБОТОК ПРИ РАЗЛИЧНЫХ КОЭФФИЦИЕНТАХ ДИНАМИЧНОСТИ

Л. С. Малинов, И. Е. Малышева

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Робота присвячена питанню підвищення абразивної та ударно-абразивної зносостійкості чавунів за рахунок раціональних режимів обробок, що використовують внутрішні ресурси самого матеріалу, одержання в структурі метастабільного аустеніту та реалізації деформаційного мартенситного перетворення

Работа посвящена вопросу повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости чугунов за счет рациональных режимов обработок, использующих внутренние ресурсы самого материала за счет получения в структуре метастабильного аустенита и реализации деформационного мартенситного превращения

The article is devoted to a question of increase abrasive and impact-abrasive wear resistance cast iron at the expense of rational modes of processing using internal resources of the material, the receipt in the structure of metastable austenite and realization of deformation martensite transformation

В настоящее время перспективным в ресурсосбережении является направление по повышению механических и служебных свойств сплавов за счет получения многофазной структуры, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, количеством и стабильностью которого необходимо управлять применительно к конкретным условиям нагружения [1, 2]. Это позволяет широко реализовывать предложенную в 50-х годах прошлого века И.М. Богачевым и Р.И. Минцем идею использования деформационных мартенситных превращений для повышения сопротивления разрушению сплавов [3]. При деформационном мартенситном превращении происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений [4]. Значительная часть энергии внешнего воздействия расходуется на фазовые (в частности,

мартенситные) превращения, протекающие при нагружении, и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение [5].

В работах [6, 7] деформационное мартенситное превращение рассматривается в качестве механизма адаптации материала к внешнему воздействию, что позволяет повысить его долговечность.

Анализ существующих работ, посвященных увеличению срока службы сталей и чугунов в различных условиях изнашивания, показывает, что повышение абразивной и ударно-абразивной износостойкости достигается во многих случаях легированием сталей и чугунов дорогими и дефицитными элементами (никелем, молибденом, вольфрамом, ниобием, медью и др.). При этом мало уделяется внимания возможности реализации внутренних ресурсов, имеющихся в самих сталях и чугунах.

При определении интенсивности воздействия абразивных частиц используется в основном качественная оценка (слабое, среднее, сильное). Количественный показатель (коэффициент динамичности) был применен только для определения износостойкости высоколегированного наплавленного слоя [8].

Принцип получения метастабильного аустенита, претерпевающего деформационные мартенситные превращения при нагружении, в настоящее время в основном реализуется в высоколегированных сталях и чугунах.

Для обеспечения высокой износостойкости применяются различные режимы термической, химико-термической обработок, в том числе с использованием высококонцентрированных источников энергии. В подавляющем большинстве своем они направлены на получение в структуре сталей и чугунов преимущественно мартенситно-карбидной структуры, которая обеспечивает высокую твердость поверхности. При этом в ряде случаев остаточный аустенит рассматривается как нежелательная составляющая и предлагаются способы его разложения.

В немногочисленных работах, рассматривающих необходимость иметь в структуре остаточный аустенит, не изучено влияние его количества и степени стабильности на износостойкость при различных условиях воздействия абразивных частиц.

В соответствии с вышеизложенным в работе ставились следующие задачи: изучить возможность повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости чугунов за счет их внутреннего ресурса, а именно – реализации эффекта самозакалки при нагружении, применяя термическую обработку. Рекомендовать режимы обработок с учетом коэффициентов динамичности. Исследовать возможность повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости высокопрочного чугуна и экономнолегированных чугунов.

Объектом исследования являлись высокопрочный чугун ВЧ-50 и экономнолегированные хромомарганцевые чугуны 220Х2Г(2-6).

Применялись рентгеновский, дюрOMETрический и металлографический анализы. Испытания на абразивный износ проводились на установке типа Бринелля-Хауорта [9]. Для ударно-абразивного изнашивания применялась установка, в которой закрепленные во вращающемся диске образцы соударялись с чугунной дробью. Эталонами служили образцы исследованных сплавов, термообработанные по типовой технологии. Для количественной оценки условий нагружения использовался коэффициент динамичности K_d . Он определяется как отношение твердости образца из стали 110Г13Л после износа к его исходной твердости. Данная сталь способна накапливать энергию внешнего воздействия, упрочняясь при этом, а величина упрочнения позволяет судить об интегральной интенсивности ударно-абразивного воздействия частиц. Известно, что энергия воздействия абразивных частиц при изнашивании, поглощенная металлом, расходуется на упругую и пластическую деформацию, а также его разрушение. В свою очередь, K_d объективно характеризует энергию такого воздействия, поглощенную сталью 110Г13Л в процессе изнашивания в конкретных условиях. Чем больше энергия ударно-абразивного воздействия, тем больше степень наклепа.

Известные износостойкие чугуны, используемые в промышленности, являются материалом, применение которого для деталей машин, работающих в условиях абразивного изнашивания, позволяет значительно повысить сроки службы механизмов и машин. Однако такие чугуны содержат большое количество дорогих и дефицитных легирующих элементов. Поэтому целесообразно изучить износостойкость более дешевого высокопрочного чугуна и экономнолегированных хромомарганцевых чугунов и возможность ее повышения в различных условиях абразивного воздействия за счет использования эффекта самозакалки при нагружении.

Для изучения возможности повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости высокопрочного чугуна ВЧ-50 образцы подвергались изотермической закалке и обычной закалке с различных температур аустенитизации. Проведенные исследования после изотермической закалки показали, что наиболее высокий уровень абразивной износостойкости наблюдается при закалке от 350 °С с выдержкой 20 минут, когда в структуре содержится максимальное количество 37 % метастабильного остаточного аустенита, о чем свидетельствуют данные рентгеновского анализа. Наибольший уровень ударно-абразивной износостойкости получен после закалки чугуна при

250 °С и выдержке 90 минут, при содержании 5 % остаточного аустенита повышенной степени стабильности, а также вследствие уменьшения содержания углерода в α – твердом растворе, получения преимущественно бейнитной структуры (рис. 1). При исследовании износостойкости чугуна ВЧ-50 после обычной закалки установлено, что с повышением температуры нагрева под закалку от 850 до 950 °С обнаруживается следующая закономерность: с увеличением количества остаточного аустенита от 14 до 23 % абразивная износостойкость возрастает из-за повышения количества и снижения стабильности остаточного аустенита по отношению к деформационному мартенситному превращению, интенсивно превращающегося при испытаниях в мартенсит. Это же снижает ударно-абразивную износостойкость, т.к. при большой интенсивности ударного воздействия абразивных частиц требуется, как уже отмечалось, повышенная стабильность остаточного аустенита. Кроме того, отрицательно влияет на ударно-абразивную износостойкость рост зерна аустенита, повышенное содержание углерода в мартенсите и, как следствие, сильное его охрупчивание [10, 11].

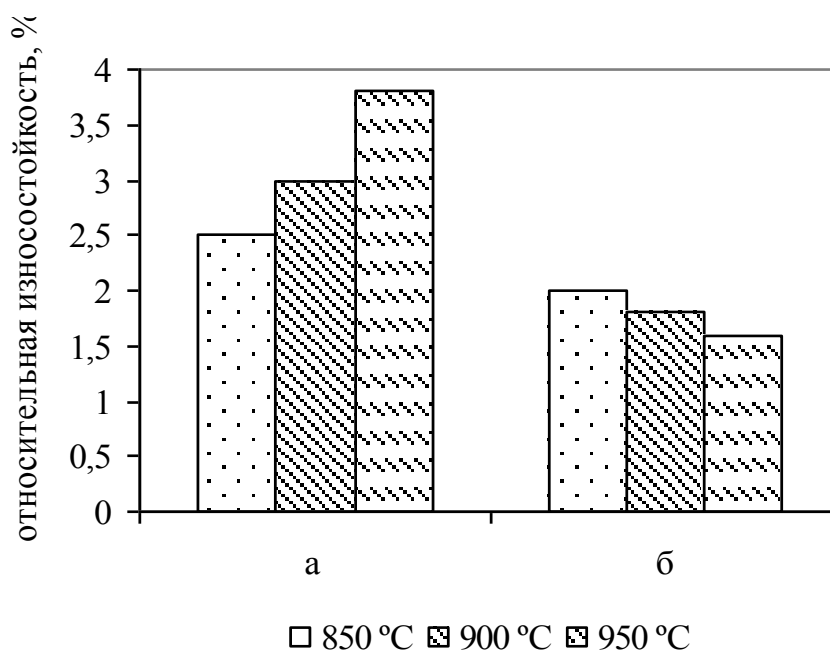


Рис. 1 Влияние температуры нагрева под закалку на абразивную (а) и ударно-абразивную (б) износостойкость чугуна ВЧ-50

Исследование износостойкости экономнолегированных хромомарганцевых чугунов 220Х2Г(2-6) при различных K_d проводилось после нормализации с температур 800-1100 °С и различных температур отпуска. Полученные данные показывают, что повышение содержания

марганца приводит к увеличению количества остаточного аустенита в структуре и снижению доли мартенсита. В том же направлении влияет и повышение температуры нормализации – количество аустенита возрастает до 93 %. Установлена корреляционная зависимость между износостойкостью таких чугунов при различных K_d и степенью стабильности аустенита. Показано, что для получения высокого уровня абразивной износостойкости необходим большой прирост мартенсита деформации, а для высокой ударно-абразивной износостойкости – прирост мартенсита деформации должен быть минимальным.

Для высокой абразивной износостойкости следует стремиться к получению повышенного количества (до 40-50 %) метастабильного аустенита и обеспечить высокий прирост мартенсита деформации (30 – 40 %) на поверхности износа. Для высокого уровня ударно-абразивной износостойкости необходимо получать в структуре аустенит повышенной стабильности и малый прирост мартенсита деформации ($\leq 25\%$) (табл. 1). Низкий отпуск таких чугунов приводит к еще большей стабилизации аустенита, что снижает абразивную и повышает ударно-абразивную износостойкость. Высокий отпуск действует в противоположном направлении [14].

Таблица 1 Влияние температуры нормализации на количество остаточного аустенита, прирост мартенсита деформации и относительную износостойкость при различных коэффициентах динамичности

Чугун	Температура нормализации, °C	Количество аустенита, %	Прирост мартенсита деформации, %		Относительная износостойкость, ϵ	
			$K_d = 1,1$	$K_d = 2,7$	$K_d = 1,1$	$K_d = 2,7$
220X2Г2	800	10	-	6	1,9	0,3
	900	19	10	12	2,2	0,3
	1000	39	28	30	2,4	0,5
	1100	51	43	46	2,8	0,2
220X2Г4	800	16	8	10	2,1	0,4
	900	25	15	19	2,3	0,4
	1000	55	45	40	2,8	0,3
	1100	80	23	25	2,0	0,6
220X2Г6	800	35	25	28	2,4	0,5
	900	45	38	42	2,7	0,3
	1000	74	26	30	2,3	0,6
	1100	93	18	25	1,9	0,7

Выбор химического состава сплава и режима упрочняющей его обработки должен осуществляться с учетом исходных химического, фазового составов сплавов и условий абразивного воздействия, характеризующих коэффициентом динамичности. Для повышения сопротивления абразивному и ударно-абразивному изнашиванию в чугунах необходимо получать микронеоднородную структуру, одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит. Применяемые обработки должны быть направлены на оптимизацию количества, стабильности аустенита и характера распределения его в структуре чугунов с учетом конкретных условий нагружения.

Литература

1. Малинов Л. С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений: Дис.... докт. техн. наук: 05.16.01. Екатеринбург, 1992. – 381 с.
2. Малинов Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов - Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
3. Богачев И. Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И. Н. Богачев, Р. И. Минц – М.: Машиностроение, 1964. – 144 с.
4. Малинов Л. С. Кинетика $\gamma \rightarrow \epsilon$ -превращения в железомарганцевых сплавах: Дис. канд. техн. наук. – Свердловск, 1963. – 144 с.
5. Малинов Л. С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей [Текст] / Л. С. Малинов, Т. Д. Эйсмодт // ФХММ, 1964. т. 4. - № 6. – С. 691-696.
6. Малинов Л. С. Аналогия некоторых принципов, лежащих в основе адаптации живых организмов и сплавов с метастабильным аустенитом, в которых реализуется эффект самозакалки при нагружении, а также разработка технологий на этой основе [Текст] / Л.С. Малинов // Сб. науч. тр. Строительство, материаловедение, архитектура. – Днепропетровск: ПГАСиА, 2002. – вып. 15, ч. 1. – С. 79-83.
7. Малинов Л. С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом и эффектом самозакалки при нагружении-разновидность адаптационных материалов, повышающих свои свойства при внешнем воздействии за счет самоорганизации структуры [Текст] / Л.С. Малинов // Металл и литье Украины. – 2003. – № 11-12. – С. 3-9.
8. Петров И. В. Испытание износостойкости наплавленных слоев [Текст] / И. В. Петров // Сварочное производство. -1964. -№ 11.- С. 29-32.
9. Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин / М. М. Тененбаум - М.: Машиностроение, 1966. -331 с.
10. Малинов Л. С. Получение в структуре сталей и чугунов метастабильного аустенита с целью повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости [Текст] / Л. С. Малинов, И. Е. Малышева // Вісник Приазов. держ. техн. ун-ту: Зб. наук. пр. – Маріуполь, 2001. – Вип. 11. – С. 96-100.
11. Малинов Л. С. Влияние количества и стабильности остаточного аустенита на износостойкость сталей 55С2, 6ХС и высокопрочного чугуна ВЧ-50, подвергнутых изотермической закалке [Текст] / Л. С. Малинов, И. Е. Малышева, В. Бруй // Металл и литье Украины. – 2002. - № 7-8. - С. 54-57.

12. Малинов Л. С. Регулирование количества метастабильного аустенита в структуре сталей и чугунов для повышения их абразивной и ударно-абразивной износостойкости [Текст] / Л. С. Малинов, И. Е. Малышева // Прогрессивные технологии и системы машиностроения: Междунар. сб. научных трудов. – Донецк: ДонГТУ, 2001. – Вып. 17. – С. 36-41.

13. Малинов Л. С. Использование эффекта самозакалки при нагружении, регулирование структуры и мартенситного превращения для повышения износостойкости экономнолегированных чугунов [Текст] / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов, И. Е. Малышева // Металл и литье Украины. – 2001. - № 10-11. – С. 12-14.

УДК 669.14.018.256

НОВІ ЗНОСОСТІЙКІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНІ МАРГАНЦЕМ СТАЛІ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ МЕТАЛУРГІЙНОГО УСТАТКУВАННЯ

Л. С. Малінов, Н. А. Солідор

*Державний вищий навчальний заклад
«Приазовський державний технічний університет»*

В роботі узагальнені результати досліджень впливу вмісту марганцю і режимів термічної обробки на абразивну, ударно-абразивну зносостійкість і зносостійкість в умовах сухого тертя високовуглецевих сталей з вмістом марганцю 5-10 %. Показана необхідність диференційного підходу до вибору складу сталі і режиму термообробки щодо конкретних умов зношування

В работе обобщены результаты исследований влияния содержания марганца и режимов термической обработки на абразивную, ударно-абразивную износостойкость и износостойкость при сухом трении высокоуглеродистых сталей с содержанием марганца 5–10 %. Показана необходимость дифференцированного подхода к выбору состава стали и режима термообработки применительно к конкретным условиям изнашивания

In this paper summarizes the results of studies of the effect of manganese and heat treatment on the abrasive, impact-abrasive wear resistance and wear resistance upon dry friction high-carbon steels with a manganese content of 5-10 %. Is shown need for a differentiated approach to the choice of steel and the heat treatment for specific conditions of wear

Вступ

У зв'язку з розвитком синергетики однією з основних тенденцій сучасного матеріалознавства є створення матеріалів з метастабільними структурами, здатними під впливом зовнішніх дій до самоорганізації, що дозволяє їм адаптуватися до умов навантаження і мати властивості істотно більш високі, ніж ті, що зазвичай досягаються в даний час. Піонерські дослідження в цій області належать І. М. Богачову і Р. І. Мінцу [1-2], які вперше запропонували в 50-х роках ХХ століття ідею отримання в сплавах метастабільного аустеніту, що зазнає деформаційні мартенситні перетворення при навантаженні в процесі випробувань механічних

властивостей та експлуатації. Ця ідея була успішно реалізована при розробці кавітаційно-стійких сталей. Перспективний напрямок з розробки зносостійких сталей зі зниженим вмістом марганцю і їх зміцнювальних технологій успішно розвивається їх учнями і послідовниками, в тому числі і на кафедрі «Матеріалознавство» ДВНЗ «ПДТУ». Між тим, в наш час в Україні цей напрямок практично не реалізований. Дана робота компенсує це.

Постановка задач дослідження

На ПАТ «ММК ім. Ілліча» для деталей, що швидко зношуються, якими є біла коксової дробарки цеху виробництва вогнетривів, молотки дробарок вапняку аглофабрики, ролики і ланки конвеєра чавунорозливної машини доменного цеху, бронефутерувальні плити різного устаткування та ін., застосовується сталь 110Г13Л. Однак довговічність цих деталей недостатня, що вимагає значних витрат на їх заміну.

У зв'язку з цим проведені дослідження, в результаті яких були впроваджені більш зносостійкі, ніж 110Г13Л сталі з меншим, ніж у неї вмістом марганцю. Їх відмітною особливістю є отримання в структурі метастабільного аустеніту, який зазнає в процесі експлуатації деформаційне мартенситне перетворення (ефект самогартування при навантаженні).

Аналіз літературних і патентних даних показав, що за останні два десятиліття розроблена велика кількість сталей з вмістом марганцю 5-10 %, багато з яких додатково леговані такими дорогими елементами, як Ni, Cr, W, Cu та ін. У зв'язку з цим ставилося завдання вибрати економічні склади сталей з урахуванням конкретних умов експлуатації, чому приділяється недостатня увага.

Методика проведення експериментів

У даній роботі представлені результати дослідження фазово-структурного складу, абразивної, ударно-абразивної зносостійкості та зносостійкості в умовах сухого тертя високовуглецевих сталей з вмістом марганцю 5-10 % залежно від режимів їх термічної обробки. Хімічний склад досліджених сталей наведений в табл. 1.

Випробування на абразивне зношування проводилося на установці, типу Бринелля-Хауорта [3]. Абразивом служив морський пісок з розміром частинок 1,3-1,5 мм. Зносостійкість в умовах сухого тертя визначалася на машині МІ-1М за схемою «колодка – ролик». Ударно-абразивне зношування здійснювалося при зіткненні зразків, закріплених на обертовому диску, зі сталевим дробом \varnothing 0,8-1,0 мм. Визначення втрати маси зразків проводилося через кожні 5 хвилин випробувань шляхом їх

зважування за допомогою електричних вагів моделі ВЛР-200 (ТУ 25.06.1131-75) з точністю до 0,001 г. Загальний час випробувань становив 60 хвилин. У всіх випадках еталоном служила сталь 110Г13Л, загартована від 1100 °С у воді.

Таблиця 1 Хімічний склад досліджених сталей, мас. %

Сталь	C	Mn	Si	Ti	V	Cr	Ni	P	S
120Г5ТЛ	1,22	4,90	0,28	0,20	-	0,41	0,06	0,05	0,004
130Г7ТЛ	1,39	6,19	0,32	0,19	-	0,42	0,06	0,05	0,060
120Г10Л	1,17	10,82	0,31	0,05	-	0,17	0,06	0,05	0,004
120Г10ФТЛ	1,29	9,80	0,31	0,20	0,18	0,17	0,06	0,05	0,004
110Г13Л	1,1	13,00	0,62	-	-	1,0	1,0	0,12	0,050

При проведенні досліджень використовувалися металографічний, рентгенівський і дюрOMETричний методи досліджень.

Результати досліджень

Фазовий склад і твердість досліджених сталей після гартування від різних температур наведені в табл. 2.

Таблиця 2 Фазовий склад і твердість високовуглецевих сталей з 5-10 % Mn після гартування від різних температур

Сталь	750 °С			850 °С			950 °С			1050 °С		
	M+K	A	HВ	M+K	A	HВ	M+K	A	HВ	M+K	A	HВ
120Г5ТЛ	65	35	388	25	75	290	15	85	269	-	100	262
130Г7ТЛ	-	100	311	-	100	277	-	100	258	-	100	248
120Г10Л	-	100	255	-	100	248	-	100	241	-	100	241
120Г10ФТЛ	-	100	262	-	100	262	-	100	255	-	100	248

З отриманих даних випливає, що мартенсит в структурі присутній тільки в сталі 120Г5ТЛ. Його найбільша кількість (65 %) утворюється після гартування від 750 °С. З підвищенням температури нагріву під загартування до 950 °С його кількість знижується до 15 %, а після гартування від 1050 °С структура представляє собою аустеніт. Це обумовлено все більш повним розчиненням карбідів і, відповідно, зниженням мартенситної точки. В результаті твердість сталі знижується.

В інших досліджених сталях структура є аустенітно-карбідною вже після гартування від 750 °С. З підвищенням температури нагріву під гартування збільшується кількість аустеніту і знижується частка карбідів в структурі сталей. Слід підкреслити, що розчиняються карбіди

цементитного типу – $(\text{Fe}, \text{Mn})_3\text{C}$. Чим більше в сталі марганцю, тим нижче твердість після гартування з однієї і тієї ж температури.

Визначення абразивної зносостійкості досліджених сталей (табл. 3) показало, що найбільш високі її значення досягаються у сталей 120Г5ТЛ і 130Г7ТЛ після гартування від 750-850 °С. Цьому відповідає найбільш інтенсивне деформаційне мартенситне перетворення на поверхні зразків, що зношуються. Приріст мартенситу становить ~ 35-40 %. Важливу роль відіграють також карбіди, що не розчинилися (особливо TiC), які армують аустенітну матрицю, і динамічне старіння мартенситу [4].

Таблиця 3 Абразивна та ударно-абразивна зносостійкість досліджених сталей після гартування від різних температур

Сталь	750 °С		850 °С		950 °С		1050 °С	
	а	у/а	а	у/а	а	у/а	а	у/а
120Г5ТЛ	2,50	0,54	2,68	0,61	2,20	0,67	2,00	0,72
130Г7ТЛ	2,70	0,70	2,00	0,84	1,60	0,93	1,40	0,97
120Г10Л	1,29	0,88	1,18	1,12	1,08	1,23	1,02	1,28
120Г10ФТЛ	1,49	1,06	1,41	1,24	1,27	1,38	1,15	1,40

Встановлено, що збільшення вмісту марганцю і підвищення температури нагрівання під гартування, які стабілізують аустеніт по відношенню до деформаційного мартенситного перетворення, знижують абразивну зносостійкість досліджених сталей.

Зносостійкість досліджених сталей в умовах сухого тертя змінюється аналогічним чином. На рис. 1 представлена залежність відносної зносостійкості при сухому терті від хімічного складу сталей, загартованих від 950 °С.

Ударно-абразивна зносостійкість, навпаки, тим вище, чим більше в сталі марганцю і вище температура нагрівання під гартування. Однак і в цьому випадку невеликий приріст мартенситу деформації при зношуванні (10–15 %) забезпечує більш високу в порівнянні зі сталлю 110Г13Л зносостійкість сталей 120Г10Л і 120Г10ФТЛ (табл. 3). Важливу роль відіграють карбіди ванадію і титану, що забезпечує найбільший опір зношуванню останньої сталі.

На підставі отриманих даних для бил коксової дробарки ЦВВ, роликів і ланок конвеєра чавунорозливної машини застосована сталь 130Г7ТЛ, а для молотків дробарок вапняку аглофабрики – 120Г10ФТЛ.

Била коксової дробарки, ланки і ролики конвеєра чавунорозливної машини доменного цеху зі сталі 130Г7ТЛ показали довговічність в 1,5 рази вищу, ніж зі сталі 110Г13Л.

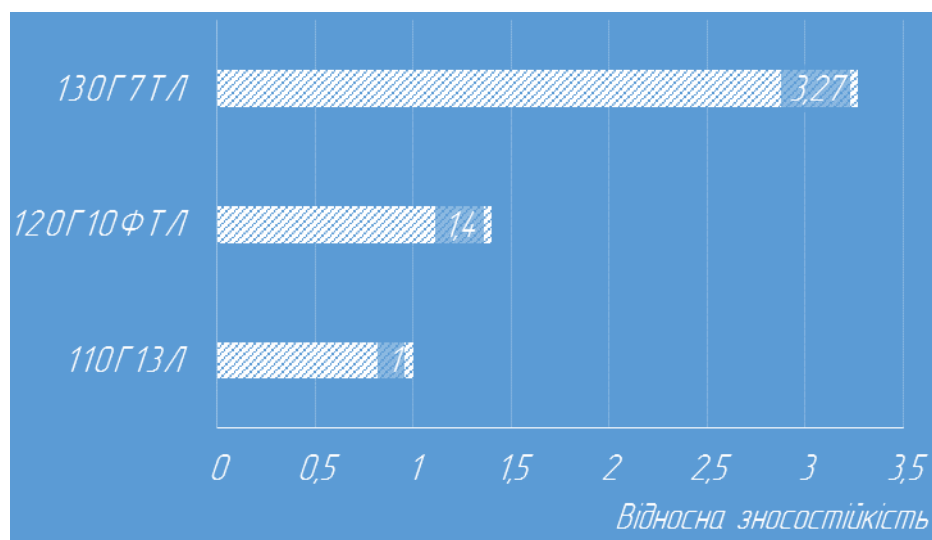


Рис. 1 Залежність відносної зносостійкості в умовах сухого тертя від хімічного складу сталей, загартованих від 950 °С

Молотки дробарок вапняку забезпечили тривалість експлуатації на 20 % вищу, ніж серійні. Жодного випадку поломки молотків з нової сталі не було, незважаючи на те, що вони працювали, в тому числі, і в сильні морози. На рис. 2 наведені фотографії нового і зношених молотків зі сталі 110Г13Л і 120Г10ФТЛ.



Рис. 2 Зношені молотки зі сталі 110Г13Л (1), 120Г10ФТЛ (2) і новий молоток зі сталі 110Г13Л (3)

В результаті проведеної роботи майже в два рази скорочена тривалість режиму термообробки деталей із запропонованих сталей в порівнянні з застосуванням на комбінаті для деталей із 110Г13Л, що становить більше 20 годин. За чинною для серійних деталей технологією швидкість нагріву складає 50-80 °С/год., а при температурах 300, 700 і 1080 °С передбачена, відповідно, витримка 2,2 і 3,5-4 год. У запропонованому авторами режимі термообробки швидкість збільшена до 100 °С/год., а витримки робляться при 550-580 °С і 1100 °С. У першому випадку вона становить 2-3 год., а в другому ~ 1 год. Це, з одного боку, забезпечує подрібнення зерна [5], а, з іншого, – зменшує витрати газу і окислення поверхні деталей.

В літературі зустрічаються неоднозначні думки щодо впливу окислення поверхні на зносостійкість марганцевих сталей. В одних зазначається, що воно знижує опір ударно-абразивному впливу, в інших, навпаки, що підвищує його.

Для з'ясування цього питання досліджені сталі 120Г5ТЛ, 130Г7ТЛ, 120Г10Л, 120Г10ФТЛ і 110Г13Л витримувалися при 1050 °С від 0,5 до 4-х годин. Чим більше витримка, тим менше вміст вуглецю і марганцю в поверхневому шарі в результаті їх окислення, тим менш стабільним стає аустеніт і тим інтенсивніше може протікати при зношуванні поверхні деформаційне мартенситне перетворення. З отриманих даних випливає, що абразивна зносостійкість зростає, а ударно-абразивна – знижується. Це проявляється тим в більшій мірі, чим менше марганцю в сталі і більше тривалість витримки при 1050 °С. Відповідні дані після 4-х годин витримки при цій температурі наведені в табл. 4.

Таблиця 4 Вплив витримки 4 год. при 1050 °С і подальшого гартування на абразивну й ударно-абразивну зносостійкість досліджених сталей

Сталь	Відносна зносостійкість	
	абразивна	ударно-абразивна
120Г5ТЛ	3,14	0,09
130Г7ТЛ	2,71	0,18
120Г10ФТЛ	2,57	0,13
120Г10Л	2,40	0,11
110Г13Л	1,40	0,20

Окислення поверхні, що приводить до зниження вмісту вуглецю і марганцю, викликає дестабілізацію аустеніту і його інтенсивне перетворення на мартенсит деформації (рис. 3). Це підвищує опір впровадженню абразивних частинок у поверхневий шар і ускладнює

пластичну деформацію металу під їх впливом, що й обумовлює підвищення абразивної зносостійкості. При ударно-абразивному зношуванні велика кількість мартенситу, що виникає на поверхні металу вже після нетривалого впливу абразивних частинок, які мають велику кінетичну енергію, призводить до окрихчування поверхневого шару через малий опір руйнуванню цієї малопластичної структури. У зв'язку з цим час витримки при нагріванні під гартування молотків дробарок вапняку та інших подібних деталей має бути обмежений необхідністю досягнення даної температури аустенітизації і вирівнювання хімічного складу по перетину деталей.

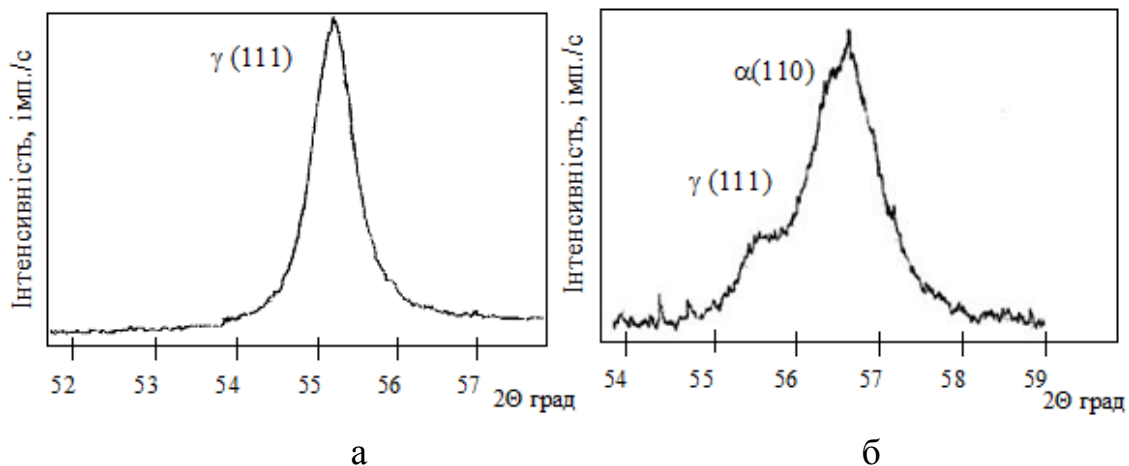


Рис. 3 Дифрактограми сталі 120Г10Л після знеуглецювання при 1050 °С, 30 хвил. поза зоною зношування (а) і в зоні зношування (б)

Однак у разі переважання абразивного зношування або сухого тертя – ковзання окислення в ряді випадків може бути корисним.

Важливим фактором управління розвитком деформаційного мартенситного перетворення є старіння, проведене після гартування. У роботах [5-6], в яких це питання розглядалося, вивчався вплив температурного чинника. Було встановлено, що при порівняно низьких температурах старіння 250-300 °С має місце стабілізація аустеніту, а при високих – 550-750 °С – його дестабілізація. За результатами наших досліджень встановлено, що важливу роль відіграє час витримки при старінні [6]. Тривалі витримки (більше 3-х год.) при 250-300 °С на відміну від менш тривалих викликають зниження стабільності аустеніту в результаті виділення з нього карбідів і збіднення аустенітної матриці вуглецем і легувальними елементами.

Навпаки, короточасні витримки при температурах 250-300 °С можуть привести до стабілізації аустеніту, що обумовлено блокуванням дислокацій домішковими атомами (утворенням атмосфер Коттрелла).

Дестабілізація аустеніту, що інтенсифікує деформаційне мартенситне перетворення, важлива для підвищення абразивної зносостійкості сталей з підвищеним вмістом марганцю (9-10 %). Її також можна реалізувати за рахунок часткового розпаду аустеніту з утворенням феритної-карбідної суміші при уповільненому охолодженні з температури аустенітизації (рис. 4) [7]. Стабілізація аустеніту потрібна при необхідності підвищення ударно-абразивної зносостійкості аустенітних сталей з невисоким вмістом марганцю від 5 до 7 %.

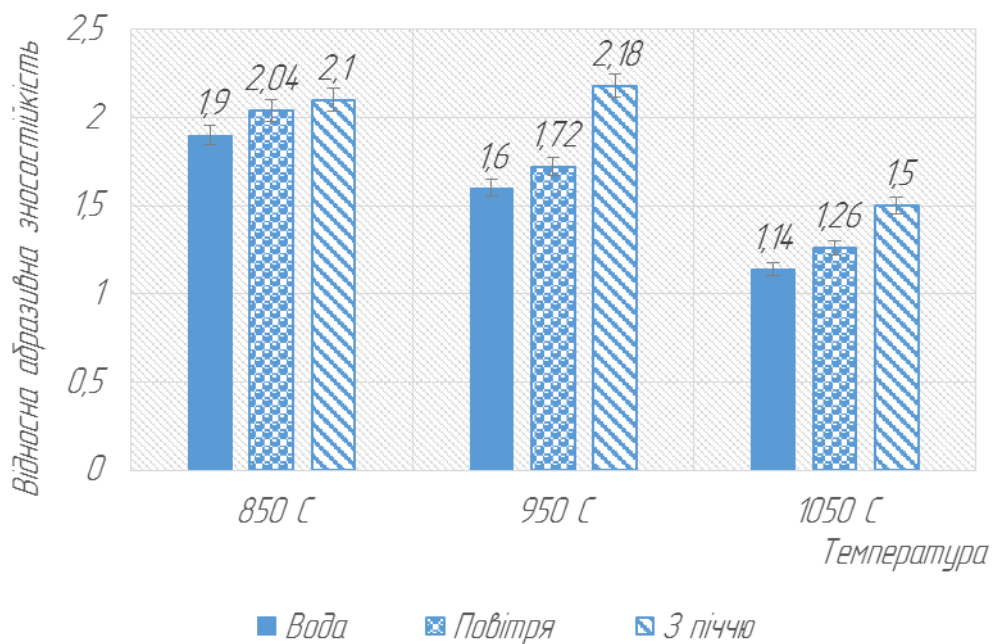


Рис. 4 Залежність відносної абразивної зносостійкості сталі 130Г7ТЛ від температури нагрівання під гартування при різних умовах охолодження

Висновки

1. В роботі запропонований диференційний підхід до вибору складу сталей і режимів термообробки з урахуванням характеру зношування.

Для підвищення довговічності деталей, що працюють в умовах абразивного зношування та сухого тертя, слід застосовувати сталі 120Г5ТЛ, 130Г7ТЛ і гартування проводити з відносно невисоких температур – 850-950 °С. Це забезпечує отримання армованого карбідами аустеніту, що інтенсивно перетворюється на мартенсит деформації при навантаженні. Для сталей з більш високим вмістом марганцю (~10 %) з цією ж метою може бути рекомендована дестабілізація аустеніту за

рахунок окислення поверхні при нагріванні під гартування, проведення після гартування старіння або уповільненого (в порівнянні з водою) охолодження деталей з температури аустенізації, що викликають виділення карбідів і збіднення аустеніту вуглецем і легувальними елементами.

В умовах ударно-абразивного зношування слід застосовувати сталі, що містять не менш 10 % Mn, гартування здійснювати з підвищених температур порядку 1050-1100 °С, а в ряді випадків додатково підвищувати стабільність аустеніту низькотемпературним старінням, що виключає виділення карбідів. Слід звести до мінімуму окислення поверхні, в результаті якого в поверхневому шарі знижується вміст вуглецю і марганцю.

2. На основі проведених досліджень впроваджені замість 110Г13Л для бил коксової дробарки ЦВВ, роликів і ланок чавунорозливної машини доменного цеху ПАТ «ММК ім. Ілліча» сталь 130Г7ТЛ, а для молотків дробарок вапняку аглофабрики комбінату – 120Г10ФТЛ, а також режими їх термообробки, що забезпечило підвищення довговічності зазначених деталей.

Література

1. Богачев, И. Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов [Текст] / И. Н. Богачев, Р. И. Минц. – М.–Свердловск : ГНТИ машиностроительной литературы, 1959. – 110 с.
2. Богачев, И. Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка [Текст] / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. – М.: НИИ Информтяжмаш, 1967. – 48 с.
3. Тененбаум, М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании [Текст] / М. М. Тененбаум. – М. : Машиностроение, 1966. – 331 с.
4. Малинов, Л. С. Влияние старения на развитие мартенситного превращения при деформации в метастабильных аустенитных сталях [Текст] / Л. С. Малинов, В. И. Коноп-Ляшко // Металлы. – 1982. - № 3. – С. 130 – 133.
5. Малинов, Л. С. Влияние режимов термической обработки на абразивную и ударно-абразивную износостойкость стали 130Г7ТЛ [Текст] / Л. С. Малинов, Н. А. Солидор // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2005. - № 4. – С. 71-73.
6. Малинов, Л. С. Влияние структуры и стабильности аустенита на абразивную износостойкость стали 130Г7ТЛ [Текст] / Л. С. Малинов, Н. А. Солидор // Восточно-Европейский журнал передовых технологий. – 2005.- № 5/1 (17). – С. 33-35.
7. Малинов, Л. С. Влияние термической обработки на структурные изменения и износостойкость высокоуглеродистых сталей, содержащих 7–10 % Mn [Текст] / Л. С. Малинов, Н. А. Солидор // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов. – Вып. 12. – Ч.2 – Днепропетровск : ПГАСА, 2006. – С. 26–32.

УДК 669.18: 621.746

ПРО ЭФЕКТИВНОСТЬ РЕОТЕРМИЧНЫХ ПРОЦЕССОВ ФОРМУВАННЯ ЛИТИХ ВИРОБІВ

В. А. Мамішев

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Виконано дослідження реотермічних процесів течії і теплообміну в двофазній зоні тверднення зливків та виливків

Выполнено исследование реотермических процессов течения и теплообмена в двухфазной зоне затвердевания слитков и отливок

It is executed a research of rheothermic processes of flow and heat exchange in the two-phase zone of solidification of the ingots and castings

Якість литих виробів (зливки, виливки і безперервнолиті заготовки) залежить від термочасових параметрів тверднення і кристалізації вузько- і широкоінтервальних сплавів в діапазоні температур ліквідус-солідус [1,2].

До основних комплексних характеристик термочасової взаємодії температурно-неоднорідних об'ємів розплаву, що кристалізується, можна віднести швидкість тверднення, яку доцільно представити у вигляді:

$$V_c = \frac{I_T}{G_T} \Big|_{F_c} = \left(\frac{\partial T}{\partial t} / \frac{\partial T}{\partial r} \right) \Big|_{F_c} = \frac{d\xi_c}{dt}$$

де V_c - швидкість тверднення литого виробу, мм/с;

I_T - інтенсивність охолодження сплаву на фронті солідус F_c , °C/с;

G_T - градієнт температури на рухомому фронті солідус, °C/мм;

ξ_c - товщина твердої кірочки, мм.

Від числових значень диференційних термочасових параметрів тверднення гетерогенного розплаву в локальних об'ємах литих заготовок суттєво залежать інтегральні характеристики процесу їх формування [3], до яких відносяться протяжність двофазної зони та тривалість двофазного стану сплаву, що кристалізується. Еволюція температурного поля впливає на поле швидкостей течії твердіючого розплаву, поле тиску в рідко-твердій і твердо-рідкій зонах литої заготовки та поле концентрацій основних елементів сплаву і шкідливих домішок (наприклад, концентрації сірки чи

фосфору в вуглецевих сталях). Необхідно здійснити комплексний вплив на процес утворення первинної кристалічної структури литого металу, так як:

1. Для реалізації ефективних схем керування процесом тверднення литих виробів різної маси потрібно регулювати потужність тепловиділення в рідко-твердій і твердо-рідкій зонах зливків і виливків за рахунок впливу на розплав ендегенних і екзогенних частинок. В термкінетичному наближенні потужність тепловиділення в литих заготовках впливає на інтенсивність теплопереносу в їх двофазній зоні. Теплофізичні властивості сплаву (об'ємна теплоємність і коефіцієнт теплопровідності) впливають на кривизну кінетичних границь двофазної зони (фронт ліквідуса і солідуса) і на швидкість їх просування до теплового центру твердіючої заготовки. Неоднорідні поля температури розплаву і концентрації різних елементів сплаву впливають на протяжність двофазної зони. В реодинамічному наближенні потужність тепловиділення в об'ємі зливка чи виливка впливає на інтенсивність масопереносу в двофазній зоні. Реофізичні властивості розплаву (динамічна в'язкість і коефіцієнт фільтрації) впливають на кривизну динамічних границь двофазної зони (границя виливання і границя живлення) та на швидкість їх просування вглиб твердіючого виробу. На тривалість двофазного стану зливків, виливків і заготовок безперервного лиття впливають нестационарні або квазістационарні поля тиску і швидкостей розплаву в обмеженому об'ємі твердіючих заготовок.

2. Для реалізації ефективних схем керування процесом кристалізації сплавів доцільно використати в термкінетичному наближенні можливості впливу енергосилової та фізико-хімічної взаємодії рідкої, твердої і газової фаз на кінетику фазових перетворень в двофазній зоні кристалізації. Від ступеня переохолодження і пересичення забрудненого лікватами розплаву залежить можливість реалізації рівноосної і стовпчастої кристалізації сплаву. Темп кристалізації інтервального сплаву і коефіцієнт розподілу різних елементів впливають на розгалуженість дендритів і дисперсність неметалевих включень. Регулювання локальних градієнтів температури і концентрації в двофазній зоні кристалізації може створити такі умови її охолодження, з допомогою яких можливо задавити теплову конвекцію розплаву, перегрітого над температурою ліквідуса в рідкій серцевині твердіючого зливка або масивного виливка. В реодинамічному наближенні здійснюється енергосиловий і фізико-хімічний вплив рідкої, твердої і газової фаз на динаміку фазових переміщень в двофазній зоні. Від рухливості двофазного потоку гетерогенного розплаву і проникності дендритного каркасу рідким металом залежить інтенсивність суспензійної і фільтраційної течії розплаву. Щільність рідкої і твердої фаз та поверхневий натяг на межі розподілу розплав-кристали впливають на процеси сепарації макрочастинок в рідко-твердій частині двофазної зони

кристалізації і капілярного живлення дендритного каркасу твердо-рідкої частини двофазної зони розплавом, збагаченим легкоплавкими лікватами. При регулюванні локальних градієнтів швидкостей і тиску в розплаві, який кристалізується в процесі формування зливка або масивного виливка, з'являється можливість задавити різні прояви вихорових течій у вигляді крупномасштабної циркуляції твердіючого розплаву або мілкомасштабних шнурових вихорів для зменшення хімічної неоднорідності литого металу.

3. Для поліпшення якості кристалічної будови твердіючих виробів необхідно впливати на термочасові параметри утворення кристалічної структури литого металу. Щоб стабілізувати умови формування литої структури доцільно використати реотермічний ефект розшарування рідко-твердої зони зливків і виливків та реотермічний ефект руйнування їх твердо-рідкої зони. В термодинамічному наближенні доцільно коригувати ступінь перегріву розплаву теплоакумуючими добавками для зниження його температури. Міжфазна енергія і адсорбція домішок трансформують Т-, С- епюри в процесі структуроутворення в двофазній зоні кристалізації з виникненням дендритної або недендритної структури. Гетерогенне зародження центрів кристалізації впливає на дисперсність дендритів, текстуру кристалітів та морфологію неметалевих включень і газових пор. Ізохрони температур і концентрацій в двофазній зоні свідчать про температурно-концентраційну неоднорідність литих виробів. В процесі формування первинної структури в двофазній зоні можна зменшити дендритну ліквацію зливків і виливків. В реодинамічному наближенні доцільно коригувати ступінь змочування кристалів поверхнево-активними елементами з допомогою процесу модифікування литої структури для її подрібнення. Міжфазні сили і адгезія лікватів трансформують v-, Р- епюри в процесі структурування металічної суспензії. Гетерофазна седиментація частинок твердої фази впливає на текучість суспензії розплав-кристали, усадку каркасу двофазної зони та міждендритну крихкість литого металу. Ізохрони швидкостей і напружень в двофазній зоні кристалізації свідчать про нерівномірність їх розподілу в об'ємі твердіючих зливків і виливків. В процесі формування первинної структури в двофазній зоні кристалізації можна зменшити зональну ліквацію основних елементів і шкідливих домішок в ковальських і прокатних зливках і масивних виливках.

4. Для реалізації ефективних процесів підвищення якості твердіючих заготовок і подрібнення литої структури в двофазній зоні та забезпечення високого рівня фізико-механічних властивостей литого металу (міцність, пластичність, твердість, ударна в'язкість) і функціональних властивостей литих виробів (герметичність, зносостійкість, термостійкість, корозійна стійкість) слід здійснювати реотермічну обробку сплавів в інтервалі їх кристалізації. В термодинамічному наближенні необхідно оптимізувати

термочасові параметри формування рідко-твердої і твердо-рідкої зон литих заготовок. Термічна дія енергосилових та інерційних полів на режим заходження гетерогенного розплаву в процесі гетеролиття з різним співвідношенням дискретної і безперервної твердої фази в двофазній зоні твердіючого зливка, виливка чи безперервнолитої заготовки свідчить про термоциклічний характер зміни градієнтів температури і концентрації. Це ілюструють лінії рівних температур (ізотерми) та лінії рівних концентрацій (ізопикноти) в об'ємі твердіючих заготовок. При осадковій кристалізації сплавів та спрямованому твердненні литих виробів можна виявити оптимальні режими керування двофазною зоною твердіючих виробів з використанням термічних критеріїв якості лиття. В реодинамічному наближенні деформаційна дія енергосилових та інерційних полів на режим перемішування гетерогенного розплаву в процесі гетеролиття з різним співвідношенням безперервної і дискретної рідкої фази в зоні двофазного стану твердіючих заготовок свідчить про реоциклічний характер зміни градієнтів швидкостей і тиску в твердіючому розплаві. Це ілюструють лінії рівних швидкостей (ізотахи) та лінії рівного тиску (ізобари) в обмеженому об'ємі твердіючого виробу. При суспензійному розливанні гетерогенного розплаву і рафінуючому живленні кристалічного (дендритного) каркасу двофазної зони з допомогою реологічних критеріїв якості лиття можна полегшити пошук раціональних схем керування процесом гетеролиття.

Таким чином, з метою поліпшення якості литого металу доцільно здійснити синтез принципово різних реодинамічних і термодинамічних аспектів системного керування [4] фізико-хімічним процесом кристалізації інтервальних сплавів і теплофізичним процесом тверднення зливків, виливків та безперервнолитої заготовки. Щоб підвищити фізико-механічні і експлуатаційні властивості литих виробів різного призначення, потрібно оптимізувати [5] термодинамічні та реодинамічні процеси стабілізації багатфакторних режимів формування литої структури в гетерогенній зоні двофазного стану зливків, виливків або заготовок безперервного лиття. Сприяє цьому технологічна реалізація реотермічної обробки інтервальних сплавів [6] в температурному інтервалі кристалізації ліквідус-солідус.

Література

1. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
2. Чернега Д. Ф., Богушевський В. С., Готвянський Ю. Я. та ін. Основи металургійного виробництва металів і сплавів. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
3. Мамишев В. А. Реотермическая концепция управления кристаллическим строением литых изделий // Процессы литья. – 2004. – № 3. – С. 43 – 48.

4. Мамишев В. А. Системный анализ затвердевания литых заготовок с переменной кривизной границ двухфазной зоны // Процессы литья. – 2014. – № 1. – С. 19 – 26.

5. Мамишев В. А. Системное исследование реотермических процессов течения и теплообмена при кристаллизации сплавов // Процессы литья. – 2015. – № 1. – С. 19 – 25.

6. Мамишев В. А. Особенности механизма реотермической обработки кристаллизующихся сплавов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 7. – С. 212 – 215.

УДК 621.735

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НЕРАВНОМЕРНОСТИ НАГРЕВА ЗАГОТОВКИ НА ЭНЕРГОСИЛОВЫЕ ПАРАМЕТРЫ ПРИ КОВКЕ

С. Ю. Медведев¹, В. В. Мазер², Ю. А. Петров¹

¹ ТОО «Праймтек», Казахстан

² ТОО «Челябинский кузнечно-прессовый завод», Россия

В роботі представлені результати моделювання процесу кування з метою вивчення впливу нерівномірності нагріву заготовки на енергосилові параметри. Проаналізовано розподіл температури, напружень, деформацій, а також виникнення зусиль. Виявлено, що при неможливості використання рівномірно нагрітої заготовки, набагато кращою є заготовка після нерівномірного нагріву

В работе представлены результаты моделирования процессаковки с целью изучения влияния неравномерности нагрева заготовки на энергосиловые параметры. Проанализировано распределение температуры, напряжений, деформаций, а также возникающее усилие. Выведено, что при невозможности использования равномерно нагретой заготовки, гораздо предпочтительней является заготовка после неравномерного нагрева

The paper presents the results of the simulation of the forging process for the purpose of studying the effects of non-even heating of the workpiece to energy-power parameters. Analyzed the distribution of temperature, stresses, strains, and resulting force. We found that when the inability to use uniformly heated billet, is much preferable to the workpiece after uneven heating

Введение

Ковка является одним из старейших способов обработки давлением. В настоящее время с помощью ковки получают как небольшие по габаритам детали, так и весьма крупные заготовки типа валов. Для осуществления операции ковки обычно применяют кузнечные молоты, а для поковок значительной массы и размеров – прессы. Основное требование к кузнечному оборудованию – возможность развития требуемого усилия деформирования. Как показывает практика [1, 2], такие технологические параметры, как температура, скорость деформации, коэффициент трения, оказывают значительное влияние на усилие деформирования, поэтому при

разработке технологического процесса изготовления детали нужно, по возможности, учитывать максимальное количество этих факторов.

Ковка обычно ведется в горячем состоянии, путем нагрева заготовки до так называемой «ковочной» температуры, которая представляет собой температурный интервал. Данный диапазон имеет предпочтительные значения для каждой марки стали или сплава. Проводить деформацию вне этого диапазона не рекомендуется, т.к. в этом случае металл становится недостаточно пластичным и его деформирование будет сопровождаться значительным увеличением усилия.

Температура нагрева заготовки является ключевым параметром, влияющим на усилие деформирования. Изучению влияния температуры на параметры различных процессов деформации посвящено немало работ. В настоящей работе была поставлена задача изучения влияния неравномерности нагрева заготовки на энергосиловые параметры при ковке, поскольку деформирование ведется в неизотермических условиях и металл постоянно остывает. В то же время может возникнуть ситуация, когда деформации будет подвергаться недогретая до нужной температуры заготовка.

Постановка задачи исследования

Для детального изучения данной проблемы было выполнено моделирование процессаковки в программе DEFORM. Деформированию подвергалась заготовка размерами 200 x 200 x 500 мм из стали марки 15. Температурный интервал «ковочной» температуры, согласно справочным данным программы, равен 800-1100 °С.

Рассматривалось 3 модели:

- 1) заготовка равномерно прогрета по всему объему до 1100 °С;
- 2) заготовка, равномерно нагретая до 1100 °С, остывает до температуры 900 °С на поверхности;
- 3) заготовка с температурой 20 °С, нагревается до температуры 1100 °С на поверхности.

Скорость деформирования была равна 10 мм/с. Заготовка подвергалась обжатию на 10%. Длительность процесса деформирования составляла 2 сек. При этом в модели был сделан разрез с целью анализа параметров во всем объеме заготовки (рис. 1).

Результаты

После расчета моделей были рассмотрены следующие параметры: распределение температуры, напряжений и деформаций, а также значения усилия деформирования (рис. 2-5).

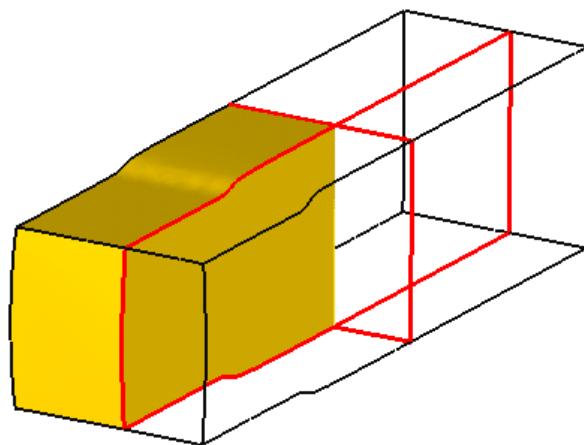


Рис. 1 Рассматриваемое сечение заготовки

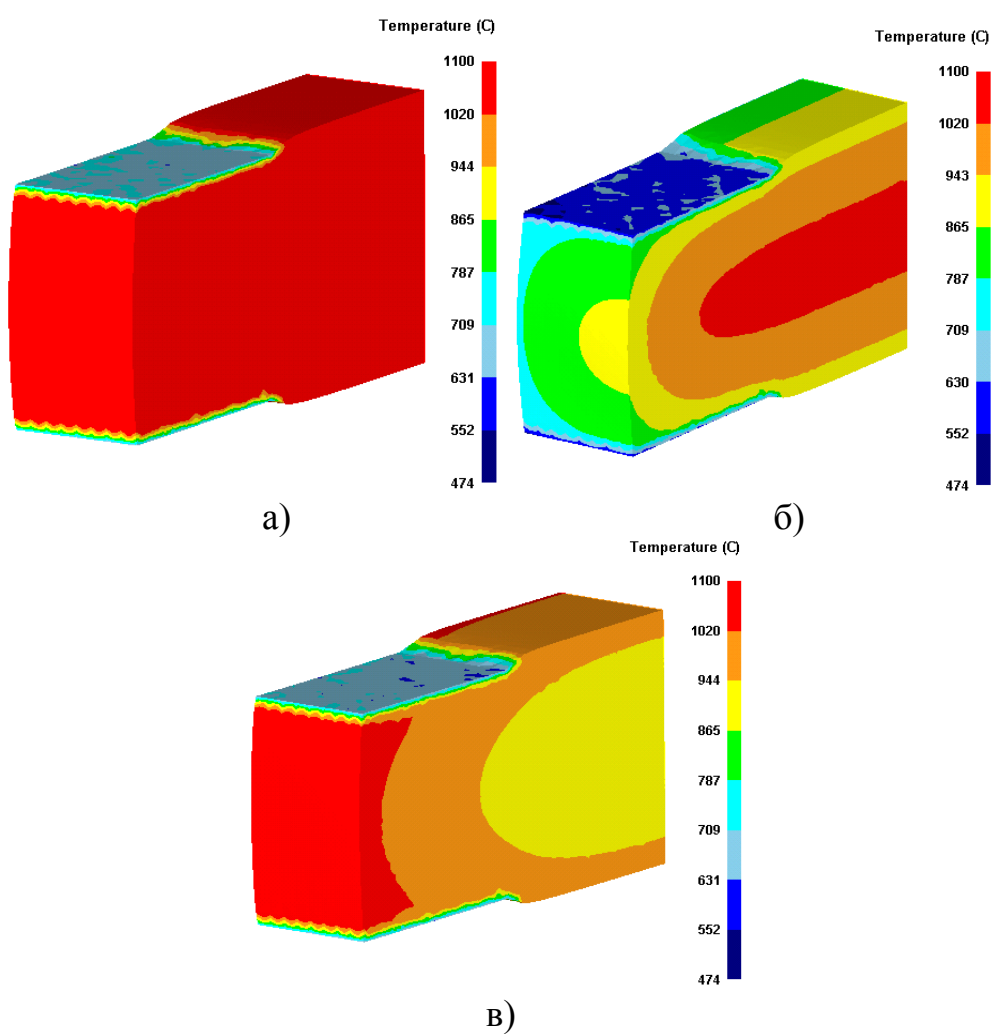


Рис. 2 Распределение температуры: а) после равномерного нагрева; б) после остывания; в) после неравномерного нагрева

Как видно из рис. 2а, за 2 секунды деформирования температура заготовки практически не изменяется. При остывании теплопередача идет от центра к поверхности, поэтому поверхностные слои становятся более охлажденными, чем центральная зона. При нагреве теплопередача идет от поверхности к центру, поэтому здесь поверхность является более нагретой.

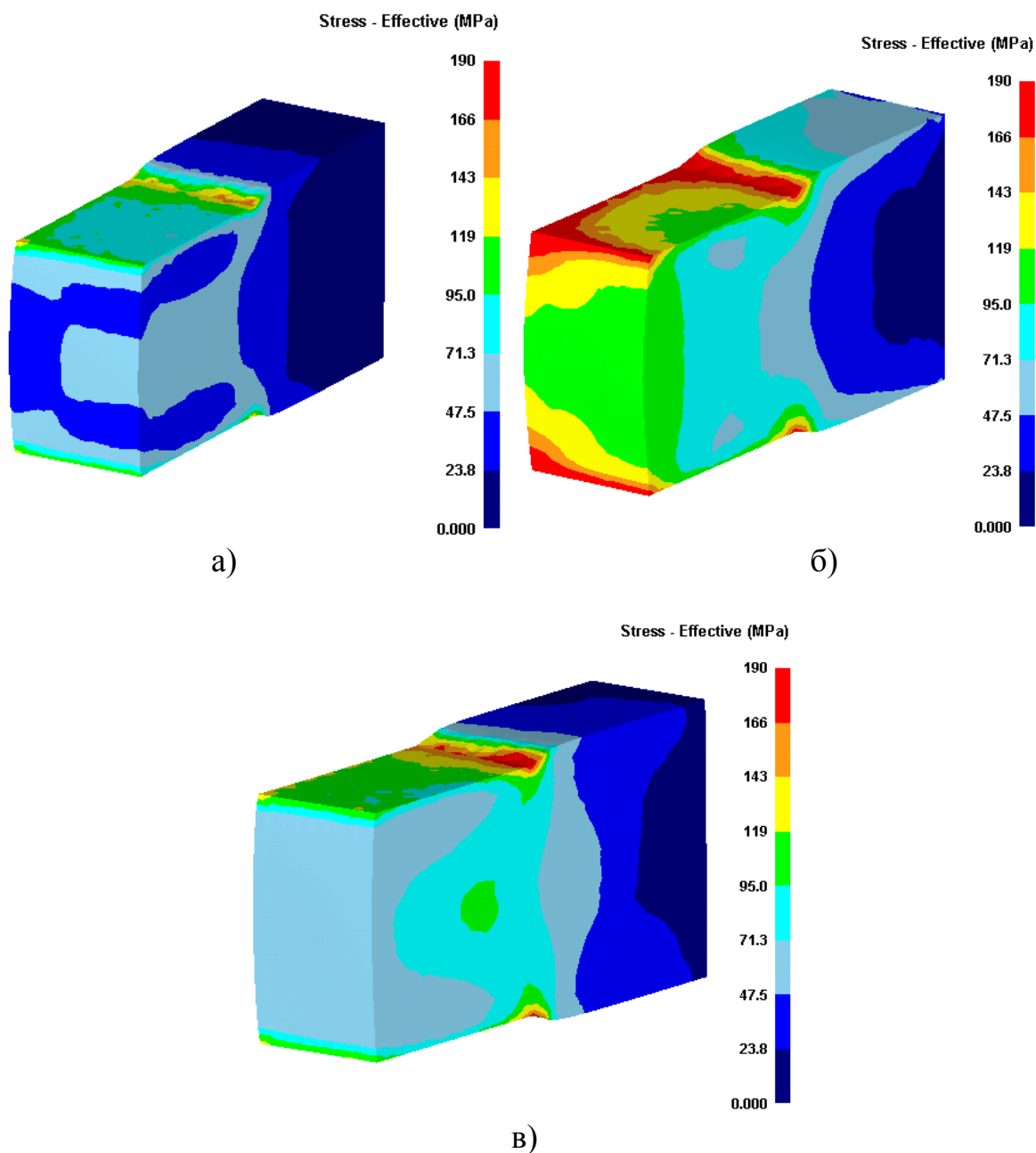


Рис. 3 Распределение напряжения: а) после равномерного нагрева; б) после остывания; в) после неравномерного нагрева

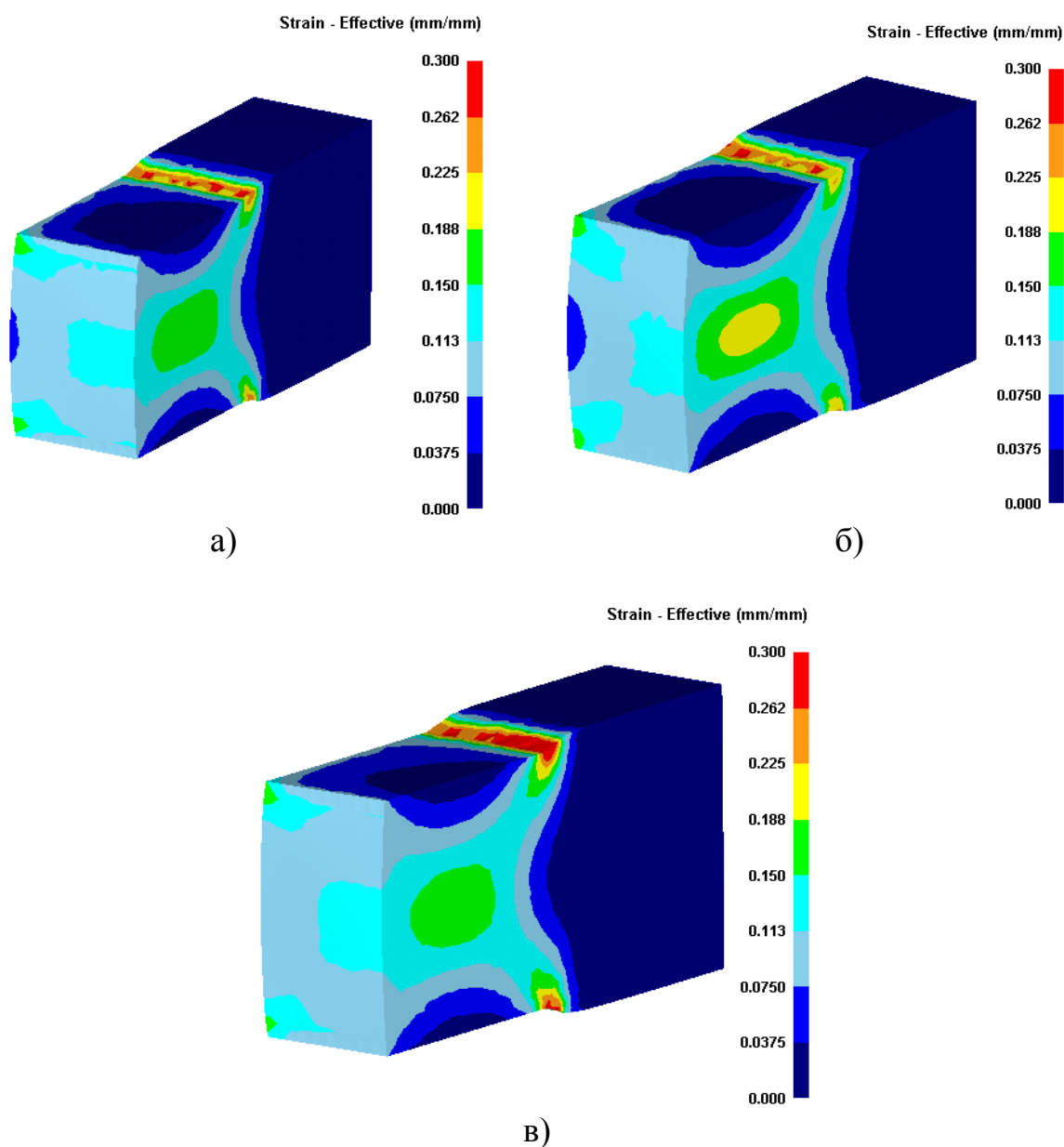


Рис. 4 Распределение деформации: а) после равномерного нагрева; б) после остывания; в) после неравномерного нагрева

При анализе возникающих напряжений и деформаций модель после равномерного нагрева была принята эталонной, с которой сравнивались две другие модели. В неравномерно нагретых заготовках значения возникающих напряжений и деформаций выше, чем в равномерно нагретой заготовке. Причем в модели после остывания значения выше, чем в модели после неравномерного нагрева. Это связано с тем, что при остывании сначала охлаждаются поверхностные слои, которые контактируют с деформирующим инструментом.

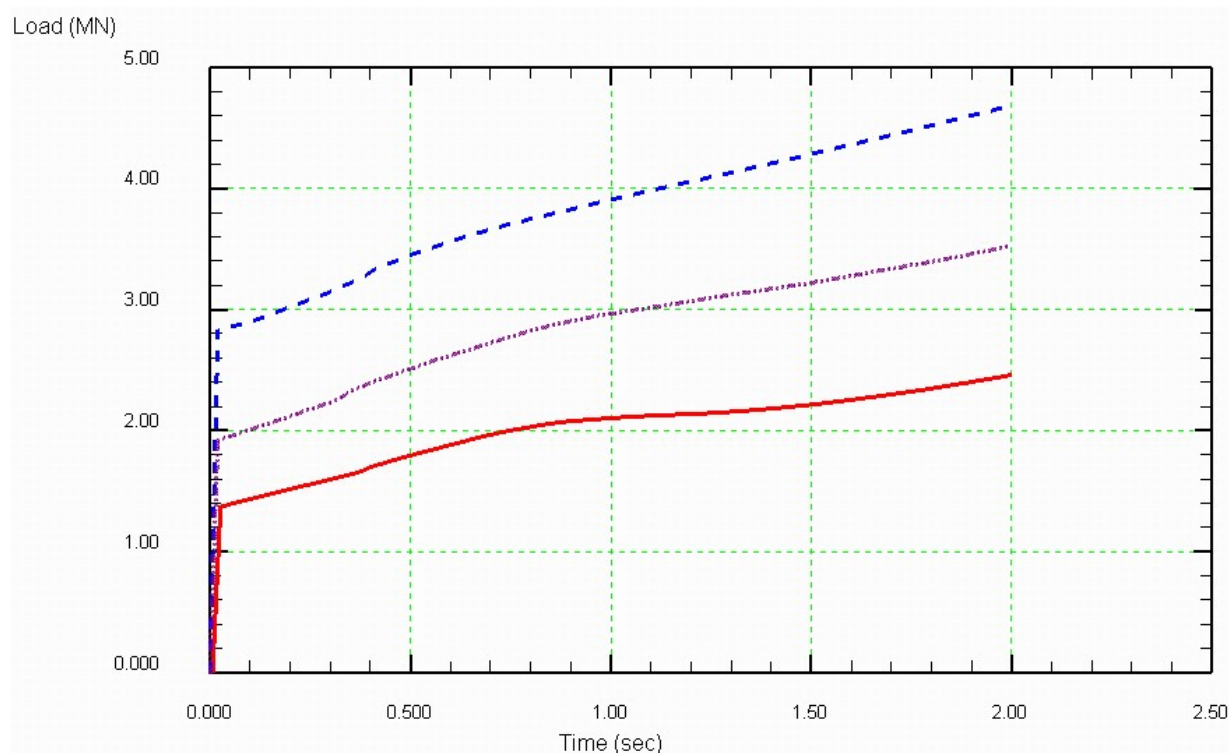


Рис. 5 Усилие деформирования:

- после равномерного нагрева (—);
- после остывания (- -);
- после неравномерного нагрева (...)

Анализ возникающего усилия показал, что неравномерное распределение температуры существенно влияет на силовые параметрыковки. В равномерно нагретой модели усилие достигает 2,5 МН; после остывания – 4,7 МН; после неравномерного нагрева – 3,5 МН.

Выводы

Проведенное моделирование показало, что неравномерный нагрев заготовки оказывает значительное влияние на энергосиловые параметры процесса деформирования. В то же время, при невозможности использования равномерно нагретой заготовки, гораздо предпочтительней является заготовка после неравномерного нагрева, поскольку в этом случае величина требуемого усилия значительно ниже, чем при деформировании заготовки после остывания.

Литература

1. Охрименко Я. М. Технология кузнечно-штамповочного производства. Учебник. - М.: Машиностроение, 1966. - 600 с.
2. Соколов Л. Н., Голубятников Н. К., Ефимов В. Н., Шелаев И. П. Теория и технологияковки. Учебное пособие. - К.: Выща школа, 1989. - 317 с.

УДК 621.735

АНАЛИЗ ДЕФОРМИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ПРИ КОВКЕ ЗАГОТОВОК В БОЙКАХ, РЕАЛИЗУЮЩИХ СХЕМУ ПРОСТОГО СДВИГА

С. Ю. Медведев¹, Е. И. Когайчук², Ю. А. Петров¹

¹ *ТОО «Праймтек», Казахстан*

² *ТОО «Темиртауский литейно-механический завод», Казахстан*

В даній роботі проведено аналіз деформованого стану при куванні заготовок у бойках, що реалізують схему простого зсуву. За допомогою побудови координатної сітки побудовані картини розподілу головних компонентів логарифмічної деформації та інтенсивності логарифмічної деформації по перерізу заготовки. Доведено перевагу деформування металу в бойках, що реалізують схему простого зсуву, порівняно з діючою технологією в плоских бойках

В данной работе проведен анализ деформированного состояния при ковке заготовок в бойках, реализующих схему простого сдвига. С помощью построения координатной сетки построены картины распределения главных компонентов логарифмической деформации и интенсивности логарифмической деформации по сечению заготовки. Доказано преимущество деформирования металла в бойках, реализующих схему простого сдвига, по сравнению с действующей технологией в плоских бойках

In this work the analysis of the strain state in the forging of billets in the Sears implementing the schematic of a simple shift. By constructing a grid constructed picture of the distribution of major components of the logarithmic strain and the intensity of the logarithmic strain in the cross section of the workpiece. Proven advantage of the deformation of the metal in the Sears implementing the schematic of a simple shift, compared with the existing technology in flat dies

В настоящее время, как в Казахстане, так и в России перед производителями металлопродукции стоит задача изготовление конкурентоспособной продукции. Данная задача в процессах обработки металлов и сплавов давлением может быть решена применением новых технологий деформирования металла, позволяющих интенсифицировать накопленные деформации во всем объеме деформируемой заготовки. Поэтому за последние годы в области обработки металлов давлением

разработан ряд инструментов дляковки, позволяющих интенсифицировать знакопеременных деформаций во всем объеме деформируемого металла, за счет реализации в процессе деформирования схемы простого сдвига.

В работе [1] был предложен новый кузнечный инструмент, в частности бойки, реализующие схему простого сдвига, которые позволяют повысить качество металла за счет более интенсивной и равномерной проработки металла.

Разработка рационального технологического процессаковки заготовок и слитков в бойках, реализующих схему простого сдвига, как и в других кузнечных инструментах в значительной степени зависит от возможности точного определения деформированного состояния металла, обеспечивающего, в конечном счете, прогнозирование структуры и механических свойств изделий, вероятность развития дефектов и микротрещин. Поэтому целью данной работы является исследование и анализ деформированного состояния при ковке заготовок в бойках, реализующих схему простого сдвига. Для проведения эксперимента по исследованию деформированного состояния были подготовлены пластилиновые образцы размерами $h \times b \times l = 35 \times 35 \times 50$ мм. На одну партию образцов нанесли координатную сетку с шагом 2,5 мм в виде взаимно перпендикулярных линий, расположенных параллельно боковым сторонам сечения. После чего произвели измерение координатной сетки с помощью специального измерительного микроскопа, предназначенного для измерения линейных и угловых размеров различных изделий в прямоугольных и полярных координатах, и соединение образцов с координатной сеткой со второй партией образцов без координатной сетки. В ходе этого были получены образцы размерами $h \times b \times l = 35 \times 35 \times 100$ мм.

Деформирование образцов производили в бойках, реализующих схему простого сдвига, с углом сдвига рабочей вставки 30^0 на гидравлическом прессе ПСУ-125 следующим образом. Образцы подавали в бойки и при движении ползуна прессы в низ за счет сопротивления со стороны материала образцов вставка начинала сдвигаться. За счет этого происходил сдвиг одних слоев образцов относительно других и образцы принимали форму параллелограмма. Деформирование образцов производили поэтапно, с ходом траверсы 4 мм на каждом этапе.

После каждого этапа деформирования образцы разнимали по месту соединения и производили измерение размеров сечения и искажения координатной сетки с помощью измерительного микроскопа.

По результатам измерения координатной сетки был произведен расчет на ЭВМ с помощью программы EXCEL главных компонентов логарифмической деформации и интенсивности логарифмической деформации. В основу данного расчета легли формулы теории конечных

деформаций: по компонентам тензора Грина определяли главные логарифмические деформации, а затем по формуле $\Gamma=|2\varepsilon_1|$ величину интенсивности логарифмической деформации [2].

По результатам расчета были построены графики распределения главных компонентов логарифмической деформации и интенсивности логарифмической деформации по сечению образца, которые представлены на рисунках 1 и 2.

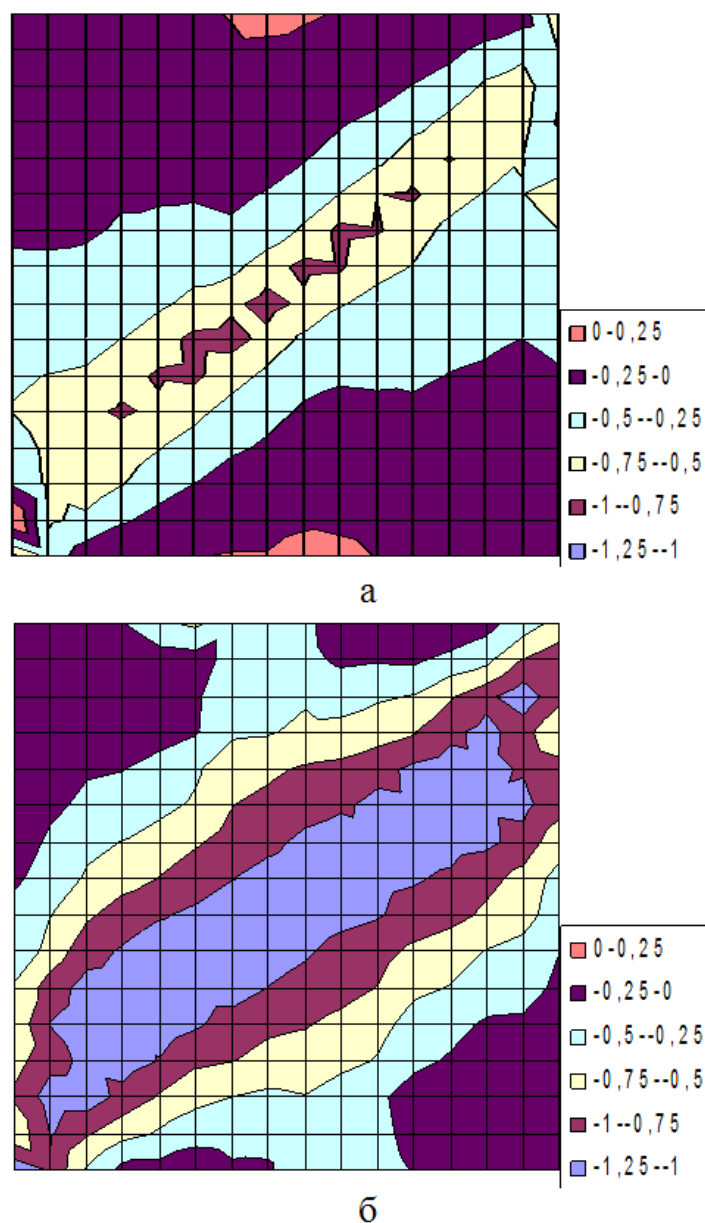


Рис. 1 Распределения главных компонентов логарифмической деформации по сечению при деформировании образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига: а - распределения ε_1 по сечению образца; б - распределения ε_2 по сечению образца

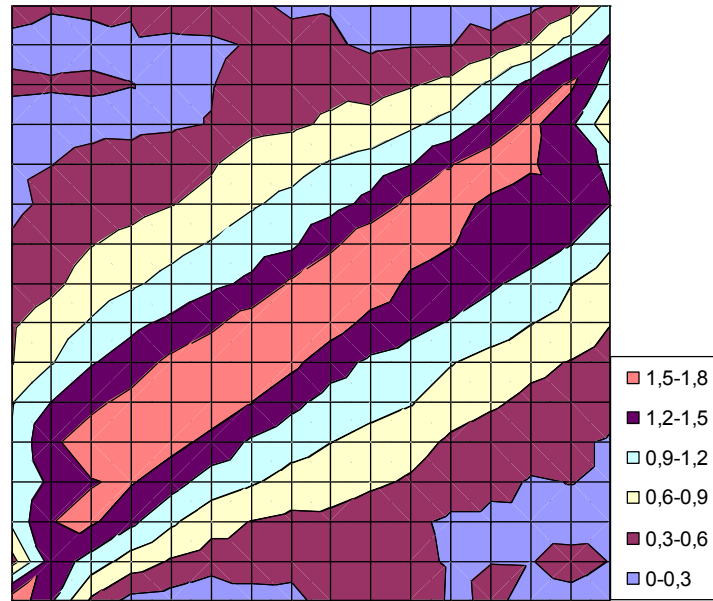


Рис. 2 Распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению при деформировании образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига

Для сравнительного анализа аналогичные образцы были продеформированы и в плоских бойках. При этом деформирование заготовок в плоских бойках производили с суммарным обжатием соответствующем суммарному обжатию деформирования заготовок в бойках с упругими элементами, а в частности с $\varepsilon=12,0\%$. По результатам расчета так же был построен график распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению образца (рис. 3).

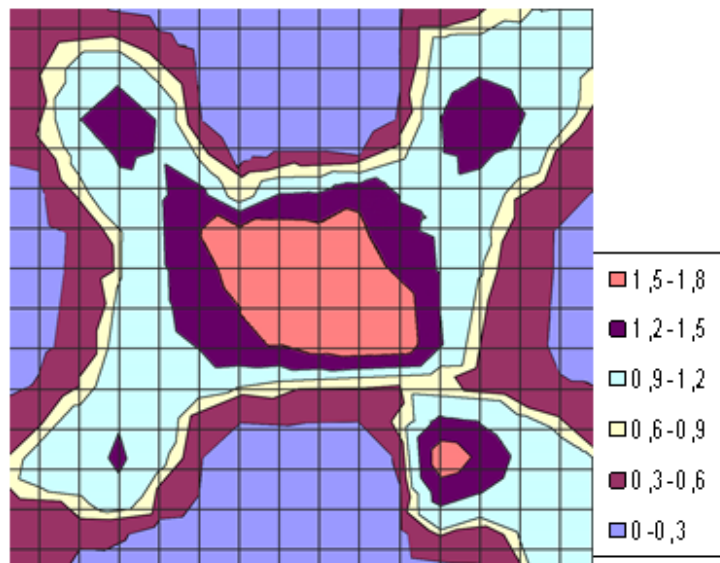


Рис. 3 Распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению при деформировании образцов в плоских бойках

Из рисунков 1 а, б видно, что при деформировании образцов прямоугольного поперечного сечения в бойках, реализующих схему простого сдвига, наблюдается неравномерность деформированного состояния по сечению образца. Противоположно направленное течение металла в противолежащих контактных поверхностях приводят к тому, что значительные пластические деформации локализуются только в направлении короткой диагонали поперечного сечения образца, принимающего после обжатия форму параллелепипеда, т.е. в зоне сдвига. В остальных же областях наблюдаются значительно меньшие значения главных логарифмических деформаций.

Анализ распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению образцов, продеформированных в бойках, реализующих схему простого сдвига, и в плоских бойках еще раз подтверждает, что интенсивные сдвиговые деформации при деформировании образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига, локализованы вдоль короткой диагонали поперечного сечения образцов. При этом максимальные значения степени деформации сдвига достигают $\Gamma_{\max} = 1,778$ в центральной области поперечного сечения. Среднее по поперечному сечению образцов значение интенсивности логарифмической деформации составляет $\Gamma_{\text{ср}} = 0,875$. Но необходимо отметить, что при деформировании заготовок в бойках, реализующих схему простого сдвига, вблизи свободной поверхности и на некоторых участках контактной поверхности все-таки имеются зоны с минимальными значениями интенсивности деформации сдвига. При обжатии образцов в плоских бойках с аналогичными значениями высотной деформации интенсивные сдвиговые деформации локализованы по «ковочному кресту», а на поверхности соприкосновения образцов с инструментом, т.е. в зоне затрудненной деформации и на боковых поверхностях образцов значения интенсивности логарифмической деформации минимальны. Максимальное значение интенсивности логарифмической деформации в этом случае достигается так же в центральной зоне и составляет $\Gamma_{\max} = 0,45$, т.е. данное значение даже меньше среднего значения интенсивности логарифмической деформации при деформировании образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига.

Как отмечалось выше, при деформировании образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига, деформация в основном протекает в направлении короткой диагонали, что приводит к тому, что в некоторых областях значения интенсивности деформации сдвига имеют небольшие значения, т.е. к неравномерности деформации по сечению. Из работы [2] известно, что решение данной проблемы возможно за счет изменения направления сдвига, которое можно реализовать в ходе выпрямления

продеформированных образцов в этих же бойках, так как в этом случае в металле образцов будут реализоваться знакопеременные деформации. Для подтверждения этого произвели выпрямление ранее продеформированных образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига. Для этого заготовку повернули вокруг своей оси на 180^0 и производили обжатие заготовок по выше приведенной схеме поэтапно, с ходом траверсы 4 мм на каждом этапе. После каждого этапа производили измерение координатной сетки, а данные измерения вводили в программу для расчета интенсивности логарифмической деформации. По результатам расчета был построен график распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению образца (рис. 4). При этом суммарная высотная деформация составила $\varepsilon=21,5\%$.

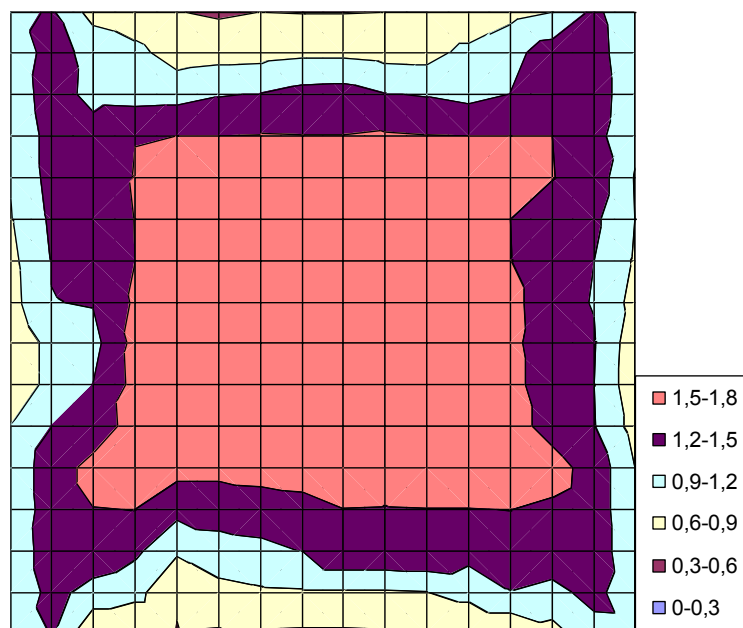


Рис. 4 Распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению при выпрямлении образцов в бойках, реализующих схему простого сдвига

Из графика распределения интенсивности логарифмической деформации по сечению образца при выпрямлении его в бойках, реализующих схему простого сдвига, видно, что интенсивные сдвиговые деформации реализуются во всем объеме деформируемой заготовки.

Вывод

В ходе проведенных исследований доказано преимущество деформирования металла в бойках, реализующих схему простого сдвига,

по сравнению с деформированием металла по действующей технологии в плоских бойках, так как при использовании предлагаемого инструмента, реализующих схему простого сдвига, значительные интенсивные деформации сдвига рассредоточены по всему объему деформированного металла.

Литература

1. Найзабеков А. Б., Ногаев К. А., Ашкеев Ж. А. Деформирование заготовок плоскими бойками с наложением дополнительных сдвиговых деформаций. – Изв. Вузов. Черная Металлургия, 2004, 6. - С. 24
2. А. Б. Найзабеков. Научные и технологические основы повышения эффективности процессовковки при знакопеременных деформациях. – Алматы, 2000.

УДК 669.15-194.26.74

КАЧЕСТВО КОНВЕРТЕРНОЙ СТАЛИ ПРИ РАСКИСЛЕНИИ ЕЕ ФЕРРОАЛЮМИНИЕМ

*С. Г. Мельник, М. А. Поживанов, А. И. Троцан, В. И. Курпас,
А. А. Онищенко, Б. Ф. Белов, Н. С. Пионтковская*

*Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины
Институт проблем материаловедения НАН Украины
ПАО «Донецкий завод ферросплавов»*

Розглянуті особливості технології розкислення конвертерної сталі з заміною вторинного алюмінію фероалюмінієм. Показано, що поряд з покращенням економічних показників такої заміни має місце зниження вмісту небажаних домішок, таких як Zn, Pb, Sn та інших, в фероалюмінії ФА30 у порівнянні з необхідною їх концентрацією у вторинному алюмінії АВ87

Рассмотрены особенности технологии раскисления конвертерной стали с заменой вторичного алюминия ферроалюминием. Показано, что наряду с улучшением экономических показателей такой замены имеет место снижение содержания нежелательных примесей, таких как Zn, Pb, Sn и др., в ферроалюминии ФА30 по сравнению с требуемой их концентрацией во вторичном алюминии АВ87

Presents the results of quality for steel deoxidation with replacement of the secondary aluminium by ferroaluminium. The results of deoxidation of converter steel, produced in big capacity converters, show that when replacing the secondary aluminium АВ87 on ferroaluminium FA30 absorption of aluminium increased to 17.0 - 19,9 compared to 11.8 - 13.1 per cent during deoxidation treatment have become the usual technology. It is shown that along with improving economic indicators such replacement has decreased content of undesirable impurities, such as Zn, Pb, Sn, etc., in ferroaluminium FA30 compared to their desired concentration in the secondary aluminium АВ87

При производстве конвертерной стали с целью снижения расхода алюминия применяется технология раскисления ее ферроалюминием [1-4].

Плотность ферроалюминия ФА30 5,5 т/м³ и его температура плавления 1340 °С способствуют лучшему усвоению алюминия из ферросплава по сравнению с применяемым для раскисления стали по обычной технологии

вторичным алюминием марки АВ87. Раскисление стали производят в сталеразливочном ковше в процессе выпуска металла из конвертера. Раскислитель - алюминий или ферроалюминий – присаживают в металл в сталеразливочном ковше сверху. При этом алюминий и ферроалюминий под действием выталкивающей силы всплывают из глубины металла в его верхние слои. Причем, это происходит по разным механизмам для ферроалюминия и алюминия. Кусковой ферроалюминий плотностью $5,5 \text{ т/м}^3$ всплывает в металлическом расплаве, имеющем плотность $7,0 \text{ т/м}^3$, до границы со шлаковой фазой, имеющей плотность $2,9 \text{ т/м}^3$, и растворяется, находясь в металле на границе металл/шлак, тогда как алюминий плотностью $2,7 \text{ т/м}^3$, всплывая из металла практически вдвое быстрее, чем ферроалюминий, проходит эту границу и продолжает всплывать в шлаке до выхода на его поверхность и прямого контакта с газовой фазой, где и происходит окисление остатков всплывающего алюминия. Ферроалюминий в отличие от алюминия наиболее полно вовлекается в гидродинамическое движение, образующееся при перемешивании потоков стали в сталеразливочном ковше, в результате чего успевает расплавиться и усвоиться металлическим расплавом.

Основной целью полной или частичной замены алюминия ферроалюминием при раскислении стали при ее производстве является снижение затрат в результате замены материала раскислителя. Проведением экспериментальных плавов по замене вторичного алюминия АВ87 на ферроалюминий ФА30 производства Донецкого завода ферросплавов при раскислении конвертерной стали установлено увеличение усвоения алюминия до 17,0 - 19,9 по сравнению с 11,8 - 13,1 % при раскислении стали по обычной технологии. Экономический эффект за счет снижения расхода алюминия при этом составил 5,78 – 7,07 грн/т стали.

Одним из показателей качества стали служит содержание в ней нежелательных примесей. Требования по ограничению содержания таких примесей в стали, а к ним в ряде случаев относятся элементы с ограничением их концентрации в нормативной документации раскислителей – алюминия и ферроалюминия, представлены в таблице 1. Это кремний, цинк, свинец, олово, медь и магний.

Использование ферроалюминия вместо вторичного алюминия для раскисления стали позволяет улучшить качество стали в результате снижения содержания в ней нежелательных примесей.

Из таблицы видно, что концентрации нежелательных примесей в ферроалюминии ФА30 значительно ниже предельно допустимых значений примесей во вторичном алюминии АВ87 по ГОСТ 295: по кремнию примерно в 3 раза, по цинку почти в 30 раз, по свинцу – более, чем в 3 раза, по олову – в 20 раз, по магнию – почти в 100 раз. Понятно,

что при использовании для раскисления стали ферроалюминия взамен вторичного алюминия попадание в металл нежелательных примесей существенно снижается.

Таблица 1 Содержание примесей в раскислителях

Материал	Массовая доля элементов, % [*]						
	Al	Si	Zn	Pb	Sn	Cu	Mg
ФА30, данные входного контроля	30,3	1,4	0,12	0,01	<0,01	0,66	0,05
ФА30, данные сертификата	29,1	0,86	0,15	0,06	0,15	0,37	-
АВ87, (ГОСТ 295 – 98)	Н.м. 87,0	Н.б. 5,0	Н.б. 3,3	Н.б. 0,3	Н.б. 0,2	Н.б. 3,8	Н.б. 3,0

* - остальное – железо.

Литература

1. Носоченко О. В., Ганошенко В. И., Юрченко С. М. и др. Исследование эффективности раскисления конвертерной стали различными изделиями из алюминия // Металл и литье Украины, 2003. - № 7-8. - С. 16-18.
2. Шешуков О. Ю., Жучков В. И., Зорихин В. В. и др. Использование ферроалюминия для раскисления стали // Сталь, 2004. - № 9. – С. 26 – 27.
3. Ладьянов И. Н. Раскисление спокойной стали в ковше ферроалюминием // Сталь, 1958. - № 3. – С. 218 – 223.
4. Удовиченко Ю. Н., Онищенко А. А., Паренчук И. В., Паренчук В. В. Ферроалюминий – новый ферросплав для черной металлургии // Энергосбережение, 2004. - № 8. - С. 12 -16.

УДК 621.771

**ПОДГОТОВКА РАБОЧИХ ВАЛКОВ КЛЕТИ №1
ДРЕССИРОВОЧНЫХ СТАНОВ ЛПЦ-3
АО «АРСЕЛОРМИТТАЛ ТЕМИРТАУ»**

С. В. Миненко¹, С. Ю. Медведев²

¹ *АО «АрселорМиттал Темиртау», Казахстан*

² *ТОО «Праймтек», Казахстан*

Досліджено режими підготовки робочих валків кліті №1 дресирувального стану ЛПЦ-3 АТ «АрселорМиттал Темиртау» до експлуатації. Показано, що застосування чистового шліфування робочих валків в поєднанні з новим режимом насічки дозволяє знизити кількість вибракуваного металу

Исследованы режимы подготовки рабочих валков клетки №1 дрессировочного стана ЛПЦ-3 АО «АрселорМиттал Темиртау» к эксплуатации. Показано, что применение чистовой шлифовки рабочих валков в сочетании с новым режимом насечки позволяет снизить количество отбракованного металла

Investigated the modes of preparation of the work rolls of the mill stand №1 of temper mill CRM-3 of JSC "ArcelorMittal Temirtau". It is shown that the application of the final grinding of the work rolls in combination with the new regime notches reduces the amount of waste metal

Введение

Планшетность полос жести является важной характеристикой их качества. Дефекты формы холоднокатаных полос обуславливаются пластической потерей устойчивости, основной причиной которой является неравномерное распределение деформационных параметров прокатки по ширине полосы, что прежде всего вызвано искажением профиля подката для 6-ти клетового стана, а также низкой эффективностью систем управления планшетностью на 6-ти клетовом стане.

Агрегатами, формирующими окончательную планшетность жести являются дрессировочные станы ЛПЦ-3. В качестве основного инструмента для правки дефектов планшетности на дрессировочном стане используются рабочие валки клетки N 1 малого диаметра (400-420 мм) с насеченной дробью поверхностью (Ra 2,5-3,5 мкм).

Особо важным показателем качества подготовки рабочих валков первой клетки является их способность к безотказной работе, т.е. выдерживание регламентируемого ТИ 309-ПЖ-04-97 количества прокатываемого на них металла за одну установку (по ТИ - 300 т) при сохранении правящей способности на протяжении всей кампании. Причем именно равномерность насечки ее плотность и стойкость существенно влияют на профиль полосы. Неравномерность и низкая стойкость насечки служат основными причинами нарушения плоскостности готовых полос и снижения эффективности правки таких дефектов формы как "прикромочный пузырь", "местная волнистость", "волнистость кромки", "коробоватость".

Постановка задачи исследования

Известно, что износ рабочих валков 1-й клетки дрессировочного стана напрямую зависит от режимов обработки, полученных в вальцешлифовальном отделении. До настоящего времени подготовка рабочих валков клетки N 1 осуществлялась следующим способом:

1. Уровень шероховатости поверхности валков перед насечкой 0,9-1,2 мкм
2. Насечка рабочих валков осуществлялась по режимам приведенным в таблице 1.

Таблица 1 Режимы насечки рабочих валков клетки №1 ДДС и ПДС

Режимы насечки	Фракция применяемой дроби, мкм	Частота вращения колеса, об/мин	Номер полуцикла насечки	Шероховатость валка после насечки, мкм
1	Средняя 0,6 – 0,9	2000 – 2200	1	2,5-3,0
	Мелкая 0,3 – 0,5	2000 – 2200	2	
2	Крупная 1,0-1,6	1300	1,2	2,0-3,0

Примечания: Частота вращения валка при насечке от 8 до 12 об/мин. Скорость перемещения тележки от 0,5 до 1,5 м/мин.

Длительность кампании рабочих валков 1-й клетки, подготовленных по вышеприведенным режимам в среднем составляет 180-240т. Качественные показатели металла продрессированного на валках, подготовленных по данной технологии, приведены в таблице 2 (Исходные режимы).

Однако известно [1], что для валков, которые перед насечкой подвергаются только "грубой" шлифовке характерно падение шероховатости уже в начале дрессировки. Валки, которые шлифуются с доводкой перед насечкой сохраняют постоянство микрогеометрии при дрессировке 300 т металла. Это объясняется тем, что доводка снимает тонкий слой металла (10-20 мкм) пониженной твердости, который образовался при шлифовке.

В 2014 году в ВШМ ЛПЦ-3 была проведена очередная работа, направленная на отработку новых режимов шлифовки и насечки рабочих валков клетки N 1, обеспечивающих эксплуатационную стойкость регламентированную ТИ и правящую способность в пределах кампании. Отработанные режимы приведены в таблице 3.

Таблица 2 Сравнительные показатели аттестации металла на АПП

Используемые режимы подготовки валков	Переддрессировка по дефектам формы, %	Некондиция по дефектам формы, кг/т	Отправлено на АПР по дефектам формы, %
Исходные	11,4	6,1	0,5
Разработанные	7,7	4,6	0,4

Таблица 3 Отработанные режимы подготовки рабочих валков клетки N1 ДДС и ПДС

Шероховатость валков перед насечкой, мкм	Режимы насечки валков			
	Фракция применяемой дроби, мкм	Частота вращения колеса, об/мин	Скорость перемещения тележки, м/с	Шероховатость валка после насечки, мкм
0,3 – 0,6	ДЧК: Крупная 1,0-1,6	1900	0,8	2,8 – 3,2
	Средняя 0,8	2900-3000	0,5	

Примечания: Частота вращения валка при насечке от 8 до 12 об/мин.

Результаты

Результаты прохождения металла, проддрессированного в валках подготовленных по отработанным режимам показал следующее:

1. Основным инструментом для правки дефектов формы входящей полосы на дрессировочных станах ЛПЦ-3 АО «АрселорМиттал Темиртау» являются рабочие валки клетки N 1 с насеченной дробью поверхностью. Именно равномерность насечки, ее плотность и стойкость существенно влияют на профиль готовой полосы.

2. Стойкость и качество насечки и, как следствие, правящая способность валков 1-й клетки дрессировочного стана в значительной степени зависит от обработки, полученной в вальцешлифовальной мастерской. Существующие до настоящего времени режимы подготовки рабочих валков позволяли иметь:

- уровень переддресировки по дефектам формы - 11,5 %;
- некондицию по дефектам формы на АПП - 6,1 кг/т;
- отсортировку на АПР по дефектам формы - 0,5 %;
- длительность кампании в среднем 180-240 т.

3. Предварительная чистовая шлифовка рабочих валков до Ra - 0,3-0,6 мкм перед насечкой снимает тонкий слой металла пониженной твердости, который образуется при "грубой" шлифовке, и поверхность перед насечкой получается более высокого класса чистоты с однородным микрорельефом.

4. Применение чистовой шлифовки рабочих валков в сочетании с новым режимом насечки позволило снизить:

- количество металла отправленного на переддресировку по дефектам формы на 3,7 %;
- уровень некондиции по дефектам формы на 1,5 кг/т;
- отсортировку на АПР по дефектам формы на 0,1 %.

5. Длительность кампании рабочих валков в среднем возросла примерно на 165 т.

Литература

1. Влияние подготовки валков и режимов дрессировки на микрогеометрию поверхности валков и полосы [Текст] / П. И. Полухин, В. П. Полухин, А. Е. Титлянов, А. И. Савинкина, Г. П. Богданов // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 1973. - №2. - С.142-144.

УДК 629.33

СУЧАСНІ МАТЕРІАЛИ В АВТОМОБІЛЕБУДУВАННІ. ОГЛЯД

К. В. Михаленков, В. В. Бойко, А. І. Трудношин, О. В. Бердова-Бушура

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Сучасний автомобільний ринок характеризується високим рівнем конкуренції. Тому виробники, намагаючись задовольнити зростаючі потреби покупців і дотримати екологічні вимоги, постійно вдосконалюють існуючі та розробляють нові моделі машин. В даний час одним з головних завдань, що стоять перед автомобілебудівниками, є зниження маси автомобіля, що дозволить зменшити витрату палива і скоротити обсяг вихлопних газів. Істотні резерви зниження ваги автомобіля полягають у використанні нових матеріалів таких як алюміній, магній

Современный автомобильный рынок характеризуется высоким уровнем конкуренции. Поэтому производители, стараясь удовлетворить растущие потребности покупателей и соблюсти экологические требования, постоянно совершенствуют существующие и разрабатывают новые модели машин. В настоящее время одной из главных задач, стоящих перед автомобилестроителями, является снижение массы автомобиля, что позволит уменьшить расход топлива и сократить объем выхлопных газов. Существенные резервы снижения веса автомобиля заключаются в использовании новых материалов таких как алюминий, магний

Today's interest is focusing on growing demand for more fuel-efficient vehicles to reduce energy consumption and air pollution which become a challenge for the current automotive industry. Driven by this requirement, researchers had done many researches to find a suitable material that fulfill the requirement for automotive parts. Aluminum alloys are found widely used but market for magnesium alloys for automotive application is predicted to rise and will rapidly increasing in the near future

Вступ

В даний час одним з головних завдань, що стоять перед автомобілебудівниками, є зниження маси автомобіля, що дозволить

зменшити витрату палива і скоротити обсяг вихлопних газів. За останні двадцять років середньостатистичний легковий автомобіль став на 150 кг важче, ніж 15 років тому [1, 2]. Графічно цю тенденцію представлено на Рис.1 з якого видно, що починаючи з 1988 року почалося стійке зростання ваги автомобіля. В першу чергу, це обумовлено збільшенням габаритів машин, а також збільшенням кількості пристроїв для підвищення безпеки та комфорту.

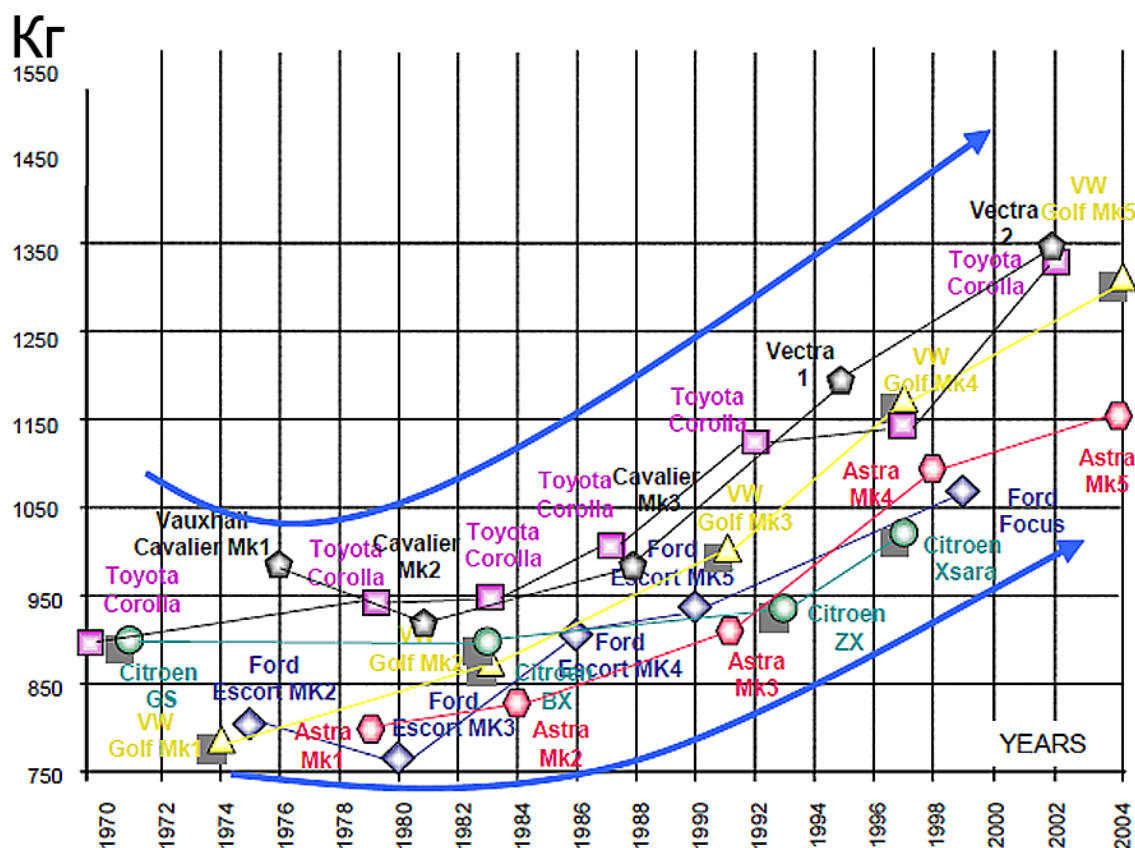


Рис. 1 Зміна ваги автомобілів середнього класу по роках [1]

Поява нових технологій виробництва транспортних засобів, а також постійно зростаючі вимоги щодо економічності та зменшення шкідливих викидів на сьогодні є однією з головних рушійних сил розробки та впровадження нових матеріалів в транспортному секторі [3, 4]. Головною тенденцією розвитку автомобілебудівної галузі є стрімке збільшення випуску автомобілів, що відповідно веде до збільшення споживання пального і, як наслідок збільшення кількості шкідливих викидів в атмосферу. За даними Міжнародного енергетичного агентства у 2010 році було зафіксовано рекордну кількість автомобілів на планеті. Зараз ця цифра сягає 1 мільярда автомобілів. Нескладний розрахунок свідчить про

те, що така величезна кількість машин на 100 км пробігу викидає в повітря 50 млн. кг CO. Хімічний склад продуктів згоряння палива в двигунах внутрішнього згоряння представлено в таблиці 1, з аналізу якого можна зрозуміти, як збільшення кількості автомобілів впливає на навколишнє середовище [2, 4].

До 2035 року передбачається, що кількість автомобілів у світі досягне 1,7 мільярда.

Зменшення ваги транспортних засобів зараз вважається найбільш ефективним підходом [1, 3] для зниження споживання пального і, відповідно, зменшення викидів CO₂. Відомо, що кількість викидів CO₂ на кожний кілометр пробігу лінійно залежить від маси транспортного засобу. Дослідження показують, що зменшення ваги автомобілів на кожні 10 % ведуть до покращення паливної ефективності на 3,5 %. З точки зору парникового ефекту, це означає, що зменшення ваги автомобіля на 100 кг приведе до зниження кількості викидів CO₂ до 3,5 кг на кожний км пробігу на протязі всього терміну експлуатації автомобіля. Полегшення транспортного засобу, приведе до зменшення потужності потрібної для прискорення або гальмування автомобіля. Це дає змогу використовувати двигуни меншої потужності та ефективні гальмівні системи. Такі вторинні переваги як зменшення ваги автомобіля дозволять зменшити кількість викидів CO₂ до 8,5 г на 1 км пробіг.

Таблиця 1 Склад вихлопних газів автомобіля середнього класу

Компоненти вихлопного газу	Вміст по об'єму, %		Примітки
	Двигуни		
	Бензинові	Дизелі	
Азот (N ₂)	74,0-77,0	76,0-78,0	не токсичний
Кисень(O ₂)	0,3-8,0	2,0-18,0	не токсичний
Пари води	3,0-5,5	0,5-4,0	не токсичний
Діоксид вуглецю (CO ₂)	5,0-12,0	1,0-10,0	не токсичний
Оксид вуглецю (CO)	0,1-10,0	0,01-5,0	токсичний
Вуглеводні не канцерогенні	0,2-3,0	0,009-0,5	токсичний
Альдегіди	0-0,2	0,001-0,009	токсичний
Оксид сірки (SO ₂)	0-0,002	0-0,03	токсичний
Сажа, г/м ³	0-0,04	0,01-1,1	токсичний
Бензопірен, мг/м ³	0,01-0,02	До 0,01	канцероген

Головними підходами для зменшення ваги транспортного засобу є використання нових матеріалів (алюміній, магній) і оптимізована конструкція машини [1-6].

Постановка задачі досліджень

Проаналізувати літературні дані щодо нових технологій та матеріалів, які дозволяють полегшити вагу автомобілів та покращити безпеку і комфорт пасажирів.

Результати та обговорення

Протягом останніх років відбулися фундаментальні зміни в використанні матеріалів в автомобілебудуванні: від деревини, чавуну та сталі до високоміцних (HSS) і надвисокоміцних сталей (AHSS), алюмінієвих і магнієвих сплавів, а також композиційних матеріалів з полімерною матрицею. Яскравим прикладом впровадження нових матеріалів в автомобілебудуванні є збільшення використання алюмінієвих сплавів на 23 %, полімерних композитів на 24 % і магнієвих сплавів на 127 % [2, 5].

Як було показано в огляді [6] за останній період у світі було реалізовано 26 фундаментальних дослідницьких програм пов'язаних із зменшенням ваги автомобіля. В порівнянні зі звичайними вуглецевими сталями використання високоміцних сталей дає змогу знизити вагу на 20-30%. Заміна сталевих конструкцій на алюмінієву підсилює цей ефект і знижує вагу автомобіля на 30-40%. Поєднання прогресивних алюмінієвих і магнієвих сплавів із композитами дозволяє знизити вагу автомобіля на 42% [4-6]. Може здаватись, що використання нових прогресивних матеріалів істотно вплине на вартість автомобіля, але це не так. Англійськими дослідниками було встановлено, що зниження ваги автомобіля на 30% може бути досягнуто при збільшенні ціни лише на 5%, а проведена світовими автовиробниками в кооперації із провідними сталеплавильними корпораціями програма «Дуже легка машина» (LSC) довела, що зменшення ваги кузова на 35% коштує лише 8 євро на 1 кг ваги.

Слід зазначити, ще один аспект, а саме – замкнутий цикл утилізації автомобільних матеріалів і широке залучення у виробництво вторинних матеріалів [1, 2]. Встановлено, що при широкому використанні первинних алюмінієвих сплавів в конструкції автомобіля забезпечує економію енергії лише після 20 000 тис. км пробігу в порівнянні зі сталевими аналогами. Але коли використовуються вторинні алюмінієві сплави, економія енергії починається одразу після виходу з конвеєра.

Таким чином головним підходом всіх світових автовиробників є поєднання концепції декількох матеріалів з підходом оптимізованої конструкції. До прогресивних матеріалів відносяться [1-7]:

- новітні алюмінієві сплави, в тому числі з додатками літію;
- магнієві сплави, в тому числі сплави системи Mg-Li;
- композити.

При цьому передбачається широке використання вторинних матеріалів.

На прикладі статистичних розрахунків щодо зменшення викидів CO_2 і покращення паливної ефективності сучасних автомобілів можна вважати, що напрямок дослідження по розробці нових ливарних алюмінієвих сплавів є актуальним і повністю відповідає сучасним тенденціям світового автовиробництва.

Те, що досі в площині зменшення ваги автомобілю не було досягнуто вагомих результатів можна пояснити окремими конструктивними особливостями (рис. 1), насамперед тим, що збільшена вага автомобіля забезпечує покращену керованість і додає комфорту. Пропорційно збільшенню маси можливо забезпечити зниження рівня шуму та вібрацій в салоні. Але, більшість автовиробників розуміють, що такий підхід до проблеми не є далекоглядним. У найближчі роки знижувати вагу автомобіля буде потрібно обов'язково хоча б тому, що майже у всіх країнах вже відбувається посилення податків на користування автомобілями у зв'язку з прагненням скоротити вміст шкідливих речовин у відпрацьованих газах.

Таким чином, існуюче протиріччя між необхідністю радикального зменшення шкідливих викидів і стале зростання маси автомобіля можна вирішити за рахунок використання новітніх матеріалів з високими експлуатаційними характеристиками. Таке ствердження обґрунтовує актуальність огляду, спрямованого на висвітлення основних тенденцій впровадження прогресивних матеріалів в автомобілебудуванні.

Використання сталей в автомобілебудуванні

Зараз найбільш поширеним матеріалом для виготовлення автомобільних кузовів є листові низьковуглецева сталь [4,5]. Сталеві листи мають порівняно низьку собівартість, легко ремонтуються, витягуються і гнуться без утворення тріщин. Вони мають добру здатність до поглинання ударної енергії при зіткненні, забезпечуючи безпеку водію і пасажиром. До недоліків сталевих листів можна віднести їх масу. Отже одними з перспективних матеріалів для кузовів зараз розглядаються високоміцні сталі (рис. 2), які за рахунок зменшення товщини дозволяють знизити масу автомобіля приблизно на 25% порівняно із звичайними сталями.

До складу високоміцних сталей для виготовлення автомобільного листа входять С - 0,27 - 0,34 мас.%, Si - 0,9 - 1,2 мас.%, Mn - 1,0 - 1,3 мас.%, Cr - 0,9 - 1,2 мас.%, Ni - 1,4 - 1,8 мас.%, вміст домішок: S - 0,025 мас.%, P - 0,025 мас.%. Високоміцні сталі мають межу міцності на рівні 1500 МПа [4, 5].

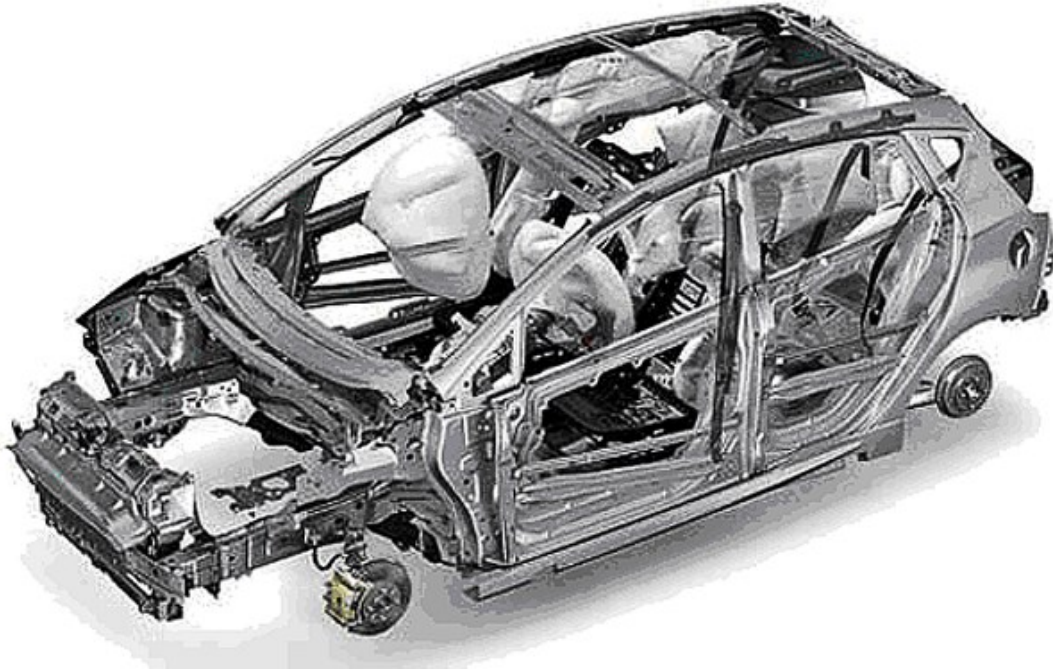


Рис. 2 Кузов сучасного автомобіля, виконаний з високоміцних TRIP-сталей

Зараз для виготовлення панелей кузова розробляються три типи високо-міцних сталей:

Перший тип – сталі, які мають підвищену штампованість. Вони в міжнародній класифікації позначаються як IF-сталі з дуже низьким вмістом С і N, а також додатково леговані Mn, Si та В. Типові механічні властивості таких сталей знаходяться в межах: межа міцності – 350 МПа, межа плинності - 200 МПа і пластичність до 40% [8].

Другий тип – так звані «термозміцненні» ВН-сталі. Властивості цих двох типів сталей частково збігаються, так як IF-сталь і звичайна м'яка сталь також можуть бути зміцненими термічною обробкою. IF-сталі і ВН-сталі розрізняються між собою тільки по складу і технології виготовлення. Межа міцності ВН-сталей становить 340-400 МПа, межа плинності 210-260 МПа і пластичність 18% [8-9].

Третій тип – так звані «трансформовані» сталі з підвищеною пластичністю TRIP-сталі. TRIP-сталі зараз знаходяться на стадії впровадження в автомобільну промисловість. Вони мають гарну штампованість. Головний недолік виробів з цих сталей - низька якість поверхні. В стані після холодної прокатки межа міцності таких сталей знаходиться на рівні 800-900 МПа, межа плинності 500-550 МПа і пластичність більше 25%. Вміст легуючих елементів цих сплав представлено в таблиці 2 [8, 10].

Таблиця 2 Вміст легуючих елементів в різних типах сталей, мас.% [8-9]

Типи сталей	C	Si	Mn	Cr	Ni	W	V
IF	0,27-0,34	0,9-1,2	1,0-1,3	0,9-1,2	1,4-1,8		
BH	0,26-0,36	0,15-0,5	0,15-0,40	3,0-3,75	0,3	8,5-10,0	0,3-0,6
TRIP	0,3-0,35	1,7-2,0	2,0-2,5	8,5-9,0	8,5-9,0		

У 1991 році в світі з високоміцних сталей виготовлялося близько 10% листової сталі, призначеної для автомобільної промисловості. У 1997 році частка високоміцних сталей зросла до 30% і за експертними даними в 2014 році 60% деталей кузовів легкових автомобілів виготовлюється з високоміцних сталей.

У 1994 році світові лідери-виробники сталі об'єдналися в консорціум по створенню полегшеного кузова легкового автомобіля із сталевих листів. Програма отримала назву ULSAB (надлегкий сталевий автомобільний кузов). Для її конструкторської та технологічної реалізації був укладений контракт з фірмою Porsche, яка спроектувала і виготовила дослідний зразок автомобіля. У процесі проектування кузова ULSAB фірма Porsche використовувала найсучасніші матеріали і технології виготовлення деталей і вузлів кузова, що дають можливість максимально знизити масу, зменшити кількість комплектуючих, підвищити ударну міцність і загальну жорсткість кузова. В конструкції кузова ULSAB широко застосовуються високоміцні сталі (більше 90% панелей кузова) і нові прогресивні технології, а саме лазерне зварювання та гідроформування [8].

Згідно з результатами, які було отримано на перших двох стадіях досліджень за програмою ULSAB, сучасні високоміцні сталі забезпечують зниження маси «чорного» кузова автомобіля приблизно на 25%, при цьому підвищується жорсткість при крученні на 70-80% і знижується вартість виготовлення на 3-5%.

Розроблені за програмою ULSAB технології і матеріали вже використовуються для виготовлення деяких деталей кузова в серійних автомобілях Opel Astra і BMW 3-ї серії.

Використання алюмінієвих сплавів в автомобілебудуванні

Деталі, які виготовлено з алюмінієвих сплавів можуть мати такі самі механічні характеристики, як і сталеві, але при цьому вони виявляються на 60% легше. При зіткненні алюмінієві сплави поглинають на 50% більше енергії, ніж сталь. Конструкції з алюмінієвих сплавів не вимагають антикорозійної обробки і можуть штампуватися на тому ж обладнанні, що й сталеві, хоча його велика пружна віддача при штампуванні вимагає більш уважного ставлення до проектування штамсів [1, 11-12].

Відносна мала твердість алюмінію (НВ на рівні 85-100од.) свідчить про те, що товщина стінок алюмінієвих деталей має бути дещо збільшена на тих ділянках, де необхідна підвищена жорсткість. Навіть з урахуванням цього використання алюмінієвих сплавів дозволяє знизити масу автомобіля. Хімічний склад найбільш поширених автомобільних алюмінієвих сплавів представлений в таблиці 3 [11].

Таблиця 3 Хімічний склад алюмінієвих сплавів

Алюмінієві сплави	Вміст легуючих елементів, мас.% (Al-бал.)					
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn
АМц (система Al-Mn)	0,6	0,7	0,05-0,2	1,0-1,5	0,2	0,1
АМг1 (система Al-Mg)	0,3	0,7	0,1	0,2	0,5-1,1	0,25
Д1 (система Al-Cu-Mn)	0,2-0,8	0,7	3,5-4,5	0,4-1,0	0,4-0,8	0,25
АД31 (система Al-Mg-Si)	0,2-0,6	0,35	0,10	0,10	0,4-0,9	0,10
В93 (система Al-Zn-Mg)	0,2	0,2-0,5	0,8-1,2	0,1	1,6-2,2	6,3-7,3

Для виготовлення деталей з алюмінієвих сплавів використовуються такі технології як: лиття, кування, листове штампування, екструзія, порошкова металургія [11-13].

Більше 80% алюмінієвих сплавів, які використовуються при виробництві автомобілів, піддають ливарним технологіям. Але в майбутньому частка литих деталей в конструкціях буде знижуватися через зростання застосування листів або безперервно литих стрічок. За ливарними технологіями виготовляють колектори, насоси, деталі трансмісії і підвіски, диски коліс і підрамники.

Перспективні диски коліс поєднують центральну частину, отриману литтям, з периферійною частиною ободу, виготовленої за допомогою листового штампування. Типові механічні властивості алюмінієвих сплавів представлені в таблиці 4 [11].

Таблиця 4 Механічні властивості різних алюмінієвих сплавів

Марка сплаву	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	НВ, МПа	δ , %
АМЦ (система Al-Mn)	98	49	294	20
АМг1 (система Al-Mg)	167	78	441	35
Д1 (система Al-Cu-Mn)	373	196	932	12
АД31 (система Al-Mg-Si)	167	78	80	20
В93 (система Al-Zn-Mg)	353	196	-	20

Кування забезпечує алюмінієвим сплавам кращі механічні властивості, ніж литво. Воно дозволяє варіювати характеристиками сплаву в певному діапазоні. Але, одержання деталей з алюмінієвих сплавів методом кування є дорогим процесом і тому такі деталі не часто зустрічаються в конструкції автомобілів масового виробництва. У середньому лише 1,3% алюмінієвих деталей, які застосовуються в автомобілях, є кованими. Porsche 928, Chevrolet Corvette, Honda NSX і Mercedes S - class застосовують кований алюмінієвий сплав в підрамнику і деталях підвіски [11-13].

Диски коліс - ще одна область, в якій можливе застосування поковок. Так, ковані диски коліс забезпечують значне зниження маси в порівнянні з литими, при цьому мають таку саму міцність.

Згідно з даними фірми Hydro Aluminium, прокатані стрічки і листи складають приблизно 25% від ваги всіх алюмінієвих деталей, що зараз застосовуються в конструкції автомобіля. Звичайно застосовуються сплави з магнієм, що забезпечують хорошу штампованість і корозійну стійкість, або пройшли термічну обробку і мають високу твердість (система Al-Mg-Si-Cu).

З прокатаного алюмінієвого листа штамнуються панелі кузова, невеликі решітки, профілі і т.п. Одне з найважливіших нововведень в останні роки - застосування алюмінієвого листа в каркасі кузова [14].

Флагманська модель Audi A8 випускається з 1994 року і є одним з найкращих прикладів серійного автомобіля з повністю алюмінієвим каркасним кузовом. Повністю алюмінієві кузова застосовуються також на таких автомобілях, як Honda NSX, Jaguar XJ220, Ferrari 512GT, Plymouth Prowler [12, 14].

Audi A2, вперше представлений в 1999 році на Франкфуртському автосалоні, є другим після Audi A8 автомобілем фірми з повністю алюмінієвим кузовом (рис.3) [12-14].

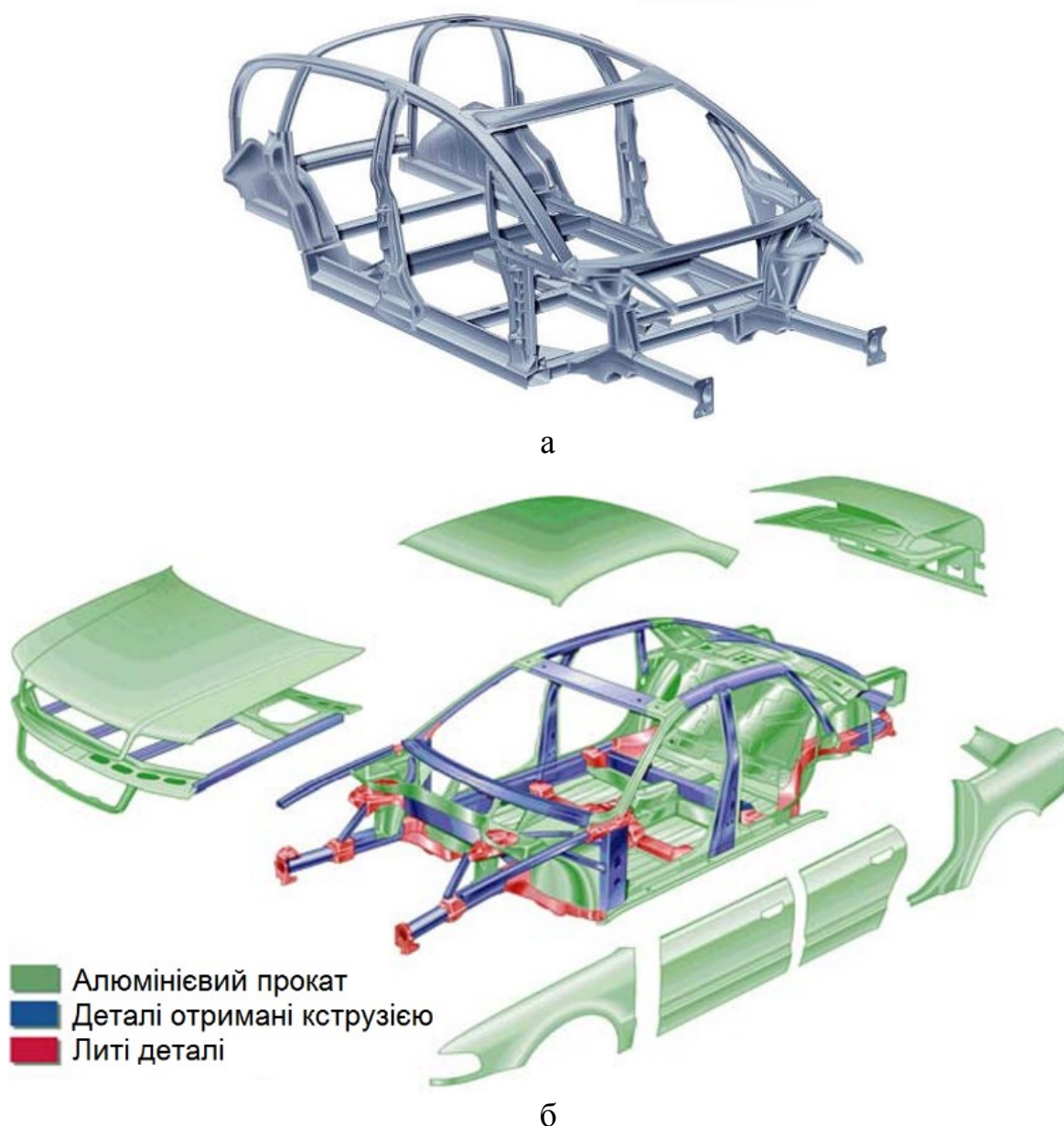


Рис. 3 Кузов сучасного автомобіля, виконаний за технологією ASF з алюмінієвих сплавів: а - Audi A2, б - Audi A8

Використання відпрацьованої технології ASF (Audi Space Frame - просторовий каркас) дозволило значно знизити масу кузова на 43% в порівнянні із сталевим. В результаті споряджена маса Audi A2 не перевищує 900 кг.

Land Rover використовував алюмінієві панелі кузова з 1948 року, Ferrari і Aston Martin застосовують алюмінієві сплави для всіх зовнішніх панелей кузова. Toyota, Ford і Porsche використовують алюмінієві сплави для виготовлення дверей, капота, даху та кришки багажника. Зараз компанія Ford вийшла на перше місце серед усіх автовиробників по використанню алюмінієвих сплавів. Річний обсяг продажів автомобілів з алюмінієвими панелями кузова в США складає 1,5 млн [1-5].

Зниження спорядженої маси автомобіля на 300кг (за рахунок інтенсивного застосування алюмінію) дозволяє знизити витрату палива приблизно на 8%, що цілком компенсує більш високі витрати на придбання такого автомобіля через 166 000 км пробігу.

Алюмінієві несучі кузова добре зарекомендували себе в програмі AIV компанії Ford. Вони також застосовуються в електромобілях EV1 компанії GM.

Алюмінієві сплави, які було піддано екструзії, використовується для підсилювачів бамперів, захисних брусів в бічних дверях, каркасів сидінь, рамок вікон, маслопроводу, гідравлічного трубопроводу і впускного колектора.

Масове виробництво деталей з алюмінієвих сплавів, одержаних за технологією порошкової металургії, зараз ведеться тільки в Японії, але інтерес проявляють і в Європейських країнах. За цією технологією виготовляються такі деталі: гвинти для компресора повітряного кондиціонера, поршні, блоки циліндрів, крильчатка компресора для турбоперетворювача.

Надпластичні алюмінієві сплави здатні значно подовжуватися без розриву матеріалу під впливом високої деформації і температури. Деталі складної форми можна отримати з плоского листа з використанням технології повітряного пресування. Деталі з рельєфною поверхнею, з різним ребрами, бортиками, опуклостями, виїмками і отворами можуть виготовлятися цільними.

На спортивних моделях таких автомобілів, як Morgan (Великобританія) застосовуються надпластичні пресовані алюмінієві крила, що випускаються фірмою Superform Aluminium. Ця технологія також використовується для кузовних панелей деяких автомобілів в США і Європі, наприклад в конструкціях автомобілів Volvo, а також для виготовлення невеликих деталей, як наприклад підсилювачів заднього

крила автомобілів Bugatti. Фірма Alcoa працює з AstonMartin і Ferrari над створенням деталей з надпластичних алюмінієвих сплавів [1-5].

Дрібні деталі можуть виготовлятися окремо, а потім приєднуватися до основних вузлів. Поєднання зусиль компанії Ford і Showa Aluminium дало можливість виробляти серійно впускний колектор 4-х циліндрового двигуна, який забезпечує зниження маси на 50% і підвищення потужності двигуна на 5% з використанням алюмінієвих сплавів. Алюмінієве литво дозволяє виконати колектор з приливами на вхідному отворі і корпус дросельної заслінки. Тонкостінний алюмінієвий сплав 6063 (система Al-Mg-Si), отриманий куванням і гідравлічним формуванням, застосовується для корпусу накопичувальної камери підвищеного тиску (перед дросельною заслінкою). Впускні трубопроводи виготовляють з екструдованих профілів (6063 сплав), надають їм потрібну гнучку форму і твердість за допомогою камери високого тиску і виконання припливів [1-5].

Незважаючи на зростання частки алюмінієвих сплавів в автомобілях, висока ціна ще обмежує їх широке застосування. У випадку, коли отримають розвиток електромобілі, потенціал зниження маси із застосуванням алюмінієвих сплавів компенсуватиме високу вартість виготовлення.

Використання магнієвих сплавів в автомобілебудуванні. Магній є привабливим матеріалом для автобудівників завдяки своїй легкості: питома вага становить лише $1,81 \text{ г/см}^3$ (у алюмінію - $2,7 \text{ г/см}^3$), при цьому деталі з магнієвого сплаву мають більшу, ніж алюміній, просторову стабільність. Також магній краще поглинає вібрацію, ніж алюміній чи сталь [5, 15].

Магній вже багато років використовується в автомобілях. VW Kafer був одним з найголовніших споживачів магнію до 70-х років (42000 т/рік). Застосування магнію скоротилося на початку 70-х років у зв'язку із зростанням цін на магній і припиненням виробництва VW Kafer в Німеччині.

Важливим досягненням за останні роки є розробка корозійностійких магнієвих сплавів AZ91D і AZ91E (система Mg-Al-Zn) і високопластичних сплавів AM20 і AM50 (система Mg-Al-Si). Ці сплави, отримані новим способом лиття під тиском, значно покращують якість деталей і спрощують технологію виготовлення [16-17].

Переробка магнієвих сплавів зараз також не є проблемою. Навіть якщо магнієві і сталеві деталі не відокремлені один від одного, присутність магнію не утруднює переробку сталі. Це не відноситься до алюмінію, який може бути причиною підвищення крихкості матеріалу.

Автобудівники застосовують магній в різних кількостях. У 1996 році Ford використовував 14000 т магнієвих деталей, Chrysler – 6100 т; GM – 5600 т; Toyota – 3000 т; Mercedes – 2000 т; VW / Audi – 900 т. Основні деталі, які виготовляються з магнію: каркас панелі приладів, каркас сидінь, деталі рульової колонки, кришка головки блоку циліндрів, картер коробки передач, впускний колектор. Вміст легуючих елементів в магнієвих сплавах різних систем і механічні властивості представлені в таблиці 5-6 [5, 16-18].

Таблиця 5 Механічні властивості різних магнієвих сплавів [17]

Марка сплаву	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	HB, МПа	δ , %
MA5, T4 (система Mg-Al-Zn)	304	216	85	8
MA14, T1 (система Mg-Zn-Zr)	284	175	60	7
MA22, T1 (система Mg-Zn-P3M)	345	255	-	8
MA12, T6 (жаростійкі сплави)	275	145	-	7
MA14 (гранульовані сплави)	333	265	60	13
MA18 (ультралегкі сплави)	167	127	60	30

Компанія Audi вперше застосувала магній для каркасів панелей приладів в кінці 80-х років. Компанія розробила легку конструкцію каркаса, на якій кріпляться спідометр, радіо і місце для документів. Було отримано значне зниження маси порівняно із сталеву конструкцією, а також зменшення кількості деталей [5, 15].

Компанія Mercedes вперше використала магнієві сплави для каркаса сидіння, механізму кріплення ременів безпеки на родстері SEL, застосовуючи лиття під тиском пластичних сплавів АМ. Звичайна конструкція сидіння важить 8-9 кг. В даний час розробляється конструкція, що складається з цільного каркаса подушки і спинки сидіння, які разом важать 2-2,5 кг.

Інший технологічний процес, який було застосовано для виготовлення сидінь, це штампування. Багато фірм вивчають можливість застосування штампування магнієвих сплавів для виготовлення сидінь, рамок і деталей спинки на санчатах. Останні розробки забезпечили зниження маси на 40% порівняно із сталеву конструкцією сидінь.

Таблиця 6 Хімічний склад магнієвих сплавів [17]

Магнієві сплави	Вміст легуючих елементів, мас.% (Mg-бал.)				
	Mn	Al	Zn	Zr	Nd
MA5, T4 (система Mg-Al-Zn)	0,15-0,5	7,8-9,2	0,9-1,2	-	-
MA14, T1 (система Mg-Zn-Zr)	-	-	5-6	0,3-0,9	-
MA22, T1 (система Mg-Zn-P3M)	0,15-0,35	2-2,5	0,7-1,2	-	-
MA12, T6 (жаростійкі сплави)	-	-	-	0,3-0,8	до 3,5
MA14 (гранульовані сплави)	-	-	5-6	0,3-0,9	-
MA18 (ультралегкі сплави)	0,1-0,4	0,5-1	2-2,5	Li: 10-11,5-	

У рульових колонках додаткова маса, обумовлена застосуванням подушок безпеки, змінила характеристики керованості автомобіля. Виходячи з цього, конструкторам вкрай необхідно знайти більш легкі матеріали, ніж цинк, сталь або поєднання алюмінію і сталі. Toyota і фірма Tokai Rika перші почали використовувати магнієве лиття під тиском для рульових колонок, механізмів регулювання та інших деталей рульового управління.

В той час як в США Ford протягом 10 років використовував магній в розподільчій коробці повнопривідних машин, одне з найбільш важливих досягнень в Європі - застосування магнієвого сплаву AZ в картері коробки передач (розробка VW / Audi для моделей Passat, A4 і A6) [5, 15-17].

GM почав широко застосовувати магній на початку 90-х років для впускного колектора. В даний час Mercedes використовує магнієві сплави для виготовлення складальних впускних колекторів. Магнієві деталі починають застосовувати в паливних системах, так як магній легше алюмінію і вимагає меншої механічної обробки, бо має кращі ливарні характеристики.

Часто з магнієм пов'язують небезпеку пожеж. Шляхом застосування захисного газу під час зварювання, а також спеціальних мастильно-охолоджуючих засобів при обробці на металорізальних верстатах вдається звести небезпеку загоряння до мінімуму. У суцільних деталях ця небезпека практично відсутня [17].

Висновки

Підводячи підсумки представлено огляду слід зазначити, що порядок із розробленими технологіями виробництва деталей з алюмінієвих або магнієвих сплавів, пошук нових поєднань елементів для ефективного легування і надання матеріалам нових властивостей ще не закінчився. Наприклад, створення ливарних алюмінієвих сплавів з літієм дасть змогу зменшити питому вагу сплаву і, відповідно, всієї конструкції. Перспективним також є сплави на основі системи Mg-Li, питома вага яких близько до 1.

З іншого боку, розробка нових джерел живлення автомобілів також висуває нові вимоги до матеріалів. Застосування в якості палива водню вимагає більш високої структурної стабільності і жароміцності матеріалів, ніж це є для традиційних бензинових двигунів. Стрімкий розвиток електромобілів, маса яких повинна бути як найнижчою, також вимагає розробки та застосування новітніх матеріалів з малою питомою вагою і високими механічними властивостями.

Література

1. H. Helms, U. Lambrecht, Improving Sustainability in the Transport Sector Through Weight Reduction and the Application of Aluminium. – tech. rep., International Aluminium Institute, 2007, p. 55
2. European Aluminium Association. "Aluminium in cars." European Aluminium Association (2008), p.20
3. Altenpohl D. G., Furrer P. Innovative Aluminum Applications for Automotive Use in Europe //Automotive Alloys 1999,pp. 59-75.
4. A. I. Taub, P. E.Krajewski, A. A.Luo, J. N. Owens, The evolution of technology for materials processing over the last 50 years: The automotive example //JOM. Vol.59№2, 2007,pp. 48-57.
5. Ghassemieh E. Materials in automotive application, state of the art and prospects. – INTECH Open Access Publisher, 2011, p.395
6. J.Carpenter, S.Diamond, S.Dillich, T.Fitzsimmons, J.Milliken, P.Sklad, Overview of DOE's programs on aluminum and magnesium for automotive applications. // Automotive Alloys 1999, pp.41-50.
7. N. E. Prasad, A. Gokhale, Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications. Під ред. R. J. H. Wanhill, – Butterworth-Heinemann, 2013, p.643
8. R. Kuziak, R.Kawalla, S.Waengler, Advanced high strength steels for automotive industry //Archives of civil and mechanical engineering. 2008. Vol. 8. №. 2. pp. 103-117.
9. H.Hofmann, D.Mattissen, T. W. Schaumann, Advanced cold rolled steels for automotive applications // Steel research international. Vol. 80№1,2009,pp. 22-28.
10. O.Bouaziz, H.Zurob, M.Huang, Driving force and logic of development of advanced high strength steels for automotive applications // Steel research international. Vol. 84 №10, 2013. pp. 937-947.
11. J. R. Davis, ASM specialty handbook: Aluminum and aluminum alloys. // ASM international, Materials Park, OH, 1993, p. 790

12. J.Hirsch, Automotive Trends in Aluminium-The European Perspective //Materials Forum Vol. 28, 2004,pp. 15-23.
13. T.Sakurai, The latest trends in aluminum alloy sheets for automotive body panels //Kobelco technology review№. 28, 2008,pp. 22-28.
14. J.Hirsch, Aluminium in Innovative Light-Weight Car Design // Materials Transactions, Vol. 52, №5, 2011, pp. 818-824
15. H. I. Laukli, High Pressure Die Casting of Aluminium and Magnesium Alloys: Grain Structure and Segregation Characteristics. – 2004.
16. M. Hilpertand, L. Wagner, Mechanicalsurfacetreatmentsonhigh-strength magnesiumalloysforfatiguelifeimprovements//Automotive Alloys 1999,pp. 77-85
17. M. M.Avedesian, M. Michael, H. Baker, ASM specialty handbook: Magnesium and magnesium alloys //ASM International, Materials Park, OH, 1999. p. 264
18. A. K. Dahle, S.Sannes, D. H. Stfohn, H. Westengen, Optimisationofthequalityof high-pressurediecastmagnesiumalloys//Automotive Alloys 1999,pp.305-313

УДК 669.017.3:544.034.23

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОЙ И НИЗКОУГЛЕРОДИСТОЙ СОСТАВЛЯЮЩИХ ПРИ СПЕКАНИИ

А. В. Мовчан, Е. А. Черноиваненко

Национальная металлургическая академия Украины

Досліджено закономірності фазових і структурних перетворень при дифузійній зміні складу у спресованій порошкової суміші сплавів, в яких концентрація легуючих елементів аналогічна стандартній швидкорізальній сталі, але які відрізняються вмістом вуглецю. Методом геометричної термодинаміки встановлені дифузійні потоки при вирівнюванні концентрації вуглецю в порошковій суміші при нагріванні і витримці вище температури плавлення евтектики. Показані закономірності трансформації карбідної фази в процесі спікання в залежності від її об'ємної частки і тривалості витримки

Исследованы закономерности фазовых и структурных превращений при диффузионном изменении состава в спрессованной порошковой смеси сплавов, в которых концентрация легирующих элементов аналогична стандартной быстрорежущей стали, но отличающиеся содержанием углерода. Методом геометрической термодинамики установлены диффузионные потоки при выравнивании концентрации углерода в порошковой смеси при нагреве и выдержке выше температуры плавления эвтектики. Показаны закономерности трансформации карбидной фазы в процессе спекания в зависимости от ее объемной доли и продолжительности выдержки

The regularities of phase and structural transformations by diffusion composition changing in the pressed powder mixture of alloys, in which the concentration of the alloying elements is similar to a standard high-speed steel, but different carbon content, were investigated. The method of geometrical thermodynamics installed diffusion stream at aligning the concentration of carbon in the powder mixture during heating and exposure at temperature, which is higher than a melting temperature of the eutectic. The regularities of transformation of carbide phase in the sintering process, depending on its volume fraction and duration of exposure, were shown

Введение

Изучение существующих технологий производства быстрорежущего инструмента методами порошковой металлургии [1-4] выявили ряд недостатков (высокая стоимость оборудования, сложность определения температуры для сверхсолидусного спекания, длительные выдержки при повышенных температурах, ведущие к повышенным энергозатратам). Анализ литературных данных и проведенные исследования по управлению структурой быстрорежущих сталей показали перспективным получение порошковой быстрорежущей стали путем прессования и спекания смеси двух порошков с концентрацией легирующих элементов аналогичной стандартной быстрорежущей стали, но отличающиеся концентрацией углерода. Способ основан на имеющихся работах по фазовым и структурным превращениям при диффузионном изменении состава в сплавах, легированных по принципу быстрорежущих сталей [5-7].

Целью работы было установить закономерности фазовых и структурных превращений при диффузионном выравнивании концентрации углерода в спрессованной порошковой смеси при нагреве и выдержке выше температуры плавления эвтектики.

Методика проведения экспериментов

Материалом для исследований послужила смесь двух порошков, химический состав которых приведен в таблице 1.

Сплавы спрессовывали в объемном соотношении, при котором средняя концентрация углерода по смеси составляла 1,10...1,12 масс. %. Прессовки нагревали до температуры 1150 °С и выдерживали 30, 60 и 90 минут. Произошедшие при этом в прессовках превращения исследовали с использованием методов оптической микроскопии и геометрической термодинамики.

Таблица 1 Химический состав исследуемых сплавов

	C, %	W, %	Mo, %	Cr, %	V, %	Si, %	Mn, %	S, P %
Состав I	0,09	6,18	5,26	4,33	1,90	0,17	0,26	<0,018
Состав II	3,82	6,45	5,12	4,16	1,84	0,19	0,20	<0,030

Результаты исследований

Микроструктура исследованных сплавов в исходном состоянии приведена на рис. 1. Структура сплава I представляет собой крупнозернистый феррит с небольшим количеством карбидных включений глобулярной формы (рис. 1а). Структура высокоуглеродистого сплава II представляет собой ледебуритную эвтектику (рис. 1б). На рис. 2 изображен участок диаграммы Fe-W-C при температуре 1150 °С, построенный по

данным [8]. Пунктирной линией обозначен химический состав диффузионной пары сплав I – сплав II в диапазоне минимальной и максимальной концентрации углерода. Концентрация легирующих элементов в сплаве представлена вольфрамовым эквивалентом. Линия проходит через несколько многофазных областей, поэтому диффузионное изменение концентрации углерода должна сопровождаться рядом фазовых и структурных превращений. После нагрева до температуры 1150 °C эвтектическая составляющая смеси превращается в жидкость (L) состава II, и процесс диффузионного выравнивания концентрации углерода активизируется. При температуре спекания сплав I имеет ферритно-карбидную структуру. При увеличении в этой составляющей смеси концентрации углерода за счет его притока из высокоуглеродистой составляющей, в феррите выделяются дисперсные карбиды M_6C , а исходные карбиды увеличиваются в размерах. При достижении концентрации углерода точки 1 на стороне ab конодного треугольника $\alpha + \gamma + M_6C$, в равновесии находятся α -феррит состава a , карбид M_6C состава b и аустенит (γ) состава c . Дальнейшее увеличение концентрации углерода ведет к распаду феррита на аустенит и карбид M_6C . Карбид выделяется на уже имеющихся в структуре включениях (рис. 3а). Это соответствует результатам, полученным ранее при цементации низкоуглеродистых матричных сплавов типа быстрорежущих [9, 10].

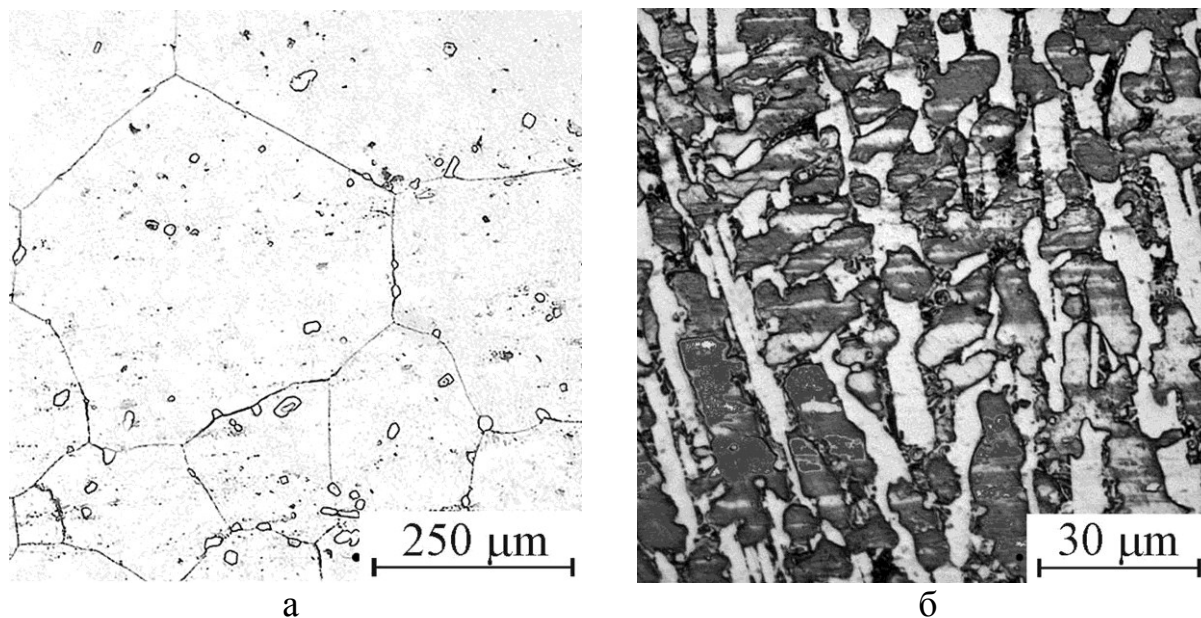


Рис. 1 Микроструктура исследуемых сплавов в исходном состоянии:
а – сплав I, б – сплав II

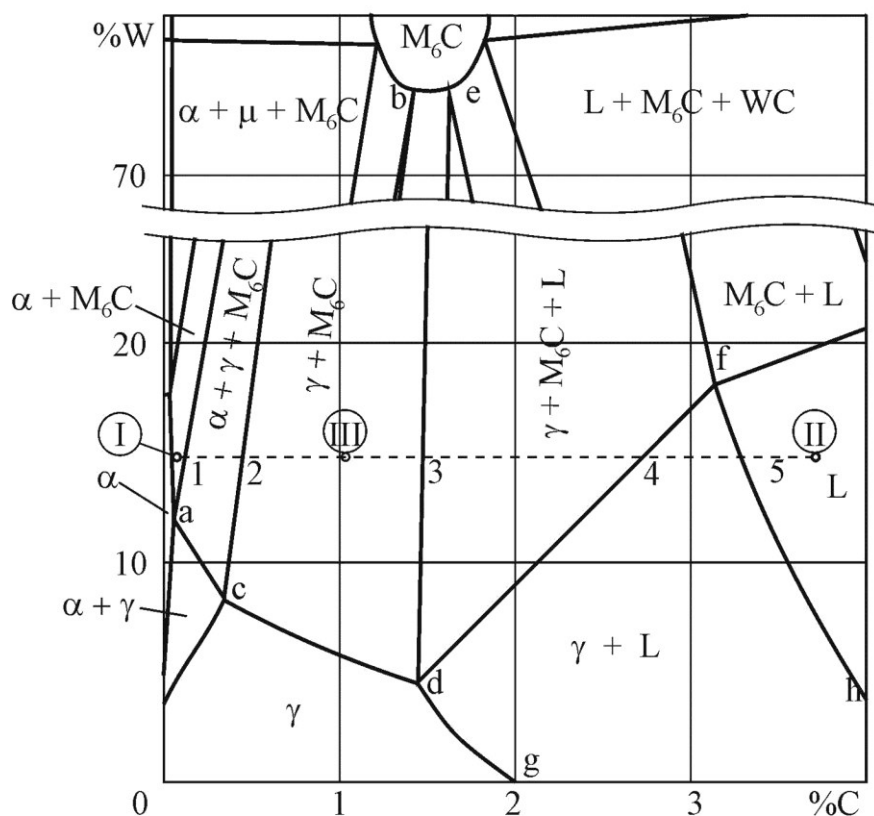
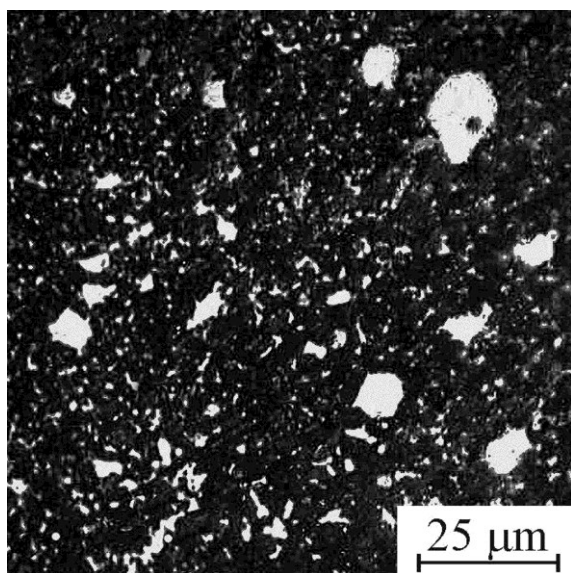
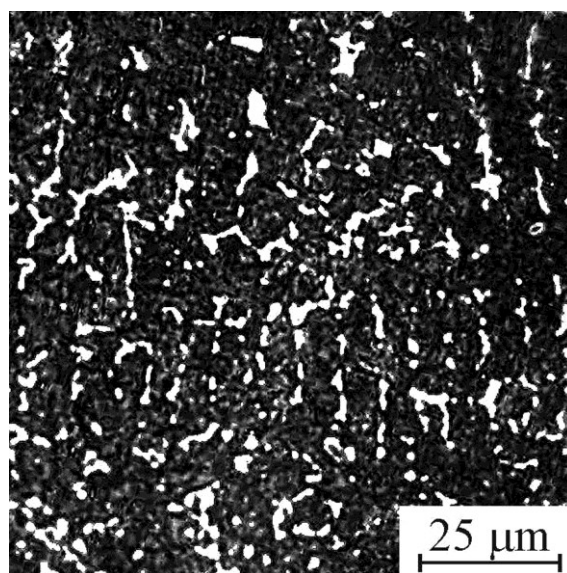


Рис. 2 Схема участка изотермического сечения диаграммы состояния Fe-W-C при температуре 1150 °C



а



б

Рис. 3 Микроструктура исследуемой смеси порошков в процессе спекания: а – начальная стадия, б – после спекания в течение 30 мин.

Состав расплава высокоуглеродистой составляющей при диффузионном взаимодействии изменяется вдоль пунктирной линии и достигает точки 5 на линии fh , разделяющей области L и $L+\gamma$. По данным [171] обезуглероживание расплава такого состава приводит к кристаллизации аустенита, которая сопровождается оттеснением легирующих элементов в расплав. Расплав постепенно обогащается легирующими элементами и достигает состава f на диаграмме (рис. 2). Дальнейшее обезуглероживание приводит к одновременной кристаллизации γ и M_6C фаз по механизму, подобному эвтектическому. Морфология эвтектики сходна эвтектике в стандартной быстрорежущей стали в литом состоянии [11]. Однако, при металлографическом исследовании спеченных образцов в месте контакта двух составляющих смеси участков чистого аустенита обнаружено не было. По всей вероятности из-за коротких диффузионных путей и, как следствие, большого градиента концентрации углерода, кристаллизация проходила с большой скоростью, и кристаллизация аустенита подавлялась. Распределение углерода в спекаемой паре представлено на рис. 4.

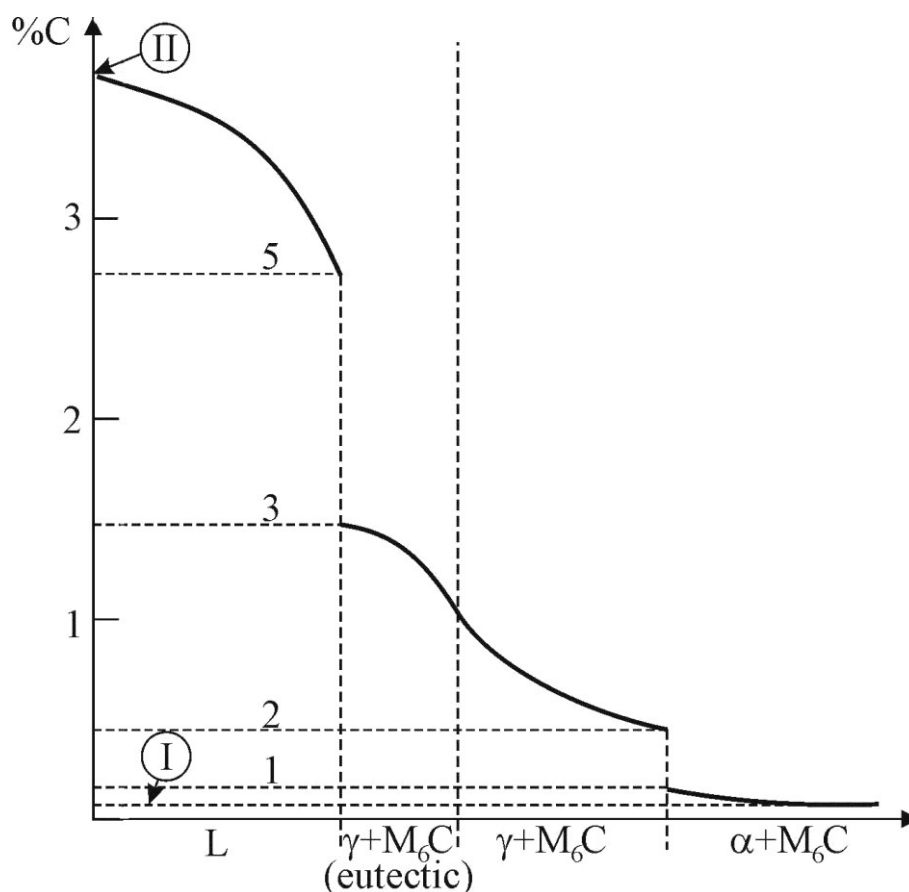


Рис. 4 Распределение углерода в диффузионной паре на начальной стадии обработки

Объемную долю карбида M_6C с учетом плотности 12000-12500 кг/м³ можно определить по диаграмме состояния (рис. 2) по правилу рычага. При выравнивании концентрации углерода, а, следовательно, уменьшении от 1,5 до 1,05 (точки 3 и III соответственно), объемная доля карбида уменьшается от 0,09 до 0,07. Эвтектика в данном сплаве имеет скелетную морфологию, т.е. приближена к стержневой. Морфология фазы в виде непрерывного стержня стабильна при ее объемной доле выше 0,155. При меньшей стабильна глобулярная морфология. Следовательно, скелетная морфология эвтектики в сплаве II является неустойчивой.

Структура высокоуглеродистой гранулы после 30 мин. обработки представлена на рис. 3б. Более длительная выдержка не приводит к каким-либо существенным структурным изменениям, а только сопровождается выравниванием концентрации углерода в аустенитной матрице материала.

Выводы

Представленные в работе результаты позволили осветить ряд вопросов структурообразования и фазовых превращений при жидкофазном спекании смеси порошков низкоуглеродистой быстрорежущей стали и высокоуглеродистого сплава, легированного по принципу быстрорежущей стали, которые до настоящего времени изучены не были. Спекание в сочетании с кристаллизацией и сфероидизацией позволяет получать быстрорежущий инструмент без карбидной неоднородности.

Литература

1. Абрамов А. А. Порошковые инструментальные стали с дисперсной структурой / А. А. Абрамов, Л. С. Самойленко, В. Л. Гиршов // Металлообработка. – 2008. – № 4. – С. 31-35.
2. Парабина Г. И. Качество порошковой быстрорежущей стали, изготовленной на заводе «Днепроспецсталь» / Г. И. Парабина, С. В. Ревякин, Л. Н. Марченко // Получение и применение распыленных металлических порошков. – Киев, 1982. – с. 98-100.
3. Шляпин С. Д. Сверхсолидусное спекание порошковых быстрорежущих сталей: Монография / С. Д. Шляпин – М.: ГИНФО, МГИУ, 2003. – 212 с.
4. Авт. св. СССР №1537706, МПК С 22 С 33/02, В 22 F 3/10. Способ изготовления изделий из порошков быстрорежущих сталей / М.М. Успенский, И.А. Марголин, В.И. Люкевич. – Опубл. 23.01.1990; Бюл. №3. – 2 с.
5. Мовчан А. В. Многофазные превращения при диффузионном изменении содержания углерода в железных сплавах / А. В. Мовчан, А. П. Бачурин, Л. Г. Педан // Доповіді НАН України. – 2000. – №7. – С. 104-108.
6. Мовчан А. В. Механизм перитектоидоподобного превращения при обезуглероживании быстрорежущей стали / А. В. Мовчан, С. И. Губенко, А. П. Бачурин, Е. А. Черноиваненко // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 64. – Днепропетровск, ПГАСА. – 2012. – С. 262-266.
7. Мовчан А. В. Эвтектикоподобная кристаллизация при обезуглероживании

высокомолибденистого чугуна / А. В. Мовчан, С. И. Губенко, А. П. Бачурин, Е. А. Черноиваненко // Теория и практика металлургии. – № 1-2. – 2011. – С. 40-41.

8. Per Gustafson. A Thermodynamic Evaluation of the C-Fe-W System / Per Gustafson // Met. Trans. – 1987. – Vol. 18A. – No 2. – pp. 175-188.

9. Бунин К. П. Структурообразование при изотермическом науглероживании железных сплавов легированных молибденом и вольфрамом / К. П. Бунин, В. И. Мовчан, Л. Г. Педан // Изв. АН СССР. Металлы. – 1975. – №3. – С. 164-168.

10. Мовчан В. И. Рост карбидных волокон при диффузионном науглероживании железных сплавов / В. И. Мовчан, Л. Г. Педан, В.П. Герасименко // МиТОМ. – 1983. – №9. – С. 19-21.

11. Мовчан О. В. Закономірності фазових і структурних перетворень при кристалізації розплаву Fe-W-C в процесі знеуглецювання / О. В. Мовчан, А. П. Бачурин, К. О. Черноиваненко // Металознавство і обробка металів, 2014. - № 2. – с. 46-50.

УДК 669.162

АЛЬТЕРНАТИВНЫЙ ПРОЦЕСС ДЕСУЛЬФУРАЦИИ ЧУГУНА

*Л. С. Молчанов, К. Г. Низяев, Б. М. Бойченко,
А. Н. Стоянов, Е. В. Синегин*

Национальная металлургическая академия Украины

Стаття присвячена питанням позапічної десульфурзації чавуну. У ній наведено технологічні особливості процесу видалення сірки з чавуну за рахунок обробки магнієм, який відновлено з оксиду за рахунок теплоти паралельних хімічних реакцій. Наведені результати промислових випробувань розробленої технології

Статья посвящена вопросам внепечной десульфурации чугуна. В ней приведены технологические особенности процесса удаления серы из чугуна за счёт обработки магнием, восстановленным из оксида за счёт теплоты параллельных химических реакций. Представлены результаты промышленных испытаний разработанной технологии

The article deals with hot metal desulphurization pretreatment. It shows the technological features of the process of removing sulfur from iron by processing of magnesium recovered from its oxide due to the heat of the simultaneous chemical reactions. The results of industrial tests of the technology were described

Постановка задач исследования

В настоящее время разработано значительное количество эффективных технологий внепечной деульфурации чугуна, среди которых к наиболее технологичным можно отнести обработку расплава порошковым магнием, вводимым в токе газа-носителя [1 – 3], и применение проволоки с порошковым наполнителем на основе металлического магния [4 – 6]. Применение этих и многих других известных технологических приёмов рафинирования расплавов требует введения в технологическую схему производства дополнительного оборудования. Такое развитие событий возможно при наличии в составе цеха свободного места для установки основного и дополнительного технологического оборудования, а также при проведении реконструкции и модернизации существующих технологических схем производства стали на отечественных металлургических предприятиях.

В условиях нестабильной экономики внедрение технологий обработки расплавов порошковыми реагентами, инжектируемыми в токе газ-носителя или в виде порошковой проволоки, требует значительных финансовых затрат [7]. Для таких условий коллективом кафедры металлургии стали Национальной металлургической академии Украины разработана технология десульфурации жидкого чугуна экзотермической смесью, содержащей оксид магния, отличающаяся простотой исполнения и не требующая специального технологического оборудования [8]. Сущность данной технологии заключается в следующем: экзотермическая смесь, содержащая в своём составе оксиды магния, кальция, железа и металлический алюминий, вводится в жидкий чугун; в процессе нагревания компоненты смеси претерпевают экзотермические химические превращения, результатами которых является восстановление магния из оксида непосредственно в объёме металлического расплава; вследствие воздействия высоких температур синтезированный магний испаряется, и его пары рафинируют расплав, удаляя серу.

Методика проведения исследований

Введение экзотермической смеси осуществляется по двум принципиально отличающимся друг от друга схемам и зависит от ёмкости ковшей, в которых проводится обработка. Для ковшей ёмкостью 10 т и более предложено экзотермическую смесь вводить в расплав в форме брикетов цилиндрической формы (диаметром 35 мм и высотой 50 мм), выполненных в оболочке из бумаги, пропитанной калиевым или натриевым жидким стеклом. При этом введение экзотермической смеси, содержащей оксид магния, непосредственно в объём ковша принципиально возможно по двум следующим схемам: при помощи тракта подачи сыпучих материалов, в случае оснащения им цеха (рис. 1 а) и введение всего количества экзотермических брикетов на дно ковша непосредственно перед заливкой чугуна в случае отсутствия тракта для подачи сыпучих материалов (рис. 1 б).

Введение экзотермической смеси в расплав в форме брикетов, которые оснащены оболочкой из бумаги, пропитанной натриевым или калиевым жидким стеклом, позволяет исключить протекание восстановительных процессов на начальных стадиях ввода, что позволяет значительно повысить степень усвоения магния расплавом.

В данном случае интенсивное протекание восстановительных процессов начинается через 30 с контакта брикета с металлическим расплавом, что исключает интенсивное всплескообразование и пироэффект.

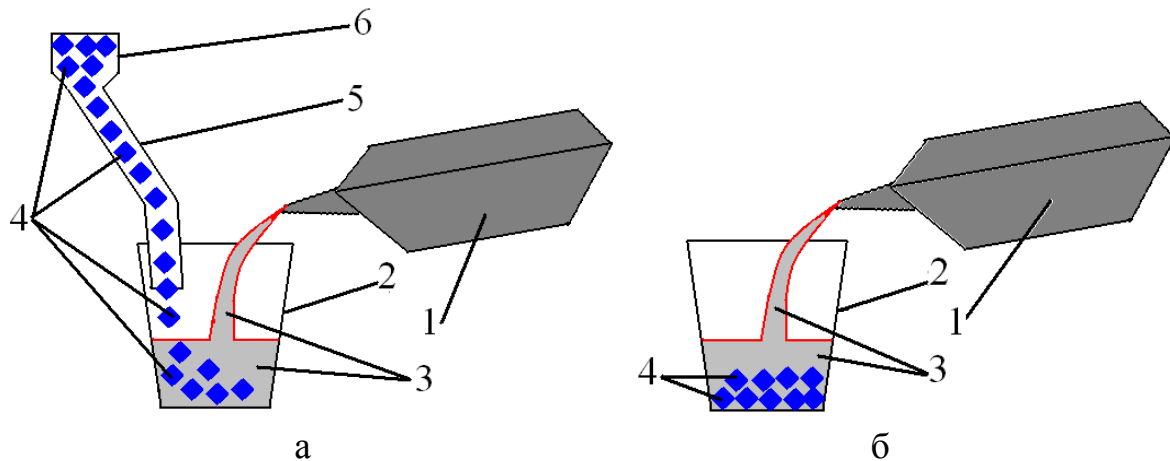


Рис. 1 Схематическое изображение способов введения экзотермических брикетов в жидкий чугун: а – при помощи тракта сыпучих материалов; б – ввод экзотермических брикетов на дно ковша перед сливом чугуна.

1 – агрегат, из которого выпускают жидкий чугун; 2 – ковш;
3 – жидкий чугун; 4 – экзотермические брикеты;
5 – тракт для подачи сыпучих материалов; 6 – бункер-дозатор

В случае применения кошей ёмкостью менее 10 т введение экзотермической смеси необходимо проводить в форме усреднённых порошковых компонентов, которые фасуются в полиэтиленовые пакеты массой 10 кг (для удобства использования). Введение экзотермической смеси в расплав в форме порошковой смеси возможно по двум следующим схемам: 1) всё необходимое количество реагента отдают в ковш перед сливом чугуна, в случае, если позволяет внутренний объём ковша (рис. 2 а); 2) 50 % от необходимого количества экзотермической смеси подают на дно ковша перед сливом чугуна, а оставшееся количество – на протяжении дальнейшего его наполнения (рис. 2 б).

При частичной подаче экзотермической смеси на дно ковша на полноту процессов десульфурации будет значительно влиять время введения остаточной её части. Это вызвано процессом окисления составляющих экзотермической смеси окислительной газовой фазой, как при процессах раскисления и легирования стали по схеме диффузионного раскисления.

Таким образом, при применении экзотермических брикетов предложено осуществлять введение их остаточной части в течение наполнения 50 – 75 % высоты ковша. Исходя из меньшей плотности экзотермической смеси фасованной в полиэтиленовые пакеты, введение её остаточного количества предложено осуществлять в ходе наполнении 30 – 75 % высоты ковша.

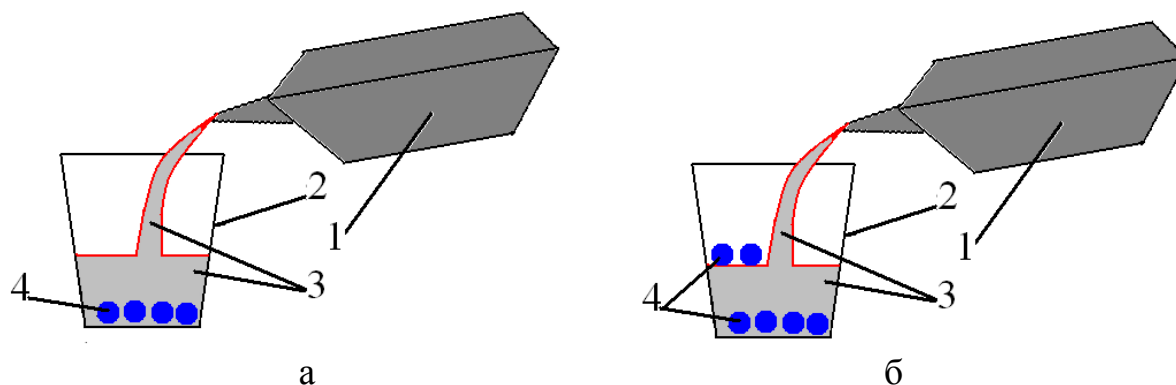


Рис. 2 Схематическое изображение способов введения в жидкий чугун экзотермической смеси, которая расфасована в полиэтиленовые пакеты: а – подача всего количества экзотермической смеси на дно ковша перед сливом чугуна; б – подача 50 % экзотермической смеси на дно ковша перед сливом чугуна, а остальной части – при наполнении ковша.

1 – агрегат, из которого осуществляют выпуск чугуна; 2 – ковш;
3 – жидкий чугун; 4 – полиэтиленовые пакеты с экзотермической смесью

Для подтверждения эффективности разработанной технологии обессериванию чугуна экзотермической смесью, содержащей оксиды магния, проведены испытания в полупромышленных условиях. В качестве базы для проведения полупромышленных исследований выбран литейный цех ПАО «Марганецкий рудоремонтный завод», оснащённый электродуговой печью ДСП – 3 ёмкостью 4 т. Выпуск плавки последовательно осуществляли в два ковша ёмкостью по 2 т каждый. Для обработки применяли экзотермическую смесь в количестве 10 кг / т чугуна, химический состав которой приведен в таблице 1. Все составляющие экзотермической смеси имели фракционный состав < 5 мм. Поскольку время наполнения применяемых ковшей около 2,5 мин, то ввод смеси осуществляли в порошкообразной форме фасованной в полиэтиленовые пакеты массой 10 кг каждый.

Таблица 1 Состав экзотермической смеси для промышленного (полупромышленного) применения

№ п/п	Название составляющего компонента	Содержание, % по массе
1	Прокатная окалина	62,00
2	Магнетитовый порошок (ППЭ-88)	13,00
3	Известь металлургическая (ИС-1)	6,00
4	Отходы механической обработки сплава Д-12	19,00

Протекание процесса обработки жидкого чугуна экзотермической смесью контролировали визуально и фиксировали при помощи фото и видеосъемки.

Результаты проведенных исследований

Фотографии различных стадий процесса обработки чугуна экзотермической смесью представлены на рис. 4.

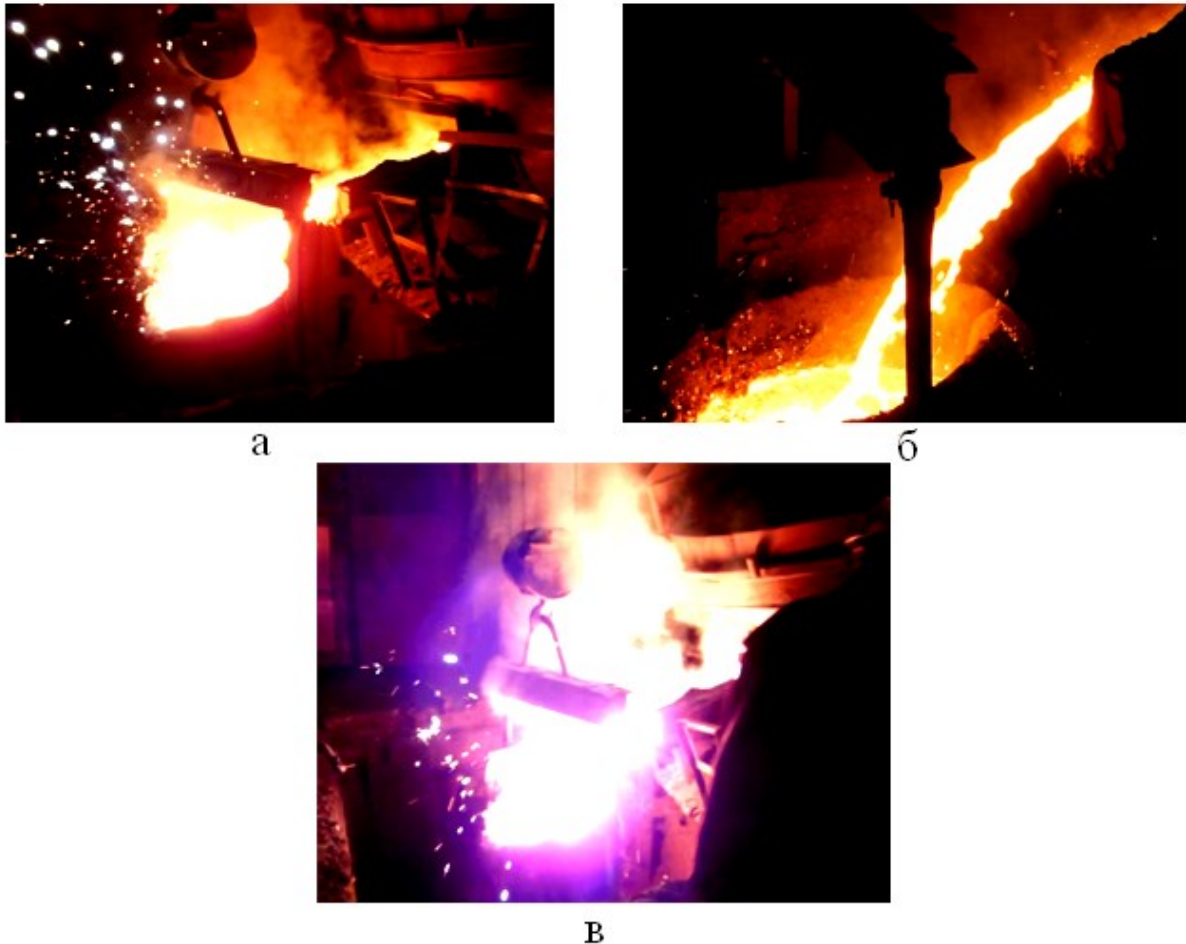


Рис. 4 Фотографии процесса обработки жидкого чугуна разработанной экзотермической смесью: а – начало наполнения ковша; б – 50 % наполнения ковша; в – окончание наполнения ковша

Экзотермическая смесь, размещённая в ковше перед выпуском плавки, начинает взаимодействовать с расплавом на первых стадиях выпуска чугуна в ковш, а при наполнении 25 % его высоты возникает значительная по площади поверхность контакта экзотермической смеси с расплавом, что приводит к интенсивному протеканию восстановительных процессов, сопровождающихся определённым пироэффектом. При

наполнении 50 % высоты ковша был произведен ввод остаточного количества экзотермической смеси. При этом наблюдается определённый пироэффект в виде искр, которые выносились из объёма ковша, и яркой вспышки, которая является подтверждением интенсивного протекания алюмотермических процессов восстановления оксидов металлов. При наполнении 75 % высоты ковша на поверхности расплава наблюдается значительный пироэффект, сопровождающийся образованием белого дыма. Это является косвенным подтверждением образования магния. По окончании наполнения ковша образование пироэффекта на поверхности расплава прекращается вследствие израсходования всего количества экзотермической смеси. В соответствии с существующей технологией, которая применяется в литейном цехе ПАО «Марганецкий рудоремонтный завод», после окончания слива чугуна на поверхность расплава был введен песок для загущения шлака, что позволяет снизить вероятность попадания печного шлака в литейную форму и в тело отливки.

После наполнения ковша осуществлялась выдержка на протяжении 4 мин. и разливка в песчано-глинистые формы. Контроль химического состава чугуна проводили на следующих звеньях технологического процесса: на выпуске плавки в ковш, во время разливки $\frac{1}{2}$ части ковша и непосредственно в отливках. Результаты контроля химического состава представлены в таблице 2. В соответствии с данными, представленными в ней, разработанная технология десульфурации чугуна экзотермической смесью, которая содержит оксид магния, обеспечила десульфурацию расплава в ковше на уровне 38,0 % и среднюю степень десульфурации материала отливок на уровне 45,7 %.

Таблица 2 Результаты контроля химического состава чугуна*

№ п/п	Проба	Содержание компонентов, %					
		C	Si	Mn	P	S	Cr
1	из печи	3,31	1,40	0,94	0,161	0,1400	2,84
2	из ковша	3,18	1,40	0,81	0,161	0,0868	2,35
3	из отливок	<u>3,14</u> 3,26 – 3,15	<u>1,77</u> 1,38 – 1,82	<u>0,93</u> 0,80 – 0,95	<u>0,141</u> 0,140 – 0,163	<u>0,0760</u> 0,0900 – 0,0721	<u>2,84</u> 2,85 – 2,31

* - в числителе указанно среднее значение, в знаменателе – диапазоны значений.

Вывод

В соответствии с проведенными исследованиями в производственных условиях определено, что при использовании экзотермической смеси,

которая содержит оксид магния, достигнута степень десульфурации хромистого чугуна на уровне 35 – 40 %, при её расходе 10 кг / т чугуна.

Литература

1. Фрейссмут А. Состояние техники и перспектива возможного развития десульфурации передельного чугуна / А. Фрейссмут, В. Гиттерле, Альмаммет ГмбХ // Сталь. – 2001. - № 4. – С. 20 – 22.
2. Гулыга Д. В. Совершенствование промышленной десульфурации чугуна / Д.В. Гулыга // Сталь. – 2005. - № 8. – С. 25 – 29.
3. Дюдкин Д. А. Современные процессы внепечной металлургии чугуна / Дюдкин Д. А., Кисленко В. В., Бать С. Ю.. – Донецк: “Вебер” (Донецкое отделение), 2007. – 324с.
4. Дюдкин Д. А. Сопоставление эффективности способов десульфурации чугуна / Д. А. Дюдкин, С. Е. Гринберг, С. Н. Маринцев // Сталь. – 2001. - № 4. – С. 17 – 19.
5. Дюдкин Д. А. К вопросу рациональной технологии внепечной десульфурации чугуна / Д. А. Дюдкин, С. Е. Гринберг, С. И. Маринцев // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – №3. – С. 9-11.
6. Дюдкин Д. А. Производство стали. Том 2. Внепечная обработка жидкого чугуна / Дюдкин Д. А., Кисленко В.В. – М.: “Теплотехник”, 2008. – 400с.
7. Молчанов Л. С. Особенности десульфурации чугуна экзотермическими брикетами, содержащими оксид магния / Л.С. Молчанов, К.Г. Низяев, Б.М. Бойченко [и др.] // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2012.– №7.– С. 42 - 44.
8. Сопоставление эффективности способов десульфурации чугуна / А. Ф. Шевченко, Б. В. Двоскин, А. С. Вергун [и др.] // Сталь. – 2000. – № 8. – С. 14 – 18.

УДК 669.154.002

К ВОПРОСУ О КЛАСТЕРАХ В МЕТАЛЛУРГИИ

В. Л. Найдек, С. Г. Мельник, А. М. Верховлюк

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Розглянуті особливості процесів утворення кластерів в високотемпературних металургійних розплавах. Встановлена необхідність вдосконалення досліджень в напрямку визначення механізмів утворення і поведінки кластерів в розплавах.

Запропоновані варіанти методики досліджень кластероутворення в металургійних розплавах на основі та за допомогою положень фізичної хімії

Рассмотрены особенности процессов образования кластеров в высокотемпературных металлургических расплавах. Установлена необходимость совершенствования исследований в направлении определения механизмов образования и поведения кластеров в расплавах.

Предложены варианты методики исследований кластерообразования в металлургических расплавах на основании и при помощи положений физической химии

The features of the formation of clusters in the high-temperature steel melts. The necessity of improving the research towards the definition of the mechanisms of formation and behavior of the clusters in the melt.

Variants of research methodology of cluster formation in metallurgical melts on the ground and using the provisions of Physical Chemistry

Организация жизнедеятельности человека все в большей степени предусматривает использование кластеров. По утверждению экономистов применение кластеров в промышленности в условиях эпохи глобализма позволяет предприятиям избегать кризисных явлений и получать дополнительную прибыль. Известны кластеры территориальные, промышленные, строительные, образовательные, инжиниринговые, экологические а также применяемые в компьютерной технике, ядерных технологиях, биологии, медицине, спорте и других отраслях, в том числе в металлургии. Кластеры в металлургии имеют свои особенности, связанные с использованием представлений о них, как объектах высокотемпературных металлургических процессов, что создает

значительные трудности при изучении особенностей образования кластеров и определении их свойств. Исследования особенностей процессов в металлических расплавах с участием кластерных образований проводили Е. С. Филиппов, А. М. Скребцов, Б. Ф. Белов, В. П. Гаврилюк, К. Ю. Гзовский и многие другие. Исследования в этом направлении проводятся и в Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины.

Чаще всего кластеры определяют как различные объединения частиц с различными вариантами связей. Если представить наличие наномира, в котором существуют минимальные частицы - атомы и ионы размером $\sim 10^{-9}$ нм, и макромира размером "частиц" более $20 \cdot 10^{-9}$ нм (до размеров галактик во вселенной), то в литературе встречается мнение о том, что мир кластеров находится между наномиром и макромиром и оценивается размерами частиц $0,5 - 20 \cdot 10^{-9}$ нм. Вместе с тем, в качестве примера кластера приводят галактики, размеры которых выходят далеко за указанные пределы. Региональные и промышленные кластеры по своим размерам также значительно выходят за указанные параметры.

В технических науках изучение кластеров проводят в рамках физики кластеров, где рассматривают виды кластеров, схемы возможных соединений частиц, и химии кластеров, где также приводятся виды и различные варианты кластеров и схемы соединений. Вместе с тем, остается много вопросов по возможным видам связи частиц в кластерах, кинетики их образования и дальнейших преобразований, поведения их в различных изменяющихся условиях многофакторных процессов, протекающих в металлургических расплавах. При изучении кластерных образований многие исследователи связывают формирование кластеров с диаграммами состояния различных систем, являющихся объектами изучения физической химии. Обращает на себя внимание, что в ряде исследований вопросы образования кластеров, их существование и взаимодействие с другими частицами в расплавах являются гипотезами, требующими доказательств. Изучению этих вопросов, по нашему мнению, будет способствовать такое научное направление, как ФИЗИЧЕСКАЯ ХИМИЯ КЛАСТЕРОВ, которое должно занять свое место на стыке физики и химии кластеров и помочь определению особенностей механизмов образования и изменения формы и составов кластеров в металлургических расплавах.

Среди задач физической химии кластеров, на наш взгляд, должны быть следующие.

1. Исследование процессов кластерообразования структурно-чувствительными методами:

а) определением вязкости и плотности;

- б) рентгено-структурными методами;
 - в) ультразвуковым;
 - г) методом Э.Д.С.;
 - д) разделением электролизом;
 - е) масс-спектрометрическими определениями и др.
2. Физическое и математическое моделирование кластерообразования.
 3. Моделирование образования кластеров с помощью диаграмм состояния.
 4. Изучение термодинамики процессов с участием кластеров.
 5. Изучение кинетики процессов с участием кластеров.
 6. Определение вида и размеров кластеров.
 7. Определение энергии активации кластерообразования.
 8. Определение лимитирующих звеньев процессов образования кластеров.
 9. Определение параметров процессов структурообразования расплавов с применением термографии.

Предлагаемый список задач не является обязательным, полным, и окончательным, исследователи вправе применять их в любом сочетании, как и любые другие методики исследований.

Решение приведенных задач позволит подтвердить существование кластеров в металлургических расплавах, установить их состав и форму, особенности кластерообразования и будет способствовать разработке и получению новых веществ и материалов.

УДК 669.712

ТЕХНОЛОГІЧНІ ПОКАЗНИКИ ДВОПОТОКОВОЇ СХЕМИ ДЕКОМПОЗИЦІЇ ГІДРОКСИДУ АЛЮМІНІЮ

Ю. П. Насекан¹, П. В. Жмурков², В. М. Очинський¹

¹ Запорізька державна інженерна академія

² ВАТ «Миколаївський глиноземний завод»

Досліджено вплив затравочного відношення на процеси агломерації гідроксиду алюмінію. Одержано залежності для визначення оптимального затравочного відношення і розрахункової частки продукційного етапу

Исследовано влияние затравочного отношения на процессы агломерации гидроксида алюминия. Получены зависимости для определения оптимального затравочного отношения и расчетной части продукционного этапа

Influence of initializing relation on the processes of agglomeration aluminium hydroxide. Dependences for determination of optimal initializing relation and calculation part of the productional stage

Вступ

Декомпозиція алюмінатних розчинів є однією з визначальних технологічних операцій виробництва глинозему, що забезпечує формування якісних характеристик гідроксиду алюмінію $\text{Al}(\text{OH})_3$ та значною мірою впливає на продуктивність всього циклу одержання глинозему.

Постановка задач дослідження

Всі відомі технології декомпозиції алюмінатних розчинів передбачають розбавлення пересичених за оксидом алюмінію лужно-алюмінатних розчинів, введення затравочного $\text{Al}(\text{OH})_3$ та охолодження приготованої пульпи. Основними вимогами до декомпозиції є забезпечення високого ступеня розкладання лужно-алюмінатних розчинів, збільшення питомого виходу $\text{Al}(\text{OH})_3$ та одержання крупнозернистого продукту з мінімальним вмістом домішок, так званого глинозему піщаного типу. Ці показники залежать від каустичного модуля алюмінатного та маточного розчинів, температурного режиму декомпозиції, кількості, виду та якості затравки, тривалості розкладання розчину, кількості та видів

домішок, що є присутніми в алюмінатному розчині, а також самої технології декомпозиції. За сучасних умов до дисперсних характеристик $\text{Al}(\text{OH})_3$ пред'являють особливі вимоги.

Стан питання

До гідроксиду алюмінію піщаного типу відносять матеріал, де вміст фракцій -45 мкм не перевищує 25% . Одержання $\text{Al}(\text{OH})_3$ такого дисперсного складу можливо тільки під час використання режиму агломерації, що полягає в утворенні з високодисперсних часток затравочного $\text{Al}(\text{OH})_3$ агломератів з розмірами, які у декілька разів перевищують розміри часток затравки.

Загальновідомо [1], що режим агломерації може бути забезпеченим за рахунок підвищення температури декомпозиції до 95°C , значного зниження концентрації алюмінатного розчину та зменшення затравочного відношення в алюмінатній пульпі. Разом з тим, підвищення температури декомпозиції та зменшення затравочного відношення призводять до різкого зниження глибини розкладання лужно-алюмінатного розчину та зменшення питомого виходу $\text{Al}(\text{OH})_3$. Напроти, зниження температури декомпозиції та підвищення затравочного відношення в алюмінатній пульпі дозволяють збільшити глибину розкладання алюмінатного розчину до $50\ldots 55\%$, але не забезпечують одержання глинозему піщаного типу. В світовій практиці виробництва глинозему використовують переважно технології декомпозиції із затравочним відношенням (з.в) від $2,0$ до $4,5$; температурою розкладання розчинів у діапазоні $75\ldots 50^\circ\text{C}$; поетапним введенням затравки з класифікацією твердої фази пульпи та використанням як продукційного $\text{Al}(\text{OH})_3$ тільки найбільш великих часток твердої фази [2].

Нами було запропоновано технологію двопотокової, або роздільної декомпозиції [3]. Її сутність полягає в тому, що затравочний $\text{Al}(\text{OH})_3$ вводять у два потоки. На I потоці або I етапі, який здійснюють за підвищеної температури ($75\ldots 95^\circ\text{C}$) впродовж $6\ldots 10$ год., затравочне відношення складає менше ніж $0,5$. Ступінь розкладання розчину не перевищує 25% , але при цьому активно відбуваються процеси агломерації затравочного $\text{Al}(\text{OH})_3$. Ступінь агломерації становить від 50 до 90% . Тверду фазу відділяють і використовують як продукційний $\text{Al}(\text{OH})_3$. До маточного розчину після відділення твердої фази (II потік) вводять обіговий затравочний $\text{Al}(\text{OH})_3$ із з.в. $= 2\ldots 4$ і розкладають за температури $40\ldots 50^\circ\text{C}$ впродовж не менше 40 годин до каустичного модулю вище ніж $3,0$. Після відділення твердої фази частину її використовують як обіговий затравочний $\text{Al}(\text{OH})_3$, а маточний розчин подають на випарювання.

Постала необхідність на основі одержаних результатів спрогнозувати технологічні показники, які здатна забезпечити двопотокова схема виробництва гідроксиду алюмінію.

Постановка завдання

На підставі результатів лабораторних досліджень провести розрахунки матеріального балансу співвідношення матеріальних потоків пульпи та спрогнозувати показники декомпозиції під час використання двопотокової роздільної схеми виробництва глинозему.

Основна частина

При загальноприйнятому способі декомпозиції, вихід продукційного гідроксиду алюмінію Q (кг/м³·год.) визначають за формулою:

$$Q = \frac{A \cdot \eta}{100 \tau_{\text{заг}}} , \quad (1)$$

де A – концентрація Al_2O_3 в алюмінатному розчині, кг/м³;

η – ступінь розкладання зазначеного розчину, %;

$\tau_{\text{заг}}$ – загальна тривалість декомпозиції, год.

Для двопотокової схеми щогодинний вихід продукційного гідроксиду алюмінію $Q_{\text{д.с.}}$, кг/(м³·год.), складається з маси введенного $\text{Al}(\text{OH})_3$ у вигляді затравки на I потоці - m_3 , кг/м³, і маси $\text{Al}(\text{OH})_3$, що утворюється під час розкладання пульпи на I потоці - m_1 кг/м³:

$$Q_{\text{д.с.}} = \frac{m_3 + m_1}{\tau_1} = \frac{A \cdot (100 \text{ з.в.} + \eta)}{100 \tau_1} , \quad (2)$$

де з.в. – затравочне відношення на I потоці;

τ_1 – тривалість розкладання на I потоці, год.

Використання двопотокової схеми дає змогу застосовувати малі з.в на I потоці й одержувати продукційний, піщаний $\text{Al}(\text{OH})_3$ за короткий строк розкладання пульпи. Загальний вихід продукційного $\text{Al}(\text{OH})_3$ алюмінію $\eta_{\text{заг}}$ за результатами попередніх дослідів [3] може сягати $\eta_{\text{заг}} = 81,2$ % за з.в. = 0,5 і $\eta_1 = 31,2$ %. Склад алюмінатних розчинів, гранулометричний склад затравочного $\text{Al}(\text{OH})_3$, а також умови та результати проведення I етапу декомпозиції, наведено у табл. 1-3.

Таблиця 1 Склад алюмінатного розчину, кг/м³

Найменування розчину	Al ₂ O ₃	Na ₂ O _{заг}	Na ₂ O _к	α _к , од.	SiO ₂	Fe ₂ O ₃
1	158,1	156,6	140,2	1,46	0,78	0,021
2	154,0	156,5	141,5	1,51	0,78	0,021

Примітка: Al₂O₃; SiO₂; Fe₂O₃ - вміст оксидів алюмінію, кремнію й оксиду заліза (III) в алюмінатному розчині відповідно; Na₂O_{заг}, Na₂O_к - вміст Na₂O в алюмінатному розчині до та після обробки; α_к - каустичний модуль.

Таблиця 2 Гранулометричний склад затравочного Al(OH)₃

Розмір часток, мкм	-5	+5 -10	+10 -15	+15 -20	+20 -30	+30 -40	+40 -45	+45 -60	+60 -80	+80 -100	+100 -125	+125
Вміст, %	3,2	1,5	1,9	3,0	9,1	6,2	6,4	13,9	17,8	16,0	15,0	6,0

Наведені результати та показники розкладання алюмінатних розчинів за температури 73 °С свідчать, що використання двопотокової схеми дозволяє у широкому діапазоні регулювати як ступінь розкладання алюмінатних розчинів, так і ступінь агломерації Al(OH)₃ (рис. 1).

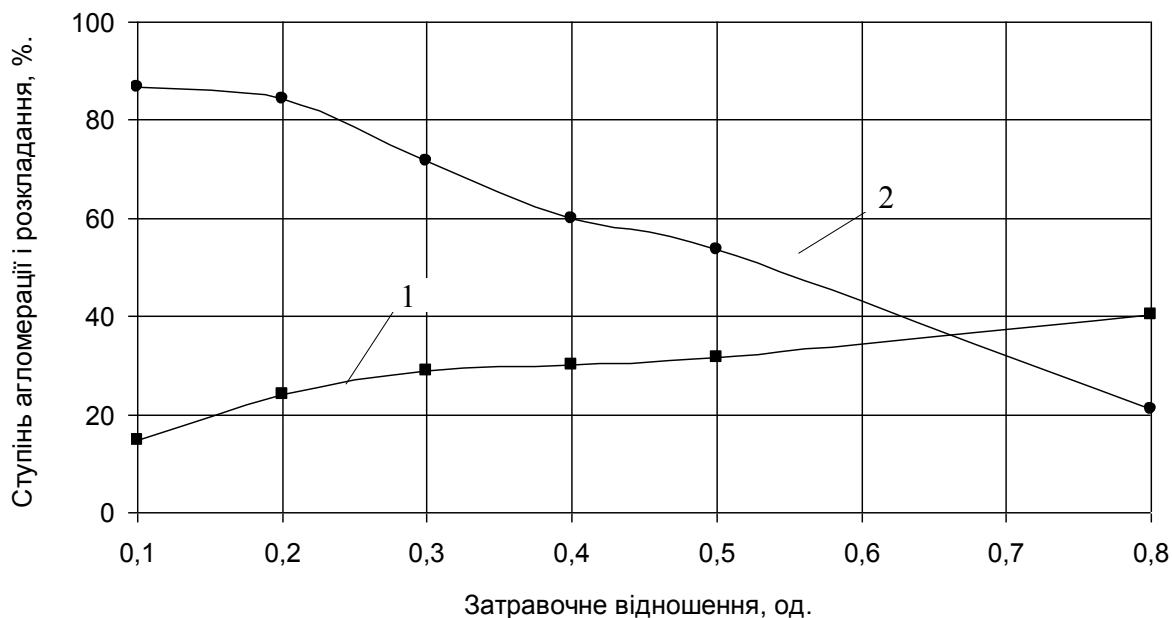


Рис. 1 Залежності ступеню агломерації гідроксиду алюмінію та ступеню розкладання алюмінатного розчину на I етапі від затравочного відношення, $t = 73\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 15\text{ год.}$, $\alpha_a = 1,49 \dots 1,58$:
1 - ступінь розкладання; 2 - ступінь агломерації

З підвищенням з.в від 0,1 до 0,8 зростає загальна ступінь розкладання розчинів I потоку від 14,8 до 40,4 %, а ступінь агломерації $\text{Al}(\text{OH})_3$ знижується з 86,7 до 21,1 %. Як свідчать наведені результати, найбільшу ступінь агломерації спостерігають за з.в = 0,1...0,2 в інтервалі температур 70...90 °С упродовж 8...15 годин (крива 2, рис.1). Із зростанням тривалості I потоку (більше 15 год.) годинний вихід твердої фази знижується, що пов'язано з поступовим гальмуванням швидкості розкладання алюмінатної пульпи.

Приймаючи до уваги, що за промислових умов декомпозиції вихід продукційного $\text{Al}(\text{OH})_3$ зазвичай не перевищує 2 кг/(м³·год.) використання двопотокової схеми розкладання алюмінатних розчинів дає змогу підвищити питому продуктивність декомпозиції у декілька разів (табл. 3).

Таблиця 3 Умови проведення та результати першого етапу декомпозиції

Умови проведення дослідів					Ступінь розкладання, %	Відсоток часток із розмірами, мкм		Ступінь агломерації, %	Загальний вихід $\text{Al}(\text{OH})_3$, (η _{заг}), %	Вихід $\text{Al}(\text{OH})_3$, (Q _{дс}), кг/(м ³ ·год.)
номер розчину	номер затравочного $\text{Al}(\text{OH})_3$	з.в	t, °С	τ, год.		-45	+100			
1	1	0,1	72	15	14,8	4,6	11,3	86,7	24,8	2,61
1	1	0,2	90	20	12,4	1,4	7,9	96,1	32,4	2,56
1	1	0,5	72	15	31,2	11,5	0,4	67,3	81,2	8,56
1	1	0,8	72	8	27,6	20,4	—	41,6	107,6	8,10
1	2	0,1	75	10	22,0	8,9	13,4	90,1	32,0	5,06
2	2	0,2	75	10	24,4	10,8	7,6	87,9	44,4	6,84
2	2	0,2	70	10	28,6	20,3	8,1	77,3	48,6	7,48
2	2	0,5	60	8	33,1	64,8	—	27,6	83,1	16,00

Вибір з.в на I етапі залежить від запланованого ступеню агломерації, продуктивності декомпозиції та визначається ступенем і терміном розкладання алюмінатного розчину на II етапі. Повинен зберігатися годинний баланс кількості Al_2O_3 , що буде одержано на II етапі та погодинної витрати затравочного $\text{Al}(\text{OH})_3$ на I етапі. В свою чергу, ступінь розкладання розчину на II етапі залежить від температури декомпозиції, з.в

на ньому, а також терміну розкладання, каустичного модуля та складу маточного розчину на виході I етапу.

Кількість Al_2O_3 , що виділиться на I етапі, становить

$$Al_2O_{3(I)} = \frac{A \cdot (\alpha_{m1} - \alpha_a)}{\alpha_{m1}}, \quad (3)$$

де $Al_2O_{3(I)}$ – кількість Al_2O_3 , що виділиться на I етапі, $кг/м^3$;

A – вміст Al_2O_3 в алюмінатному розчині, $кг/м^3$;

α_a – каустичний модуль алюмінатного розчину;

α_{m1} – каустичний модуль маточного розчину на виході I етапу.

Загальна кількість Al_2O_3 , що виділиться на двох етапах разом, становить:

$$Al_2O_{3(заг)} = \frac{A \cdot (\alpha_{m2} - \alpha_a)}{\alpha_{m2}}, \quad (4)$$

де $Al_2O_{3(заг)}$ – загальна кількість Al_2O_3 , що виділиться на двох етапах разом, $кг/м^3$;

α_{m2} – каустичний модуль маточного розчину на виході II етапу.

Тоді кількість Al_2O_3 , що виділиться на II етапі, складає:

$$Al_2O_{3(II)} = Al_2O_{3(заг)} - Al_2O_{3(I)} = \frac{A \cdot (\alpha_a \cdot \alpha_{m2} - \alpha_a \cdot \alpha_{m1})}{\alpha_{m1} \cdot \alpha_{m2}}. \quad (5)$$

Враховуючи, що тривалість декомпозиції I та II етапів є різною, повинно виконуватися рівняння:

$$\frac{Al_2O_{3(заг)}}{\tau_1} = \frac{Al_2O_{3(II)}}{\tau_2}, \quad (6)$$

де $Al_2O_{3(заг)}$ – кількість оксиду алюмінію у затравці, що вноситься на I етапі, $кг/м^3$;

$Al_2O_{3(II)}$ – кількість оксиду алюмінію, що виділиться на II етапі, $кг/м^3$;

τ_1, τ_2 – тривалість розкладання на I та II етапах, год., відповідно.

Із формули (6) можна обчислити кількість Al_2O_3 , що вноситься кожної години на І етапі як затравку, тобто з.в на І етапі:

$$з.в = \frac{Al_2O_{3(затр)}}{A} = \frac{Al_2O_{3(II)} \cdot \tau_1}{A \cdot \tau_2}, \quad (7)$$

Після підставлення значення $Al_2O_{3(затр)}$ з формули (5) до формули (7) отримують формулу для розрахунків з.в для різних умов декомпозиції:

$$з.в = \frac{Al_2O_{3(II)} \cdot \tau_1}{A \cdot \tau_2} = \frac{(\alpha_a \cdot \alpha_{m2} - \alpha_a \cdot \alpha_{m1}) \cdot \tau_1}{\alpha_{m1} \cdot \alpha_{m2} \cdot \tau_2}. \quad (8)$$

Результати розрахунків вказують, що значення з.в на І етапі декомпозиції знижується під час зростання ступеню розкладення алюмінатного розчину та сягає свого мінімального значення 0,064 за його розкладенням до $\alpha_{m1} = 1,75$ і початковим значенні $\alpha_a = 1,4$.

Як свідчить аналіз формули (8), значення з.в на І етапі може бути підвищеним із зростанням τ_1 . Сприяє його підвищенню і збільшення α_{m1} на І етапі.

Враховуючи, що рекомендований термін розкладення на І етапі складає 8... 15 год., а максимальний каустичний модуль маточного розчину на II етапі 3,5...4,0 за тривалості 50...60 год., з.в на І етапі не перевищує значення 0,15.

Добову продуктивність Q , $кг/м^3 \cdot доба$, двопотокової декомпозиції можна розрахувати за формулою:

$$Q = \frac{24A \cdot (\alpha_{m1} - \alpha_a)}{\alpha_{m1}} \cdot \frac{(\alpha_a \cdot \alpha_{m2} - \alpha_a \cdot \alpha_{m1}) \cdot \tau_1}{\alpha_{m1} \cdot \alpha_{m2} \cdot \tau_2}, \quad (9)$$

Як приклад, на рис. 2 наведено графік залежності продуктивності двопотокової схеми декомпозиції від тривалості проведення розкладання на І етапі.

Таким чином, продуктивність двопотокової схеми декомпозиції зростає під час зменшення початкового каустичного модуля алюмінатного розчину та сягає 110 кг/м^3 на добу за $\alpha_a = 1,4$ і $\tau_1 = 8$ (крива 1). Із зростанням часу розкладання на І етапі продуктивність схеми знижується для всіх модулів розчину.

Враховуючи, що розкладення пульпи з низьким затравочним відношенням пов'язано із низькими показниками розкладення первинного алюмінатного розчину та необхідністю виділення твердої фази $Al(OH)_3$ з

великих потоків розчинів, має сенс направляти на продукційний етап тільки частину загального потоку алюмінатного розчину.

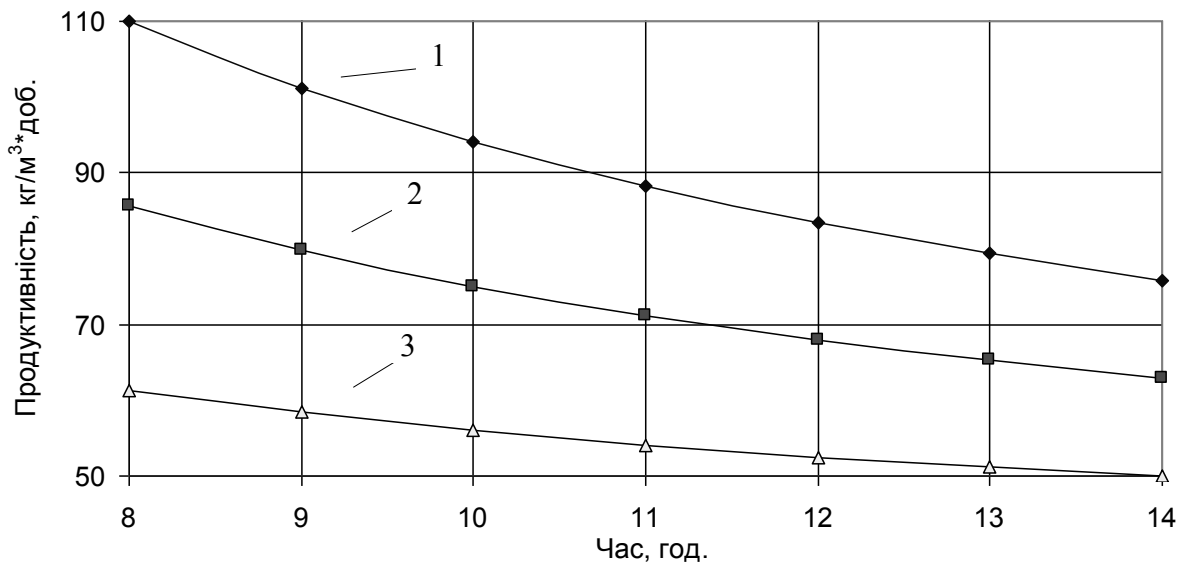


Рис. 2 Залежність продуктивності двопотокової схеми декомпозиції від часу розкладання на I етапі для алюмінатного розчину з $\alpha_a = 1,4; 1,5; 1,6$ ($A = 150 \text{ кг/м}^3 \text{ Al}_2\text{O}_3$; $\alpha_{m1} = 1,7$; $\alpha_{m2} = 3,5$; $\tau_2 = 50$).
Каустичний модуль α_a : 1 - 1,4; 2 - 1,5; 3 - 1,6

Позначивши весь потік початкового алюмінатного розчину через 1, а потік продукційного етапу (I етапу) через x , то потік II етапу становить $(1-x)$. У такому разі до II етапу передається маточний розчин I етапу кількістю (x) та первинний алюмінатний розчин $(1-x)$.

За двопотокової схеми декомпозиції продукційний $\text{Al}(\text{OH})_3$ одержують тільки на I етапі. $\text{Al}(\text{OH})_3$, що утворюється під час розкладання на другому II етапі використовують як затравку на I етапу процесу.

З огляду на це, маса затравки, яку вводять до I етапу, повинна дорівнювати масі $\text{Al}(\text{OH})_3$, що утворюється на II етапі декомпозиції:

$$x \cdot m_1 = (1-x) \cdot m_2, \quad (10)$$

де m_1 – маса затравки, що вводять на I етапі, кг/год., $m_1 = A \cdot a_1 / \tau_1$;

m_2 – маса $\text{Al}(\text{OH})_3$, що вводять на II етапі, кг/год., $m_2 = A \cdot \eta_2 / \tau_2$;

x – частка I потоку;

$(1-x)$ – частка II потоку;

a_1 – затравочне відношення на I етапі;

η_2 – вихід Al_2O_3 на II етапі (ступінь розкладання розчину);

τ_1, τ_2 – час розкладання на I та II етапах відповідно, год.

З урахуванням співвідношень (11) і (12) рівняння (10) має вигляд:

$$\frac{x \cdot A \cdot a_1}{\tau_1} = (1-x) \cdot \frac{A \cdot \eta_2}{\tau_2} . \quad (11)$$

Вирішуючи рівняння відносно x , можна записати

$$x = \frac{\eta_2 \cdot \tau_1}{a_1 \cdot \tau_2 + \eta_2 \cdot \tau_1} . \quad (12)$$

Формула (14) за заданих параметрів декомпозиції на I та II етапах дозволяє визначити розрахункову частку продукційного етапу. Величини τ_1 і τ_2 для розрахунків можна прийняти 8 і 50 годин відповідно.

Ступінь розкладення на II етапі η_2 залежить від значення модуля алюмінатного розчину α_a , (в нашому разі α_{m1}), і під час його зменшення, за постійної α_{m2} ступінь розкладення зростає.

Як показують результати розрахунків, чим більше значення з.в. і каустичного модуля на I етапі, тим меншу частку становить цей етап від загального потоку. Так, під час зменшення з.в. від 0,5 до 0,1 частка I етапу знижується з 0,49 до 0,161 за каустичним модулем $\alpha_{m1} = 1,4$ та від 0,451 до 0,141 за $\alpha_{m1} = 1,7$.

За параметрами технологічного режиму, що використовують у сучасний час на ВАТ МГЗ, каустичний модуль алюмінатного розчину дорівнює $\alpha_a = 1,5$, концентрація алюмінатного розчину (за Al_2O_3) $A = 150$ кг/м³.

Відповідно до рекомендованих параметрів, за обраним оптимальним затравочним відношенням (з.в. = 0,2) частка потоку I етапу буде дорівнювати ($x = 0,314$) або 31,4 % від усього алюмінатного розчину.

Висновки. Запропоновано головні залежності, які дозволяють на основі фактичних показників глибини розкладання алюмінатного розчину на I і II етапах двопотокової схеми декомпозиції визначити оптимальне затравочне відношення на I етапі, частку загального потоку алюмінатного розчину, яку слід використовувати на I етапі, а також продуктивність декомпозиції.

Література

1. Романов, Л. Г. Разложение алюминатных растворов [Текст] / Л. Г. Романов. – Алма-Ата : Наука, 1981. – 216 с. – Библиогр. : с. 205.

2. Иванов, А. И. Технология производства глинозема [Текст] / А. И. Иванов, Ю. П. Насекан, Л. П. Иванова. – Запорожье : РИО ЗГИА, 2005. – 262 с. – Библиогр. : с. 218.
3. Жмурков, П. В. Исследование раздельной схемы разложения алюминатных растворов с получением крупнозернистого гидроксида алюминия [Текст] / П. В. Жмурков, Ю. П. Насекан, Т. В. Кагирова // Металургія : наукові праці Запорізької державної інженерної академії. – Запоріжжя : РВВ ЗДІА, 2013. – Вип. 1(29). – С. 22-28.

УДК 669.295.054.8:621.7.024.4

ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ЗНЕЖИРЕННЯ ТИТАНОВОЇ СТРУЖКИ

Т. М. Нестеренко

Запорізька державна інженерна академія

Приведено результати дослідження гідрохімічного очищення стружки титанових сплавів VT3-1 і ТС6 від поверхневих забруднень. Визначено оптимальні технологічні параметри знежирення титанової стружки в содово-фосфатному розчині. Після знежирення і промивання стружка містила не більше 0,034 % вуглецю

Приведены результаты исследования гидрохимической очистки стружки титановых сплавов VT3-1 и ТС6 от поверхностных загрязнений. Определены оптимальные технологические параметры обезжиривания титановой стружки в содово-фосфатном растворе. После обезжиривания и промывки содержание углерода в стружке не превышало 0,034 %

Results of research of hydrochemical clearing of titanium alloys VT3-1 and TS6 chip from surface contaminations are given. Optimum technological parameters of degreasing of titanium chip in sodium bicarbonate-phosphatic solution are defined. After degreasing and washing the carbon maintenance in chip makes less 0,034 %

Вступ

Оптимальні умови збирання та використання титанових відходів в даний час ще не досягнуто. Титанова стружка, що утворюється на металообробних, металургійних і машинобудівних підприємствах, є найбільш забрудненим видом титанових відходів та не придатним для рециклювання титану.

Залежно від розмірів напівфабрикатів і виду обробки титанова стружка утворюється різних розмірів: завтовшки від 0,05 до 4,00 мм і довжиною окремого витка від декількох міліметрів до 1 м і більше [1]. Більшість операцій механічної обробки здійснюють з охолодженням зони різання змащувальними і охолоджуючими рідинами (СОЖ) різних складів. Кількість мастила та вологи на поверхні стружки залежить від її

товщини: при товщині стружки 0,05; 0,10 і 0,20 мм вміст вологи та мастила дорівнює 30,0; 15,0 і 7,5 % відповідно.

Постановка задач дослідження

Для видалення вологи, мастила, залишків СОЖ з поверхні стружки кольорових і чорних металів відомі наступні способи очищення: термічний, механічний і гідрохімічний. Для знежирення титанової стружки термічний спосіб (випал) на практиці не отримав застосування через окислення і можливе загоряння стружки. Проте дослідження і вдосконалення цього способу продовжуються [2]. Вакуумне знежирення [3] економічно виправдане для глибокого очищення титанової стружки при її підшихтуванні для виплавки злитків титану та його сплавів. Механічний спосіб, заснований на видаленні мастил і емульсій за допомогою відцентрових сил, випробувано для алюмінієвої і мідної стружки при вмісті СОЖ на поверхні матеріалу не менше 6 %. Залишковий вміст рідини після обробки стружки в спеціальних центрифугах (2–4 %) не забезпечує без додаткового сушіння можливість використання стружки в металургійному виробництві. Очищення від поверхневих забруднень в рідких середовищах за допомогою ультразвукових коливань забезпечує високу якість знежирення стружки. Проте через складність устаткування і шкідливий вплив ультразвука на обслуговуючий персонал метод не знайшов промислового застосування.

Гідрохімічний (реагентний) спосіб полягає у відмиванні мастил з поверхні стружки миючими розчинами. У крупнолабораторному масштабі досліджено струменевий і барботажний варіанти даного способу очищення титанової стружки в лужних розчинах. Як компоненти розчину, що використовуються для гідрохімічного очищення титанової стружки, зазвичай рекомендуються каустична і кальцинована сода, силікат натрію, натрієві солі ортофосфорної і пірофосфорної кислот, а також поверхнево-активні речовини.

Струменеве очищення складається із замочування стружки в гарячому лужному розчині, активної обробки гарячою водою, що подається під тиском, і промивання холодною водою. Ступінь очищення стружки за струменевою технологією достатньо високий і задовольняє вимогам, що висувають до титанових відходів під час їх переробки різними способами. Залишковий вміст вуглецю в стружці досягає 0,04–0,09 % [4].

Барботажне очищення складається із замочування забрудненої стружки в лужних розчинах та подальшого промивання з продуванням стислим повітрям (барботування). Процес очищення закінчують шестиразовим промиванням стружки від лужного розчину спочатку гарячою, а потім холодною водою. Використання барботерів як апаратів

для промислового очищення титанової стружки характеризується застосуванням ручної праці, періодичністю і малою продуктивністю технологічного процесу, великими витратами гарячої і холодної води. Цей спосіб придатний для очищення стружки, забрудненої пилоподібними включеннями, та в обмеженому масштабі – для забрудненої мастилом.

При гідрометалургійній деоксидації окисленої титанової стружки [5] як основне обладнання запропоновано використовувати агітатори, в зв'язку з цим становить інтерес дослідити можливість проведення гідрохімічного очищення в апаратах з механічним перемішуванням.

Завдання дослідження – вивчити особливості знежирення титанової стружки та визначити оптимальні технологічні параметри процесу очищення від залишків СОЖ в апаратах з механічним перемішуванням

Методика проведення експериментів

Для дослідження використана стружка титанових сплавів ВТЗ-1 і ТС6 фракції $-50+3$ мм. Стружка штучно забруднювалася шляхом витримування протягом трьох діб в емульсії МР з температурою $40-45$ °С. Просушуванням в ексикаторі з поверхні стружки повітрям видалялася стабілізуюча рідина, при цьому на стружці залишався шар мінерального мастила. Забруднена стружка містила близько $4,5-5,0$ % мастила.

За однакових умов кожного досліду знежиренню піддавалися три проби стружки. За ступінь очищення стружки від залишків СОЖ приймалася величина, що дорівнює різниці мас стружки після знежирення і чистої стружки, віднесеної до маси мастила. Знежирення вивчено в реакторі, що термостатують, з механічним перемішуванням лопатевою мішалкою МІ-2П. Після закінчення знежирення лужний розчин зливався, стружка промивалася гарячою водою заданої температури, а потім холодною проточною водою і піддавалася сушінню в ексикаторі до постійної маси. Стружку зважено на аналітичних вагах ВЛР-200 з точністю до $0,01$ мг. Вміст вуглецю в титановій стружці визначено методом індукційного нагрівання за допомогою аналізатора IR-12 "LECO" (межа точності вимірювань при вмісті вуглецю від $0,01-0,08$ % складає $0,0024-0,0070$ %).

Результати досліджень

У першій серії дослідів для знежирення титанової стружки використано різні композиції лужних розчинів на основі каустичної і кальцинованої соди, тринатрійфосфату. Знежирення проведено за температури лужного розчину і промивної води близько 50 °С з постійною швидкістю перемішування 60 об./хв. Вплив складу лужного розчину і

тривалості знежирення на ступінь очищення стружки, промитої гарячою водою протягом двох хвилин, надано в табл. 1.

Таблиця 1 Ступінь очищення титанової стружки у лужних розчинах різного складу за різної тривалості знежирення

Склад лужного розчину, г/л			Ступінь очищення стружки, %, залежно від тривалості знежирення, хв			
NaOH	Na ₂ CO ₃	Na ₃ PO ₄	3	6	9	12
3	9	15	78,3	80,6	81,7	82,4
3	15	–	75,3	77,0	78,9	79,6
9	18	–	84,5	87,2	88,6	89,1
–	20	30	93,5	95,0	94,8	94,3

Збільшення тривалості знежирення в лужних розчинах зазначеного складу (табл. 1) на якість очищення стружки істотно не впливає. Встановлено, що обробка стружки лужними розчинами з низькою концентрацією компонентів не забезпечує отримання високого ступеня очищення від залишків СОЖ. У ряді дослідів із збільшенням тривалості лужної обробки (у розчині одного і того ж складу) спостерігається спливання мастила і утворення суцільної плівки мастила на поверхні розчину, яка потім частково розчиняється в розчині і осідає на поверхню стружки.

Вищий ступінь очищення стружки досягнуто при використанні розчину, що містить 20 г/л Na₂CO₃ і 30 г/л Na₃PO₄, який вибрано для подальших досліджень. Тривалість обробки в лужному розчині вибрана 6 хв.

У другій серії дослідів варіювалися температури лужного розчину і промивної води в інтервалі 40–70 °С. Вплив температур лужного розчину і промивної води на ступінь очищення стружки, промитої гарячою водою протягом 5 хв, надано в табл. 2.

Таблиця 2 Ступінь очищення титанової стружки за різних температур обробки лужним розчином и промивною водою

Температура промивної води, °С	Ступінь очищення стружки, %, залежно від температури лужного розчину, °С			
	40	50	60	70
40	90,9	92,5	93,1	93,4
50	95,2	95,0	96,5	98,8
60	88,5	92,5	95,1	96,7
70	88,1	92,0	94,3	95,5

З даних табл. 2 виходить, що температура лужного розчину сильніше впливає на ступінь очищення. Кращі результати очищення стружки отримано в інтервалі 60–70 °С для лужного розчину та в інтервалі 50–60 °С для промивної води. Після знежирення та промивання стружка мала блискучу поверхню, вміст вуглецю не перевищував 0,034 %.

У третій серії дослідів вивчено вплив швидкості перемішування на ступінь очищення стружки в інтервалі 45–120 об./хв. При малих швидкостях обертання мішалки досягається задовільна якість очищення (92,4–93,2 %). Неповне очищення можна пояснити повторним забрудненням стружки часточками мастила, що переходять в лужний розчин. Достатньо високий ступінь очищення стружки (98,1–98,8 %) отримано при швидкості перемішування 100 об./хв, що пояснюється сильною механічною дією рідини на поверхню, яка очищується, внаслідок чого неможливе повторне забруднення стружки мастилом.

Висновки

1. Гідрохімічне очищення титанової стружки від залишків змащувальних і охолоджуючих рідин в апаратах з механічним перемішуванням є ефективним способом її підготовки для рециркулювання титану.

2. Визначено оптимальні технологічні параметри знежирення стружки: лужний розчин, що містить 20 г/л Na_2CO_3 і 30 г/л Na_3PO_4 ; температура лужного розчину 60–70 °С; тривалість знежирення 6 хв; температура промивної води 50–60 °С; тривалість промивання 5 хв; швидкість перемішування 100 об./хв.

3. Під час механічної обробки титанових напівфабрикатів слід використовувати замість змащувальних і охолоджуючих рідин повітряне охолодження зони різання для зменшення забруднення залишками мастил титанової стружки, що утворюється.

Література

1. Трубин, А. Н. Переработка отходов титановых сплавов методом вовлечения их в шихту [Текст] / А. Н. Трубин, В. А. Фролов, В. П. Мельников // Цветные металлы. – 1987. – № 3. – С. 68 – 71.
2. Шевченко, В. В. Оценка эффективности очистки титановой стружки от поверхностных загрязнений углеводородами [Текст] / В. В. Шевченко, Б. А. Колачев, П. И. Низкин, И. Д. Низкин // Технология легких сплавов. – 2004. – № 2. – С. 15 – 18.
3. Вакуумное обезжиривание поверхности титановых пластин [Текст] / В. М. Шувалаев, А. М. Лобода, А. П. Редкокаша, Д. А. Листопад, Т. Н. Нестеренко // Металургія: наукові праці Запорізької державної інженерної академії. – Запоріжжя: ЗДІА, 2012. – Вип. 3 (28). – С. 156 – 160.
4. Джонс, М. М. Подготовка отходов титановых сплавов к переработке [Текст] / М. М. Джонс, Б. М. Уманский, Л. И. Жайворонок // Переработка лома и отходов

цветных металлов: сб. науч. тр. ВНИПИ Титан. – Запорожье: ВНИПИ Титан, 1982. – С. 27 – 30.

5. Нестеренко, Т. Н. О технологии получения гидрометаллургических титановых порошков из окисленной титановой стружки [Текст] / Т. Н. Нестеренко, О. Н. Нестеренко, В. Е. Замковой // Новые тенденции рационального использования вторичных ресурсов и проблемы экологии: сб. науч. тр. VI ежегод. конф., 10–16 ноября 2008 г., Москва. – М.: МИСИС, 2008. – С. 38 – 39.

УДК 669.18 (075.8)

ЕНЕРГЕТИЧНІ ПАРАМЕТРИ ПРОЦЕСІВ ПЛАЗМОВО-ДУГОВОЇ ПЛАВКИ

О. В. Новак, В. О. Шаповалов, К. В. Михаленков

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розглянуто етапи процесу виплавки корозійностійких сталей в плазово-дугових печах і енергетичні затрати кожного з етапів. Наведені основні переваги і недоліки плазмоутворюючих газів, важливість їх вибору для мінімізації енергетичних затрат

В статье рассмотрены этапы процесса выплавки коррозионно-стойких сталей в плазменно-дуговых печах и энергетические затраты каждого из этапов. Приведены основные преимущества и недостатки плазмообразующих газов, важность их выбора для минимизации энергетических затрат

In the article the stages of the process of smelting corrosion resistant steel in plasma-arc furnaces and energy costs of each stage. The basic advantages and disadvantages of plasma gases, importance of their choice to minimize energy costs

Вступ

Нині одним із завдань, що стоїть перед вітчизняною промисловістю, є економія енергетичних ресурсів. У зв'язку з цим комплексне використання існуючих джерел сировини і створення безвідходних виробництв стає актуальним напрямком енергозберігаючих технологій. Можливість досягнення високої температури розплаву і керування складом газового середовища – це основні переваги плазового нагріву при отриманні та плавленні чистих металів і сплавів, для довготривалого збереження жаростійкості, жароміцності та корозійної стійкості.

Постановка задачі

Мета досліджень – показати затрати кожного режиму плавки корозійностійких сталей в плазово-дугових печах, а також властивості таких інертних газів як аргон, гелій і їх суміш. Визначити основні статті

втрат енергії, що підводиться до печі. Показати вплив інертних газів на вміст домішок у сталі.

Результати досліджень

Плазма утворюється при проходженні газу через дуговий розряд плазмотрона, де проходить його іонізація і нагрів. В металургії використовується низькотемпературна плазма (5000 – 20000 K) з малим ступенем іонізації ($\approx 1\%$).

Для отримання нейтрального середовища використовують інертні гази: аргон, гелій і їх суміші. Плазма водню, гелію і азоту має найбільше значення ентальпії. Тому нагрів металу плазмою цих газів ефективніший, ніж плазмою аргону.

Значний вплив на теплопровідність плазми має температура газу (таблиця 1).

Таблиця 1 Теплопровідність плазми інертних газів при різній температурі

	Газ	Температура, 10^4 K								
		1	2	3	4	5	6	7	8	9
Теплопровідність, 10^{-2} Вт/(см·К)	He	0,51	0,66	1	1,2	1,5	1,7	1,9	2,1	2,3
	Ar	0,055	0,08	0,1	0,12	0,14	0,17	0,23	0,37	0,84

Із таблиці видно, що теплопровідність гелієвої плазми в 10 разів вища, ніж у аргонів. Однак, при температурах вище 70000 K це відношення зменшується до 2,5.

Аргон має низькі значення ентальпії, теплопровідності та теплоємності. При плавленні тугоплавких металів для зміни енергетичних параметрів плазми утворюючих газів застосовують суміш газів аргон гелій у співвідношенні 50/50.

Весь процес виплавки сталей в печах з керамічним подом по енергетичних затратах слід представити у вигляді трьох етапів. На першому етапі здійснюється прогрів шихти на наступних режимах: сила струму дуги $I_d=100$ А, напруга дуги $U_d=20..30$ В. Прогрів шихти здійснюється протягом 20 хвилин.

На другому етапі енергетичні параметри виводять на режим плавлення: сила струму дуги $I_d=400$ А, напруга дуги $U_d=50..60$ В. Процес плавлення основних легуючих елементів проводять протягом 30-40 хвилин. Під час плавки ведеться контроль падіння напруги на дузі. По мірі розплавлення шихта осідає, при цьому збільшується довжина дуги, і, як наслідок, - напруга. Тому по мірі осідання шихти необхідно опускати

плазмотрони, підтримуючи напругу на рівні 50-60 В. Недотримання цих вимог може призвести до аварійних ситуацій, таких як прогорання плазмотрона, або розм'якшення і обвал футерівки.

Після повного розплавлення шихти проводилось дифузійне розкислення шлаку алюмінієвим порошком (третій етап). При цьому електричні параметри знижуються: сила струму дуги $I_d=350$ А, напруга дуги $U_d=40..50$ В. Роль дифузійного розкислення зводиться до пониження концентрації кисню до рівноваги з вуглецем. Дифузійне розкислення проводять 15-20 хвилин.

За 10 хвилин до зливу металу у виливницю проводять кінцеве розкислення металу. В цей період в рідкий метал вводять РЗМ і ЛЗМ. Перед розливкою металу у виливницю вимірюють температуру розплаву. Якщо вона перевищує допустиму, то електричні параметри необхідно знижувати, досягаючи необхідної температури, і лише після цього метал зливають.

Для оцінки енергетичних параметрів процесу ПДГП і теплової роботи гарнісажної печі велике значення має тепловий баланс.

На основі даних про розподіл теплової енергії в печі проводиться розрахунок теплонавантажених елементів і системи їх охолодження, вибір матеріалу для виготовлення тигля і плавильної камери, електричних параметрів плазмотронів і плазмо утворюючого газу.

Для вивчення теплообміну в плавильному просторі плазмово-дугової гарнісажної печі були проведені експерименти по калориметруванню основних водоохолоджуючих вузлів: сопла, корпусу, катоду плазмотрона, гарнісажного тигля і плавильної камери. Було визначено, загальна енергія, що підводиться до печі, розподіляється наступним чином. В чотирьох плазмотронах втрати енергії складають 28-30 %, на гарнісажному тиглі – 45-50 %, на стінках плавильної камери – 20-25 %.

При використанні суміші аргону з гелієм кількість теплоти, що передається від плазми до ванни металу, підвищується на 10-15 %. В порівнянні з роботою на аргоні відносні теплові втрати в плазмотроні і на стінках плавильної камери незначні. Підвищення температури плазми при використанні суміші пояснюється додаванням в аргон інертного газу з великим потенціалом іонізації (потенціал іонізації аргону 15,76 еВ, гелію – 24, 59 еВ).

Висновки

Використання гелію в якості плазмоутворюючого газу здійснює позитивний вплив на вміст газових домішок. У вказаних роботах визначено, що при використанні гелію в якості плазмоутворюючого газу в закристалізованому металі міститься менше азоту і кисню, ніж при

використанні аргону. Зниження абсорбції реагуючого газу із плазми, що містить гелій, зменшується схильність до утворення пор. Тому, з точки зору зниження вмісту домішок і попередження утворення пор, застосування в якості плазмоутворюючого газу гелію є більш бажаним. Якості такої плазми особливо важливі при переплаві таких металів як молібден, тантал, титан, ніобій в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник [Текст] / Д. Ф. Чернега, В. С. Богушевський, Ю. Я. Готвянський та ін.; За ред. Д. Ф. Чернеги, Ю. Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2006. – 503 с.
2. Прусаков Б.А. Проблемы материалов в XXI веке [Текст] / Б.А. Прусаков. - МиТОМ. - 2001. - № 1. - С. 3-18.
3. Основные направления и перспективы развития сталеплавильного производства в Украине [Текст] / Ю. С. Кривченко, А. А. Малик, В. Я. Орман, А. В. Филяк. - Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2007. - №1. - С. 16-18.
4. Коршунов Ю. М. Математические основы кибернетики: Учебное пособие для вузов [Текст] / Ю. М. Коршунов - М.: Энергия, 1972. - 376 с.
5. Оптимизация управления энергетическим режимом электродугового агрегата ковш-печь методом динамического программирования [Текст] / А. В. Жаданос, И. В. Деревянко, О. Н. Кукушкин, В. И. Головкин. – М.: Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2007. - № 5. - С. 37-42.

УДК 621.745.5

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА ИСХОДНОЙ ШИХТЫ НА КАЧЕСТВО СЛИТКОВ ТИТАНА ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ЭЛП ПЕ

М. О. Новичков, В. С. Косюк

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Розглядається застосування електронно-променевої технології для плавлення титанової губки різних марок та вплив вихідної шихти на якість отриманих виливків

Рассматривается применение электронно-лучевой технологии для плавления титановой губки различных марок и влияние исходной шихты на качество полученных слитков

The application of electron beam technology for melting titanium sponge of different brands and the impact of the initial charge on the quality of the ingots

При выплавке слитков титана и его сплавов все большее применение находит технология электронно-лучевой плавки с промежуточной емкостью, которую использую не только для утилизации лома титана, но и для выплавки слитков из губчатого титана [1, 2, 3, 4].

С целью изучения влияния состава исходной шихты на содержание примесей в слитках на электронно-лучевой установке с промежуточной емкостью УЭ-121 были проведены несколько серий экспериментальных плавки. В качестве исходной шихты использовали губчатый титан различных марок. Плавки проводились в кристаллизатор диаметром 165 мм. Геометрические размеры промежуточной емкости составляли 380x250 мм.

Основным отличием ЭЛП губчатого титана от плавки кусковых отходов титана является повышенное разбрызгивание капель металла в камере плавки и интенсивное выделение газов из плавящейся губки, что препятствует стабильной работе электронно-лучевых пушек [1, 5]. Такое повышенное выделение газов обусловлено тем, что в губчатом титане содержатся летучие соединения хлорида магния, которые при нагреве переходят в газообразное состояние.

Вакуумирование установки УЭ-121 осуществлялось паромасляным бустерным насосом НВБМ-5, который имеет максимальную

производительность в диапазоне давлений 0,1...1,0 Па, поэтому при пиковых газовыделениях давление в камере плавки восстанавливалось быстро, и процесс плавки не прерывался. Кроме того, для повышения устойчивости работы вакуумной системы в условиях интенсивного газовыделения к выхлопному патрубку насоса НВБМ-5 был подключен механический двухроторный бустерный насос ДВН-500 [1, 2].

Плавку титановой губки осуществляли без предварительного её прессования [5]. В процессе плавки губка горизонтальным механизмом подачи по специальному желобу непрерывно подавалась в рабочую область над промежуточной емкостью, где под действия электронных лучей происходило ее плавление. По мере накопления расплава в промежуточной емкости жидкий металл сливали в кристаллизатор, где и происходило формирование слитка. Процесс плавки протекал стабильно, скорость плавки и мощность электронно-лучевого нагрева поверхности расплава поддерживались постоянными на протяжении всей плавки (табл. 1).

Максимальная скорость плавки губки, полученной на данной установке, составила 120 кг/час. Следует отметить, что фактором, ограничивающим скорость плавки, является мощность откачной системы.

Таблица 1 Технологические режимы экспериментальных плавки титановой губки на электронно-лучевой установке УЭ-121

№ плавки	Мощность электронно-лучевого нагрева, кВт	Скорость плавки, кг/ч	Удельный расход электроэнергии, кВт·ч/кг
1	150	35,7	4,2
2	170	54,3	3,1
3	170	41,1	4,1
4	155	54,4	2,9
5	165	63,5	2,6
6	230	122,2	1,9

При дальнейшем увеличении скорости плавки происходило повышение давления в камере плавки из-за интенсификации газовыделения из расплавляемой губки, что приводило к нарушению стабильности работы электронно-лучевых пушек и прекращению процесса плавки.

Химический анализ полученных слитков нелегированного титана показал (табл. 2), что в процессе переплава содержание примесных элементов, кроме примесей внедрения, в титане не увеличивается, а

концентрация хлора и водорода уменьшается, причем по водороду это уменьшение составляет от 2 до 7 раз, а по хлору - от 2 до 3 раз. Некоторый разброс значений концентрации азота и кислорода в выплавленных слитках обусловлен неоднородностью распределения этих примесей в кусках губчатого титана.

С целью изучения влияния качества губчатого титана на химический состав выплавляемых слитков была проведена серия экспериментальных плавов с использованием в качестве исходной шихты губчатого титана различных марок (ГОСТ 17746-79).

Таблица 2 Содержание примесных элементов в слитках титана, полученных методом ЭЛП на электронно-лучевой установке УЭ-121

№ плавки	Концентрация элементов, %						
	O	N	H	Fe	C	Al	Cl
Исходная шихта	0,05	0,02	0,0077	0,11	0,005	0,045	0,07
1	0,097	0,020	0,0015	0,048	0,004	0,042	0,021
2	0,039	0,012	0,0010	0,062	0,020	0,056	0,023
3	0,048	0,009	0,0018	0,049	0,009	0,011	0,022
4	0,070	0,012	0,0022	0,10	0,010	0,032	0,029
5	0,067	0,014	0,0048	0,055	0,008	0,038	0,021
6	0,099	0,024	0,0054	0,07	0,010	0,06	0,022

Результаты химического анализа состава слитков нелегированного титана выплавленных из губчатого титана различных марок показывают (рис. 1, 2), что с увеличением твердости губки содержание примесей внедрения (кислород, азот) в металле выплавляемого слитка монотонно возрастает.

Содержание всех примесей в титане, кроме азота, не превышает требований отечественных (ГОСТ 17746-91) и зарубежных (ASTM B348-99) стандартов для нелегированного титана во всем исследованном диапазоне марок губчатого титана.

Количество азота в слитках, выплавленных из губки марки ТГ-150, может превышать указанные в стандартах предельные концентрации. Следовательно, для производства слитков нелегированного титана методом ЭЛП может быть использована титановая губка следующих марок: ТГ-90; ТГ-100; ТГ-110; ТГ-120, ТГ-130.

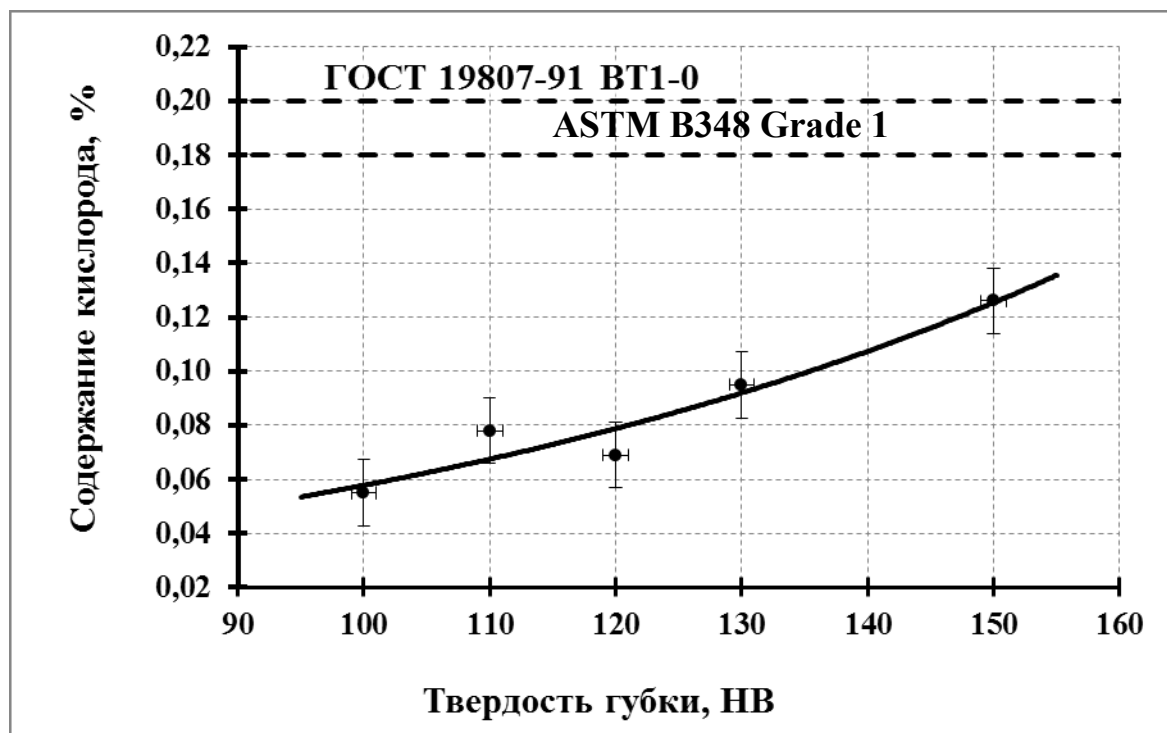


Рис. 1 Зависимость содержания кислорода в слитке ЭЛП от марки переплавляемой губки

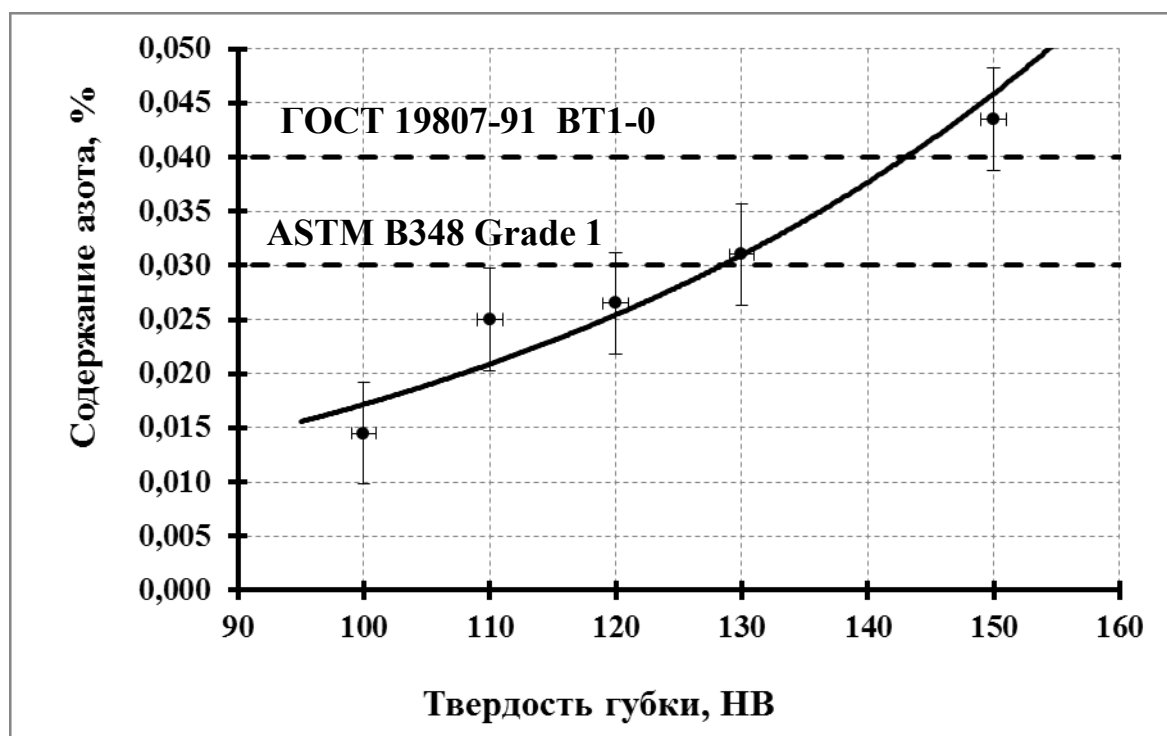


Рис. 2 Зависимость содержания азота в слитке ЭЛП от марки переплавляемой губки

Результаты химического анализа состава слитков, выплавленных из губчатого титана различных марок показали, что дополнительного загрязнения металла примесями в процессе плавки не происходит, а так же с увеличением твердости губки содержание примесей внедрения (кислород, азот) в металле выплавляемого слитка монотонно возрастает. При этом по сравнению с ВДП, из технологического процесса переработки титановой губки исключается процесс прессования плотных расходуемых электродов.

Литература

1. Патон Б. Е. Электронно-лучевая плавка титана / Б. Е.Патон, Н. П.Тригуб, С. В.Ахонин та др. – К.: Наук. думка, 2006. – 248с.: ил.
2. Патон Б. Е. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов / Б. Е. Патон, Н. П. Тригуб, С. В. Ахонин – К.: Наук. думка, - 2008. – 312с.: ил.
3. Развитие технологии электронно-лучевой плавки титана / Б. Е.Патон, Н. П.Тригуб, В. Н.Замков, С. В.Ахонин, О. М. Ивасишин // Проблемы специальной электрометаллургии -2000. -№2. -С. 34-40.
4. J.R. Wood, Producing Ti-6Al-4V plate from single-melt EBCH ingot, -JOM. 54, February 2002, -pp.56-58.
5. Электронно-лучевой переплав титановой губки – новый способ получения титановых слитков и слябов / А. Л. Тихоновский, С. В. Ахонин, А. А. Тур, А. В. Туник // Проблемы специальной электрометаллургии. -1993. - №1. - С. 66-70.

УДК 669.187.28

ОСОБЛИВОСТІ ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ ЖАРОСТІЙКОГО ЧАВУНУ, ЛЕГОВАНОГО ХРОМОМ ІЗ РОЗПЛАВУ ЕЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКУ

*Ю. А. Орлова**

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто особливості технології отримання жаростійкого чавуну, легованого хромом із розплаву електросталеплавильного шлаку. Проаналізовано структуру виплавленого чавуну

Рассмотрены особенности технологии получения жаростойкого чугуна, легированного хромом из расплава электросталеплавильного шлака. Проанализирована структура выплавленного чугуна

The peculiarities of the technology obtaining of heat resistant cast iron alloyed by chromium from the melt of steel-smelting slag were considered. Analyze the structure of cast iron

Вступ

В сучасному машинобудуванні знаходять застосування деталі та агрегати, що експлуатуються в області підвищених температур під впливом зовнішнього агресивного середовища.

В процесі експлуатації цих деталей із чавуну відбувається їх руйнування внаслідок окалиноутворення і росту. Тому однією із актуальних проблем є отримання виливок із чавуну із максимальною жаростійкістю, мінімальною здатністю окалиноутворення і росту.

В останні роки у виробництві спеціальних сталей і чавунів досягнуті значні успіхи. Розроблені сплави, що володіють високою жаростійкістю. Однак вони, як правило, містять в своєму складі велику кількість дорогих та дефіцитних легуючих елементів, для виробництва яких сировинна база в Україні відсутня. Це в більшості випадків стримує широке їх застосування в ливарному виробництві й не завжди екологічно виправдане.

* стаття написана під керівництвом:
д.т.н., професора В. С. Богушевського, НТУУ «КПІ»
д.т.н., професора В. Н. Костякова, ФТІМС НАН України

Постановка задачі

Метою роботи є розробка технології отримання жаростійкого чавуну, легованого хромом, з метою зниження собівартості виплавленого металу, шляхом застосування замість ферохрому електросталеплавильного шлаку.

Результати досліджень

Одним із рішень цієї задачі є використання відходів металургійного та машинобудівного виробництва для легування чавуну та сталі [1 – 2]. В цих відходах легуючі елементи хрому, нікелю, ванадію та інших присутні у вигляді оксидних з'єднань в значних кількостях [3].

Дослідження проведені в ФТІМС НАН України, дозволили створити наукові та технологічні основи рідкофазного відновлення легуючих елементів із оксидних з'єднань і розробити технологію їх отримання [4].

В даній роботі розглянуто особливості технології отримання жаростійкого чавуну, легованого хромом із розплаву електросталеплавильного шлаку. Дослідні плавки проводили в дуговій лабораторній печі постійного струму з кислотою футерівкою. Шихтою слугував чавунний лом та електросталеплавильний шлак, що складав 28 – 30 % оксиду хрому.

В якості відновника використовували електродний бій (86,5 % C), котрий входив в склад гранулюючої суміші. Попередня сушка шихтових матеріалів виконувалась в сушильній камері при температурі 180 – 200 °С.

Зважування компонентів шихти виконували на підлогових циферблатних вагах, а їх перемішування – в змішуючих лабораторних бігунах. Підготовлену суміш огрудували на лабораторному тарільчастому грануляторі продуктивністю 20 – 30 кг/год. і діаметром чаші 0,7 м. В якості зв'язуючих матеріалів використовували водний розчин рідкого скла і цемент, що складав, %: 66,5 CaO; 24,5 SiO₂; 6,0 Al₂O₃; 3,0 Fe₂O₃.

Тривалість плавки визначали з моменту встановлення значення робочого струму дуги після її запалення. Загальну тривалість плавки і тривалість окремих її періодів визначали за показниками секундоміру. Дослідні плавки проводили в попередньо розігрітому тиглі шляхом переплаву сталюого або чавунного лому.

Після розплавлення останньої порції оксидовміщуючої шихти і перегріву металу і шлаку піч відключали, вимірювали температуру і виконували злив металу і шлаку в попередньо нагріту до 180 – 200 °С графітову виливницю. Після застигання продуктів плавки виконували їх розділ, зважування та відбір проб металу і шлаку для визначення хімічного складу.

2. Филипенков А. А. отливки из ванадийсодержащих сталей. – М.: Машиностроение, 1982. – 125 с.
3. Легирование чугуна хромом из оксидного расплава электросталеплавильного шлака / В. Н. Костяков, А. И. Мацкул, В. Я. Хоружий // Процессы литья. – 2010 – № 1. – С. 63 – 65.
4. Костяков В. Н., Сидак В. Б. Мацкул А. И. Опробование технологии легирования углеродистой стали ванадием из золы ТЭС и ванадиевого концентрата в промышленных условиях // Металл и литье Украины. – 2011. – № 1. – С. 11 – 13.
5. Костяков В. Н., Полетаев Е. Б., Медведь С. Н. Технологические процессы получения лигатур и сплавов из технологических отходов в электропечах // Процессы литья. – 2007. – №1 – 2. – С. 8 – 19.

УДК 621.793.7

КІЛЬКІСНИЙ АНАЛІЗ СТРУКТУРИ НІКЕЛЕВИХ КАТАЛІТИЧНИХ ЦЕНТРІВ ДЛЯ ВИРОЩУВАННЯ ВУГЛЕЦЕВИХ НАНОТРУБОК

В. Є. Панарін, В. В. Мангушева

Інститут металофізики ім. Г. В. Курдюмова НАН України

Нікелеву плівку напиляли шляхом термічного випаровування у вакуумній камері та наступної конденсації на підкладці з SiO_2 . Високотемпературний дифузійний відпал призводив до коалесценції плівки та формування окремих каталітичних центрів (КЦ), на яких, в подальшому, вирощували вуглецеві нанотрубки (ВНТ). Від геометричних параметрів КЦ залежать форма ВНТ та їх властивості. Тому виконано кількісний аналіз зображень КЦ, отриманих в растровому електронному мікроскопі, за допомогою програми Image-Pro. Розроблену методику можна використовувати для кількісної оцінки металографічних структур сплавів

Никелевую пленку напиляли путем термического испарения в вакуумной камере и последующей конденсации на подложке SiO_2 . Высокотемпературный диффузионный отжиг приводил к коалесценции пленки и формированию отдельных каталитических центров (КЦ), на которых, в дальнейшем, выращивали углеродные нанотрубки (УНТ). От геометрически параметров КЦ зависит форма и свойства УНТ. Поэтому, выполнен количественный анализ изображений КЦ, полученных в растровом электронном микроскопе, с помощью программы Image-Pro. Разработанную методику можно использовать для количественной оценки металлографических структур сплавов

Nickel films are spared by thermal evaporation in vacuum chamber and the subsequent condensation on a substrate SiO_2 . High-temperature diffusive annealing led coalescence films and to formation separate the catalytic centers (CC) on which, further, grew carbon nanotubs (CNT). The form depends on geometrically parameters CC and properties CNT. Therefore, it is executed quantitative analysis plotting CC obtained in a scanning electron microscope, by means of program Image-Pro. The developed procedure can be used for a quantitative assessment of metallographic structure of alloys

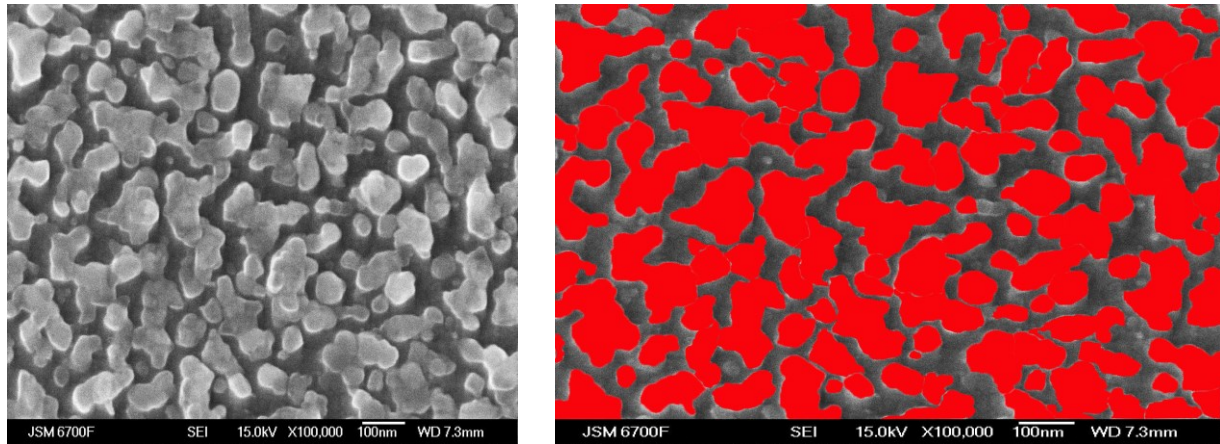
Вуглецеві нанотрубки вирощуються на металевих каталітичних центрах, які утворюються внаслідок коалесценції у процесі високотемпературного дифузійного відпалу тонкої плівки, напиленої методом термічного випаровування на підкладки з хімічно інертної до металу речовини, здебільшого це окиси кремнію або алюмінію. Відсутність хімічної взаємодії між підкладкою та металом-каталізатором є неодмінною вимогою оскільки припускає дифузію атомів по поверхні підкладки не вступаючи у взаємодію, тобто відсутність утворення сполук. На сьогоднішній день не існує загально прийнятої теорії щодо механізму формування ВНТ на КЦ, хоча накопичено чимало експериментальних даних стосовно структурного стану поверхні КЦ на атомному рівні [1,2].

Безперечним можна вважати той факт, що здатність КЦ продукувати ВНТ залежить від їх геометричних розмірів: діаметру, товщини, радіусів кривизни поверхні та основи КЦ, яка лежить на підкладці [3,4]. Якщо виходити із загальної теорії функціонування каталізаторів то можна припустити, що на поверхні КЦ повинні існувати локальні ділянки, на яких атоми металу-каталізатору знаходяться в умовах, відмінних від середньо статистичних умов атомів на поверхні. Наприклад, існування атомних сходинок, в яких атоми, що розташовані на ребрі сходинки мають менше сусідніх атомів ніж атоми, що знаходяться на пласкій поверхні. Це призводить до існування електричного поля дуже великої напруженості в локальній області на відстанях, сурозмірних з діаметрами самих атомів. Якщо інерідна молекула, яка не належить до металу-каталізатору чи підкладки, наблизиться до такого атому і попаде в його електричне поле то сила з боку поля може розірвати міжатомний зв'язок в молекулі і вона дисоціює на складові атоми. Подальша поведінка атомів дисоційованої молекули залежить від їх природи та взаємодії з поверхневими атомами КЦ чи підкладки. Можлива відкачка насосом деяких атомів, що входили до складу молекули, якщо процес каталізу відбувається в вакуумі.

У випадку присутності вуглецьвміщуючого газу над поверхнею КЦ, як це має місце при вирощуванні ВНТ, після реакції дисоціації атоми вуглецю попадають на поверхню КЦ і дифундують по ній, а водень частково відкачується вакуумним насосом а частково може вступити в реакцію утворення гідриду або перебувати у твердому розчині в металі-каталізаторі чи в підкладці. Вплив водню на процес вирощування ВНТ невідомий. Атоми вуглецю, дифундуючи по поверхні КЦ, утворюють між собою комплекси $C_2 \dots C_6$, з яких вибудовуються стінки ВНТ [5,6].

З наведених міркувань видно яку важливу роль у формуванні ВНТ відіграє геометрія КЦ, тому в нашій роботі за допомогою програми Image-Pro, було виконано кількісний аналіз структури нікелевих КЦ, сформованих на підкладці з SiO_2 за технологією, описаною вище.

На рис.1 наведено РЕМ зображення нікелевих КЦ, після відпалу плівки при 650°C на протязі 30 хв. Для підвищення точності розрахунку параметрів КЦ зображення об'єктів виділяється фарбою і свідомо розділяються оператором, якщо вони перекривають одне одного.



а

б

Рис. 1 Зовнішній вигляд Ні каталітичних центрів на підкладці з SiO_2 (а) та їх зображення, оброблене у програмі Photoshop (б)

Із зображення також видаляються зайві деталі, які не відносяться до КЦ. Така попередня обробка є важливою операцією, оскільки програма Image-Pro не розрізняє реальні об'єкти, призначені для наступної обробки, від випадкових елементів. Фарбування підвищує контраст зображення, що також сприяє зменшенню похибки.

Для визначення геометричних параметрів КЦ було обрано такі характеристики (рис. 2).



а

б

в

г

Рис. 2 Обрані варіанти обчислень, які необхідні для проведення кількісного аналізу ; а) площа; б) максимальний радіус; в) мінімальний радіус; д) кут між максимальним і мінімальним радіусами

Для підвищення достовірності результатів обробки, було проаналізовано декілька областей з КЦ на різних ділянках підкладки (рис.3) з великою кількістю об'єктів. При аналізі отриманих результатів враховувалося збільшення фотографій КЦ.

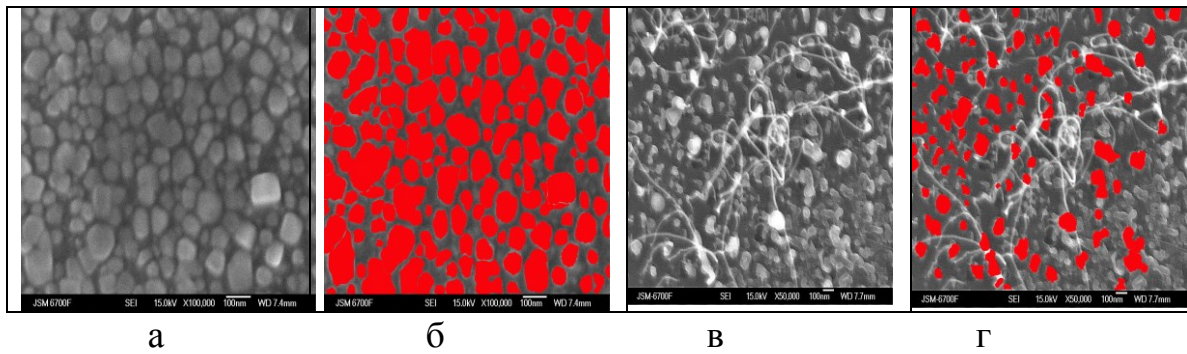


Рис. 3 Зображення КЦ з різних ділянок підкладки. а), в) - вихідний стан; б) , г) - виділення червоним кольором. На рисунках в) та г) видно ВНТ, які оператор свідомо не виділяє і вони не враховуються програмою Image-Pro

Результатом обробки в програмі Image-Pro є гістограми розподілу КЦ за площею (рис. 4), максимальним радіусом (рис. 5), мінімальним радіусом (рис. 6) та куті між максимальним та мінімальним радіусом (рис. 6).

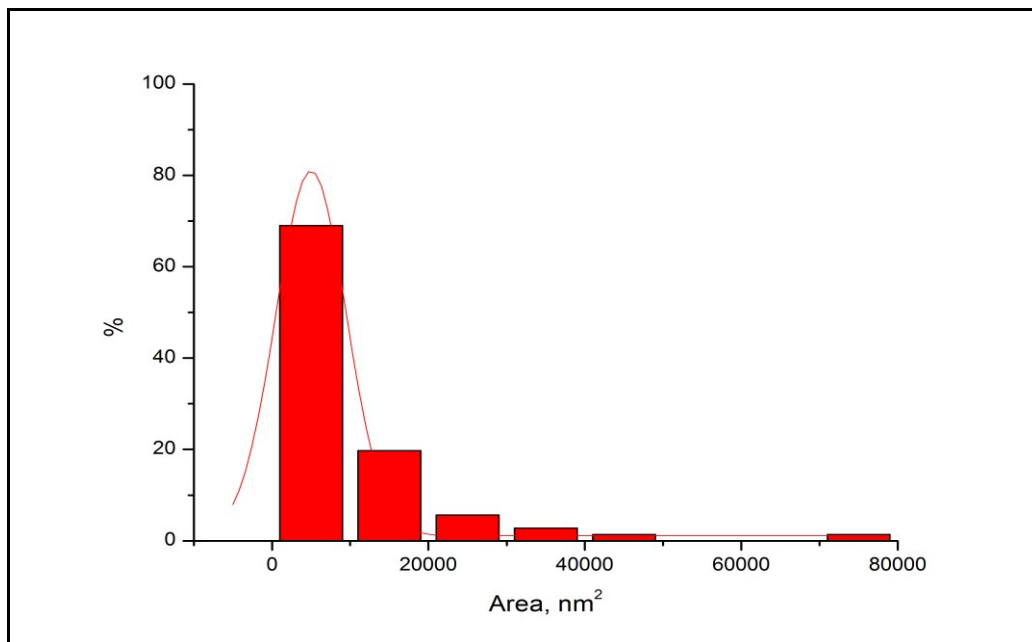


Рис. 4 Розподіл КЦ за площею. Червона крива є усереднене значення розподілу КЦ, представлене на гістограмах

Треба зазначити, що представлені в роботі РЕМ зображення КЦ принципово не відрізняються від зображень металографічної структури сплавів металів, отриманих на світових мікроскопах, тому для них можна застосовувати кількісний аналіз за допомогою програми Image-Pro.

Запропонована методика підвищення контрасту металографічного зображення та вибору об'єктів дослідження за участю оператора з успіхом може бути застосована для кількісного аналізу традиційно отриманих зображень структур, що виявляються в результаті травлення шліфів сплавів.

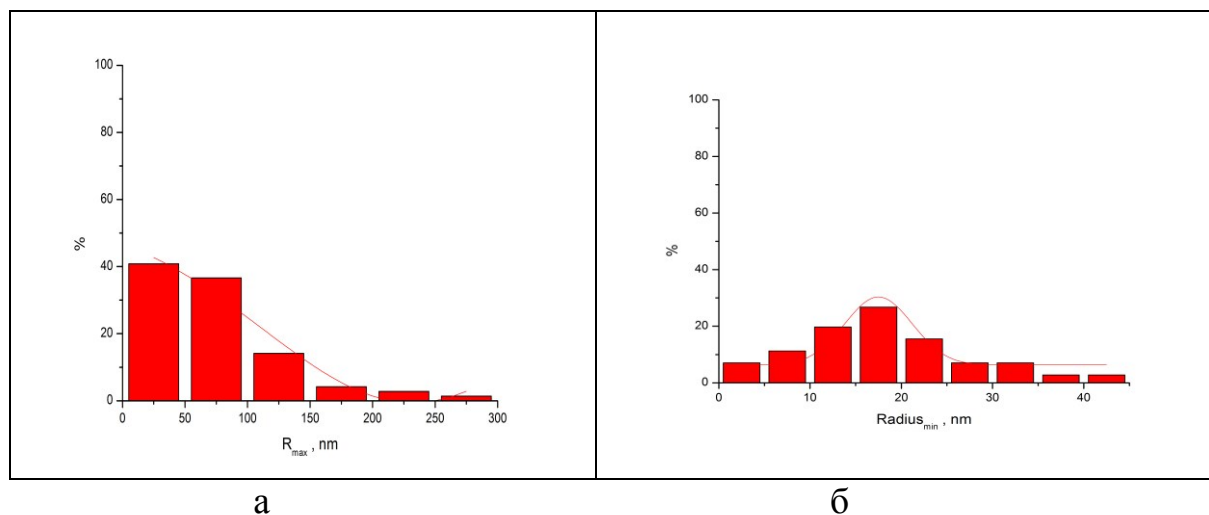


Рис. 5 Розподіл КЦ за максимальним (а) та мінімальним (б) радіусом

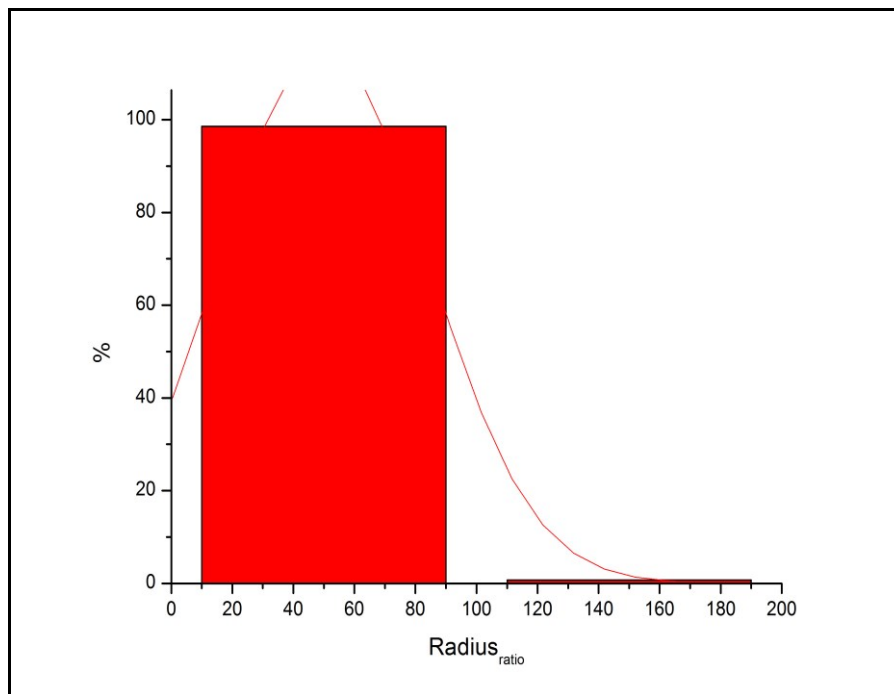


Рис. 6 Розподіл кутів між максимальним та мінімальним радіусом об'єкту

Висновки

1. Статистичний аналіз зображень каталітичних центрів показує, що їх межа (лінія відокремлення) зберігає переважно сферичну або наближену до неї форму і не набуває хаотично розвиненої поверхні, яка могла утворитися у випадку, якщо каталітичні центри сформувалися внаслідок неповного протікання процесу коалесценції.
2. Запропонована методика кількісної обробки зображення каталітичних центрів дозволяє встановити залежність їх геометричних параметрів від умов формування (напилення плівки та її відпалу), що в подальшому визначає вирощування ВНТ.
3. Розроблену в роботі методику обробки зображень можна використовувати для кількісної оцінки металографічних структур сплавів, отриманих традиційними засобами.

Література

1. Iijima, S. Single-shell carbon nanotubes of 1-nm diameter [Text] / S. Iijima, T. Ichihashi // *Nature*. – 1993. -Vol.363. - pp.603-605.
2. Панарін, В.Є. Механізми формування фулереноподібних структур з плазми при електродуговому розпиленні графіту [Текст]/ В.Є. Панарін, М.Є. Свавільний, А.І. Фаустова // *Наносистеми, наноматеріали, нанотехнології*. -2009.-т.7. - №2. -С.331-343.
3. Growth and structure of graphitic tubules and polyhedral particles in arc-discharge [Text]/ Y. Saito, T. Yoshikawa, M. Inagaki, M. Tomita, and T. Hayashi // *Y. Chem. Phys. Lett.* -1993. -Vol. 204. - P. 277-280.
4. Role of the catalyst particle size in the synthesis of single-wall carbon nanotubs [Text]/ A. Gorbunov, O. Jost, W. Pompe, A. Graff// *Applied Surface Sci.* -2002. -Vol. 197–198. –P. 563-567.
5. Lange, H. Influence of carbon nanostructure on carbon nanotube and carbon arc plasma [Text]/ H. Lange, M. Bystrzejewski, A. Huczko // *Diamond and Related Materials*. – 2006. -Vol. 15. –P.1113–1116. .
6. Huczko, A. Influence of Fe and Co/Ni on Carbon Arc Plasma and Formation of Fullerenes and Nanotubes [Text] / A. Huczko, H. Lange, T. Sogabe // *J. Phys. Chem. A*. – 2000. -Vol. 104. -No. 46. –P.10708–10712.

УДК 669.017:669.141.24:669.14.018.27

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРОЕНИЯ И ДИСПЕРСНОСТИ ПЕРЛИТА НА СВОЙСТВА УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ

Э. В. Парусов, Л. В. Сагура

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины

Розглянуто орієнтаційні співвідношення між решітками цементиту і фериту в перліті. При реалізації між решітками фериту і цементиту орієнтаційного співвідношення Исайчева утворюються низькоенергетичні спеціальні границі типу $\Sigma 13$. Підвищення дисперсності перліту призводить до підвищення площі питомих міжфазних границь між цементитом і феритом, внаслідок чого зростає кількість спеціальних границь, знижується товщина пластин цементиту і підвищується деформуємість при волочінні вуглецевої сталі. При холодній деформації волочінням тимчасовий опір збільшується у всьому дослідженому інтервалі ступенів деформації (86 %), а пластичні характеристики спочатку зростають до ступеня деформації 78 %, а потім зменшуються через деструкцію цементитних пластин і блокування вуглецем дислокацій

Рассмотрены ориентационные соотношения между решётками цементита и феррита в перлите. При реализации между решётками феррита и цементита ориентационного соотношения Исайчева образуются низкоэнергетические специальные границы типа $\Sigma 13$. Повышение дисперсности перлита приводит к повышению площади удельных межфазных границ между цементитом и ферритом, вследствие чего возрастает количество специальных границ, снижается толщина пластин цементита и повышается деформируемость при волочении углеродистой стали. При холодной деформации волочением временное сопротивление увеличивается во всем исследованном интервале степеней деформации (86 %), а пластические характеристики сначала возрастают до степени деформации 78 %, а затем уменьшаются из-за деструкции цементитных пластин и блокировки углеродом дислокаций

The orientational relation between the lattices of cementite and ferrite in the pearlite has been considered. When implemented between the lattices of ferrite and cementite orientation relation of Isaichev formed low-energy special border type $\Sigma 13$. Improving the dispersibility of pearlite increases the area of the specific interfacial boundaries between cementite and ferrite, resulting in an

increasing number of special boundaries, decreasing the thickness of the plates of cementite and increases the deformability when being drawn carbon steel. During cold deformation by drawing temporary resistance increases in the whole studied range of degrees of deformation (86 %), and plastic characteristics of the first increase to the degree of deformation of 78 %, and then decreases because of distractie cementite plates and locking carbon dislocations

На микроструктурном уровне стали перлитного класса представляют собой естественный композиционный материал.

По мнению [1] в горячекатаном состоянии и после патентирования перлитные колонии в углеродистых сталях ориентированы хаотически, хотя в других исследованиях [2, 3] показано, что кристаллические решётки феррита и цементита в каждой колонии имеют строгую ориентационную связь с исходным аустенитом.

Известно, что перлит состоит из двух взаимопроникающих кристаллов феррита и цементита, т. е. представляет собой бикристалл [4, 5]. Согласно [6] любая из двух фаз может быть ведущей при распаде аустенита по перлитному механизму. Выделение избыточных фаз (феррита или цементита) способствует кристаллизации пластинчатого перлита. Действие избыточного цементита проявляется непосредственно, поскольку он представляет собой готовые подложки для дальнейшей кристаллизации пластин цементита [7]. В свою очередь, действие избыточного феррита проявляется в пересыщении граничащего с ним аустенита углеродом, что также способствует образованию в указанных объемах аустенита цементитных подложек [8].

Из данных [9] следует, что при снижении температуры перлитного превращения повышается роль граничной диффузии в сравнении с объемной, вследствие чего возрастает вклад диффузии вдоль межфазной поверхности в общем массопереносе атомов внедрения и замещения.

С термодинамической точки зрения изменение свободной энергии при аустенито-перлитном превращении определяется выражением [6]:

$$\Delta F = -\Delta F_{об} + \Delta F_{пов} + \Delta F_{упр}, \quad (1)$$

где $\Delta F_{об}$ – изменение объемной энергии при образовании новых фаз с меньшей свободной энергией по сравнению с исходной фазой;

$\Delta F_{пов}$ – изменение поверхностной энергии при образовании новых фаз;

$\Delta F_{упр}$ – изменение упругой энергии при превращении.

По мнению [10] генезис пластинчатого перлита определяется информацией (плоскополигональной субструктурой), возникающей в аустените при термопластической и дилатационной деформации, происходящей в процессе охлаждения и фазового превращения аустенита.

Согласно [3] взаимная параллельность пластин цементита и феррита в перлите обуславливает единообразную кристаллографическую ориентацию этих фаз в пределах одной колонии перлита, а взаимная ориентация кристаллических решёток феррита и цементита (их ориентационное соотношение) обеспечивает наилучшее сопряжение двух кристаллических решеток по габитусной плоскости пластин. Это способствует снижению межфазной α/θ (ф/ц) поверхностной энергии в перлите и повышает его термическую устойчивость.

Установлено, что между решётками цементита и феррита реализуются ориентационные соотношения (ОС): Исайчева (ОСИ): $(\tilde{1}03)_{\text{ц}} \parallel (110)_{\text{ф}}$, $(010)_{\text{ц}} \parallel (1\tilde{1}\tilde{1})_{\text{ф}}$, и Питча (ОСП), при котором $(001)_{\text{ц}} \parallel (\tilde{2}\tilde{1}5)_{\text{ф}}$ [3, 11]. Ориентационное соотношение Багаряцкого (ОСБ) в перлитных структурах не наблюдается [3, 12], поскольку было предложено им в 1952 году в качестве модели механизма перестройки тетрагональной решётки мартенсита в орторомбическую решётку цементита [3, 11].

Соотношение Исайчева, при котором $(\tilde{1}03)_{\text{ц}} \parallel (110)_{\text{ф}}$; $(010)_{\text{ц}} \parallel (1\tilde{1}\tilde{1})_{\text{ф}}$ отличается от ОСБ взаимным поворотом решеток цементита и феррита на $3,58^\circ$, вокруг общей оси $[010]_{\text{ц}} \parallel [1\tilde{1}\tilde{1}]_{\text{ф}}$ [3, 11].

В отличие от ОСБ, при реализации ОСИ совпадают многие плоскости феррита и цементита:

а) $[1\tilde{1}2]_{\text{ф}} \parallel [301]_{\text{ц}}$ – содержит, например, полюса «парных» плоскостей $(\tilde{1}03)_{\text{ц}} \parallel (110)_{\text{ф}}$; $(010)_{\text{ц}} \parallel (1\tilde{1}\tilde{1})_{\text{ф}}$; $(\tilde{1}33)_{\text{ц}} \parallel (20\tilde{1})_{\text{ф}}$; $(\tilde{1}\tilde{3}3)_{\text{ц}} \parallel (021)_{\text{ф}}$; и др.

б) $[101]_{\text{ф}} \parallel [101]_{\text{ц}}$ – содержит полюса плоскостей $(\tilde{1}01)_{\text{ц}} \parallel (12\tilde{1})_{\text{ф}}$ и $(010)_{\text{ц}} \parallel (1\tilde{1}\tilde{1})_{\text{ф}}$, а также другие пары, отмеченные двойными кружками, например, $(\tilde{1}11)_{\text{ц}} \parallel (21\tilde{2})_{\text{ф}}$; $(\tilde{1}\tilde{1}1)_{\text{ц}} \parallel (010)_{\text{ф}}$; $(\tilde{1}21)_{\text{ц}} \parallel (10\tilde{1})_{\text{ф}}$.

Большое количество параллельных плоскостей двух разных фаз означает высокую вероятность образования решетки близких к совпадению узлов (РБСУ), в которой есть плоскости с высокой плотностью общих для двух решёток связей между атомами фаз.

На рисунке 1 графически представлено, как выглядят решётки с осями зон $[010]_{\text{ц}} \parallel [1\tilde{1}\tilde{1}]_{\text{ф}}$, повернутые вокруг общей оси так, чтобы совпали полюса $(\tilde{1}03)_{\text{ц}} \parallel (110)_{\text{ф}}$. В результате образуется РБСУ, а её ячейка (выделена пунктиром) имеет обратную плотность совпадающих узлов $\Sigma = 13$.

Очевидно, что параметры такой условной РБСУ также являются условными, то есть не строгими с математической точки зрения, однако малые величины разности между скалярными значениями совпадающих

векторов, составляющие десятые доли процента, позволяют полагать, что в реальных кристаллах такие узлы действительно совпадают. При этом возникают небольшие растягивающие или сжимающие напряжения, периодически повторяющиеся вдоль рассматриваемого направления.

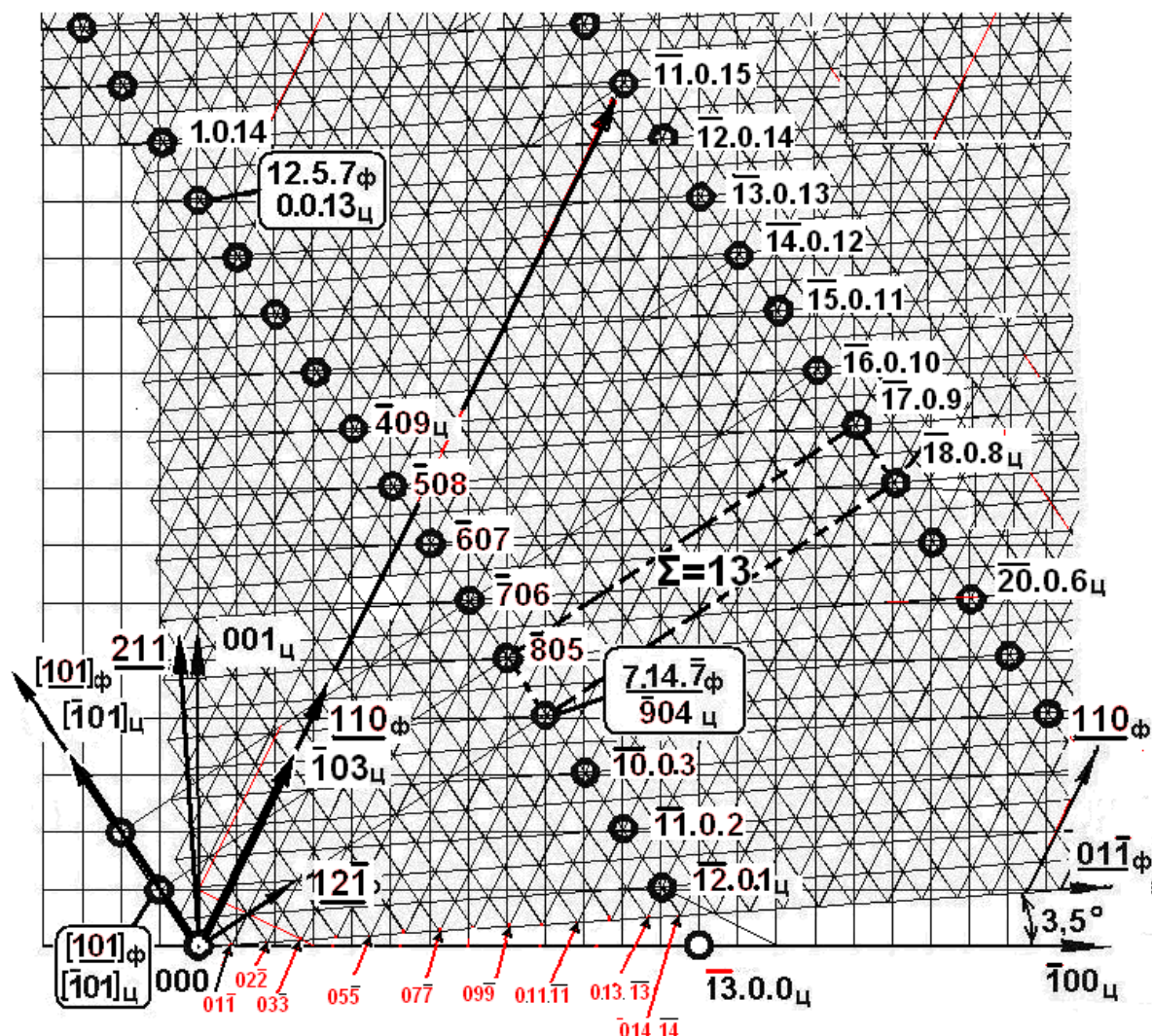


Рис. 1 Жёсткие решётки с осями зон $[1\bar{1}\bar{1}]_f$ феррита и $[010]_c$ цемента, наложенные друг на друга в соответствии с ОС Исайчева. Параметры решетки феррита увеличены в два раза

Проведенный анализ дебаеграмм массивного (7...8 мм) и тонкого (0,1...0,08 мм) образцов стали У8А, запаянных в одну стеклянную ампулу и подвергнутых после аустенитизации при 950 °С охлаждению со средней скоростью 40 °С/ч в интервале температур 950...670 °С показал размытые линии от плоскости (220)ф, рис. 2, что является следствием частичного

рассогласования параметров сопрягаемых решеток цементита и феррита [13].

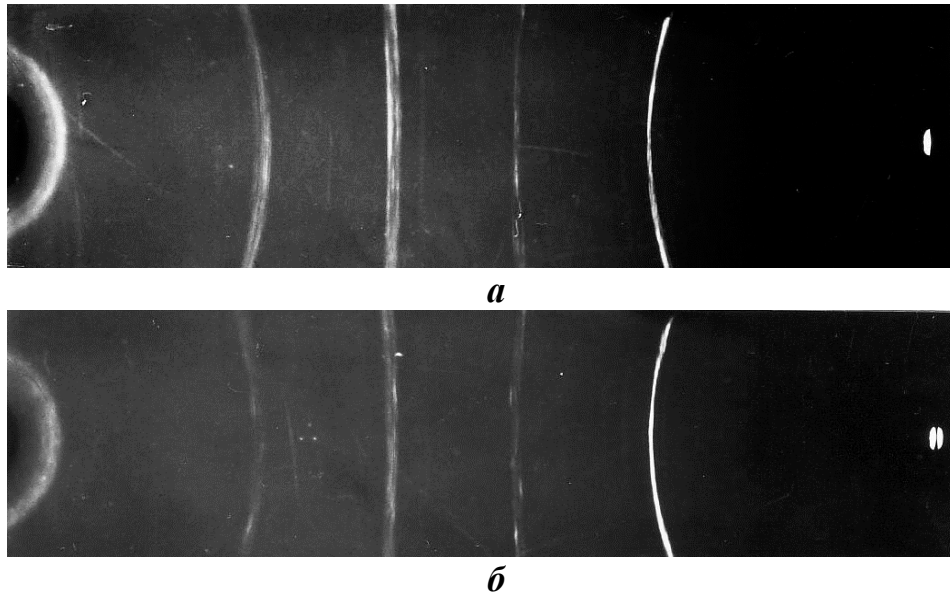


Рис. 2 Дебаеграммы массивного (а) и тонкого (б) образцов стали У8А, охлажденных в интервале 950...670 °С со средней скоростью 40 °С/ч

Из дополнительных факторов, влияющих на размытие линии (220)ф, можно отметить различие в коэффициентах линейного расширения пластин цементита и феррита [14].

Атомное строение специальных границ (СГ) отличается от обычных тем, что для двух решеток, повернутых на определенный угол вокруг некоторых кристаллографических осей, возникает третья, общая для них подрешетка, и атомы на границе находятся в узлах этой подрешетки [15, 16]. Поверхностная энергия таких СГ существенно ниже энергии произвольных большеугловых границ.

Межфазные СГ, формирующиеся между пластинами феррита и цементита в перлите, способствуют повышению деформируемости углеродистой стали при волочении. Известно [17], что повышение температуры металла после горячей деформации, при условии, что эта температура превышает температуру рекристаллизации аустенита, приводит к росту зерна и формированию при последующем охлаждении более дисперсного перлита, для которого характерно увеличение удельного количества межфазных СГ и меньшая толщина пластин хрупкого цементита.

При холодной деформации путем волочения происходит деформационное упрочнение катанки-проволоки из углеродистой стали

[18], а также ориентация перлитных колоний в ее структуре к оси волочения на угол, зависящий от степени деформации. Это позволяет получить в проволоке для металлокорда номинальным диаметром 0,15 мм временное сопротивление в пределах 2450...3040 Н/мм² (ГОСТ 14311-85 «Металлокорд»).

Согласно [1], обжатие на 15 % стали с тонкопластинчатой (сорбитной) структурой вызывает деформацию цементитных пластин, выражающуюся в повороте пластин к оси волочения и начале процесса их дробления. При этом в ферритной матрице происходит измельчение и разворот блоков.

Деформация на 40 % приводит к дальнейшему дроблению и повороту цементитных пластин. Значительную степень локального наклепа ферритных пластин в неблагоприятно ориентированных перлитных колониях подтверждает размытие рефлексов на электронограммах. Таким образом, при волочении в участках с неблагоприятной ориентацией пластин перлита создается субструктура со смешанными дислокационно-межфазными границами, и возникает состояние локального перенаклепа, что может привести к охрупчиванию проволоки.

При деформации со степенью 86 % цементитная фаза перлита имеет вид длинных и тонких пластинок, ориентированных практически вдоль оси волочения, при этом редко можно наблюдать массовое дробление цементитных пластин. Из этого следует, что структура сильно деформированной углеродистой проволоки оказывается более упорядоченной, чем хаотичной. В связи с этим, охрупчивание углеродистой проволоки связано, по-видимому, не с массовым, а с локальным перенаклепом, который характерен для неблагоприятно ориентированных перлитных колоний. В работе [1] отмечено, что величина межпластиночных промежутков, а также толщина цементитных пластин уменьшается пропорционально диаметру проволоки, полученной из исходной заготовки.

Пластическая деформация по-разному влияет на грубо- и тонкопластинчатый перлит. Способность цементита к деформации уменьшается с увеличением толщины пластин. У тонкопластинчатого перлита при деформации уменьшается как толщина цементитных пластин так и межпластиночное расстояние [2].

В работе [19] показано, что на начальных стадиях пластической деформации пластинчатого перлита происходит увеличение плотности дислокаций в ферритных промежутках, особенно вблизи цементитных пластин. Наряду со скольжением между цементитными и ферритными пластинами наблюдается пластическая деформация путем сбросообразования [2, 20]. Чем уже полоса сброса, тем больше трещинообразование в перлите. При пластической деформации перлитной

структуры дислокации уносят атомы углерода в виде атмосфер и происходит частичное уменьшение его концентрации в цементите и соответствующее её повышение в ферритной составляющей [2, 21]. Объясняется это тем, что энергия связи углерода с дислокациями превышает энергию связи углерода в цементите.

В работе [11] были определены межпластиночные расстояния в перлите доэвтектоидной стали 36Г2С, а также толщина пластин цементита. С использованием этих данных была рассчитана удельная межфазная поверхность сопряжения пластин цементита и феррита в условной колонии перлита для межпластиночных расстояний 0,10; 0,13 и 0,22 мкм, рис. 5. При этом известная модель цементитного каркаса в доэвтектоидной стали [14], включающая в качестве морфологических составляющих пластины, ленты и стержни, была заменена для эвтектоидной стали на пластинчатую модель Мейла без учета образования цементитных подложек [8].

Из рисунка 3 следует, что удельная межфазная поверхность сопряжения цементитных и ферритных пластин возрастает при уменьшении межпластиночного расстояния в перлите. Вследствие этого также возрастает количество СГ между пластинами цементита и феррита, что способствует повышению технологической пластичности углеродистых сталей при волочении и других видах холодной деформации.

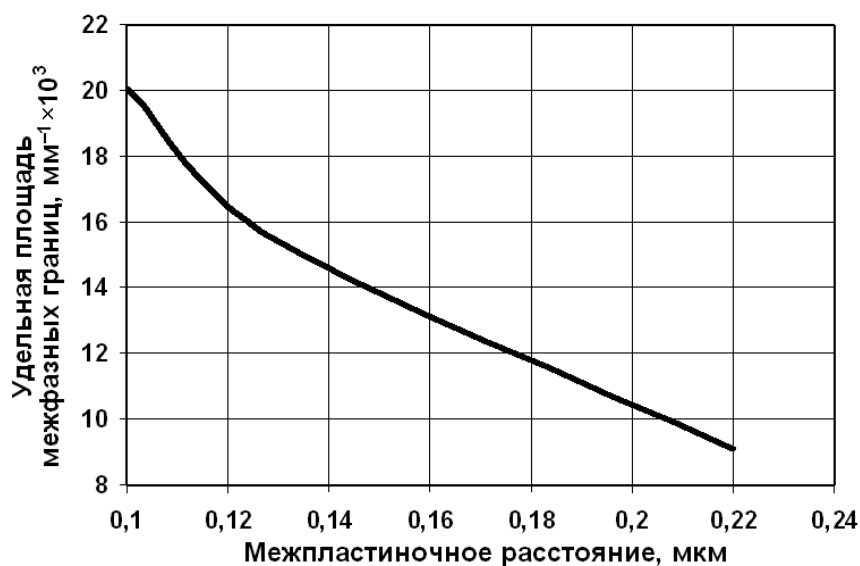


Рис. 3 Зависимость удельной площади межфазной поверхности от межпластиночного расстояния в перлите

Временное сопротивление сорбитизированной стали У8А с увеличением степени деформации монотонно возрастает, причем до деформации 78 % с меньшей интенсивностью, чем при дальнейшем

повышении деформации; относительное сужение, достигнув максимума при степени деформации 78 %, начинает уменьшаться при дальнейшем росте степени деформации; число перегибов повышается с ростом степени деформации до 84 %, а затем уменьшается; количество скручиваний, достигнув максимума при степени деформации 78 %, уменьшается при дальнейшем повышении деформации при волочении.

Механические свойства патентированной высокоуглеродистой стали У8А со структурой сорбита (межпластиночное расстояние меньше 0,20 мкм по ГОСТ 8233-56) в зависимости от степени деформации при волочении приведены на рисунке 4 [22].

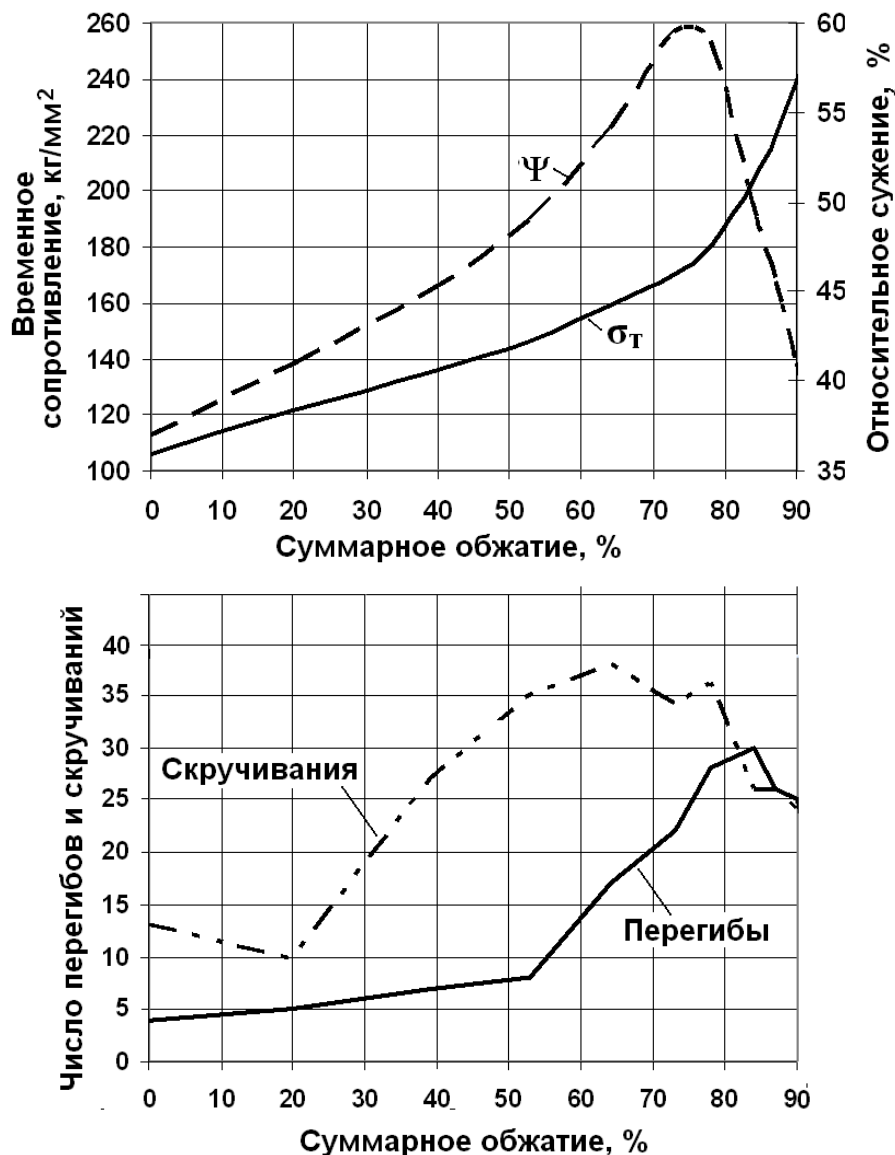


Рис. 4. Влияние исходной структуры и степени деформации при волочении на механические свойства высокоуглеродистой стали У8А

Снижение пластических характеристик при повышении степени деформации более 78 % обусловлено указанным выше растворением цементитных пластин перлита и переходом углерода в дислокации и субграницы ферритных пластин. При этом углерод блокирует дислокации и субграницы, затрудняя движение вновь возникших дислокаций с ростом степени деформации при волочении.

Выводы

1. Стали перлитного класса представляют собой естественный композит, состоящий на микроструктурном уровне из пластин цементита и феррита, сопряженные решетки которых имеют ориентационные связи как с исходным аустенитом, так и между собой.

При высоких степенях (не менее 78 %) холодной деформации волочением пластины цементита и феррита вытягиваются в направлении оси волочения, а высокоуглеродистая проволока для металлокорда диаметром 0,15 мм приобретает временное сопротивление в пределах 2450...3040 Н/мм².

2. Основным видом сопряжения между решётками цементита и феррита в перлите является соотношение Исайчева: $(\bar{1}03)_ц \parallel (110)_ф$ и $(010)_ц \parallel (1\bar{1}\bar{1})_ф$, что приводит к образованию решётки совпадающих узлов и как следствие – низкоэнергетических межфазных границ типа $\Sigma 13$.

3. Некоторое несоответствие в расположении атомов железа по сопрягаемым (габитусным) плоскостям цементита и феррита приводит к размытию (уширению) на дебаеграмме линий от плоскости (220)_ф даже при весьма медленном охлаждении (около 40 °С/ч) в интервале температур перлитного превращения.

4. Повышение дисперсности перлита приводит к повышению удельной площади межфазных границ между цементитом и ферритом, вследствие чего возрастает количество СГ, снижается толщина пластин цементита и повышается деформируемость при волочении углеродистой стали.

5. Временное сопротивление патентованной стали У8А с повышением степени деформации возрастает, причем до деформации 78 % с меньшей интенсивностью, чем при дальнейшем повышении деформации.

6. Падение относительного сужения, числа перегибов и скручиваний при волочении со степенью деформации ~ 78 % патентованной стали У8А можно объяснить частичной деструкцией пластин цементита, приводящей к блокированию углеродом дислокаций в ферритных пластинах.

Литература

1. Гриднев В. Н. Прочность и пластичность холоднодеформированной стали / В. Н. Гриднев, В. Г. Гаврилюк, Ю. Я. Мешков. – К. : Наукова думка, 1974. – 232 с.
2. Перлит в углеродистых сталях / В. М. Счастливцев, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева [и др.]. Екатеринбург : УрО РАН, 2006. – 311 с.
3. Курдюмов Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
4. Smith C. Microstructure / C. Smith // Trans. ASM. – 1953. – V.45. – P.533–535.
5. Бунин К. П. О зарождении и строении перлита / К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур // МиТОМ. – 1971. – № 10. – С. 6–7.
6. Hillert M. The Formation of Pearlite / M. Hillert // – In. : Decomposition of Austenite by Diffusional Processes. N.Y. – L. : Interscience Publishers. – 1962. – P. 197–247.
7. Бунин К. П. Строение чугуна / К. П. Бунин, Ю. Н. Таран. – М. : Metallurgia, 1972. – 160 с.
8. Механизм и кинетика образования структурно свободного цементита в низкоуглеродистой стали / В. В. Парусов, В. К. Бабич, Л. В. Подобедов [и др.] // Сталь. – 1982. – № 11. – С. 53–62.
9. Turnbull D. The Cellular and Pearlitic Reactions. Phase Transformation / D. Turnbull, K. N. Tu // Ohio, ASM. – 1970. – P. 487–495.
10. Парусов В. В. Морфологические особенности перлита при превращениях гомогенного аустенита / В. В. Парусов // Сб. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – Днепропетровск : Визион. – 1998. – Вып. 2. – С. 355–364.
11. Сухомлин Г. Д. Кристаллогеометрические особенности перлита доэвтектоидной стали / Г. Д. Сухомлин // Физика металлов и металловедение. – 1976. – Вып. 5. – С. 965–970.
12. Pitsch W. Der Orientierungszusammenhang zwischen Zementit und Ferrit im Pearlit / W. Pitsch // Acta Met. – 1962, – Vol. 10. – P. 79–80 (errata, «Acta Met.», – 1962, – Vol. 10, – P. 906).
13. Развитие теоретических представлений о перлитном превращении в стали / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, О. В. Парусов, Л. В. Сагура, И. Н. Чуйко, А. И. Сивак // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии : Сб. научн. тр. – Днепропетровск : Візіон, 2013. – Вып.27. – С.200–204.
14. Ершов В. М. Высокотемпературное рентгеновское исследование термического расширения решетки цементита / В. М. Ершов // ФММ. – 1981. – Т. 52. – Вып. 5. – С. 1005–1010.
15. Большаков В. И. Атлас структур металлов и сплавов / В. И. Большаков, Г. Д. Сухомлин, Д. В. Лаухин. – Днепропетровск : ПГАСА, 2010. – 173 с.
16. Kronberg M. L. Secondary recrystallization in copper / M. L. Kronberg, F. N. Wilson // Trans. AIME, – 1949, – Vol. 18, – P. 501–514.
17. Влияние режимов термомеханической обработки на формирование специальных границ в катанке из низкоуглеродистой стали / Парусов В. В., Сухомлин Г. Д., Сагура Л. В. [и др.] // Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. научн. трудов. – Днепропетровск : ПГАСА, 2012. – Вып. 64. – С. 238–242.
18. Фетисов В. П. Деформационное упрочнение углеродистой стали / В. П. Фетисов. – М. : Мир, 2005. – 198 с.
19. Тушинский Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. В. Тихомиров. – Новосибирск : Наука, 1993. – 280 с.

20. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов / С. С. Горелик. – М. : Металлургия, 1978. – 568 с.

21. Целлермаер В. Я. Субструктурно-фазовые превращения при интенсивной пластической деформации металлов / В. Я. Целлермаер // Известия ВУЗов. Черная металлургия. – 1999. – № 12. – С. 44–49.

22. Потемкин К. Д. Термическая обработка и волочение высокопрочной проволоки / К. Д. Потемкин. – М. : Металлургиздат, 1963. – 120 с.

УДК 669.714

ІНДІЙ. РАФІНУВАННЯ ТА ДОБУВАННЯ ІНДІЮ

О. А. Піскун, М. І. Прилуцький

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Розглянуто традиційні та нові технології рафінування індію від ступеня чистоти чорного металу до високочистого стану: хімічні (у тому числі, метод диспропорціонування нижчих хлоридів), електрохімічні (у тому числі, реакційний і тонкошаровий електроліз, амальгамне рафінування), вакуум-термічна дистиляція, електроперенесення

Рассмотрены традиционные и новые технологии рафинирования индия от степени чистоты черного металла до высокочистого состояния: химические (в том числе, метод диспропорционирования низших хлоридов), электрохимические (в том числе, реакционный и тонкослойный электролиз, амальгамное рафинирование), вакуум-термическая дистилляция, электроперенос

There are considered traditional and new technologies of affinage of indium from the degree of cleanness of rough metal to the high-clean state: chemical (including, method of disproportionation for more subzero chlorides), electrochemical (including, reactionary and thin-layer electrolysis, amalgam affinage), vacuum-thermal distillation, electrotransfer

Вступ

В умовах постійного зростання попиту на індій високої чистоти актуальною залишається проблема вдосконалення існуючих та розробки нових технологій його рафінування.

Основними джерелами отримання індію служать проміжні продукти цинкового і свинцевого виробництва. В даний час переробляється 12,5 млн. т цинкових концентратів, що містять понад 1,5 тис. т індію, але тільки 30% від цієї кількості витягується в кінцевий метал.

Чорновий індій отримують з напівпродуктів цинкового (відходи рафінування цинку, мідно-кадмієві кеки) і свинцевого (пилу відновної плавки, відходи рафінування свинцю) виробництв. Їх обробляють сірчаною кислотою і з розчинів, після очистки від цинку, міді і кадмію, виділяють чорновий індій цементацією або електролізом. Залежно від вмісту домішок

у вихідному розчині чорновий метал містить 96 ... 99% індію. Відомими методами рафінування чорного індію є хімічні, електрохімічні, вакуум-термічні та кристалізаційні.

Плавка отриманої цементацією індієвої губки під шаром лугу призводить до очищенні індію від домішок алюмінію, цинку, свинцю і олова, що переходять в розплав луги, а плавка під шаром гліцерину з добавками NH_4Cl дозволяє знизити вміст домішок цинку, заліза, талію та кадмію, що володіють великою спорідненістю до хлору, ніж індій.

Плавку під шаром гліцерину, що містить йодид калію, використовують для очистки індію від талію та кадмію. Домішки цих елементів, що мають, у порівнянні з індієм, більшу спорідненість до йоду, переходять в розплав гліцерину (талій у формі TI , акадмій у складі комплексу K_2CdI_4). Так, індій з вмістом домішок менше 1,0млн-1 Може бути отриманий при обробці його розчином KI в гліцерині при наступних співвідношеннях йодид калію: індій $\geq 0,01$ і гліцерин: індій $\geq 0,3$ с перемішуванням протягом однієї години при добавці хлориду амонію у співвідношенні NH_4Cl :гліцерин = 0,15.

Недолік хімічного способу полягає у проведенні його в кілька прийомів, що не забезпечує ефективну очистку індію, що містить значну кількості кадмію. Розроблений інший спосіб очищення індію від кадмію, який полягає в окислюванні домішки не хімічним шляхом, а постійним струмом в гліцериновому електроліті в присутності комплексоутворюючих йодидних іонів і хлориду літію, що забезпечують перенесення іонів кадмію з анода на катод. Електроліз здійснюють при температурі 170 ... 195 ° С, що перевищує температуру плавлення індію, і перемішуванні рафінуючого металу. Для хімічної очистки індію можуть бути використані хелатуючі речовини (хелати - внутрішньокмплесні з'єднання). У цьому випадку металевий індій розчиняють у кислоті, а розчин обробляють хелатуючою речовиною і сіллю з тією ж кислотною групою в молекулі, що і хелатуючу речовину. Індій адсорбується на хелатуючі речовині, звідки його вимивають розчином мінеральної кислоти або лужним розчином, що містить Na_2S . З вимиву, який може бути попередньо сконцентрований, Високочистий індій витягують електроосадженням на платиновому або танталовому електроді.

При витяганні індію з вторинної сировини (відходів свинцево-олов'яних сплавів) може бути використаний один з хімічних методів - екстракція, в данному випадку екстракція індію сольовим розплавом хлориду цинку. Позитивний вплив на кінетику процесу екстракції індію з металевого розплаву в сольовий розплав надають добавки NH_4Cl і PbCl_2 . Метод хімічних транспортних реакцій (в його інтерпретації глибокої очистки металів через їх суб зєднання) використовують і стосовно до

Індію. Так, в роботі досліджували процес очищення монохлориду індію InCl зонною плавкою від домішок заліза, нікелю та міді. Очищений монохлорид може бути використаний для отримання індію високої чистоти методом диспропорціювання.

Для виділення металевого індію використовували електроліз з рідкими біполярними електродами. Електроліт на основі легкоплавких евтектик при цьому знаходиться в замкнутому циклі: насичується монохлоридом індію і збіднюється індієм, який електролітично осідає у вигляді чорного металу (99,9 ... 99,99% In). Після двохстадійного послідовного переосадження у водному електроліті отримували індій високої чистоти (вміст домішок на рівні $10^{-4} \dots 10^{-5}$).

Високочисті індієві порошки відкривають нові можливості використання індію в техніці. Серед різних методів отримання металевих порошків індію перевага віддається методу диспропорціювання нижчих хлоридів індію, що дозволяє впливати на розміри частинок одержуваного порошку і істотно підвищити чистоту металу. Метал перед отриманням нижчих хлоридів повинен бути підданий очищенню з використанням відомих хімічних методів (плавки під шаром гліцерину і лугу). Отримані порошки мали граничні розміри частин від 0,09 до 5,0 мкм, за якістю матеріал відповідав марці In-00.

Електролітичне рафінування індію виконують в різних варіантах: з розчинним анодом у водних електролітах і розплавлених солях і як амальгамне рафінування. У звичайному варіанті використовують слабокислий електроліт ($\text{pH} = 2 \dots 3$), приготовлений розчиненням індієвої стружки в соляній кислоті з додаванням в розчин NH_4Cl для підвищення електропровідності. Зразковий склад електроліта наступний, г/л: 40 ... 60 In, 30 ... 80 NH_4Cl . Анодом служать пластини, відлиті з чорного індію, катодом - листи з чистого індію, алюмінію або титану.

Електроліз проводять при анодній щільності струму $\sim 0,02$, катодного $\sim 0,01 \text{ A/cm}^2$.

Метали більш благородні, ніж індій (Cu, Bi, Pb, Sn), в здебільшого залишаються в анодному шламі, метали менш шляхетні (Zn, Al, Mn та ін.) - в електроліті. В малому ступені осідає з індієм на катоді кадмій. При дворазовому проведенні рафінування отримують індій з вмістом кожної домішки нижче $10^{-4} \%$ (після попередньої плавки чорного індію під шаром розчину NH_4Cl в гліцерині).

Індій чистотою 5N+ може бути отриманий електроосадженням з ванни, приготуваною розчиненням індію чистотою 99,9% в розведєній сірчаній кислоті. Оптимальний вміст NaCl , яка збільшує електропровідність електролітів, становить 80 ... 120 г/л, оптимальний pH, при якому досягається мінімальне утримання в індії олова, - 2 ... 3. Ванна

такого складу є більш стабільною і менш агресивною у порівнянні з відомою солянокислою. Електролітичне рафінування індію в потрібній суміші розплавлених хлоридів (40% ZnCl_2 - 35% InCl - 25% LiCl) більш ефективно в порівнянні з раніше застосовуваною бінарною сумішшю (60% ZnCl_2 - 40% InCl): коефіцієнт очищення індію від нікелю в потрібному електроліті склав 390 разів, від міді - 350, олова - 156, свинцю - 140 і від талію - 44.

У потрібному електроліті була випробувана технологія так званого тонконого об'ємного електролізу при тонкошаровому електролізі в якості електроліту

використовують розділову перегородку, просочену розплавом солей, наприклад, термостійку пористу діафрагму (кремнеземні тканини). Застосування таких пористих діелектриків для розділення рідких електродів дозволяє практично повністю усунути внесок конвекції електроліту в масоперенос, в той час як при звичайному електролізі нехтувати ним не можна. Тонкошаровий електроліз з використанням електроліту ZnCl_2 - InCl - LiCl при температурі 220 ... 230 °C і катодної щільності струму 0,2 ... 0,4 А/см² дозволяє отримати індій, відповідний марці In-00, проте вміст домішок кадмію і свинцю знаходиться на межі допустимого, в зв'язку з чим доцільне вакуум-термічне доочищення індію.

Процес амальгамного рафінування полягає в електролітичному виділенні індію на ртутному катоді з утворенням амальгами, анодному розкладанні амальгами і осадженні очищеного індію на катоді. Висока розчинність індію в ртуті (до 57,5%) сприяє виділенню індію на ртутному катоді, в той час як берилій, бор, алюміній, ванадій, титан, кремній, фосфор, лужноземельні і рідкоземельні метали на ртутному катоді не виділяються. При анодному розкладанні амальгами індію очищається від наступних елементів: Mn, Zn, Ga, Fe, Ni, Co, Cu, Bi, Pb, Sn, As, Sb, Be, тобто, поєднуючи катодний і анодний процеси, можна очистити індій від великої кількості мікродомішок. В якості електроліту використовують розбавлені кислоти (сірчану або соляну). Отримання амальгами і її розкладання зазвичай поєднують в одному електролізі з біполярним ртутним електродом. Ама амальгамно рафінування індій неминує містити домішки ртуті, яку видаляють плавкою металу у вакуумі. Плавка індію у вакуумі 0,13 Па при температурі 600 ... 950 °C дозволяє видалити домішки низькокипящих металів (ртуті, кадмію, цинку та миш'яку). Плавку ведуть в індукційній печі в тиглях з високочистого графіту. Якщо потрібно очищення індію від талію, температуру підвищують до 1050 ... 1100 °C. Вміст домішок кадмію, ртуті та талію після вакуумної плавки $\leq 10^{-4}$ %.

У деяких патентах запропоновані способи і пристрій для отримання індію чистотою 6N методом вакуумної дистиляції. Метал чистотою 99,99%

завантажували в тигель, розташований у верхній частині печі, і нагрівали його в вакуумі 0,01 Па до температури 1250 °С. При цьому індій випаровується, конденсується на внутрішній поверхні труби і стікає в тигель, розташований в нижній частині печі і нагрітий до температури 1100 °С своїм нагрівачем. У нижньому тиглі залишається індій чистотою 6N. Індій самої високої чистоти (7N) був отриманий методом електроперенесення в рідкому металі. Значення відносного залишкового електроопору (Інтегральної характеристики чистоти матеріалів) для індію склало 25000. Метод електроперенесення заснований на направленому русі домішок при накладанні на розплавлений метал взаємно перпендикулярних електричного і магнітного полів. При цьому зміст в індії нікелю та олова за рахунок їх гідродинамічного транспортування знижується в 10 разів, міді в 3 рази.

Кристалізаційними методами (зонною плавкою і вирощуванням монокристалів по Чохральському) здійснюється глибоке очищення індію від домішок міді, нікелю і срібла, у яких коефіцієнти розподілу в індії менше 0,1.

Висновок

Для попереднього очищення індію від домішок застосовують кислотну обробку. Для глибокого очищення використовують метод хімічних транспортних реакцій, вакуум-термічну дистиляцію, електрохімічні, кристалізаційні методи, а також реакційний і тонкошаровий електроліз і електроперенесення.

Література

1. Колобов, Г. А. Металлургия редких металлов. Часть 5. Вторичный индий [Текст] : учеб. пособие / Г. А. Колобов. – Запорожье : ЗГИА, 2007. – 40 с. – Библиогр. : С. 37-38.
2. Основы рафинирования цветных металлов : Учеб. пособие [Текст] / Г. А. Колобов, А. В. Елютин, Н. Н. Ракова, В. Н. Бруэк. – М. : Изд. дом МИСиС, 2009. – 93 с. – Библиогр. : с. 91-92. – ISBN 978-5-87623-317-2.
3. Лебедев, В. В. Поведение примесей в процессе очистки монохлорида индия зонной плавкой [Текст] / В. В. Лебедев, В. П. Фомин // Металлургия : научные труды Запорожской государственной инженерной академии. – Запорожье : РИО ЗГИА, 2000. – Вып. 3. – С. 34-36
4. Химический процесс очистки индия [Текст] / Li-min Yu, Wen-quan Jiang, Haifeng Sun [etc.] // Chin. J. Nonferrous Metals. – 2009. – Vol. 19, No 3. – P. 589-594.
5. Колобов, Г. А. Рафинирование галлия и индия [Текст] / Г. А. Колобов, В. В. Павлов, Ю. В. Мосейко // Теория и практика металлургии. – 2013. – № 3-4 (92-93). – С. 62-67.

6. Электрохимическое рафинирование индия в тонких слоях хлоридных расплавов [Текст] / Л. А. Казанбаев, П. А. Козлов, В. Л. Кубасов, С. А. Загребин // Цветные металлы. – 2003. – № 1. – С. 39-44.

7. Вакуум-термическое рафинирование индия [Текст] / Л. А. Казанбаев, П. А. Козлов, В. Л. Кубасов, С. А. Загребин // Цветные металлы. – 2003. – № 1. – С. 36-38.

УДК 621.791.753

СВАРКА ПОД ВОДОЙ С ПРИМЕНЕНИЕМ ВНЕШНЕГО ЭЛЕКТРОМАГНИТНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Е. А. Прилипко, С. Ю. Максимов

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

На основі результатів дослідження фізико-металургійних особливостей впливу зовнішнього електромагнітного поля на зварювальну ванну при підводному зварюванні сталей порошковим дротом ферритного типу розроблено спеціалізоване обладнання і технологічні рекомендації з підводного механізованого зварювання з зовнішнім електромагнітним впливом, що підвищують якість металу шва і розширюють технологічні можливості цього способу зварювання на глибинах до 50 метрів

На основе результатов исследования физико-металлургических особенностей влияния внешнего электромагнитного поля на сварочную ванну при подводной сварке сталей порошковой проволокой ферритного типа разработано специализированное оборудование и технологические рекомендации по подводной механизированной сварке с внешним электромагнитным воздействием, повышающие качество металла шва и расширяющие технологические возможности этого способа сварки на глубинах до 50 метров

In the thesis on the basis of studies of the physical and metallurgical characteristics of the influence of the external electromagnetic field on the weld pool in underwater flux-cored wire welding specialized equipment and technological guidance on underwater mechanized welding with an external electromagnetic influence that improve the quality of the weld metal and extend the technological capabilities of this method of welding at a depth of 50 meters is developed

Одним из основных недостатков, присущих швам, сваренным под водой, является пониженный уровень механических свойств, в первую очередь пластичности. Это связано с условиями, в которых протекает процесс сварки. Водородная атмосфера парагазового пузыря (водяной пар и продукты его диссоциации, составляющие основу атмосферы парагазового пузыря) приводит к насыщению металла сварочной ванны водородом. Из-за ускоренной кристаллизации возможность ее дегазации

резко ограничена. Как результат, в швах, сваренных под водой, наблюдается большое количество пор, а содержание водорода может в несколько раз превышать равновесное.

Задача повышения механических свойств обычно решается металлургическим путем – за счет изменения состава рудоминеральной части шихты электродных материалов и легирования металла шва. В последнем случае результат достигается за счет формирования оптимальной структуры металла шва. Альтернатива металлургическому подходу видится в создании условий принудительной дегазации сварочной ванны путем ее перемешивания.

Установлено, что применение какого либо перемешивания на этапе кристаллизации (механическое, низкочастотное, вибрация, ультразвуковая обработка расплава) оказывает существенное влияние на формирование первичной структуры, в том числе и при дуговой сварке. Учитывая сложность использования каких-либо механических устройств, реализация такого подхода возможна за счет применения внешнего электромагнитного воздействия (ЭМВ). В практике сварки на воздухе его применяют в тех случаях, когда традиционные технические и технологические приемы не позволяют обеспечить заданный уровень качества металла шва

Техника осуществления процесса перемешивания сварочной ванны внешним электромагнитным полем обладает рядом преимуществ. Главное из них – возможность бесконтактного воздействия на расплав и удобство управления процессом путем регулирования электрических параметров устройств, создающих внешнее магнитное поле. Взаимодействие этого магнитного поля с магнитными полями вихревых токов и сварочного тока в расплаве возбуждает комплекс магнитогидродинамических явлений, которые приводят к перемещению жидкого металла вдоль оси шва в том или ином направлении [1-4].

Использование метода электромагнитного перемешивания при сварке под водой требует разработки методик расчета режимов ЭМВ для условий водной среды, обеспечивающих оптимальный уровень свойств соединений.

Эксперименты проводили в лабораторном бассейне. Многопроходную сварку образцов стали 17Г1С толщиной 14 мм с V-образной разделкой кромок осуществляли порошковой проволокой ППС-АН1 на режиме: $I_{св}=180$ А обратной полярности, $U_d=36$ В, $V_{св}=9$ м/ч. Аксиальное управляющее магнитное поле (УМП) в зоне сварки генерировали с помощью цилиндрического электромагнита, размещенного коаксиально мундштуку. Индукцию УМП регулировали с помощью блока управления Ф-791.

Проведенные исследования показали, что внешнее электромагнитное воздействие на жидкометаллическую ванну в процессе мокрой сварки под водой является эффективным инструментом, позволяющим существенно снизить пористость металла шва более чем в 8 раз (рис. 1), уменьшить содержание водорода более чем в 2,5 раза (рис. 2) [5].

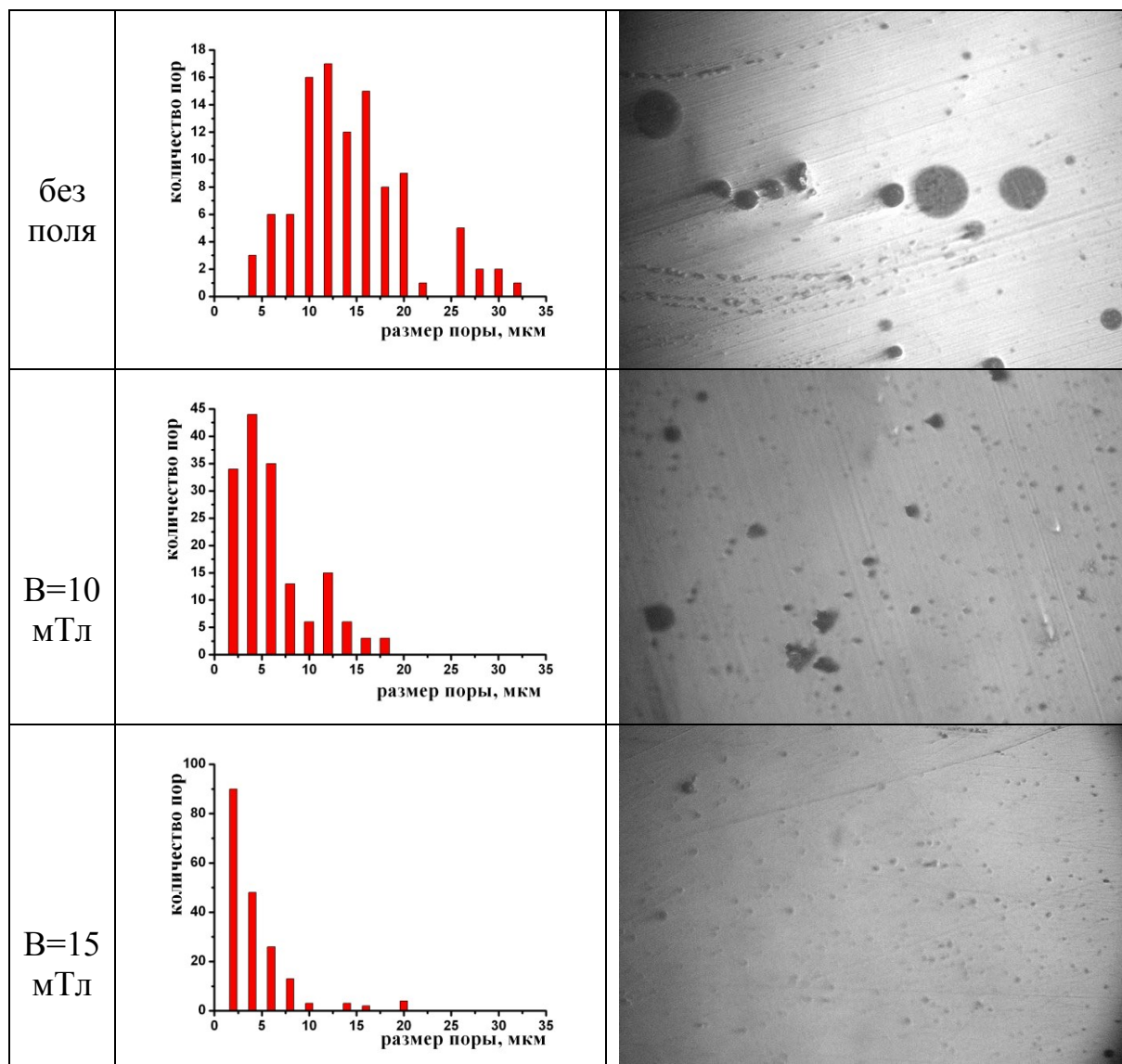


Рис. 1 Распределение пор по размерам в металле швов, выполненных под водой без и с применением переменного магнитного поля напряженностью $B = 10$ мТл и $B = 15$ мТл

При увеличении индукции до 15мТл зафиксировано монотонное увеличение относительного удлинения и относительного сужения на 66% и 33% соответственно (рис. 3). Пределы прочности и текучести при этом увеличились на 8,5% и 10% соответственно.

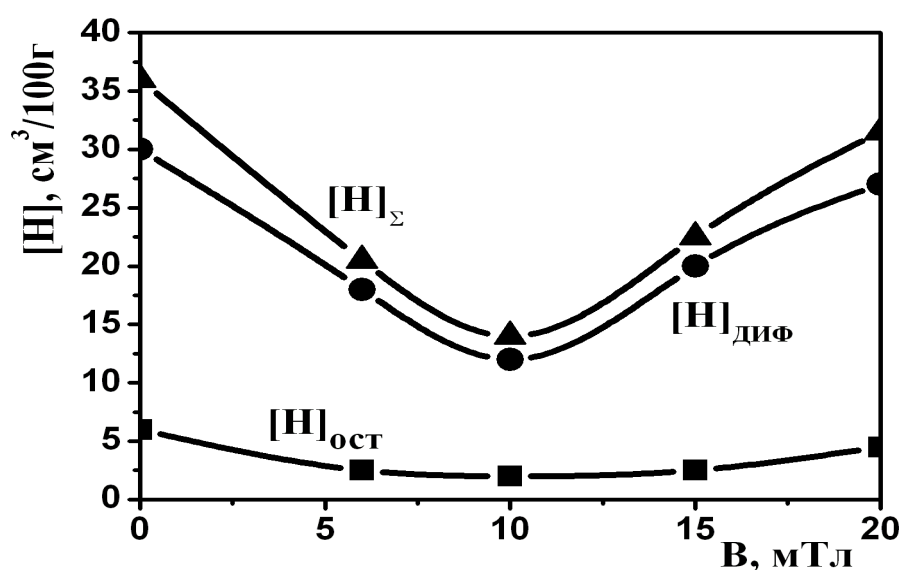


Рис. 2. Влияние индукции аксиального УМП на содержание водорода в металле шва

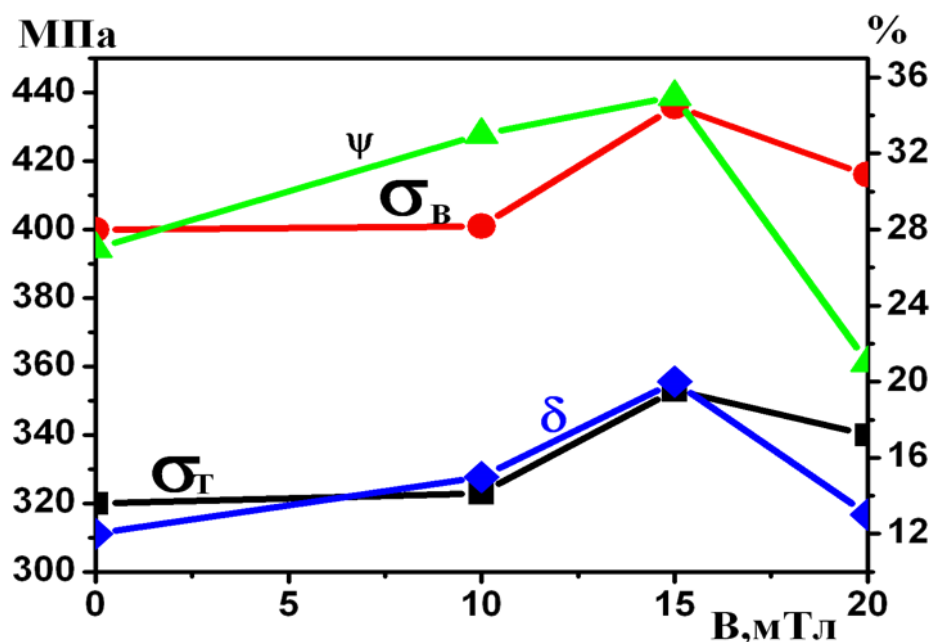


Рис. 3. Влияние индукции управляющего магнитного поля на механические свойства металла шва

Тот факт, что зависимости, приведенные на рис. 3, достигают своих экстремальных значений при одинаковых индукциях, свидетельствует о том, что изменения прочностных и пластичных свойств швов имеют одинаковую основу и связаны с соответствующими изменениями

процессов кристаллизации. При этом равномерное возрастание индукции в диапазоне $B = 0 \div 15$ мТл и последующее резкое снижение пластичности может объясняться взаимосвязью данной характеристики с насыщенностью швов водородом и кислородом [6].

Для более глубоко понимания сущности протекающих процессов в будущем необходимо изучить структурные изменения в металле шва и ЗТВ, вызванные наложением внешнего электромагнитного поля, а также распределение электромагнитных сил в пределах парогазового пузыря.

Выводы

1. Специфика условий дуговой сварки, выполняемой непосредственно в воде, резко усложняет задачу получения качественных сварных соединений по сравнению со сваркой на воздухе.

2. ВЭВ является эффективным средством преодоления вредного влияния водной среды на склонность швов к образованию крупной пористости.

3. Исследования показали справедливость ожиданий резкого снижения количества пор. При $B = 10-15$ мТл суммарный объем пор в сечении швов уменьшился по сравнению с исходными условиями в 5...8 раз.

4. Показана эффективность применения ВЭВ для существенного снижения содержания водорода в металле шва. Наибольший эффект достигается при значении индукции 8...15 мТл.

5. Показано, что в условиях мокрой подводной сварки применение ВЭВ позволяет повысить пластичность металла шва (δ на 66%, ψ на 33%) и обеспечить увеличение значений его предела прочности на 40-50 МПа в диапазоне значений магнитной индукции 10...15 мТл.

Литература

1. Черныш В. П., Кузнецов В.Д., Бриксман А. Н., Шеленков Г. М. Сварка с электромагнитным перемешиванием. - К.: Техника, 1983. – С.127.
2. Кораб Н. Г., Скачков И. О., Матяш В. И. Система управления электромагнитными воздействиями при сварке // Автоматическая сварка. – 1993. - № 11. – С. 52-53.
3. Рыжов Р. Н. Влияние импульсных электромагнитных воздействий на процесс формирования и кристаллизации швов. // Автомат. сварка. -2007. -№ 2. -С.56-58.
4. Размышляев А. Д. Исследование потоков жидкого металла в ванне при дуговой сварке.// Сварочное производство.- 1985. -№ 10. -С.31-32.
5. Максимов С. Ю., Прилипко Е. А., Рыжов Р. Н., Кожухарь В. А. Влияние внешнего электромагнитного воздействия на содержание водорода в металле швов при мокрой подводной сварке // Автомат. сварка. – 2003. - № 6. – С. 55-56.
6. Рыжов Р. Н., Кожухарь В. А., Максимов С. Ю., Прилипко Е. А. Применение внешних электромагнитных воздействий для улучшения механических свойств швов при подводной мокрой сварке // Автомат. сварка. – 2004. - № 11. – С. 53-60.

УДК 669.168

ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИПЛАВКИ ФЕРОСИЛКОМАРГАНЦЮ МАРКИ MnC17

М. І. Прилуцький, І. К. Ляшенко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Метою досліджуваної роботи є сумісне відновлення кремнію та марганцю вуглецем. Відновлений марганець по відношенню до кремнію відіграє роль «осаджувача», як залізо при виробництві феросиліцію, що значною мірою полегшує відновлення кремнію з його окисів

Целью исследуемой работы является совместное восстановление кремния и марганца углеродом. Восстановленный марганец по отношению к кремнию играет роль «осадителя», как железо при производстве ферросилиция, что в значительной степени облегчает восстановление кремния из его окислов

The aim of the study is the joint work of restoration of silicon and manganese carbon. Recycled manganese relative to the silicon plays the role of "precipitant" as iron in the production of ferrosilicon, which greatly facilitates the recovery of silicon from its oxides

Призначення та властивості феросилікомарганцю

В загальній структурі вживання марганцю більш ніж 90% його використовується при виплавці сталі у вигляді феросплавів. Середній показник витрат марганцю в сталеплавильній промисловості залежить від марочного сортаменту сталей, що виплавляються, способу виробництва металу (киснево-конверторного, електропічного, мартенівського), науково-технічного рівня технологічних процесів та інших факторів. Різноманітність марок сталі та сплавів обумовлює необхідність отримання марганцю та марганцевих сплавів широкого сортаменту. Найбільш розповсюдженими марганцевими феросплавами є високо-вуглецевий та низько-вуглецевий феромарганець, феросилікомарганець та металевий марганець.

Марганець, як десульфуратор, із сіркою, що розчинена в рідкому залізі, утворює термодинамічно міцний сульфід. Одночасно утворюються сульфіди марганцю та складні окисульфіди з найбільш прийнятною

формою та локацією в процесі кристалізації сталі та виливок з чавуну (рис. 1).

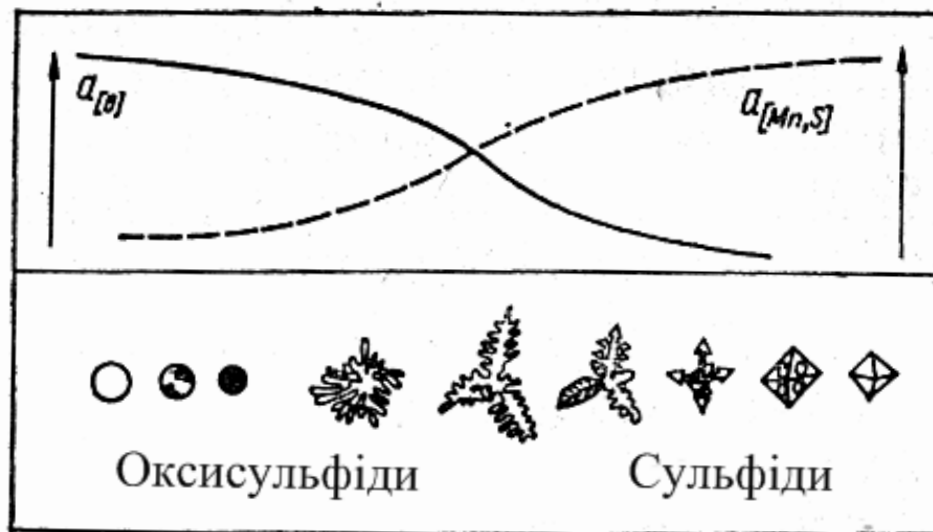


Рис. 1 Вид та форма неметалевих включень в сталі при зміні активності марганцю, кисню та сірки

З приведених на (рис. 1) даних видно, що з підвищенням в сталі вмісту марганцю змінюється тип включень від оксисульфідів до чистих сульфідів, як наслідок відповідної зміни активності марганцю, кисню та сірки.

Феросилікомарганець є комплексним розкислювачем, який широко використовується при виплавці сталі в кисневих конверторах, електричних та мартенівських печах. Підвищення якості сталі, що досягається при використанні феросилікомарганцю замість феросиліцію та феромарганцю, обумовлює й високі темпи збільшення об'ємів виробництва феросилікомарганцю.

Відомо, що розкислювальна здатність марганцю нижча, ніж у кремнію, але один кремній не завжди утворює умови для формування потрібних окисних включень (рис. 2). Використання феросилікомарганцю забезпечує більш високу якість сталі. Зростання та зміна якісного складу продуктів розкислення феросилікомарганцем залежать від співвідношення марганцю до кремнію в сплаві. При вмісті кремнію в залізі продуктами розкислення є складні силікати системи MnO-FeO-SiO_2 , що мають відносно низьку температуру плавлення. Як правило, вміст FeO у включеннях невеликий; вони представлені в основному компонентами системи MnO-SiO_2 . Про їх фазовий склад та температуру плавлення можна зробити висновки з діаграми фазового стану (рис. 3).

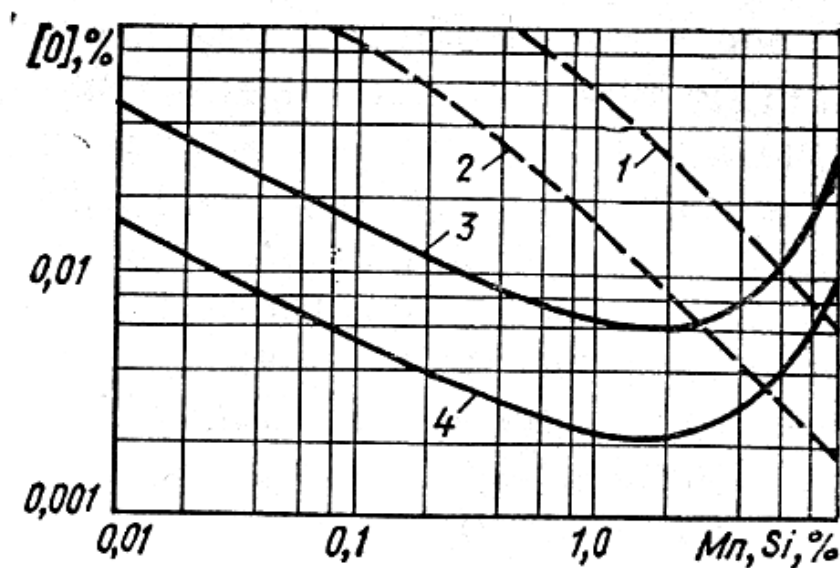


Рис. 2 Рівновага в системі Fe-Mn-O та Fe-Si-O для випадку утворення чистих окисів MnO та SiO₂ при 1500 та 1600°C

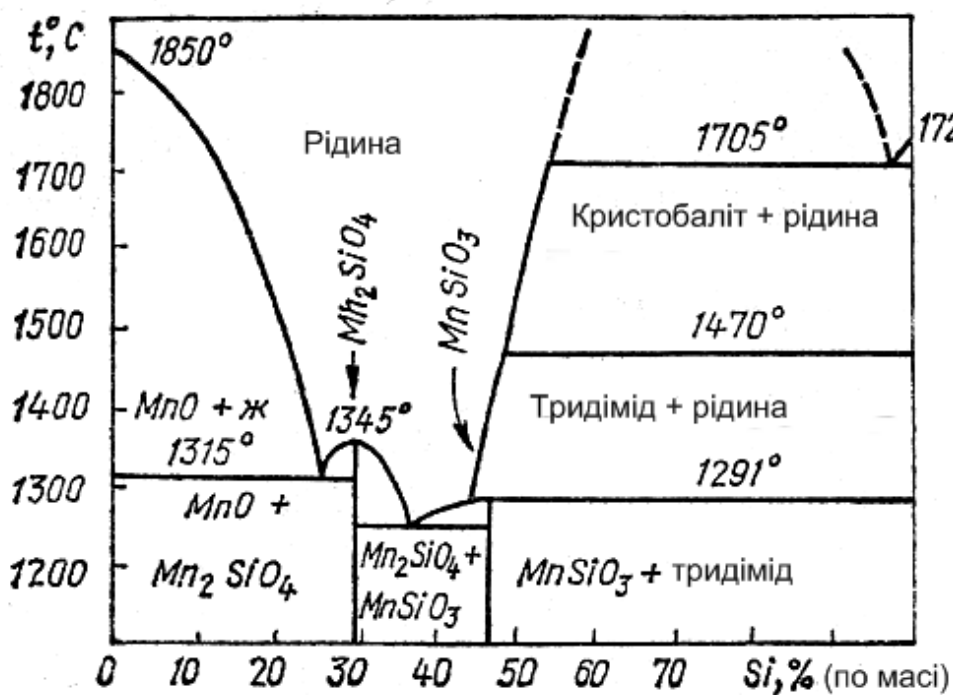


Рис. 3 Діаграма стану системи MnO-SiO₂

Феросилікомарганець класифікується в основному за вмістом в ньому кремнію та фосфору.

Марки основи сплаву та хімічний склад феросилікомарганцю повинні відповідати даним, що приведені в (табл. 1).

Таблиця 1 Феросилікомарганець марки МнС17 та його хімічний склад

Марка основи сплаву	Масова частка елементу, %					
	кремнію	марганцю, не менш	вуглецю	фосфору		сірки
				А	Б	
			не більш			
МнС25	От 25,0 до 35,0 включ.	60,0	0,5	0,05	0,25	0,03
МнС22	«20»25,0»	65,0	1,0	0,10	0,35	0,03
МнС17	«15»20,0»	65,0	2,5	0,10	0,60	0,03
МнС12	«10,0»15,0	65,0	3,5	0,20	0,60	0,03

Таблиця 2 Вимоги до фракційного складу феросилікомарганцю

Клас крупності	Розмір кусків феросилікомарганцю, мм	Масова частка кусків у партії, не більш, %		Максимальний розмір надрешітних кусків за усередненим виміром у трьох напрямках, мм
		над-решітного	під-решітного	
1	От 20 до 200 включ.	10	10	300
2	«20»100»	10	10	200
3	«5»100»	10	10	200
4	« 5 » 50 »	10	10	100
5	«5»25»	10	15	50
6	«0»300»	10	-	350

За узгодженням виробника зі споживачем можуть бути встановлені характеристики сплаву, що відрізняється від Держстандарту.

Шихтові матеріали для виробництва феросилікомарганцю та вимоги до них

Марганцева руда, що здобута в надрах, підлягає збагаченню, тому що має велику кількість пустої породи. Крім цього, використання збагачених

руд знижує питомі витрати електроенергії, підвищує добуток марганцю та поліпшує техніко-економічні показники виробництва марганцевих феросплавів в електропечах.

Відомо більш 150 мінералів марганцю, що представлені в основному кисневими сполученнями та карбонатами.[3] Марганцеві мінерали є складною марганцевою сировиною. Вивчення цих мінералів необхідно не тільки для вирішення задач збагачення, але й для розробки найбільш раціональних методів переробки у фракцію, придатну для використання в металургійній переробці.

Агломерація є високовиробничим способом переробки на кусок дрібних фракцій. Практика використання агломерату у феросплавному виробництві з марганцевих концентратів при виплавці феромарганцю та феросилікомарганцю показує, що агломерат є задовільним кусковим матеріалом, що забезпечує рівний хід печі, глибоку посадку електродів, задовільний газовий режи.

Агломерат, який використовується для виробництва силікомарганцю, необхідно використовувати такий, що відповідає наступним вимогам: середній вміст марганцю не менше 37%, крупність фракції – 5-200 мм, вміст класу менше 5мм не більш ніж 5%, міцність по класу +5 мм не менше 76,5.

Малофосфористий шлак (МФШ) – інший вид марганцевої сировини, який використовується для виробництва силікомарганцю при виплавці силікомарганцю з низьким вмістом фосфору. Він повинен відповідати наступним вимогам: марганцю не менше 35%, фосфору не більше 0,003%, крупність кірок після подрібнення не повинна перевищувати 130 мм.

Підготовка МФШ до плавки полягає у подрібненні кірок на щоккових дробилках.

На даному етапі розвитку вітчизняного феросплавного виробництва підготовка шихти на вітчизняних феросплавних заводах полягає в основному тільки у подрібненні крупних кусків та відсіванні дрібної фракції, а іноді – сушіння кокситу та руди. На деяких заводах для виробництва марганцевих феросплавів використовують агломерат.

Кварцит – сировина, що використовується у виробництві силікомарганцю для регулювання вмісту кремнію у сплаві. Він повинен відповідати вимогам: масова частка SiO_2 повинна бути не менше 96,0%, масова частка Al_2O_3 – не більше 1,8%, засміченість (глина, пісок та ін.) дозволяється до 1,0%, розмір кусків в межах 25-80 мм, але допустимий вміст кусків менше 25мм – не більше 7%, лещадної форми 80-100мм – не більше 15%.

Підготовка кварциту до плавки полягає у подрібненні його на щоккових дробарках та проливанню дрібної фракції. Миття та відсіювання

дрібної фракції проводять на вібраційних грохотах та в барабанах, що обертаються. При підготовці кварциту його втрати складають близько 15%.

Вибір вуглецевотермічного способу виробництва обґрунтований відносно невеликою вартістю відновника у порівнянні з силікотермічним та алюмотермічним способами. Найбільш широке використання при виплавці феросплави отримав самий дешевий сорт відновника – коксит, який отримують при сортуванні доменного коксу. Недоліками коксу є невеликий електричний опір та реакційні властивості, відносно великий вміст золи, сірки та фосфору та значний нестабільний вміст вологи.

Коксит, що використовується у виробництві силікомарганцю, повинен відповідати наступним вимогам: кокс сортований повинен використовуватися фракцією 5-25 мм; вміст фракції менш 5 мм не повинен перевищувати 15%; вміст фракції більше 25 мм повинен бути не більше 10%.

Коксит піддається відсіву дрібної фракції (менш 5мм) та великої фракції, яка дробиться на валових дробарках. Після подрібнення коксит знову відсівається на вібраційних грохотах.

Вибір та обґрунтування технології плавки

Вуглецевотермічний спосіб процесу виробництва феросилікомарганцю – обґрунтований економічно та технологічно випробуваний спосіб, який використовується в галузі на протязі багатьох років. Щодо переваг вуглецевотермічного способу, можна виділити наступні:

- Один з продуктів реакції (CO) у вигляді газу весь час звільняється з печі, при цьому рівновага реакції $\text{MeO} + \text{C} = \text{Me} + \text{CO}$ весь час порушується і процес відновлення йде далеко вправо, завдяки чому досягається високий ступінь витягу ведучого елемента з руд.

- Поріднення вуглецю з киснем зростає з підвищенням температури, що надає можливість відновлювати майже будь-які окиси.

- При відновленні окисів вуглецем відбувається утворення карбідів (SiC , Mn_7C_3 та ін.), внаслідок чого отримані сплави завжди містять велику кількість вуглецю. У зв'язку з цим неможливо використовувати вуглець при виробництві без вуглецевих або сплавів, що мають малий вміст вуглецю.

- Процес відновлення окисів вуглецем ендотермічний, тому необхідно витратити на отримання феросплавів значну кількість електроенергії.

- Вуглець є найдешевшим відновником.

В якості відновника вуглець можна використовувати завжди, коли у сплаві допустимий відносно високий вміст вуглецю або коли у сплаві високий вміст кремнію, як у феросилікомарганці. В останньому випадку карбіди, що утворюються, руйнуються кремнієм і вільний вуглець витрачається на відновлення окисів відповідно до реакцій:



В процесі розвитку феросплавної промисловості були випробувані різноманітні вуглецеві відновники, але найоптимальнішим за параметрами ціна-якість широко використовується коксит-горішок, що є некондиційною фракцією при виробництві металургійного коксу з камінового вугілля. Він використовується в усіх процесах, де дозволяється використання відновників з високим вмістом золи (вміст золи 10-12%).

Технологія виплавки феросилікомарганцю марки MnC17

Технологія виплавки феросилікомарганцю марки MnC17 відпрацьована в умовах ВАТ НЗФ на протязі багатьох років.

Виплавка товарного феросилікомарганцю MnC17 ведуть безперервним способом у потужних руднотермічних печах потужністю 63 МВ·А (рис. 4).

Шихта потрапляє в піч по трубозбігах з пічних бункерів на лоток на склепінні печі навколо електроду. Хід плавки протікає при зануренні робочих кінців електродів на відстані від поду 900-1200 мм.

Кількість колошникового газу, що утворюється по ходу плавки, для печі типу РПЗ-63 складає до 8000 м³/год. Він видаляється з-під склепіння крізь отвори у склепінні печі, на яких встановлено газові стакани системи газоочищення.

Випуск сплаву та шлаку ведуть через 2 години роботи печі. Льотку відкривають машиною відкриття льоток. Ківш для прийому сплаву вмістом 8 м³ футерований шамотом та кремнійглиноземистою набивкою (рис. 5).

Шлак випускають в сталні чани місткістю 16 м³. Тривалість випуску – 20-40 хвилин. Льотки закривають льоточною масою за допомогою машини. Ковші з металом і шлаком викачують у розливальне відділення. Перед розливанням сплаву шлак зливають з ковша так, щоб виключити втрати феросилікомарганцю. Шлак, що залишається в ковші над металом, загущують піском, щоб запобігти потраплянню кислого шлаку, який погано виділяється від металу, до виливків сплаву при розливанні.

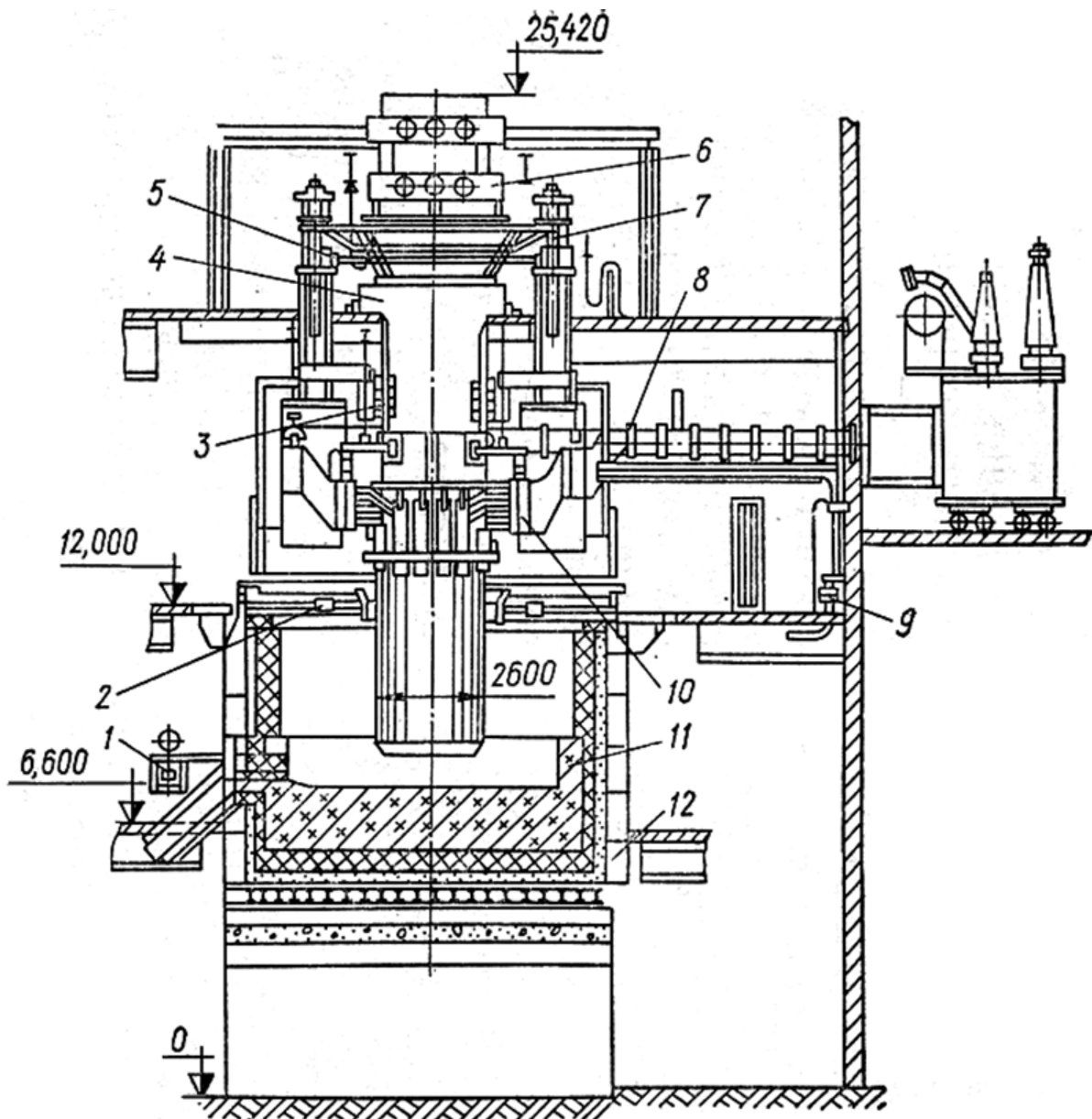


Рис. 4 Розріз ванни закритої руднотермічної печі потужністю трансформаторів 63 МВ·А: 1 – машина для відкриття льотки; 2 – склепіння; 3 – пристрій для фіксації електродотримача; 4 – ущільнення; 5 – система гідропривода; 6 – пристрій для перепуску електродів; 7 – гідравлічний підйомник; 8 – коротка мережа; 9 – система водоохолодження; 10 – електродотримач; 11 – футерівка; 12 – кожух ванни печі

Феросилікомарганець розливають на розливальних машинах типу М720-ТІ (рис. 6). Виливки феросилікомарганцю внаслідок малої механічної міцності сплавів системи Mn-Si-C також мають низькі характеристики міцності, що приводить до утворення некондиційної

дрібної фракції. Введення в шихту малофосфористого шлаку забезпечує отримання феросилікомарганцю зі зниженим вмістом фосфору. Нормальний хід печі при виплавці феросилікомарганцю характеризується стійкою посадкою електродів, рівномірним сходом шихти; тиск газу під склепінням повинен складати 3-5 Па, температура газу $<750^{\circ}\text{C}$, його склад: $\leq 8\% \text{H}_2$, 70-80% CO та $\leq 1\% \text{O}_2$.

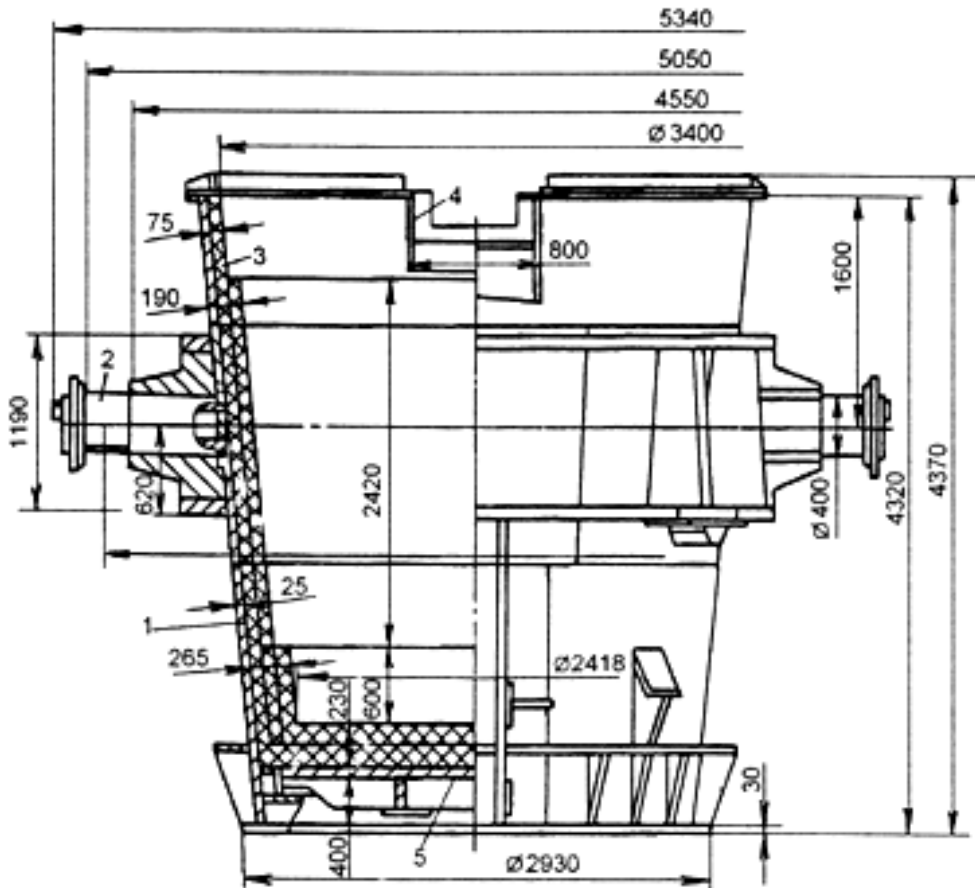


Рис. 5 Ківш для прийому сплаву

Відхилення від нормального ходу печі характеризується нерівномірним сходом шихти (обвали), нестабільною посадкою електродів, нестабільним газовим режимом. Причиною цього є низька якість шихтових матеріалів – велика кількість дрібної фракції, підвищена вологість та ін. Засобом усунення цих відхилень є використання більш якісних шихтових матеріалів, вимоги до яких викладені раніше.

Іншим відхиленням від нормального ходу печі є висока посадка електродів, що призводить до підвищення горизонтів плавлення у ванні печі, збільшення запиленості колошникового газу, погіршення виходу розплаву з печі, погіршення електричного режиму (зменшення величини

питомого перепуску та перекоксування електродів). Засобом усунення цього відхилення є зменшення наважки коксика в шихтовці, що призведе до збільшення електричного опору шихти.

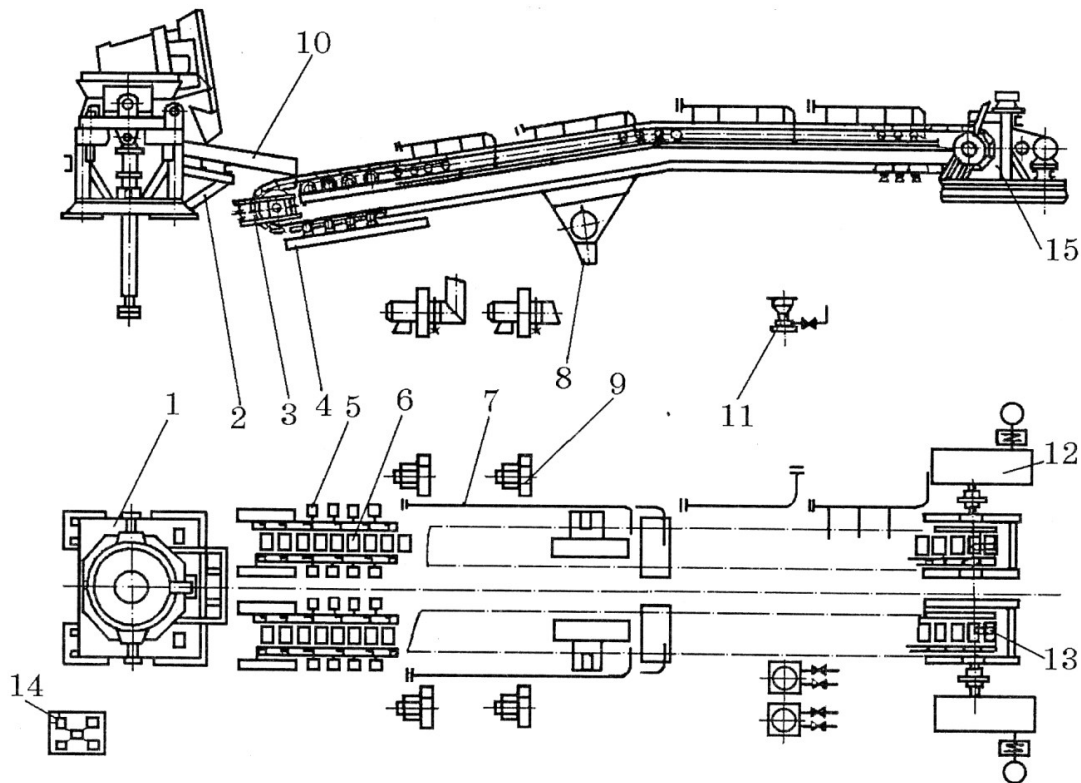


Рис. 6 Схема розливочної машини МРФ-4-722-270: 1 – кантувальний пристрій; 2 – похилі плити ; 3 – натяжна станція; 4 – рама; 5 – роликовий пристрій; 6 - стрічка конвеєра з виливницями; 7 – водяне охолодження виливниць; 8 – оприскувач; 9 – пристрій димососу; 10 – розливний жолоб; 11 – система змастилення; 12 – система приводу конвеєра; 13 – жолоб скидання; 14 – пристрій гідравлічного приводу

Також відхиленням є глибока посадка електродів, при якій виникає підвищений опір під електродами, недостатня сила струму на фазі, та як наслідок недостатнє виділення тепла в тілі електроду, що потрібне для процесу коксування електроду. В цьому випадку найчастіше ця ситуація суттєво не впливає на нормальний хід процесу плавлення, окрім випадків, коли підвищений опір під електродом викликаний його руйнуванням, і засобом усунення цього відхилення є підвищення наважки коксика в шихтовці.

У випадку руйнування електроду виконується його разовий перепуск на необхідну величину та коксування електроду за графіком набору струмових навантажень. При цьому наважка коксу під цей електрод

збільшується задля забезпечення необхідних умов для проведення коксування.

Фізико-хімічні процеси, що протікають у ванні печі

Феросилікомарганець – сплав марганцю з кремнієм та залізом, тобто є багатокомпонентним сплавом системи Mn-Si-C. Вміст вуглецю в ньому має зворотну залежність від концентрації кремнію, тобто зі збільшенням вмісту кремнію у феросилікомарганцю розчинність вуглецю в ньому зменшується (рис. 7). Причиною цьому є більша термодинамічна міцність силіцидів марганцю у порівнянні з карбідами марганцю [5].

Особливістю виплавки товарного феросилікомарганцю є сумісне відновлення кремнію та марганцю вуглецем. Оскільки утворення стандартного за кремнієм сплаву йде в напрямку поступового збагачення вуглецевонасичених часток металу кремнієм, постійно змінюється склад часток сплаву.

При виплавці феросилікомарганцю у шихті застосовується марганцева сировина, в якій міститься MnO_2 , Mn_2O_3 , Mn_3O_4 та MnO , що входять до складу мінералів: піролюзиту (MnO_2), псиломелану ($MnO \cdot MnO_2 \cdot nH_2O$), манганіту ($MnO_2 \cdot Mn(OH)_2$), брауніту (Mn_2O_3), гаусманіту (Mn_3O_4) та 730н..

У марганцевому агломераті присутні гаусманіт, манганозит (MnO) та силікати марганцю, здебільш тефроїт ($2MnO \cdot SiO_2$).

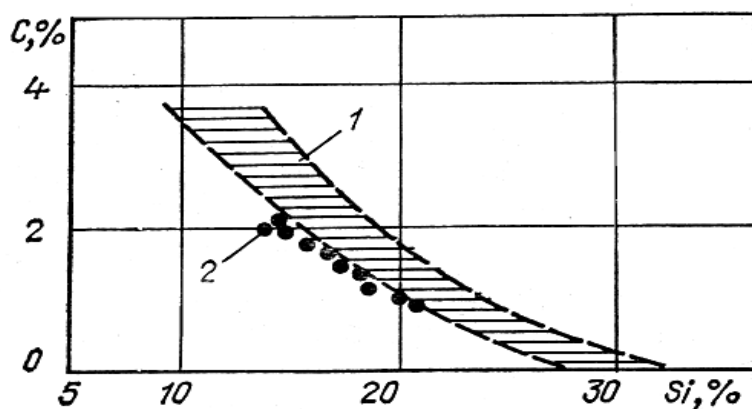
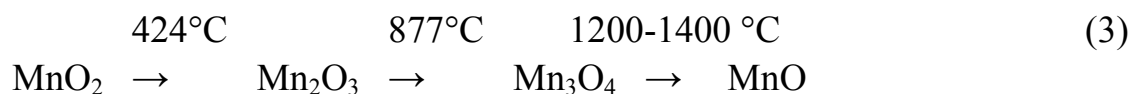


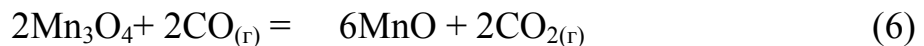
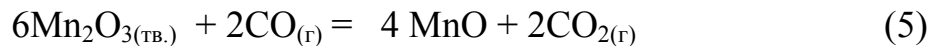
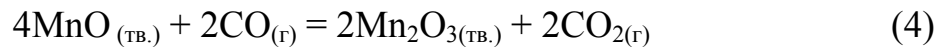
Рис. 7 Вплив кремнію на розчинність вуглецю в розплавах системи Mn-Si-C : 1 – зона зміни вмісту вуглецю при зміні вмісту кремнію; 2 – фактичний вміст вуглецю у зливках товарного феросилікомарганцю

Окиси марганцю дисоціюють за схемою:



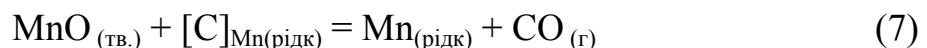
Закис марганцю (MnO) стійкий до температури майже 3000°C.

Вищі окиси марганцю легко відновлюються окисом вуглецю та вуглецем:

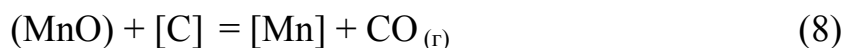


Враховуючи приведені вище данні про поведінку вищих окисів марганцю при нагріванні в умовах відновлення, приймаємо, що вже у верхніх шарах ванни феросплавної печі при температурі 600-800 °С, за умови досить дрібної шихти, вищі окиси будуть відновлюватись до MnO.

Відновлення MnO до Mn йде при 1310°C, при цьому процес при чистій MnO йде, в основному, з відновленням твердого закису вуглецем рідкого металу за реакцією:



При відновленні закису з руди відновлення йде зі шлаку, що легко утворюється:

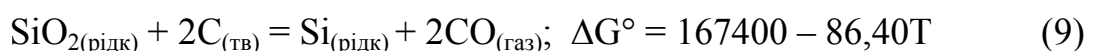


При наявності заліза в шихті, що має місце при виплавці феросилікомарганцю, відновлення марганцю з його окисів значно полегшується.

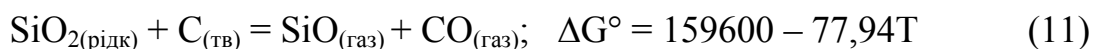
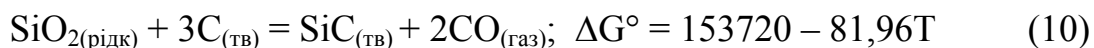
Поряд з відновленням марганцю при отриманні феросилікомарганцю протікає також процес відновлення кремнію з кварциту шихти та кремнезему руди та золи коксу.

В теперішній час вже встановлено, що процес відновлення кремнію з кремнезему протікає з утворенням карборунду SiC та моноокислу кремнію SiO, що легко випаровується. Але якщо в локальних зонах печі і утворюються умови відновлення кварциту до карбїду кремнію, то при контакті з металевою фазою карбїд кремнію, що є невірноваженою системою, руйнується.

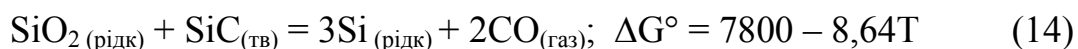
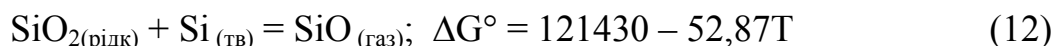
Відновлення кремнію може протікати за наступними реакціями:



Початкова температура реакції при $P_{\text{co}} = 1 \text{ атм.}$ дорівнює 1690°C .

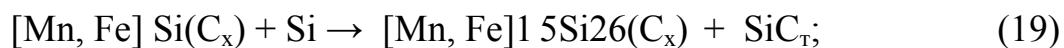
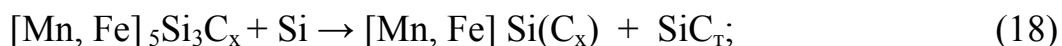
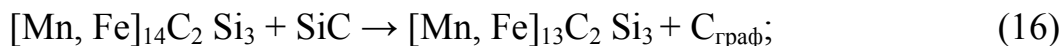
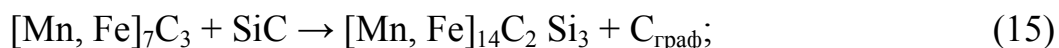


Початкова температура реакції при $(P_{\text{co}} + P_{\text{SiO}_2}) = 1 \text{ атм.}$ дорівнює 1720°C .



Початкова температура реакції 1730°C .

Послідовність процесів взаємодії металевих розплавів, насичених вуглецем, з карбідом кремнію та кремнію може бути представлена наступними хімічними схемами відповідно до (рис. 7).

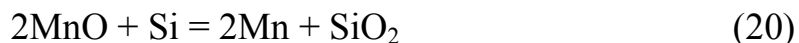


Наведені вище реакції відновлення марганцю та кремнію при виплавці феросилікомарганцю ускладнюються накладенням процесів взаємодії окисів марганцю та кремнію з утворенням силікатів та взаємного впливу марганцю та кремнію на процеси відновлення.

Силікати марганцю – тефроїт $(\text{MnO})_2 \cdot \text{SiO}_2$ та родоніт $(\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2)$ утворюються в печі при температурах близька 1200°C . Окрім того, ці силікати знаходяться у марганцевих концентратах і особливо багато їх надходить з агломератом, де їхній вміст складає біля 40%. Наявність такої кількості силікатів негативно впливає на відновлення марганцю.

Відновлений марганець по відношенню до кремнію відіграє роль «осаджувача», як залізо при виробництві феросиліцію, що значною мірою полегшує відновлення кремнію з його окисів.

З іншого боку, відновлений кремній допомагає відновленню марганцю за реакцією:



Ця реакція при досягненні рівноваги в системі метал-шлак визначає також склад феросилікомарганцю та вміст марганцю у шлаку.

Література

1. Гладких, В. А., Гасик М. И., Овчарук А. Н., Пройдак Ю. С. / Проектирование и оборудование электросталеплавильных и ферросплавных цехов // Днепропетровск, “Системне технологи”, 2004 – 734 с
2. Гасик, М. И., Емлин Б. И. / Электрометаллургия ферросплавов // Учебник для вузов. Киев; Донецк: Главное издательство, 1983. – 376 с.
3. Величко, Б. Ф., Гаврилов В. А., Гасик М. И., Грищенко С. Г., Коваль А. В., Овчарук А. Н. / Metallurgy of manganese in Ukraine // Київ, “Техніка” 1996 – 470 с
4. Рысс, М. А. / Производство ферросплавов // М. : Metallurgy, 1985. – 344 с
5. Гасик, М. И., Лякишев Н. П., Емлин Б. И. / Теория и технология производства ферросплавов // М. : Metallurgy, 1988. – 784 с.
6. Поволоцкого, Д. Я. / Электрометаллургия стали и ферросплавов // Под редакцией /// М. : Metallurgy, 1974. – 552 с.
7. Хитрик, С. И., Гасик М. И., Емлин Б. И./ Конспект лекций по специальному курсу «Электрометаллургия стали и ферросплавов», Производство ферросплавов, том1 // Днепропетровск, 1972. – 322 с.

УДК 669.187.56.001.1

ЕКОЛОГІЧНІ ПРОБЛЕМИ МЕТАЛУРГІЇ ТА ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто основні екологічні проблеми металургійного виробництва та однієї з її галузей, електрошлакового переплаву

Рассмотрены основные экологические проблемы металлургического производства и одной из её отраслей, электрошлакового переплава

The main environmental issues of metallurgical industry and one of its branches, electroslag remelting were considered

В ряді промислово розвинених країн витрати, пов'язані з вирішенням проблем екології та охорони природи вже перевищили 2-2,5 % по відношенню до валового національного продукту, а правила інженерного підходу до організації технології виробництва, часто стали позначати, як «3Е» (Energy+Ecology+Economy) [1].

Однією з галузей до діяльності якої в області ресурсозбереження та екології людства пред'являє серйозні претензії, являється металургія. Металургійний комбінат повного циклу, що випускає 10 млн. *t* сталі в рік, до запровадження сурових мір контролю викидав щорічно в атмосферу більше 200 тис. *t* пилу, 50 тис. *t* сполук сірки, 250 тис. *t* оксиду вуглецю, оксидів азоту та інших речовин. Робота заводських агрегатів супроводжується шумами та вібраціями.

Металургійне виробництво супроводжується утворенням великої кількості шлаку. Ця маса шлаку, якщо її скерувати в шлакові звалища, займе значні площі, що пов'язане з відторгненням значних земельних угідь, забрудненням ґрунту та водного басейну, потребує організації залізничних шляхів і т. д. Витрати на захист включаючи водний та повітряний басейни, на боротьбу з шумами та вібраціями, вилучення цінних відходів виробництва і т. д. безперервно зростають. Вони скрізь перевищили 5 %, а при будівництві деяких заводів досягають 20 % загальних капіталовкладень [2].

При першому завантаженні викид забруднень складає 140, а при повторному збільшується до 320 мг/м^3 повітря.

В цілому інтервал значень викидів при завантаженні сировини в електропіч змінюється від 0,25 до 0,5 кг/т сталі.

Для вилучення контамінатів із повітря робочої зони в процесі завантаження сировини в електропіч доцільно використання витяжних пристроїв, які забезпечують вилучення забруднень із повітря робочої зони.

Зокрема, для вказаних цілей можуть бути використані навіси з витяжним пристроєм, який установлюється над завантажувальним візком під дахом цеху.

Ефективно також використання трьохсекційних витяжних ковпаків з двома направляючими екранами, із допомогою яких контамінати з потоком повітря вводяться в зону захвату викидів секцією витяжних ковпаків. Два інших ковпака витяжної системи орієнтовані у просторі так, щоб були забезпечені умови захвату контамінатів при випуску сталі.

З метою ефективного вилучення шкідливих викидів із робочої зони можливо спорудження герметичного кожуха навколо електропечі, сполученого з повітропроводами вентиляційної системи.

В цьому випадку всі шкідливі речовини незалежно від технологічного етапу плавки виводяться за межі цеху. При плавці сировини в електропечі не вигорівши після завантаження металобрухту суміші «ф'юмінгують» весь процес плавки. Аерозолі, виникаючі зі швидкістю $2 \text{ кг/(т}\cdot\text{год)}$ в процесі плавки, можуть мати до 37 % ZnO. Якщо при плавці сировини необхідно використовувати кисневе дуття, котре забезпечує можливість регулювання складу вуглецю в рідкому металі, то швидкість виникнення аерозолів зростає до $10 \text{ кг/(т}\cdot\text{год)}$.

Із всіх переплавних процесів спеціальної металургії найбільш значним за кількістю шкідливих виділень і впливом на навколишнє середовище є найбільш масовий за об'ємом виробництва електрошлаковий переплав. Інші процеси типу ВДП, ЕПП, які протікають у вакуумі, характеризуються значно меншою шкідливою дією на персонал і навколишнє середовище. Проблеми які виникають при цьому менш значні чим при ЕШП і головне, вони вирішуються тим набором засобів і пристроїв, який розробленим і розробляється для електрошлакових технологій (ЕШТ) [3].

Процеси ЕШТ супроводжуються значними тепло- і газовиділеннями. Джерелами тепла служать дзеркало шлакової ванни, виливок і шлакова шапка після вилучення їх із тигля, нагріті електроди, які витрачаються і їх огарки, флюсоплавильний тигель – ківш, флюсопрокалювальні печі, пічні і флюсоплавильні трансформатори і таке інше. Для ефективного захисту від теплового випромінювання і забезпечення нормальних умов праці на ділянках ЕШТ широко використовуються різноманітні системи і засоби,

які включають припливно-витяжну вентиляцію загального призначення, теплозахисні екрани, термоси для накопичення гарячих виливків і їх сповільненого охолодження, рідкі футеровочні суміші, які наносяться на гарячий зливочок. У сукупності ці засоби дозволяють повністю усунути виділення тепла в виробничі приміщення.

Процес формування електрошлакового виливка протікає у водо охолоджуваному кристалізаторі під шаром шлаку без суттєвого газовиділення. Втім для запобігання попадання нагрітих газів, які відходять в атмосферу і виробничі приміщення особливо в період розплавлення флюсу, установки ЕШТ і флюсоплавильні печі облаштовують системами місцевого газовідсмоктування. Відмінність їх від аналогічних систем цеху ЕШП металургійного заводу заключається в тому, що широка номенклатура виливків зобов'язує мати гнучку систему газовідсмоктування з набором змінних кожухів. Гази, які відходять, проходять цикл послідовного очищення від пилу і шкідливих газоподібних сполук які нейтралізуються у замкнутій зворотній системі циркуляції вапняного молока. Система димоочищення обслуговується одним оператором і забезпечує повну нейтралізацію шкідливих газовиділень і охолодження газоподібних продуктів, які відходять при ЕШП і розплавленні флюсу.

Гостро стоїть питання водопостачання ділянки ЕШТ. Витрати охолоджуючої води при виплавці багатотоннажних заготовок досягають $400-500 \text{ м}^3/\text{год}$, причому вода повинна подаватися безперебійно. Найменша перерва призводить до виникнення аварійної ситуації. Забезпечити такі витрати при мінімальному використанні свіжої води може тільки оборотна система водо забезпечення з двома циклами холодної та гарячої води, теплообмінником та насосною станцією обладнана двома комплектами насосів (основним та резервним) і апаратурою переключення на резервний варіант. Електродвигуни насосної станції мають бути підключені від двох незалежних підстанцій через систему, що забезпечує переключення їх з одного вводу на інший за декілька секунд у випадку відключення одного з вводів.

Використання електронагріву замість газового для термообробки зливків дозволяє створити безпечні умови праці у зв'язку з відсутністю токсичних викидів в атмосферу цеху.

Для очищення від пилу газів що виходять з електрошлакових та флюсоплавильних печей використані рукавні фільтри з нейтралізації токсичних виділень.

Сучасний рівень розвитку електрошлакової технології і обладнання дозволяє повністю механізувати і автоматизувати всі технологічні процеси

та операції, виключити ручну працю і створити безпечні умови роботи при одночасному підвищенні якості металу і зниження його собівартості.

Література

1. Основи охорони праці: Підручник. 3-тє видання, доповнене та перероблене. / К. Н. Ткачук, М. О. Халімовський, В. В. Зацарний та ін.. За ред. К. Н. Ткачука. – К.: Основа, 2011. – 480 с.
2. Левченко О. Г. Охорона праці у зварювальному виробництві: Навчальний посібник / О. Г. Левченко, О. І. Полукаров. – К.: Основа, 2014. – 352 с.
3. Грицик В. Екологія довкілля. Охорона природи: навчальний посібник для студентів вузів / В. Грицик, Ю. Канарський, Я. Бедрій. – К.: Кондор, 2009. – 290 с.

УДК 669.187.56.001.1

ЕЛЕКТРИЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПРОЦЕСУ

Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Розглянуто основні електричні характеристики електрошлакового процесу та методи впливу на них

Рассмотрены основные электрические характеристики электрошлакового процесса и методы влияния на них

The main electrical characteristics of electroslag process and methods of influence on them were considered

Електричні характеристики печей ЕШП являють собою сукупність залежностей потужності $P_{\text{шл}}$, напруги $U_{\text{шл}}$ та опору шлакової ванни $R_{\text{шл}}$, коефіцієнта потужності печі $\cos \varphi$ та електричного ККД $\eta_{\text{ел}}$ від режиму трансформатора (типу і вторинної напруги).

Вони можуть бути розраховані за відомими параметрами мережі, що підводить струм або визначені експериментально.

Ці характеристики розраховуються по сукупності наступних виразів [1]:

$$U_{\text{шл}} = \sqrt{U_{2\text{мп}}^2 - I^2 \cdot (r^2 + x^2)} \quad (1)$$

$$P_{\text{шл}} = I \cdot \sqrt{U_{2\text{мп}}^2 - I^2 \cdot (r^2 + x^2)} \quad (2)$$

$$R_{\text{шл}} = \sqrt{\frac{U_{2\text{мп}}^2}{I^2} - x^2} - r \quad (3)$$

$$\cos \varphi = \frac{P_{\text{акт}}}{S_{\Sigma}} \cdot \frac{r + R_{\text{шл}}}{\sqrt{(r + R_{\text{шл}})^2 + x^2}} \quad (4)$$

$$\eta_{el} = \frac{P_{шл}}{P_{акт}} = \frac{R_{шл}}{r + R_{шл}} \quad (5)$$

де r - опір джерела живлення із струмопідведенням;

x - індуктивний опір електрода;

$P_{акт}$, S_{Σ} - відповідно активна і повна потужність трансформатора.

Застосування електродів із металів різного хімічного складу чинить значний вплив на параметри електричного режиму шлакової ванни при однаковому режимі трансформатора (рис. 1, табл. 1) [2].

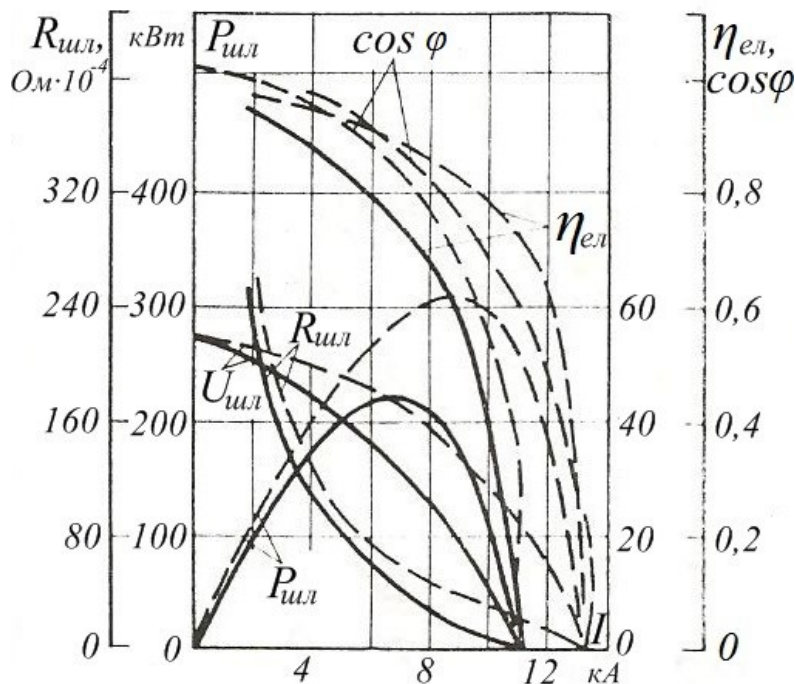


Рис. 1 Електричні характеристики печі типу ОКБ-905 при переплаві магнітної (суцільні лінії) і немагнітної (пунктир) сталі

Таблиця 1 Вплив матеріалу електрода на електричний режим ванни при однаковому режимі роботи трансформатора ($U_{2mp}=55$ В, $I=8$ кА)

Марка металу	$P_{шл}$, кВт	$U_{шл}$, В	$R_{шл}$, $\text{Ом} \cdot 10^{-4}$	η_{el}	$\cos \varphi$
ЕІ961	211	26,4	33,0	0,654	0,735
ЕП202	304	38,0	47,6	0,856	0,810

Неврахування цієї обставини може привести до значного відхилення електричних і технологічних режимів шлакової ванни при переплаві різних марок сталей і сплавів.

Для вибору найбільш раціональної області режимів печей велике значення має режим максимальної потужності шлакової ванни. Цей режим настає при співвідношенні $R_{\text{шл}} = Z_{\text{п.м}}$ (де $Z_{\text{п.м}}$ - повний опір підвідної мережі).

При цьому коефіцієнт потужності і електричний ККД не залежать від абсолютних величин струму і напруги і визначаються виразами:

$$\cos \varphi = 0,707 \cdot \sqrt{1 + \cos \varphi_{\text{п.м}}} \quad (6)$$

$$\eta_{\text{ел}} = \frac{1}{1 + \cos \varphi_{\text{п.м}}} \quad (7)$$

При перевищенні цього режиму потужність, яка вводиться в ванну, падає, що викликає погіршення техніко-економічних показників процесу.

Згідно дослідних та експериментальних даних, одноелектродні електрошлакові печі починаючи з $D_{\text{кр}} \approx 0,45 \text{ м}$ (для шлаку АНФ-6) працюють в неекономічному режимі (рис. 2) [3].

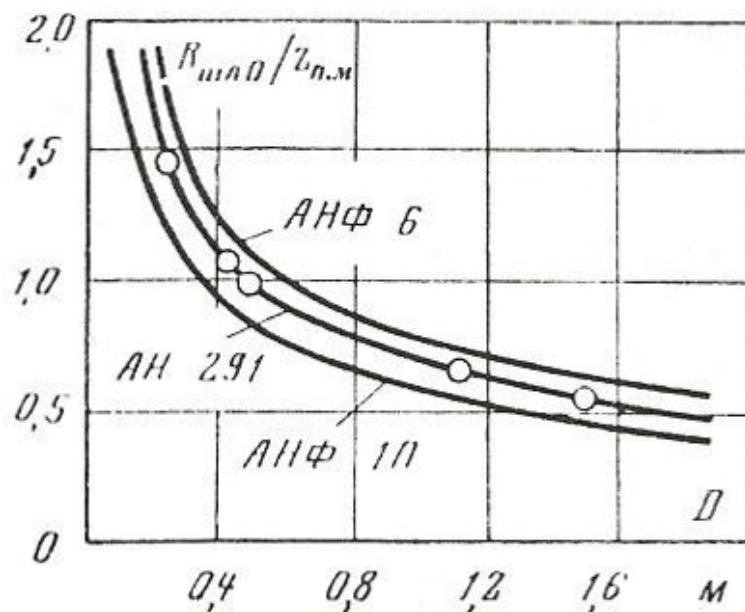


Рис. 2 Зміна співвідношення опору ванни і струмопідвода одноелектродних печей при збільшенні розміру зливка (точки – експериментальні дані)

Застосування шлаків з більш високим питомим електричним опором (типу АН-291) дещо підвищує критичний розмір злитка. Особливо важко вибрати режим при переплаві під шлаком типу АНФ-1П.

Отже, для покращення характеристик одноелектродних печей необхідно знизити опір струмопідвода і збільшувати опір шлакової ванни, застосовуючи шлаки зі збільшеним питомим електричним опором, знижуючи висоту шару і т. д.

Значне покращення електричних характеристик печей ЕШП можна отримати при переході на багатоелектродні печі. Особливо помітне покращення параметрів спостерігається при використанні біфілярних схем, які дозволяють знизити індуктивність не тільки короткої мережі але і електродів (табл. 2).

Таблиця 2 Опір струмопідвода ($\text{Ом} \cdot 10^{-4}$) печі типу Р-951 з одноелектродною і біфілярною схемами

Ділянка	Одноелектродний струмопідвід		Біфілярний струмопідвід	
	r	x	r	x
Коротка мережа	14,25	88,5	10,9	38,1
Електроди	25	36,4	15,75	11,83
Всього	39,25	124,9	25,65	49,93

Великий вплив на електричні характеристики печі чинить сплавлення електрода під час плавки і зміна при цьому параметрів підвідної мережі. Зміна активного опору струмопідвода печі під час плавки перевищує 40%, а індуктивного досягає 20%.

В результаті цього, потужність, яка вводиться в шлак і напруга значно зростають, що є однією з причин виникнення нестабільності режиму плавлення електрода.

Необхідно відмітити, що електричні характеристики печей визначаються параметрами електричного кола, залежать від конструкційних особливостей печей і слабо пов'язані з конкретною технологією плавлення на даній печі – масою злитка, хімічним складом і кількістю шлаку.

При постійному значенні струму I_{el} (рис. 3) в процесі плавки із-за зміни параметрів короткої мережі, зменшення кількості шлаку, акумуляції теплової енергії в злитка, зростають значення $P_{шл}$, $U_{шл}$, $R_{шл}$, U_{el} і зменшується h_{el} . Швидкість наплавлення злитка зростає від початку до кінця плавки, змінюється форма і глибина металевої ванни і умови

кристалізації злитка, кінець електрода виходить на поверхню шлакової ванни [4].

При підтримці постійної напруги на шлаковій ванні $U_{шл}$ переміщенням електрода (рис. 4) по мірі його оплавлення і зменшення в ньому втрат значення $P_{шл}$, $I_{ел}$ зростають, а $R_{шл}$ і $h_{ел}$ зменшуються, що веде до різкого зростання швидкості плавлення електрода ($V_{пл.ел}$) і швидкості його подачі в кінці плавки. Нестабільність швидкості плавлення електрода і зміна $h_{ел}$ приводить до росту швидкості наплавлення злитка, зміні глибини і форми металевої ванни, тобто до нестабільної якості металу злитка.

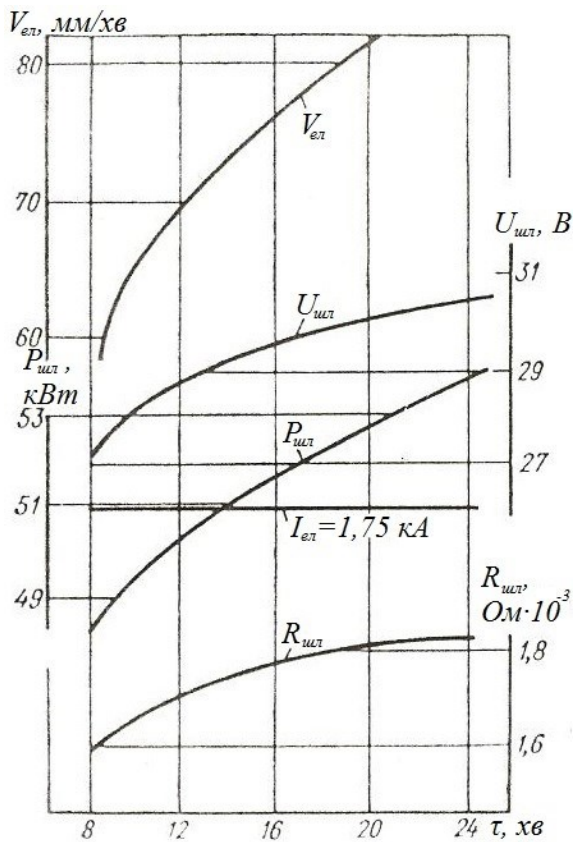


Рис. 3 Зміна параметрів процесу ЕШП в умовах, що струм електрода $I_{ел}$ лишається постійним

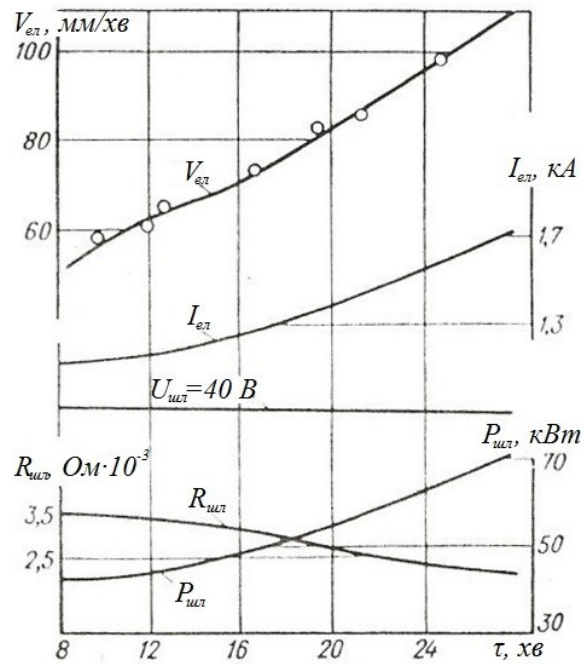


Рис. 4 Зміна параметрів процесу ЕШП при підтримці постійної напруги $U_{шл}$

При стабілізації потужності $P_{шл}$ переміщенням електрода (рис. 5) зі збільшенням напруги на шлаковій ванні $U_{шл}$ по мірі сплавлення електрода, його струм $I_{ел}$ зменшується, що викликає зростання $R_{шл}$ і $h_{ел}$.

Це веде до зміни конфігурації електричного і температурного полів в шлаці і зменшення швидкості плавлення електрода в кінці плавки. Крім того внаслідок значного зниження h_{el} метал, що плавиться стикається з атмосферою, в результаті чого збільшується забрудненість металу злитка.

При підтримці постійного опору шлакової ванни $R_{шл}$ (рис. 6) переміщенням електрода, міжелектродний проміжок (Δ або $h'_{шл}$) не залишається постійним.

Крім того, зростання $U_{шл}$ внаслідок сплавлення витратного електрода приводить до збільшення I_{el} , що в свою чергу викликає збільшення швидкості плавлення електрода ($V_{пл.ел}$) і нестабільної якості металу.

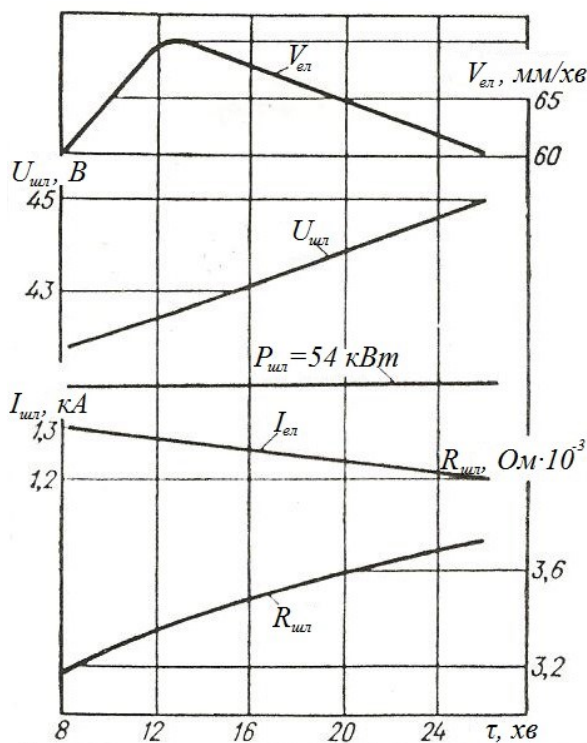


Рис. 5 Зміна параметрів процесу ЕШП при стабілізації потужності $P_{шл}$

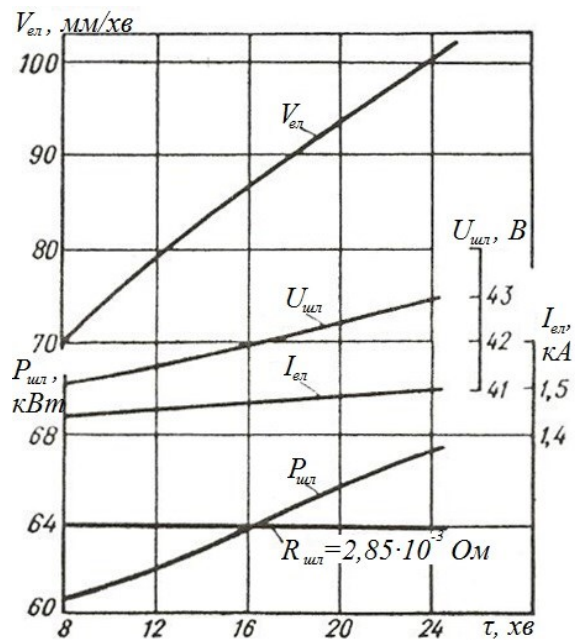


Рис. 6 Зміна параметрів процесу ЕШП при підтримці постійного опору шлакової ванни $R_{шл}$

Аналіз електричних режимів ЕШП показує, що задану швидкість наплавлення злитка в умовах сталого міжелектродного проміжку неможливо отримати, регулюючи піч по будь-якому із параметрів тільки переміщенням електрода.

Найбільш прості і зручні параметри регулювання – це струм і напруга шлакової ванни.

При цьому буде досягнута певна швидкість наплавлення злитка ($V_{н.зл}$), а також відносна сталість величини міжелектродного проміжку ($h'_{шл}$).

Література

1. Электрошлаковые печи. / Б. И. Медовар, Л. М. Ступак, Г. А. Бойко и др.; под ред. акад. Б. Е. Патона и акад. Б. И. Медовара. – К.: Наук. думка, 1976. – 414 с.
2. Ремізов Г. О. Устаткування і технологія електрошлакових процесів: електронний навчальний посібник до вивчення кредитних модулів з устаткування і технології спеціальної металургії, самостійної роботи, курсового та дипломного проектування студентів, що навчаються за напрямками підготовки – 6.050401 – металургія, 6.050402 – ливарне виробництво; може використовуватись при підготовці фахівців з інженерного матеріалознавства / Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін. – К.: НТУУ «КПІ», 2013. – 317 с.
3. Патон Б. Е. Электрошлаковое литье / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко. – К.: Наук. думка, 1980. – 192 с.
4. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Под ред. Б. И. Медовара – К.: Наук. думка, 1978. – 304 с.

УДК 669.187.56.001.1

РОБОЧІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПЕЧЕЙ ЕШП

Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто основні робочі характеристики печей ЕШП та вибір режиму переплаву

Рассмотрены основные рабочие характеристики печей ЭШП и выбор режима переплава

The main performance of ESR furnace and melting mode selection were considered

Незважаючи на важливість для оцінки роботи печей електричних характеристик, вони не можуть дати повної інформації про режими шлакової ванни.

Головними для аналізу режимів переплаву і вибору раціональних режимів є робочі характеристики печей.

Під робочими характеристиками розуміють залежність показників якості металу, положення електродів в шлаці, швидкість плавлення металу і питома витрата електроенергії від електричного режиму печі [1].

Основою (базою) для побудови робочих характеристик є електричні характеристики печей і залежності, які визначають вплив параметрів режиму на опір, тепловий ККД і показники якості металу. Зв'язок між електричними і технологічними показниками режиму описує залежність опору ванни від положення електрода в шлаці, яке вибирається виходячи з вимог забезпечення високої якості металу і економічності процесу [2].

Для підвищення чистоти металу і для запобігання виникнення дугового розряду, за основну незалежну змінну приймається величина заглиблення електрода в шлак відповідно двох умов:

$$h_{ел} \approx (0,4...0,5) \cdot d_{ел} (a_{ел}) \quad (1)$$

де $h_{ел}$ - величина заглиблення електрода в шлак;

d_{el} - діаметр електрода – для круглого перерізу; для прямокутного перерізу приймається менша сторона прямокутника – a_{el}).

Менше значення приймається для великих печей з масою злитка більше 10 т.

Потім проводиться розрахунок висоти шару шлаку з урахуванням занурення електрода і міжелектродної відстані:

$$l_{шл} = \frac{m_{шл}}{\gamma_{шл} \cdot F_{зл}} + \frac{1}{3} h_{el} \frac{n_{el} \cdot F_{el}}{F_{зл}} \quad (2)$$

де $m_{шл}$ - маса шлаку (2-5% від маси злитка), кг ;

$\gamma_{шл}$ - густина шлаку, кг/м³ ;

n_{el} - кількість електродів, шт ;

$F_{зл}$, F_{el} - площа відповідно злитка і електрода, м².

По відомим величинам заглиблення і міжелектродного проміжку визначається опір шлакової ванни ($R_{шл}$).

Відповідно даному заглибленню електрода в шлак, користуючись електричними характеристиками печі, визначається для кожної ступені напруги трансформатора струм I , потужність ванни $P_{шл}$ і електричний коефіцієнт корисної дії – η_{el} .

Енергетична ефективність ЕШП, яка визначається теплофізичними властивостями шлаку і металу, характеризується енергетичним коефіцієнтом шлакової ванни – α , який залежить від міжелектродного проміжку. Енергетичний коефіцієнт печі залежить також від схеми живлення печі. Значення α для одноелектродних печей при переплаві різних металів приведені в табл. 1.

Для багатоелектродних печей можна приймати наступні значення енергетичних коефіцієнтів:

- двоелектродні, біфілярні печі з електродами:
круглого перерізу $\alpha^{(2)} \approx 1,25\alpha^{(1)}$ і
прямокутного перерізу $\alpha^{(2)} \approx (1,3...1,35)\alpha^{(1)}$;
- трьоелектродні печі з живленням по трьохфазній схемі $\alpha^{(3)} \approx (1,2...1,25)\alpha^{(1)}$;
- багатоелектродні печі з живленням по багатофазним схемам $\alpha^{(m)} \approx (1,1...1,15)\alpha^{(1)}$;
- багатоелектродні печі з живленням по однофазній схемі (електрод-піддон) $\alpha^{(m)} \approx (1,05...1,1)\alpha^{(1)}$.

Таблиця 1 Значення енергетичного коефіцієнта α , $(\text{кг}/(\text{кВт} \cdot \text{хв})) \cdot 10^{-3}$, для деяких металів і шлаків при оптимальному міжелектродному проміжку (одноелектродні печі)

Марка металу	Марка шлаку		
	АНФ-1П	АНФ-6	АН-291
ШХ15	10	16	22
ЕІ-961	9,2	15	20,5
Х20Н80	8,3	13,5	18,5

Коефіцієнт α дозволяє досить просто визначити необхідну потужність $P_{\text{шл}}$ ($\text{кВт} \cdot \text{год}/\text{т}$) по заданій швидкості плавки G ($\text{кг}/\text{хв}$):

$$P_{\text{шл}} = \frac{G}{\alpha} \quad (3)$$

Крім цього коефіцієнт α дозволяє по заданій потужності визначити «гарячу» продуктивність – G' і питому витрату електроенергії $W_{\text{нум}}$:

$$G' = \alpha \cdot P_{\text{шл}}, \text{ кг}/\text{хв} \quad (4)$$

$$W_{\text{нум}} = \frac{10^3}{60 \cdot \alpha \cdot \eta_{\text{ел}}}, \text{ кВт} \cdot \text{год}/\text{т} \quad (5)$$

де $\eta_{\text{ел}}$ - енергетичний ККД струмопідвода.

На рис. 1 приведені робочі характеристики печі ОКБ-905 для однієї ступені трансформатора.

Ці характеристики дозволяють провести аналіз режиму при зміні струму або положення електрода в шлаці і визначити їх вплив на техніко-економічні показники печі (продуктивність і питому витрату електроенергії). Неважко помітити, що швидкість плавки, питома витрата електроенергії і коефіцієнт фронту кристалізації експериментально залежать від струму і розташування електрода в шлаці. Аналіз показує, що режим, при якому мінімальна собівартість металу, що переплавляється відповідає режиму з оптимальним міжелектродним проміжком, який приблизно дорівнює $0,5d_{\text{ел}}$ [3].

Характеристики, що побудовані в функції струму, також є інструментом для аналізу режиму переплаву на даній ступені напруги.

Проте, слід відмітити, що характеристики, побудовані в функції струму, незручні для вибору режиму, так як при цьому виникає

необхідність розглядання цілого сімейства таких характеристик для різних ступенів напруги трансформатора.

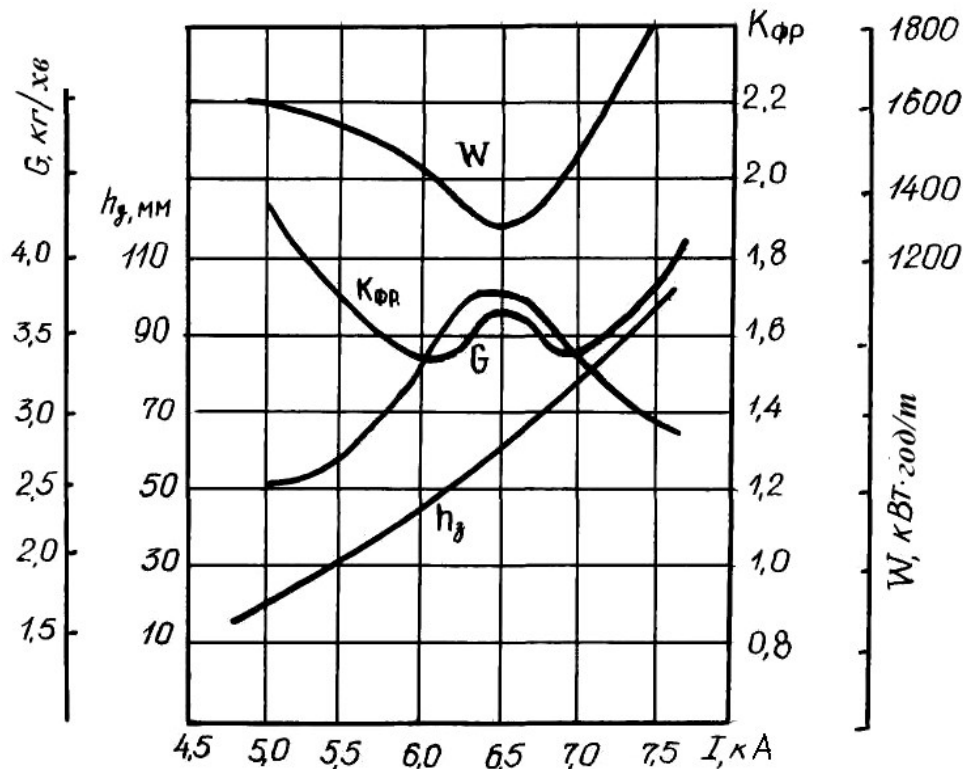


Рис. 1 Робочі характеристики печі типу ОКБ- 905
(h_3 - заглиблення електроду)

В діапазоні стійких режимів ЕШП збільшення швидкості подавання електроду і відповідно сили струму супроводжується зниженням питомої витрати електроенергії (табл. 2).

Таблиця 2 Вплив величини струму на продуктивність і витрату електроенергії ($d_{ел}=36$ мм; $D_{кр}=100$ мм; флюс АНФ-1П)

Режим плавки		Швидкість подавання електроду, м/год	Продуктивність, кг/год	Витрата електроенергії, кВт·год/т
U, B	I, A			
46	700	1,3	11,0	2920
46	900	2,1	17,8	2320
46	1100	3,0	25,5	1980
44	1200	3,6	30,6	1730
43	1350	5,1	43,3	1340

Збільшення напруги веде до збільшення температури шлакової ванни і продуктивності процесу. Проте питома витрата електроенергії при цьому може зростати у зв'язку зі збільшенням втрат тепла на нагрів води в кристалізаторі і на випромінювання.

Для вибору раціонального електричного режиму переплаву більш зручні характеристики, побудовані в залежності від живлячої напруги трансформатора при оптимальному шлаковому режимі і визначеному постійному, близькому до оптимального міжелектродному проміжку на різних ступенях напруги (рис. 2) [4].

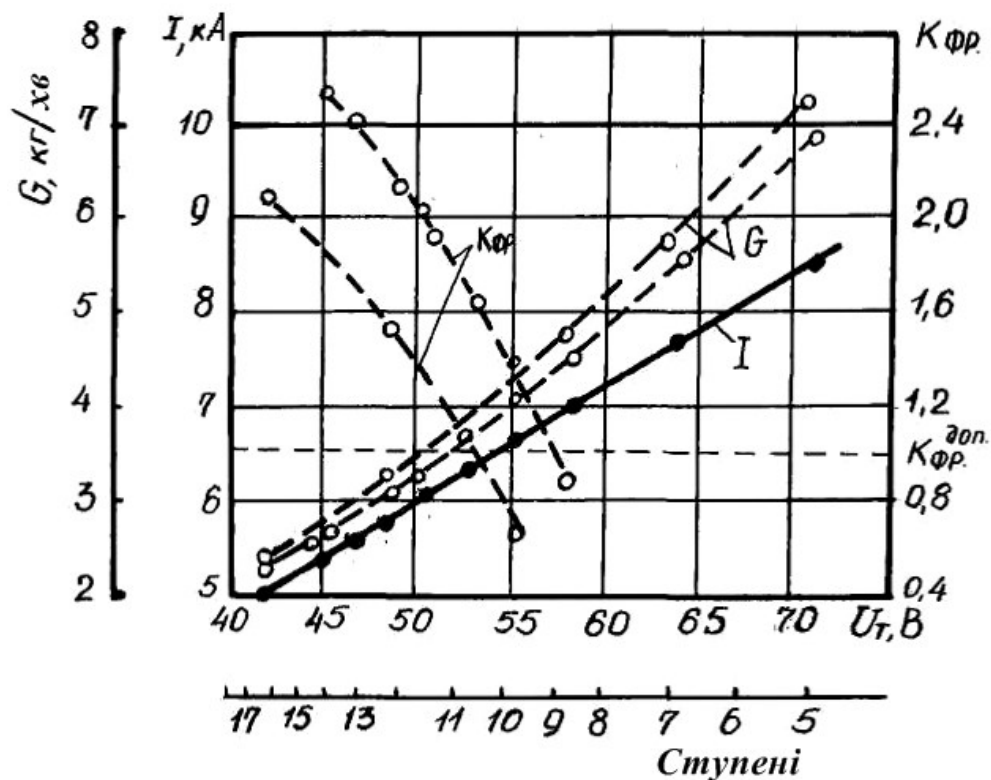


Рис. 2 Діаграма для вибору електричного режиму плавки (пунктирні лінії відповідають показникам режиму в кінці плавки)

Ця діаграма для вибору електричного режиму представляє собою залежність робочого струму, швидкості плавлення і коефіцієнта фронту кристалізації від напруги трансформатора $U_{тр}$.

Електричний режим вибирається по граничному значенню коефіцієнта фронту кристалізації. Діаграма дозволяє точно визначити вторинну напругу трансформатора, що вимагається, яка округлюється до найближчого найменшого паспортного, по якому і вибирається робочий струм печі.

Література

1. Электрошлаковые печи. / Б. И. Медовар, Л. М. Ступак, Г. А. Бойко и др.; под ред. акад. Б. Е. Патона и акад. Б. И. Медовара. – К.: Наук. думка, 1976. – 414 с.
2. Ремізов Г. О. Устаткування і технологія електрошлакових процесів: електронний навчальний посібник до вивчення кредитних модулів з устаткування і технології спеціальної металургії, самостійної роботи, курсового та дипломного проектування студентів, що навчаються за напрямками підготовки – 6.050401 – металургія, 6.050402 – ливарне виробництво; може використовуватись при підготовці фахівців з інженерного матеріалознавства / Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін. – К.: НТУУ «КПІ», 2013. – 317 с.
3. Патон Б. Е. Электрошлаковое литье / Б. Е. Патон, Б. И. Медовар, Г. А. Бойко. – К.: Наук. думка, 1980. – 192 с.
4. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве / Под ред. Б. И. Медовара – К.: Наук. думка, 1978. – 304 с.

УДК 621.762

КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ СПЛАВІВ ЗАЛІЗО–САМОФЛЮСІВНИЙ СПЛАВ У РОЗЧИНАХ СІРЧАНОЇ КИСЛОТИ

Ю. Ю. Румянцева, А. М. Степанчук, О. А. Демиденко, Т. В. Севернюк

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В роботі досліджені процеси корозії сплавів заліза з 15, 30, 50, 70% СФС та чистого СФС в 2,5 та 30% розчинах сірчаної кислоти з метою визначення їх корозійної стійкості залежно від складу та пористості, виявлення механізмів корозії та надання рекомендацій по отриманню матеріалів з наперед заданими характеристиками корозійної стійкості.

Встановлено, що стійкість проти корозії залежить від вмісту СФС в сплаві та його пористості. При цьому залежність ступеня корозії від вмісту СФС не однозначна. Зниження корозійної стійкості при вмісті в матеріалі 15–30% СФС зумовлено утворенням гальванічних пар, які приводять до інтенсифікації анодного розчинення заліза в сірчаній кислоті.

Зменшення корозійної стійкості зі збільшенням пористості матеріалів зумовлено збільшенням фактичної площі його взаємодії з розчинами кислот та капілярними ефектами.

Встановлено, що сплави з вмістом СФС більше 40% є досконало стійкі до корозії у 2,5% розчині сірчаної кислоти, а у 30% розчині – відносяться до категорії “дуже стійкі”

В работе исследованы процессы коррозии порошковых сплавов железа с 15, 30, 50, 70% СФС и чистого СФС в 2,5 и 30% растворах серной кислоты с целью определения их коррозионной стойкости в зависимости от состава и пористости, выяснения механизмов коррозии и выдачи рекомендаций по получению материалов с заранее заданными характеристиками коррозионной устойчивости.

Установлено, что устойчивость против коррозии зависит от содержания СФС в сплаве и его пористости. При этом зависимость степени коррозии от содержания СФС немонотонная. Снижение коррозионной стойкости при содержании в материале 15–30% СФС обусловлено образованием гальванических пар, приводящих к интенсификации анодного растворения железа в растворах серной кислоты.

Уменьшение коррозионной стойкости с увеличением пористости материалов обусловлено увеличением фактической площади его взаимодействия с растворами кислот и капиллярными эффектами.

Установлено, что сплавы с содержанием СФС более 40% являются совершенно устойчивыми к коррозии в 2,5% растворе серной кислоты, а в 30% растворе – относятся к категории "очень устойчивые"

In this work were studied corrosion processes of iron alloys with 15, 30, 50, 70 % SFA and pure SFA in solutions with 2,5 and 30 % sulfuric acid. That was done to determine the dependence of the corrosion resistance of these materials on the composition and features porosity, elucidation of mechanisms of corrosion and making recommendations to obtain materials with predetermined characteristics of corrosion resistance. Established that corrosion depends on the content in alloys SFA and their porosity. The dependence of the degree of corrosion on the SFA contents is ambiguous. Reduced corrosion resistance when the content of the material SPS 15-30% due to the formation of galvanic couples that leads to the intensification of anodic dissolution of iron in sulfuric acid.

Reduced corrosion resistance with increasing porosity of materials caused by increasing of actual area of its contact with acid solutions and by capillary effects.

It was concluded that alloys with the content more than 40% of SPS are perfectly resistant to corrosion in a 2.5% solution of sulfuric acid. In conducting corrosion research in 30% solution, these materials have shown themselves as "very stable"

Вступ

Сучасна техніка ставить до властивостей конструкційних матеріалів високі вимоги (твердість, міцність, корозійна стійкість), зумовлені зростаючою інтенсивністю навантаження машин та різноманітним середовищ, в якому вони застосовуються. Наприклад, порошкові корозійно-стійкі матеріали застосовуються в таких галузях, як машинобудування, суднобудування, енергетика, нафтовидобувна галузь, приладобудування, в яких має місце корозійна дія різноманітних за своєю природою корозійних середовищ (розчини кислот, лугів, солей, тощо).

Дуже часто необхідно поряд з функціональними властивостями (висока зносостійкість, антифрикційні властивості та інше) необхідно забезпечити високу корозійну стійкість при роботі у контакті з агресивними середовищами – розчинами кислот, лугів та іншими. До таких матеріалів можна віднести композиційні матеріали на основі заліза легованого самофлюсівними сплавами [1], які можуть працювати в умовах

інтенсивного зношування та тертя як зносостійкі антифрикційні матеріали елементів обладнання в нафтодобувній промисловості, запірної арматури в хімічній промисловості. Тому є актуальним поряд з вивченням їх властивостей зносостійкості та тертя вивчення їх корозійної стійкості.

Постановка задачі

Задачею роботи є дослідження процесів взаємодії порошкових виробів на основі заліза та самофлюсівних сплавів з розчинами сірчаної кислоти з метою визначення їх корозійної стійкості залежно від складу та характеристик пористості, виявлення механізмів корозії та надання рекомендацій по отриманню матеріалів з наперед задан ими характеристиками корозійної стійкості.

Результати досліджень

В роботі досліджувались матеріали на основі заліза та самофлюсівних сплавів, які мають перспективу використання як конструкційні зносостійкі та корозійностійкі матеріали. Для вивчення впливу складу матеріалів та їх пористості на їх корозійну стійкість в розчинах сірчаної кислоти, готувались зразки за методикою викладеною в роботі [1], які вміщували від 15 до 70 відсотків самофлюсівного сплаву. Також виготовляли зразки з чистого заліза та чистого самофлюсівного сплаву.

Хімічний склад вихідних матеріалів та усереднений розрахунковий склад отриманих композицій з них наведено в таблиці 1.

Таблиця 1 Хімічний склад вихідних матеріалів та композицій з них

Матеріал	Залізо	Fe+15%	Fe+30%	Fe+50%	СФЗ
Вміст елементів, %	(Сталь 3)	СФЗ	СФЗ	СФЗ	
As	<0,08	0,068	0,064	0,04	—
S	<0,05	0,042	0,04	0,025	-
Mn	0,40-0,65	0,255	0,24	0,15	-
Ni	<0,3	3,75	5	12,5	25
Cr	<0,3	0,9	1,1	2,3	4,3
B	—	0,9	1,1	2,3	3,2
Si	0,15-0,3	3,0	0,48	0,64	1,6
C	0,14-0,22	0,22	0,24	0,27	0,6
Cu	<0,3	0,277	0,296	0,41	4,4
P	<0,04	0,08	0,11	0,22	0,42

Для вивчення впливу концентрації сірчаної кислоти на корозійну стійкість сплавів з різним складом (0, 15, 30, 50 та 100% СФЗ) готували

2,5% та 30% її розчини у воді. Зразки сплавів занурювали у розчини кислот і після певної витримки їх виймали з розчину, промивали водою, сушили та зважували. Зважування проводили на аналітичних терезах з точністю до 0,001 г. Проводились також металографічні дослідження поверхні зразків до та після корозії. Отримані результати наведені на рисунках 2–7.

Про попередню оцінку корозійної стійкості зразків можна зробити за загальним зовнішнім виглядом розчину, в якому вони кородували. Зі зменшенням вмісту самофлюсівного сплаву в сплаві колір більш темним (змінюється від світлого до темносинього), що свідчить про різну концентрацію розчинених продуктів корозії (рис. 1). При цьому ця тенденція зберігається для обох розчинів кислоти.

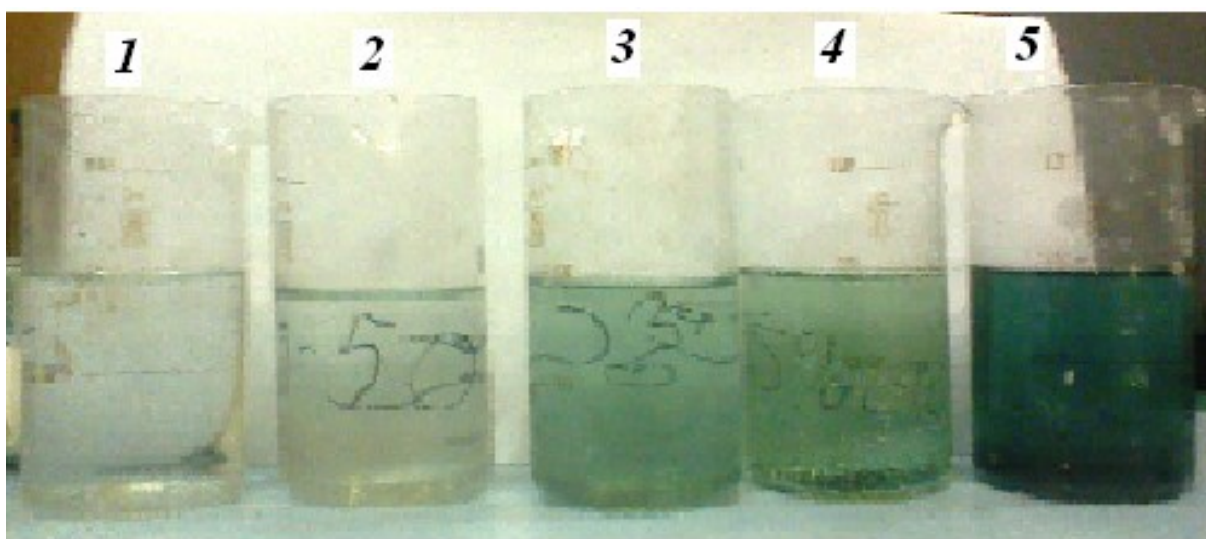


Рис. 1 Загальний вигляд розчинів після корозії зразків з різним вмістом СФЗ (%) у 30%-ому розчині сірчаної кислоти:
1 – 100; 2 – 50; 3 – 30; 4 – 15; 5 – 0

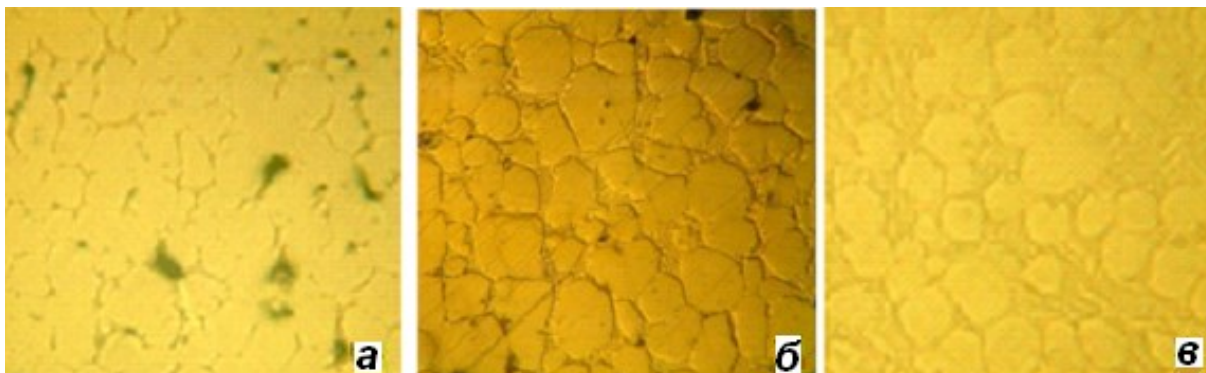


Рис. 2 Мікроструктура вихідних зразків з різним вмістом СФЗ (%) (x200):
а – 15; б – 30; в – 50

Металографічні дослідження структури поверхні зразків показали, що вона двофазна, яка складається з зерен заліза та включень самофлюсівного сплаву. При цьому у вихідних зразках (рис. 2) зі збільшенням вмісту в сплав самофлюсівного сплаву останній утворює суцільне мереживо за рахунок чого утворюється “сотова” структура в якій зерна заліза відокремлені один від одного прошарком СФЗ. Товщина цього прошарку збільшується зі збільшенням вмісту СФЗ в сплаві.

Після проведення корозійних досліджень структура поверхні зразків змінюється. Зразки з чистого заліза кородують рівномірно по всій поверхні (рис. 3).

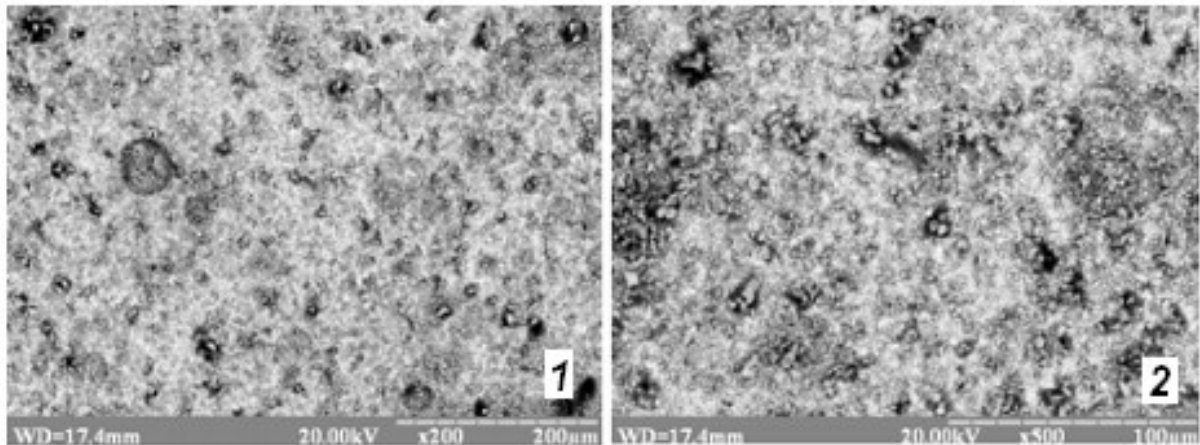


Рис. 3 Мікроструктура поверхні зразків з заліза після корозії у 2,5% розчині сірчаної кислоти: 1- (x200); 2- (x500)

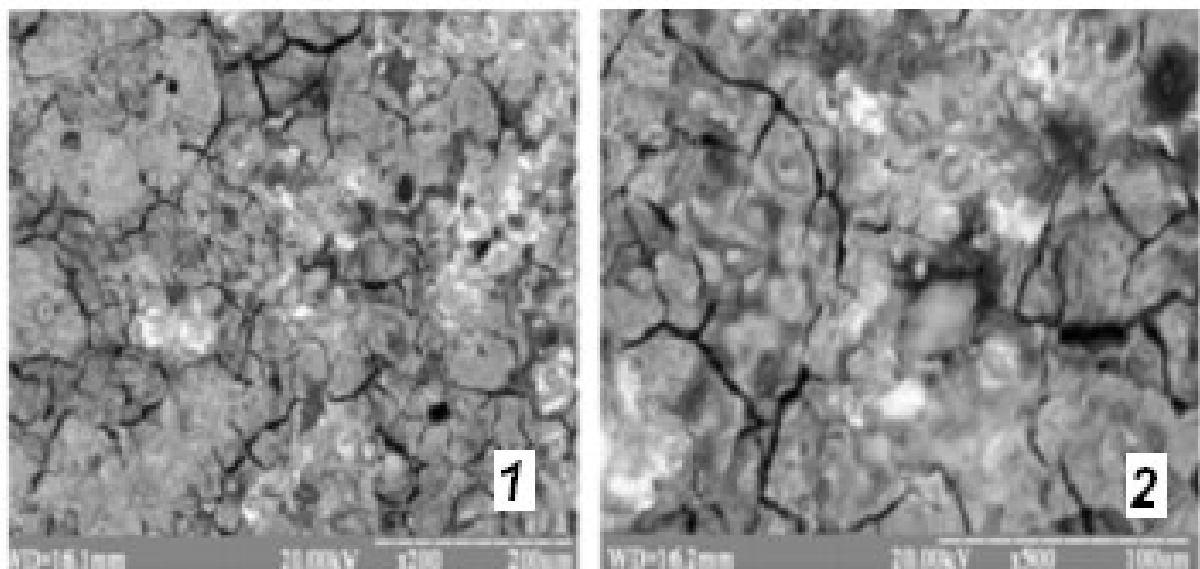


Рис. 4 Мікроструктура зразків на основі заліза, які містять 15% СФЗ у сірчаній кислоті: 1– x200; 2– x500

Зразки з вмістом СФЗ кородують по іншому. Так при корозії зразку з 15% СФЗ в обох розчинах відбувається корозійне розтріскування майже усієї його поверхні (рис. 4).

При збільшенні в сплаві вмісту СФЗ відбувається корозійне трансзеренне розтріскування (рис. 5). При цьому спостерігається виділення на поверхні зразка мережива з СФЗ, що, мабуть, і сприяє гальмуванню корозії при збільшенні вмісту СФЗ в сплаві.

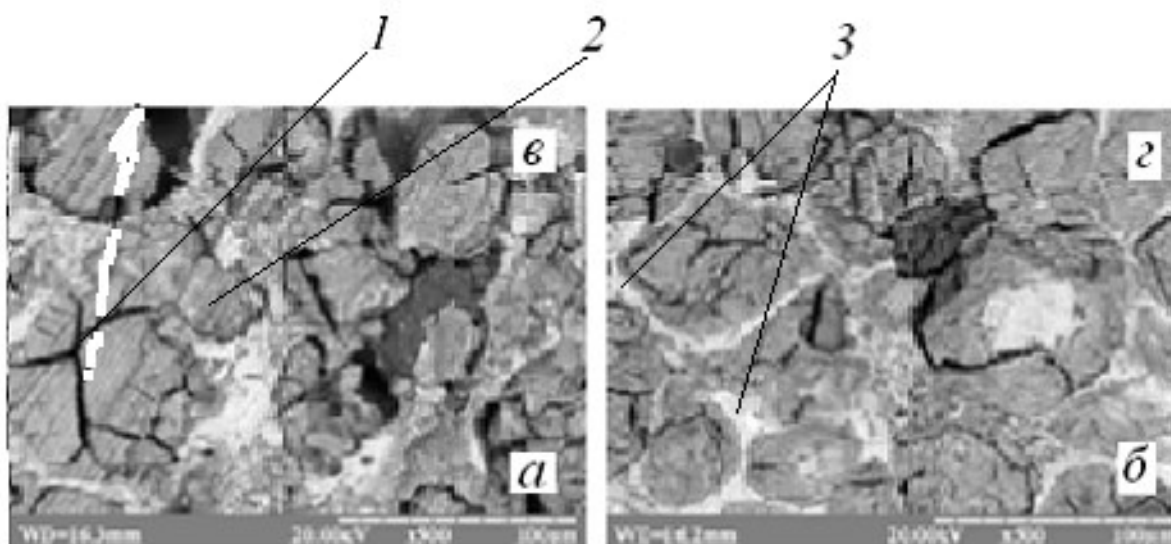


Рис. 5 Типова мікроструктура поверхні зразків сплавів заліза з 30% СФЗ після корозії у розчинах сірчаній кислот: а (х200); б – (х500)

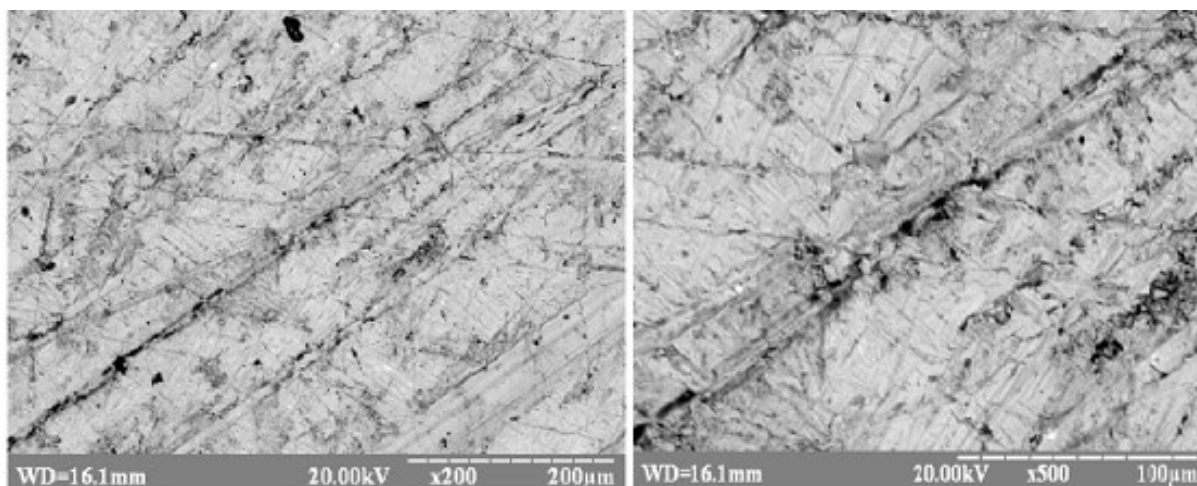


Рис. 6 Мікроструктура зразків на основі заліза, які містять 50% СФЗ після корозії у сірчаній кислоті

Аналізуючи загальний вигляд мікроструктури поверхні разків з 50% СФЗ після корозії можна відмітити проявлення на ній зерен карбідів та карбоборидів (рис. 6), які характерні для структури самофлюсівних сплавів (рис. 7).

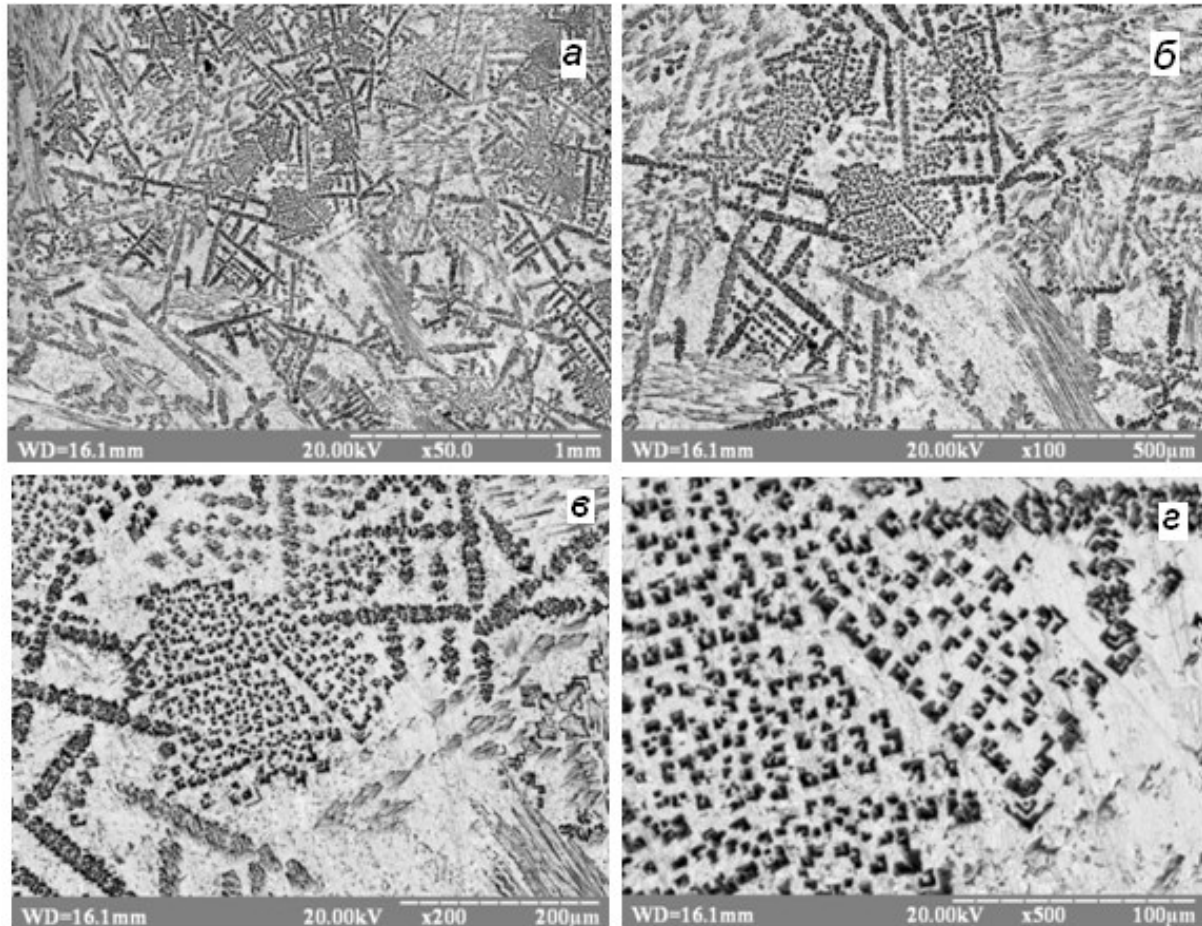


Рис. 7 Мікроструктура поверхні після корозії чистого СФЗ:
а - (x50); б - (x100); в - (x200); г – (x500)

При цьому значно підвищується не тільки корозійна стійкість зразка. Структура впорядковується, утворюється карбідно-боридний каркас.

При вивченні вагових змін зразків під час корозії було встановлено (рис. 8, 9), що в обох розчинах зразки з вмістом СФЗ 15–30% кородують більш інтенсивно ніж чисте залізо.

Аналізуючи ці залежності можна сказати, що додавання СФЗ в сплави з його участю сплаву з метою підвищення їх корозійної стійкості у кількостях до 15–40% не є доречним, адже у цьому випадку зразки кородують приблизно з тією ж швидкістю, що й зразки без додавання самофлюсівного сплаву. А у сплавів з вмістом СФЗ до 15% перебіг корозії навіть прискорюється.

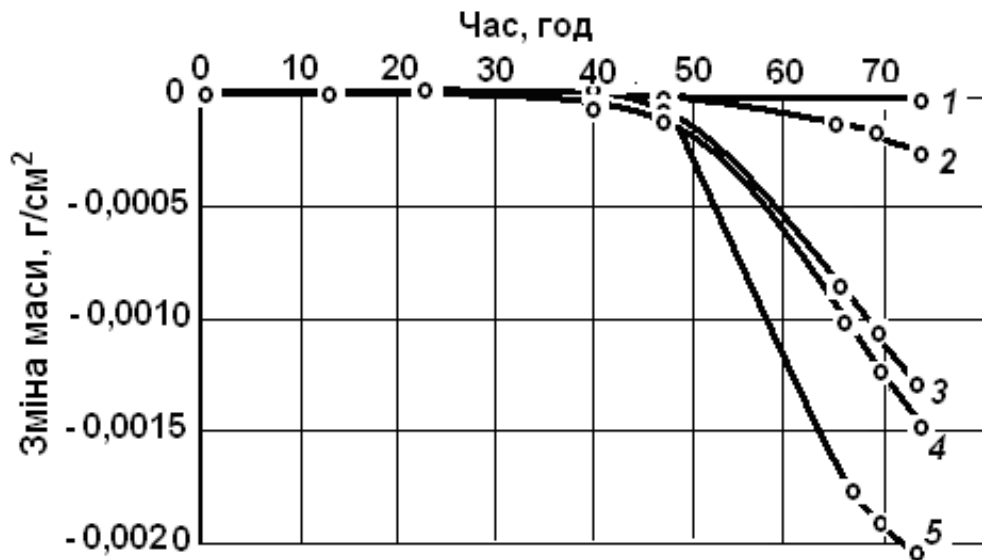


Рис. 8 Залежність зміни маси зразків від часу при корозії зразків на основі заліза у суспензії з 2,5% сірчаної кислоти з різним вмістом СФЗ (%):
1 – 100; 2 – 50 ; 3 – 0; 4 – 30; 5 – 15

Спостерігається також прискорення швидкості корозії зі збільшенням концентрації розчину сірчаної кислоти.

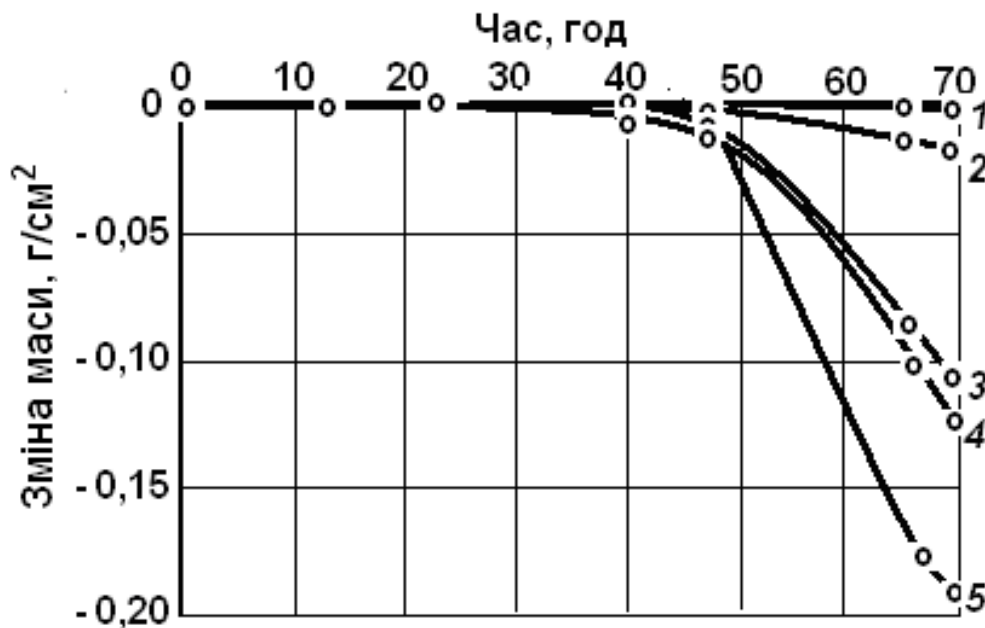


Рис. 9 Залежність зміни маси зразків від часу при корозії зразків на основі заліза у 30% ому розчині сірчаної кислоти з різним вмістом СФЗ (%):
1 – 100; 2 – 50; 3 – 0; 4 – 30; 5 – 15

Для порівняння швидкості процесів корозії в роботі були розраховані вагові показники швидкості корозії для сплавів з різним вмістом СФЗ за формулою [2]:

$$k = \frac{M}{St},$$

де k – ваговий показник швидкості корозії (г/м²×год.);

S – площа поверхні зразка, м²;

t – час випробувань, год.

M – корозійні втрати маси зразка, г (різниця у вазі до і після випробувань).

На основі отриманих даних були побудовані залежності значень вагових показників корозії від вмісту СФЗ (рис. 10)

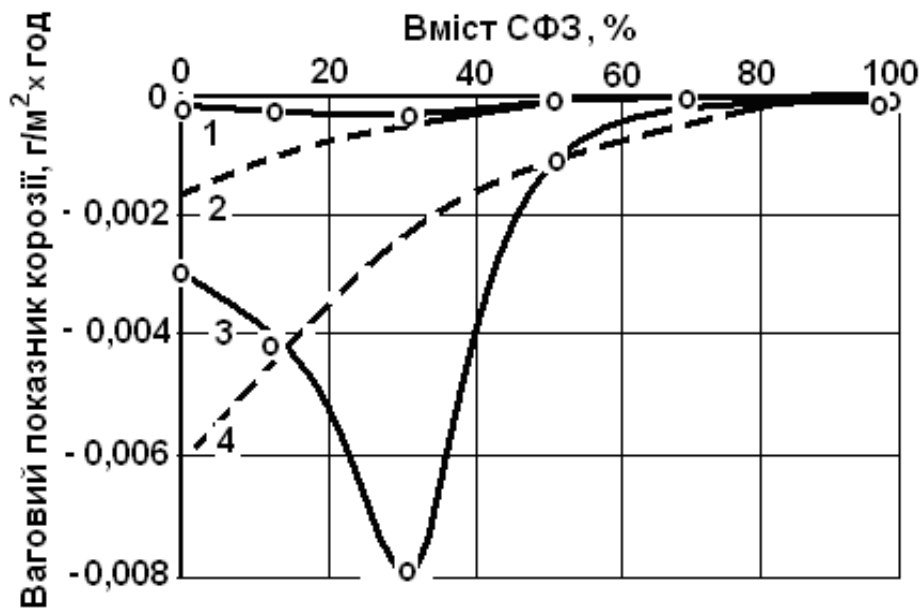


Рис. 10 Залежність середніх значень вагового показника корозії від вмісту СФЗ при корозії в розчині сірчаної кислоти з різними концентраціями (%) протягом 40 годин:
1 – 2,5; 3 – 30; 2, 4 – теоретичні залежності

З врахуванням значень вагового показника корозії був розрахований глибинний показник швидкості корозії (табл. 2), який характеризує середнє проникнення корозійного руйнування в матеріал у міліметрах за одиницю часу (1 рік), тобто мм/рік. Розрахунки проводили за формулою [2]:

$$\Pi = \frac{8.76k}{\gamma} ,$$

де γ – густина матеріалу, що випробується, $г/см^3$

Отримані дані наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 Залежність глибинного показника корозії від вмісту СФЗ в різних розчинах сірчаної кислоти

Вміст СФЗ, %	Показник корозії $\Pi \times 10^3$, мм/рік	
	2,5 % H_2SO_4	30 % H_2SO_4
0	0,16	3,14
15	0,26	4,75
30	0,53	9,14
50	0,273	1,17

Як видно з таблиці 2 має місце кореляція між отриманими значеннями глибинного показника корозії з даними наведеними на рисунках 8–10.

Дослідження впливу пористості зразків на перебіг корозії

Вивчення впливу пористості на корозійну стійкість зразків з 15% СФЗ показало, що зі збільшення пористості призводить до прискорення корозійних процесів (рис. 11–12).

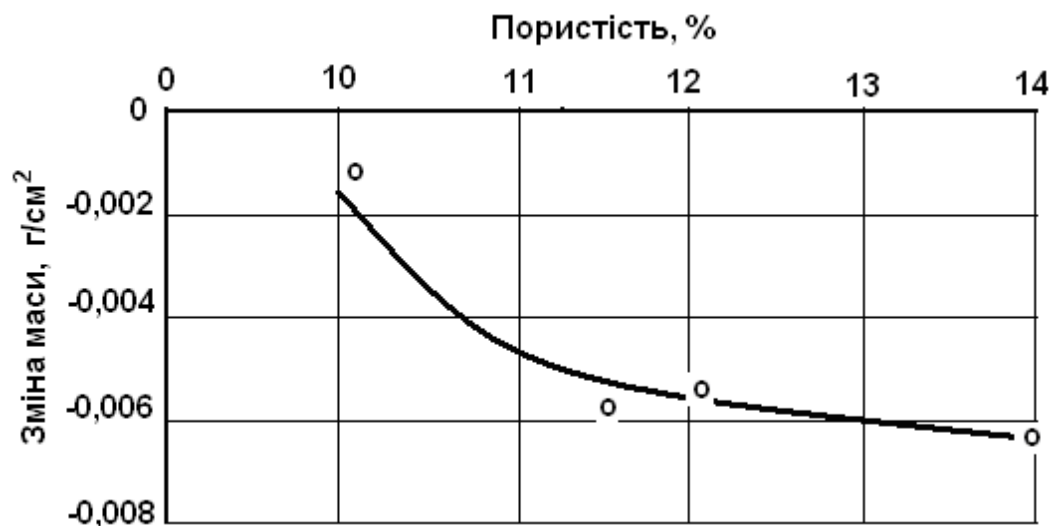


Рис. 11 Залежність середнього значення вагового показника корозії в 2,5% розчині сірчаної кислоти від пористості

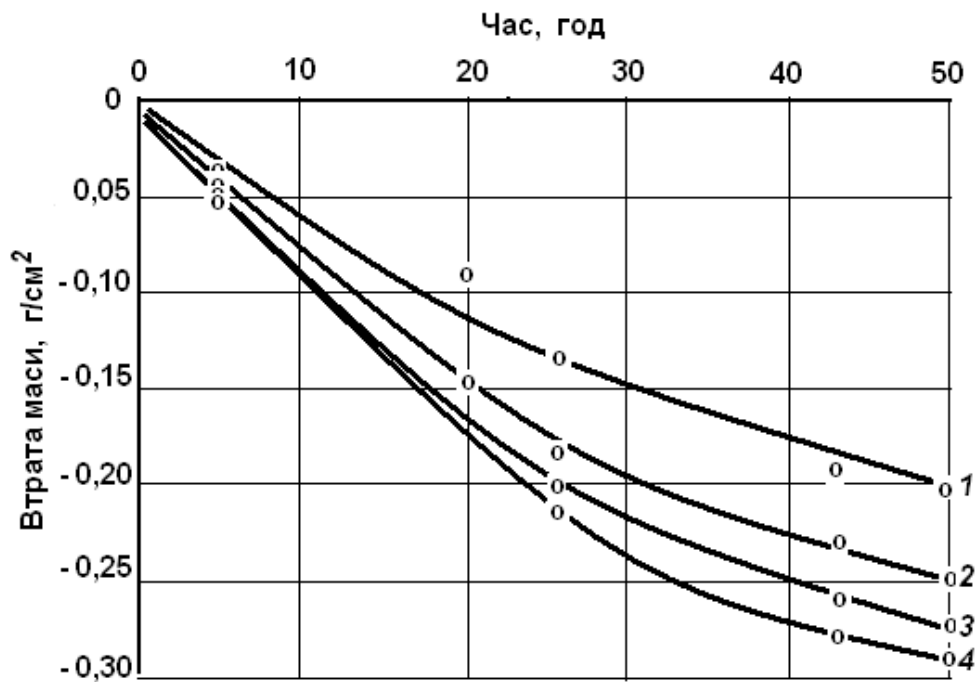


Рис. 12 Залежність зміни маси зразків з різною пористістю (%) від часу корозії в 30% розчині сірчаної кислоти:
1 – 10,6; 2 – 11,2; 3 – 11,8; 4 – 14,2

Проводилось також вивчення поверхні зразків на електронному мікроскопі (рис. 13). З рисунку 13 видно, що зі збільшенням пористості поверхня, що піддалась корозії збільшується.

Обговорення результатів

Отримані результати по дослідженню корозійної стійкості в нашій роботі можна пояснити виходячи з елементного складу матеріалів, що досліджувались (табл.1). Як видно з таблиці, основними легувальними елементами досліджуваних сплавів є нікель та хром, які підвищують корозійну стійкість сплавів на основі заліза. Наявність хрому в сплаві буде приводити до утворення його карбідів і боридів (або складних карбідів і боридів) [3], що, вірогідно, також може сприяти підвищенню корозійної стійкості сплаву. Останнє зумовлено їх більш високою корозійною стійкістю ніж металів, що їх утворюють.

Молібден також покращує антикорозійні властивості і опір окисленню при високих температурах за рахунок утворення карбідів і боридів молібдену.

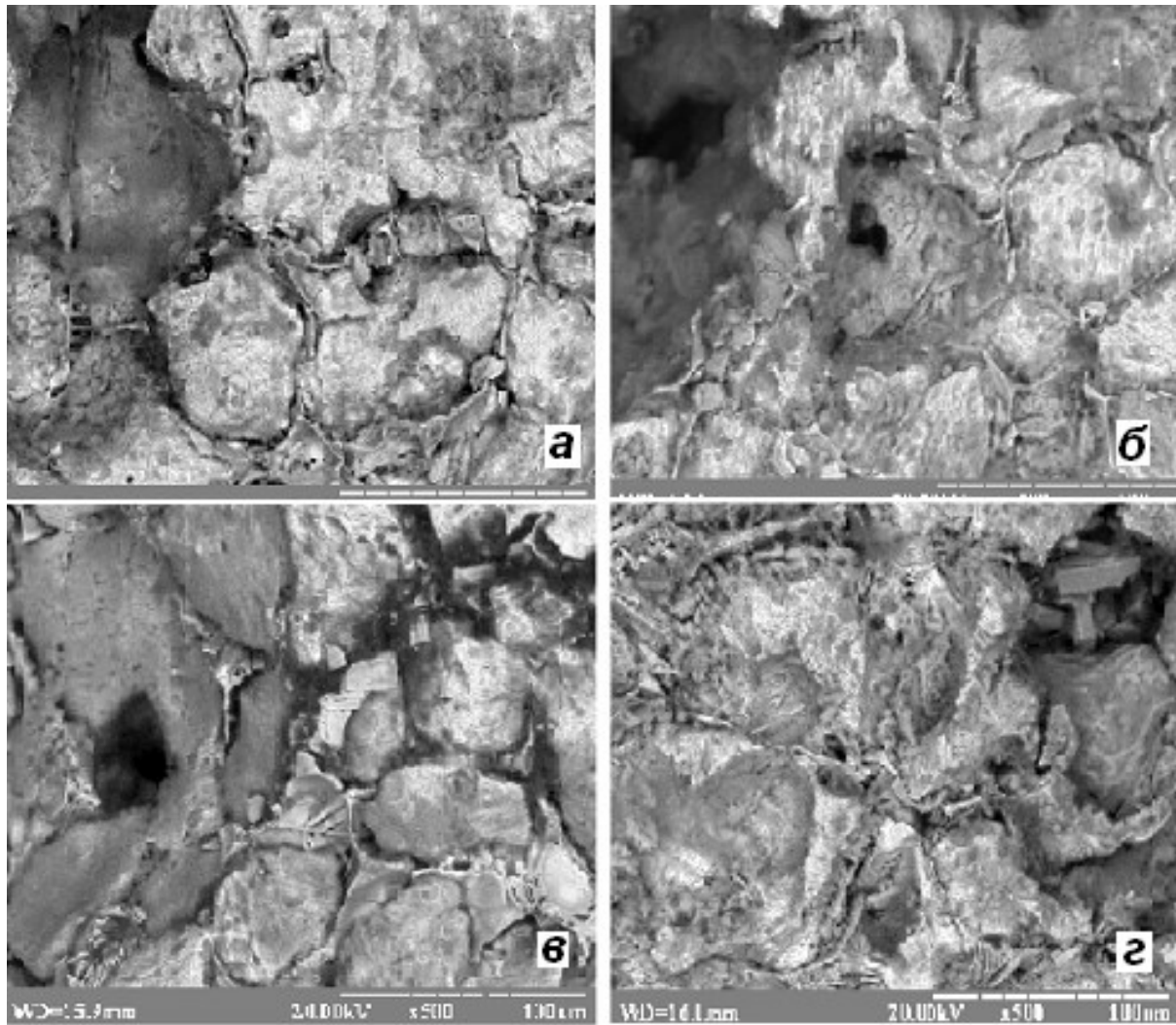


Рис. 13 Мікроструктура зразків з різною пористістю (%) після корозії у 30% розчині сірчаної кислоти протягом 50 годин:
а – 10,6; б – 11,2; в – 11,8; г – 14,2

Бор та кремній забезпечують самофлюсівність сплавам [1,4], а також можуть утворювати з іншими складовими сплаву бориди та силіциди.

Марганець в сплавах на основі заліза підвищує ступінь розкислення та усуває негативний вплив сірки [5]. З іншого боку, завдяки своїй значній спорідненості до кисню, він може знижувати стійкість сплавів до окиснювання на повітрі та утворює наступні оксиди: MnO , Mn_3O_4 , Mn_2O_3 , MnO_2 , MnO_3 , Mn_2O_7 .

Наявність в сплавах на основі заліза фосфору може бути причиною виникнення кристалізаційних тріщин, що може бути причиною погіршення їх корозійної стійкості. Окрім того, в сплавах на

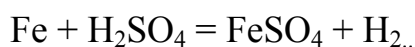
основі заліза можуть утворюватись фосфідні евтектики Fe-P, Fe-P-C, Fe-P-C-Si [6].

Мідь в сплавах на основі заліза підвищує їх стійкість до корозії за рахунок суттєвого зниження швидкості окиснення заліза.

При взаємодії сплавів на основі заліза з розчинами сірчаної кислоти можливе протікання наступних реакцій:



Або в загальному вигляді:

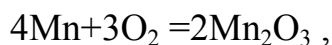
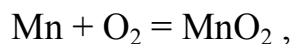


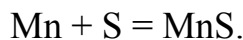
При цьому поверхня металу пасивується і процес корозії поступово сповільнюється. При цьому найбільш вірогідний склад утвореного пасивного шару – змішаний оксид Fe_2O_3 та Fe_3O_4 . Товщина пасивного шару на залізі складає 3–5 нм [7]. Порівняно висока корозійна стійкість заліза та мало вуглецевих його сплавів зумовлюється також тим, що при взаємодії з сірчаною кислотою на його поверхні утворюються важкорозчинні продукти корозії систем Fe–Si та Fe–C [8].

Однією з причин корозійного розтріскування, яке відбулося при дії сірчаної кислоти на зразки, що містять 15% та 30% СФЗ (рис. 4, 5), згідно з літературних даних [9], може бути сегрегація елементів (P, As, Sb, Bi) та хімічна активність середовища. Це може бути пов'язано з неоднорідністю хімічного складу. Адже значна різниця в електрохімічних потенціалах компонентів може сприяти прискоренню перебігу анодно–катодних процесів.

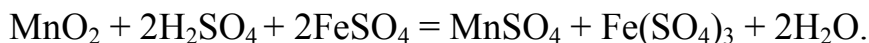
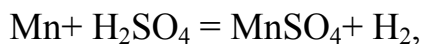
Загальний механізм перебігу цього виду корозії полягає у тому [10], що при контакті двох металів, які мають різні електрохімічні потенціали, утворюються гальвнічні пари. При цьому метал з більш від'ємним електрохімічним потенціалом в ряду напружень є більш активним.

В нашому випадку найбільш електронегативним, а отже, найбільш активним елементом, є Mn, який міг утворити у зразку наступні сполуки за нижчевказаними реакціями:





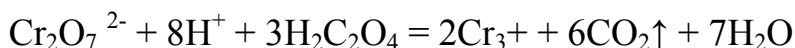
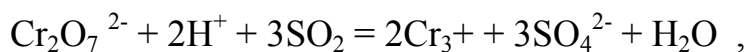
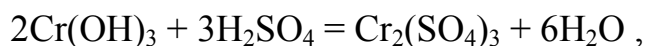
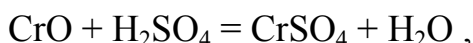
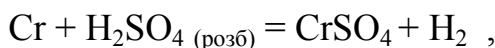
Можливе також протікання реакцій:



Наступний елемент у ряду електрохімічних потенціалів – мідь, яка згідно [11] може взаємодіяти з сірчаною кислотою за реакцією:



Хром хімічно малоактивний, але при взаємодії з розбавленою сірчаною кислотою утворює солі трьовалентного хрому [12]. Саме утворенням цих солей можна пояснити зміну кольору розчину на зелений колір. При цьому можливе протікання наступних реакцій:

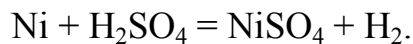


Як відомо, даний елемент має схильність до карбідо– (Cr_7C_3 , Cr_{23}C_6) та боридоутворення (CrB), що призводить до утворення так званого корозійностійкого «каркасу» .

Проте дія хромат-йонів (CrO_4^{2-}), які є анодними інгібіторами корозії дещо неоднозначна, адже за їх малої концентрації, в оксидному шарі можуть виникати пори та дефекти, що може бути причиною прискорення корозії [12]. Останнє може бути причиною зниження корозійної стійкості сплавів з вмістом СФЗ 15 та 30% СФЗ, ніж передбачалось.

Як було зазначено вище, чисте залізо виявляється досить стійким до дії сірчаної кислоти. Ще більшу стійкість виявляє нікель, адже його електрохімічний потенціал складає лише $-0,234$ В (у заліза $-0,441$ В).

Взаємодія нікелю з сірчаною кислотою відбувається за реакцією [11]:



Наявність нікелю в сплавах на основі заліза приводить до їх аустенізації. При наявності хрому відбувається стабілізація аустенітної структури, що покращує здатність сплавів до пасивації, а отже, збільшує їх корозійну стійкість у агресивних середовищах та тривалість їх експлуатації.

Аналізуючи мікроструктури зразків з чистого самофлюсівного сплаву та з 50% СФЗ, можна прийти до висновку, що ці зразки майже не кородують, а тому оптимальним з точки зору “вартість матеріалу – властивості” є матеріал з вмістом СФЗ 40–55%. Високу корозійну стійкість зразків, що містять 50 та 100% СФЗ можна пояснити тим, що вони містять більш, ніж 12% хрому, що призводить до утворення на поверхні захисної оксидної плівки $(\text{Cr}, \text{Fe})_2\text{O}_3$.

Отримані дані відповідно до прийнятої класифікації матеріалів щодо їх корозійної стійкості [13] свідчать про те, що всі досліджувані матеріали досконало стійкі до корозії у 2,5% розчині сірчаної кислоти. Що стосується корозії у 30% розчині, досліджені матеріали відносяться до категорії «дуже стійкі». При цьому швидкість корозії зростає на порядок, що пояснюється тим, що при збільшенні концентрації кислоти в розчині збільшується концентрація йонів H_2 та SO_4^{2-} , а отже збільшується імовірність їх взаємодії з поверхнею сплаву [14].

Вплив пористості СФЗ на корозійну стійкість у розчинах сірчаній кислоті

Як відомо, наявність пористості збільшує активну поверхню матеріалу, що контактує з агресивним середовищем. Закономірності корозійного руйнування компактного і пористого матеріалу одного і того ж хімічного складу різняться. У пористому матеріалі корозія протікає як на поверхні, так і всередині матеріалу. Таким чином, корозія може протікати на вельми значною за площею кордоні розділу фаз. У результаті швидкість корозії, розрахована на видиму (габаритну) поверхню, істотно більше, ніж швидкість корозії безпористого матеріалу. Щодо фізико-хімічної сутності корозії пористих сплавів залежить від тих же факторів, що і корозія компактного матеріалу того ж складу.

Особливості протікання корозії пористих порошкових матеріалів пов'язані з наступними відмінностями від компактних матеріалів [14]:

- у пористих порошкових матеріалів у порівнянні з компактними (литими) підвищена дефектність кристалічної будови (більш висока щільність вакансій, особливо поблизу пор, велика щільність дислокацій, значно велика протяжність меж зерен і субзерен);

- підвищена газонасиченість (киснем, азотом, воднем), а також забрудненість оксидами, сульфідами та іншими неметалевими включеннями;
- макроскопічна неоднорідність порошкових сплавів за хімічним складом (наприклад, через неоднорідність складу шихти);
- мікроскопічна неоднорідність за хімічним складом.

Перераховані фактори прискорюють корозію матеріалу. Також корозію пористих порошкових матеріалів іноді можна трактувати як щілинну корозію, коли поряд з більшою площею контактної поверхні з корозійним середовищем впливають вузькі щілини між частинками. За рахунок капілярних сил, які виникають в них дрібні пори легко заповнюються електролітом. Поблизу зовнішньої поверхні пор концентрація розчиненого кисню досить висока, і тут переважає протікання катодної реакції. Усередині пор, де концентрація кисню набагато менша, має місце іонізація (розчинення металу) по анодній реакції. Оскільки катодна реакція, що приводить до утворення аніонів, і анодна реакція, що дає катіони, просторово розділені, аніони мігрують до анодних ділянок, а катіони – до катодних. Якщо розчин містить агресивні аніони, то вони будуть концентруватися в просторі біля аноду, приводячи до прискорення корозії в порі. Таким чином, можуть виникати значні відмінності в концентраціях і корозійної активності розчину в міру його руху в глибину пори. Також можлива локальна (піттингова) корозія пористих матеріалів. При цьому утворення і зростання піттингів на пористих електродах також мають деякі особливості в порівнянні з компактними матеріалами того ж складу. Наприклад, виразкова корозія на пористому нікелі в слаболужних розчинах в присутності хлор-іонів протікає з великим гальмуванням, ніж на компактному нікелі [10].

Якщо розглядати корозію не просто як втрату певної маси металу, а й як зниження комплексу фізико-механічних властивостей, то слід відзначити ще одну особливість корозії порошкових матеріалів. Для компактного матеріалу швидкість корозії 0,1 мм/рік є допустимою, а матеріал з такою швидкістю корозії відноситься до групи стійких (5-й бал за 10-бальною шкалою корозійної стійкості). Для порошкового спеченого матеріалу, у якого радіус контактів вимірюються мікрометрами, швидкість корозії 0, 1 мм / рік може призвести до повного знеміцнення матеріалу, якщо контакти будуть зруйновані корозією.

Викладені вище міркування узгоджуються з результатами отриманими при вивченні структури поверхні матеріалів після корозії (рис. 13).

Висновки

Досліджені процеси корозії сплавів на основі заліза легованого самофлюсівними сплавами в 2,5 та 30% розчинах сірчаної кислоти. Встановлено, що стійкість проти корозії залежить від вмісту СФС в сплаві та його пористості. Встановлено, що сплави з вмістом СФЗ більше 40% є досконало стійкі до корозії у 2,5% розчині сірчаної кислоти, а у 30% розчині – відносяться до категорії “дуже стійкі”.

Встановлено, що збільшення пористості сплавів знижує їх корозійну стійкість. Запропоновані механізми корозії залежно від їх складу та пористості.

Література

1. Конструкційні порошкові матеріали на основі заліза за участю самофлюсівних сплавів/ А. М. Степанчук., О. А. Демиденко, А. В. Демиденко, К. В. Шаповал // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2012. – №1. – С. 51–60.
2. Методические указания к выполнению лабораторного практикума по дисциплине «Коррозия и защита металлов» для студентов всех специальностей. // С. И. Пинчук, А. П. Стовпченко, И. Г. Рослик, О. О. Внуков. – Днепропетровск: НМетАУ, 2006. – 33 с.
3. Структура та деякі властивості самофлюсівних сплавів на основі заліза та покриттів з них / А. М. Степанчук., О. Й. Гончарук, І. В. Голтвенко, М. О. Складаров // Наукові нотатки, ЛДТУ, 2003. – Випуск 13. – С. 319–334
4. Дубовий О. М., Степанчук А. М. Технологія напилення покриттів. – Миколаїв: Видавництво НУК, 2007. – 235 с.
5. Бондарь В. И. Коррозия и защита материалов. Учеб. пособие для студентов металлургических специальностей. – Мариуполь: ПГТУ, 2009. – 126 с.
6. Коррозия: справочное издание. /Под ред. Л. Л. Шрайера. – М.: Металлургия, 1981. – 632 с.
7. Otsubo F., Era H., Kishitake K. Structure and phases innickel-base self-fluxing alloy coating containing high chromium and boron //Spray Technol., –2000.– 9.– С.107–113
8. Шлугер М. А., Ажогин Ф. Ф., Ефимов В. А. Коррозия и защита металлов. – М.: Металлургия, 1981. – 214 с.
9. Коррозия и борьба с ней. Введение в коррозионную науку и технику: /пер. с англ. Г.Г. Улиг, Р.У. Ревы; под ред. А.М. Сухотина. – Л.: Химия, 1989. – 456 с.
10. Жук Н.П. Курс теории коррозии и защиты металлов. – М.: Металлургия, 1976. – 472 с.
11. Юхневич Р., Богданович В., Валашковский Е. Техника борьбы с коррозией // Л.: Химия. – 1980. –224 с.
12. Замалетдинов И. И., Оглезнева С. А., Кагарманова О. А. Питтинговая коррозия порошковой никелевой стали в хлоридных растворах. //Коррозия: материалы, защита. – 2008. – №1. –С. 64–69
13. Химико-термическая обработка металлокерамических материалов / Л. Г. Ворошнин и др. – Минск: Наука и техника, 1977. – 272 с.
14. Leisner P., Leu R. C., Moller P. Electroplating of porous PM compacts // Powder Metallurgy. – 1997. – V. 40. – №3. – P. 200–210.

УДК 620.178: 621.891

ФОРМУВАННЯ ЗНОСОСТІЙКИХ СТРУКТУР ВИСОКОВУГЛЕЦЕВИХ СПЛАВІВ, РОЗПЛАВЛЕНИХ ЕЛЕКТРИЧНОЮ ДУГОЮ

В. І. Савуляк, В. Й. Шенфельд, С. О. Панасюк

Вінницький національний технічний університет

В статті розглянено вплив часу існування рідкої ванни на отримання високовуглецевих покриттів із мартенситно-аустенітною структурою. Дані структури добре працюють в умовах тертя ковзання без мащення. Вплив рідкої ванни досліджувався за допомогою кінцево-елементного аналізу

В статье рассмотрено влияние времени существования жидкой ванны на получение высокоуглеродистых покрытий с мартенситно-аустенитной структурой. Данные структуры хорошо работают в условиях трения скольжения без смазки. Влияние жидкой ванны на структурообразование исследовалось с помощью конечно-элементного анализа

This article considers the influence of liquid weld pool lifetime for receiving carbon coatings from martensite-austenitic structure. These structures function well under conditions of friction without lubrication. The influence of the liquid pool was studied using final element analysis

Розробка зносостійкого матеріалу для роботи у визначених умовах зношування є складною задачею. Вивчення впливу структури на зносостійкість сталей показали, що з усіх структур залізовуглецевих сплавів максимальну зносостійкість в умовах сухого тертя має залишковий аустеніт, незважаючи на свою невисоку вихідну твердість, що значно нижча твердості як мартенситу, так і цементиту [1-4].

Для забезпечення високої зносостійкості сплав повинен містити 50-80% зміцнювальної фази, розташованої в аустенітно – мартенситній матриці при співвідношенні М/А=80/20...60/40 [5].

Відповідні структури високовуглецевих покриттів отримали шляхом зміни швидкості охолодження металу [6].

Нами досліджено вплив швидкості пересування електроду ($V_{\text{електр.}} = 26; 23; 20; 17; 14; 11$ м/год) на час існування рідкої ванни, на параметри

температурного поля та на структуру високовуглецевого покриття: наплавленого металу, зони сплавлення та основного металу в зоні термічного впливу. Інші параметри режиму наплавлення фіксувалися на рівні: $U=28$ В, $V_{др}=104$ м/год, $d_e=1,4$ мм.

Для досліджень наплавлених покриттів було виготовлено зразки товщиною 10 мм, шириною 50 та довжиною 90 мм, зі сталі 45 (маса 2 кг.).

На кожен із зразків виконувалось наплавлення так, щоб швидкість наплавлення зменшувалась. Створення високовуглецевого шару забезпечувалось шляхом комбінування наплавного дроту Св08Г2СА та вуглецевої тканини марки УУТ-2 ТУ6-06 И 78-85 із щільністю 250 г/м².

Забезпечувалась швидкість пересування електроду, яка дозволяла змінювати час існування ванни в рідкому стані в межах від 0,8 до 5 сек.

Для визначення швидкості охолодження наплавленого металу досліджувалась зміна температури в наплавленому валку в часі за допомогою кінцево - елементного аналізу.

На рисунку 1 показано розподіл температур в місці наплавлення та поблизу нього при часі існування ванни в рідкому стані 2 с.

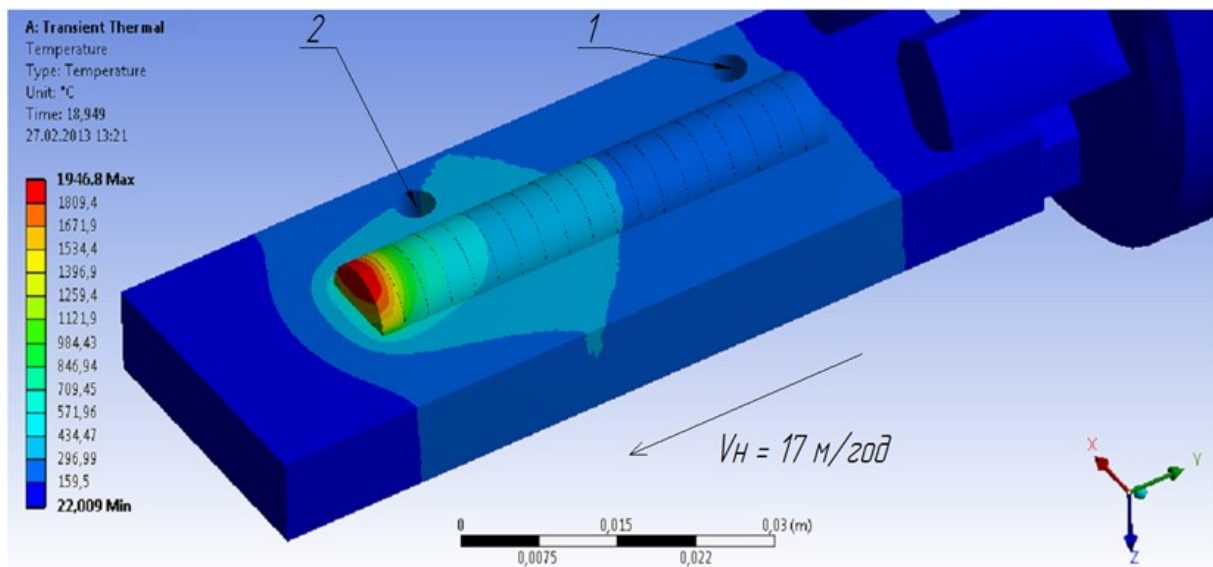


Рис. 1 Температурне поле після наплавлення валка

В таблиці 1 представлені результати визначення температур теплового поля наплавленого металу у залежності від часу існування зварювальної ванни в рідкому стані, отримані моделюванням з використанням пакету прикладних програм у середовищі кінцево-елементного аналізу.

Таблиця 1 Розподіл температур в ванні та її зміна у часі

Час, сек	Температура, °C					
	$t_p=0,8c$	$t_p=1c$	$t_p=1,2c$	$t_p=2c$	$t_p=3c$	$t_p=5c$
0	22	22	22	22	22	22
1,5	1623	61	22	22	22	22
3,2	376	1780	172	83	54	32
5,5	272	412	1788	301	103	72
7,2	189	335	677	1854	299	132
10	152	265	356	401	2043	552
12,2	143	230	298	321	623	2141
20	125	173	232	253	281	329
30	113	164	196	234	243	274
40	101	157	169	200	224	260
50	96	143	160	183	218	249

За допомогою програми кінцево-елементного аналізу, було визначено швидкість кристалізації (таблиця 2) та швидкість охолодження кристалізованого металу (таблиця 3).

Таблиця 2 Швидкість кристалізації рідкого металу

Інтервал температур, °C	Швидкість кристалізації наплавленого металу, °C/c					
	$t_p=0,8c$	$t_p=1c$	$t_p=1,2c$	$t_p=2c$	$t_p=3c$	$t_p=5c$
1700-1500	2000	1930	1560	1400	1050	800
1500-1000	1810	1652	1430	1300	700	600

Таблиця 3 Швидкість охолодження кристалізованого металу

Інтервал температур, °C	Швидкість охолодження наплавленого металу, °C/c					
	$t_p=0,8c$	$t_p=1c$	$t_p=1,2c$	$t_p=2c$	$t_p=3c$	$t_p=5c$
1000-500	730	650	570	450	400	350
500-50	120	110	100	95	90	70

Із отриманих зразків вирізалися темплети з використанням електроерозійних верстатів та виготовлялися шліфи. Для дослідження структур використовувався оптичний мікроскоп МИМ-8 з наступною фотофіксацією та електронний мікроскоп РЕМ-106И.

Зменшення швидкості переміщення дуги призводить до збільшення температури в зоні навколо рідкої ванни та в самій ванні і відповідно час розчинення вуглецевого матеріалу, який вводиться у розплав.

Як показано вище, високу зносостійкість в процесі сухого тертя показують залізовуглецеві сплави з мартенситно - аустенітною структурою. Великі потоки енергії в трибоконтакті сприяють протіканню структурних перетворень у отриманій метастабільній системі. Ці перетворення роблять трибосистему адаптивною до умов роботи, що позитивно впливає на поглинання та розсіювання енергії процесу тертя. Частка енергії, що йде на диспергування поверхні тертя, зменшується, а зносостійкість збільшується. Позитивний вплив чинять також нові утворені поверхневі структури та наклеп аустеніту.

В процесі наплавлення високовуглецевих покриттів структура покриття залежить від швидкості охолодження та величини теплового потоку, що вводиться в деталь через зварювальну дугу. Покриття з мартенситно - аустенітною структурою можна отримати шляхом зменшення швидкості охолодження зварювальної ванни та наплавленого металу. Такому режиму відповідає час знаходження ванни в рідкому стані 5 сек. Швидкість кристалізації валка складає при цьому 800...600 °C/c (див. таблицю 2), а швидкість охолодження в інтервалі температур 1000...500 °C складає біля 350 °C/c, а інтервалі температур 500...50 °C складає 70 °C/c (див. таблицю 3). За рахунок таких режимів отримуємо мартенситно-аустенітні структури покриття.

Накладемо криву охолодження на термодинамічну діаграму та прослідкуємо структурні перетворення отриманого покриття.

За рахунок невеликої швидкості охолодження з температур кристалізації до 200 °C основною структурною складовою покриття є аустеніт. При температурі 200°C та нижче дифузійні процеси повністю подавляються і утворення структури, яка складається із фериту і цементиту, стає неможливою. У цьому випадку протікає бездифузійне перетворення аустеніту в структуру загартованої сталі, що називається мартенситом (Нм 960), а частина аустеніту залишається (рис. 2) . Кількість мартенситу складає приблизно 80%.

Зменшення часу існування зварювальної ванни в рідкому стані до 3 секунд, швидкість кристалізації та швидкість охолодження наплавленого валка збільшуються. В інтервалі температур 1700-1000 °C швидкість кристалізації складе 1050...700 °C/c (див. таблицю 2). Швидкість охолодження в інтервалі температур 1000-500 °C складає 400 °C/c, а в інтервалі температур 500-50 °C складає 90 °C/c (див. таблицю 3). Структурні перетворення отриманого високовуглецевого покриття подібні до перетворень, що відбуваються при часі існування зварювальної ванни в рідкому стані 5 сек. Відмінність спостерігається в тому, що розміри пластини мартенситу збільшились (рис. 3). Такі покриття відповідають високовуглецевим сталям (кількість вуглецю від 1 до 2,14%).

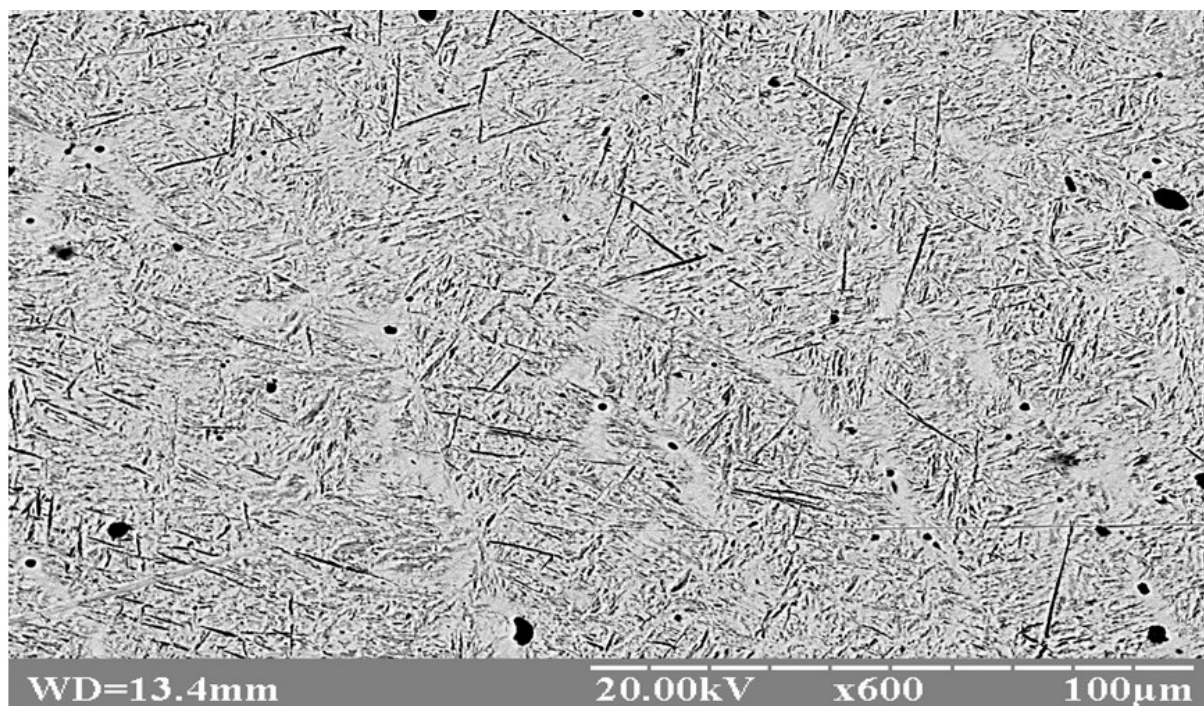


Рис. 2 Мікроструктура наплавленого високовуглецевого покриття при $t_p = 5$ с

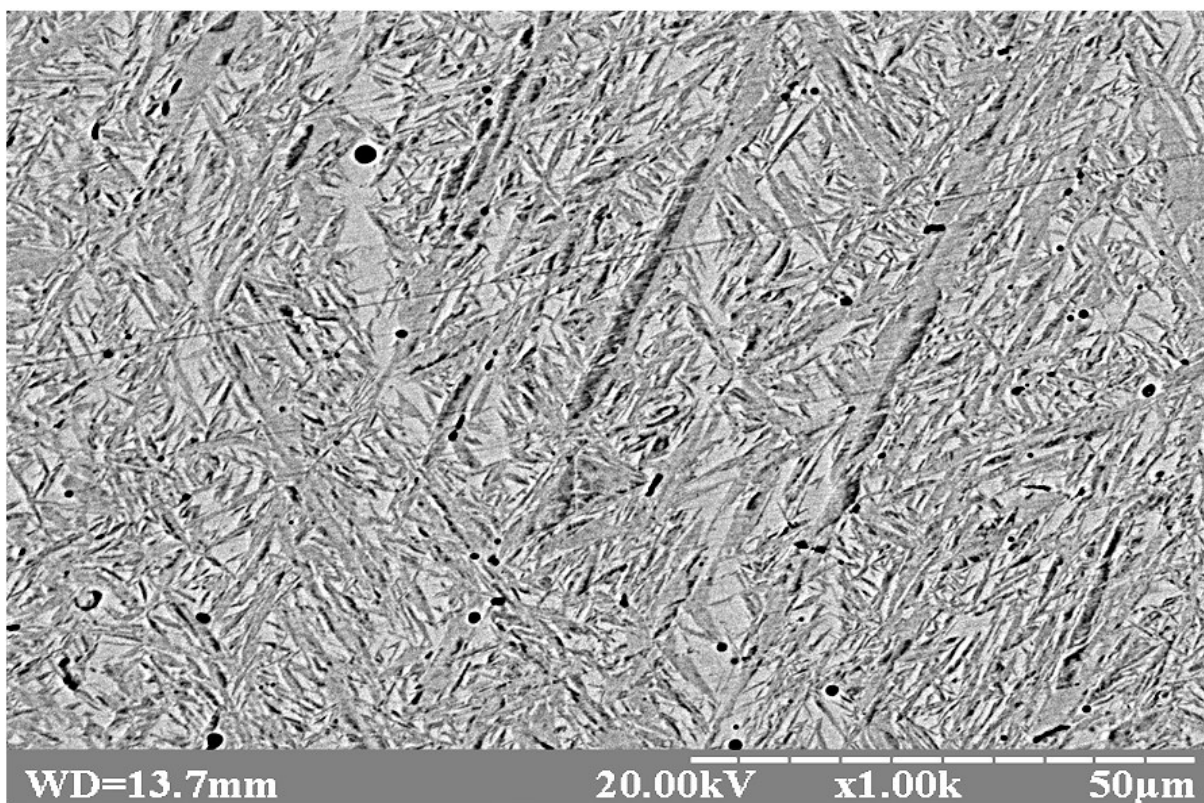


Рис. 3 Мікроструктури наплавленого високовуглецевого покриття при $t_p = 3$ с

Зменшення часу існування зварювальної ванни в рідкому стані до 2 секунд та за рахунок ще більш швидкого охолодження наплавленого валка утворюється градієнтне покриття, яке складається з двох шарів. Швидкість кристалізації в інтервалі температур 1700...1000 °С дорівнює 1400...1300 °С/с. Швидкість охолодження в інтервалі температур 1000...500 °С дорівнює 450 °С/с, а в інтервалі температур 500-50 °С дорівнює 95 °С/с. Розглянемо структурні перетворення отриманого високовуглецевого покриття, наклавши криву охолодження на термодинамічну діаграму. За рахунок великої швидкості охолодження з температур кристалізації до 200 °С основною структурною складовою покриття є аустеніт. При температурі 200°С та нижче відбувається утворення високовуглецевого пластинчастого мартенситу з переохолодженого аустеніту ($H_{\text{м}} 960$), а частина аустеніту залишається (рис. 4). За рахунок більш повільного охолодження у верхньому шарі покриття концентрація мартенситу буде складати біля 50 – 60% (рис. 4). Це корелює з даними, наведеними в роботі [6], що кількість залишкового аустеніту тим більша, чим нижчі температури початку та кінця мартенситного перетворення, а також чим більший вміст в аустеніті вуглецю та легувальних елементів. В нашому випадку кількість аустеніту складає 40-50%.

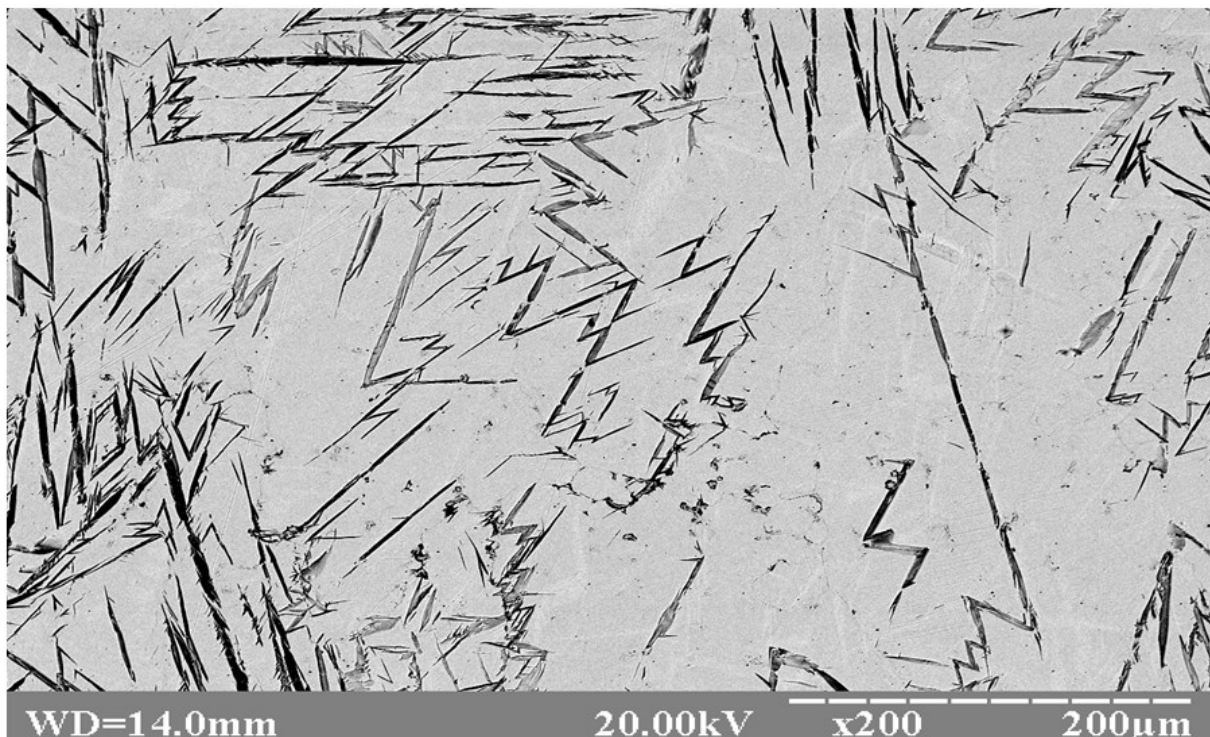


Рис. 4 Мікроструктура верхнього шару наплавленого високовуглецевого покриття при $t_p = 2$ с

В нижньому шарі отриманого покриття (рис. 5), концентрація залишкового аустеніту значно менша. Це пояснюється збільшенням швидкості кристалізації та охолодження металу за рахунок відведення тепла в метал заготовки. Внаслідок цього аустеніт, при даних швидкостях охолодження, встигає перетворитися в мартенсит.

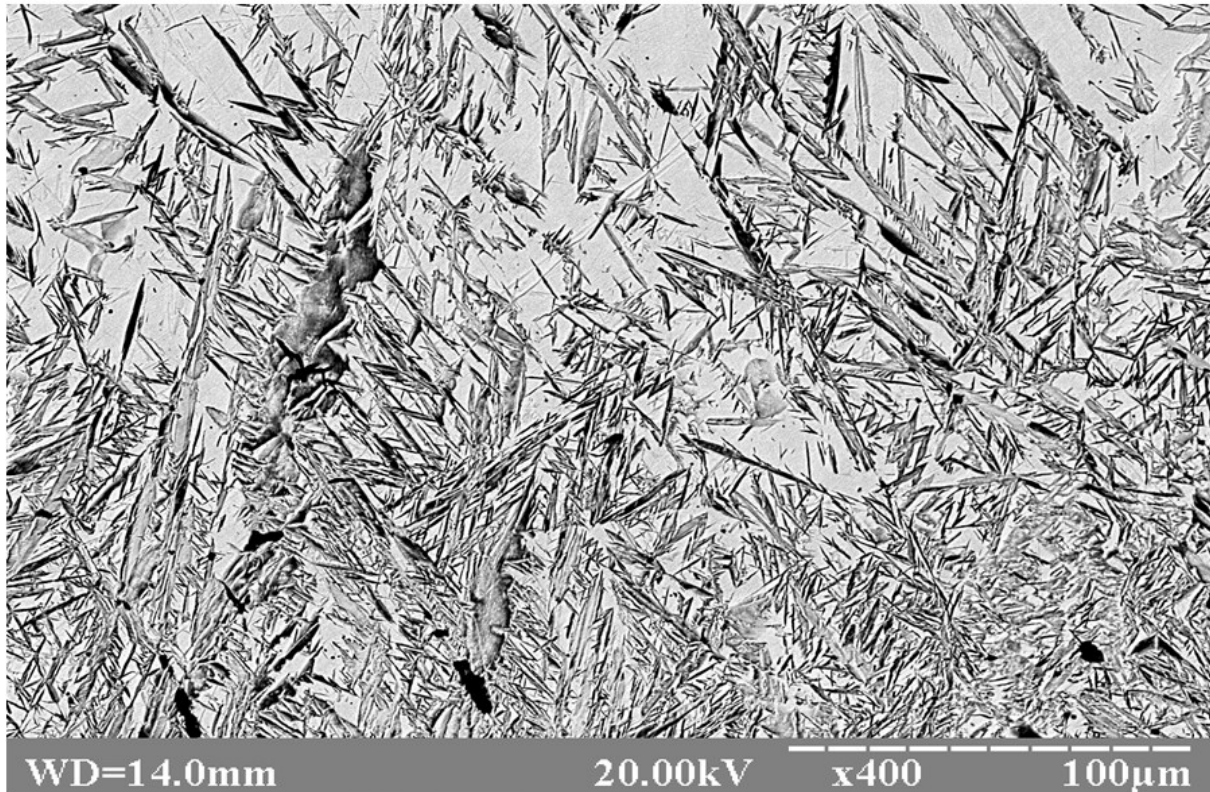


Рис. 5 Мікроструктура нижнього шару наплавленого високовуглецевого покриття при $t_p = 2$ с

Висновки

1. За рахунок контрольованого тепловідведення можливо керувати структуроутворенням наплавленого високовуглецевого покриття.

1.1 При регулюванні швидкості наплавлення від 26 до 11 м/год (рідка ванна існує від 0,8 до 5 с.) спостерігаються зміни швидкості кристалізації та охолодження металу. Швидкість кристалізації в інтервалі температур 1700...1500 °C – від 2000 °C/с до 800 °C/с, в інтервалі температур 1500...1000 °C – від 1800 °C/с до 600 °C/с. Швидкість охолодження в інтервалі температур 1000...500 °C змінюється від 730 °C/с до 350 °C/с, а в інтервалі температур 500...50 °C – від 120 °C/с до 70 °C/с.

1.2 В залежності від режимів наплавлення структури зразків змінюються в широких межах. При швидкості наплавлення 11 м/год (час існування рідкої ванни 5 с) відбувається утворення високовуглецевого

пластинчатого мартенситу та невеликої кількості залишкового аустеніту. Такі покриття добре працюють в умовах сухого тертя.

2. Моделювання процесів наплавлення покриттів методом кінцево-елементного аналізу дозволяє з достатньою точністю визначати температуру як у довільних точках деталі, так і в валку та визначати швидкість кристалізації та охолодження металу.

Література

1. Лившиц Д. С. Основы легирования наплавленного металла / Д. С. Лившиц, Н. А. Гринберг, Э. Г. Куркумели М., "Машиностроение", 1969, С.168.
2. Щумикин А. Б. Влияние упрочняющей фазы на свойства износостойких сплавов / А. Б. Щумикнн, В. С. Попов - Изв. ВУЗов, "Черная металлургия", 1973, № I, С.138–141.
3. Попов С. М. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні / С. М. Попов, Д. А. Антонюк, В. В. Нетребко – Запоріжжя: ЗНУ, ВАТ «Мотор Січ», 2010, – 368 с.
4. Сорокин В. М. Основы триботехники и упрочнения поверхностей деталей машин / В. М. Сорокин, А. С. Курников – Н.: Новгород: ВГАВТ, 2006 – 296с.
5. Попов В. С. Зносостійкість сплавів, відновлення та зміцнення деталей машин / В. С. Попов. – Запоріжжя: Вид-во ВАТ «Мотор Січ», 2006 – 420 с.
6. Гуляев А. П. Металловедение / А. П. Гуляев – М.: Металлургия, 1978. – 645с.

УДК 669.168

ВПЛИВ КІЛЬКОСТІ ВІДНОВНИКА В ШИХТІ НА ХІД ПЛАВКИ ПРИ ВИПЛАВЦІ ФЕРОСИЛІЦІЮ

К. О. Сергеева, С. В. Гришко, С. С. Золотухін, Є. О. Дрей

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Стаття присвячена теоретичному обґрунтуванню рішення актуальної проблеми ресурсозбереження та підвищення конкурентоспроможності висококремнистого феросиліцію, що виробляється в закритих феросплавних печах великої одиничної потужності 23-27 МВА. Теоретичні, прикладні дослідження та дослідно-промислові експерименти по відробці технології феросиліцію виконані в рамках пріоритетних напрямів наукових розробок з розвитку гірничо-металургійного комплексу України

Статья посвящена теоретическому обоснованию решения актуальной проблемы ресурсосбережения и повышения конкурентоспособности высококремнистого ферросилиция производимого в закрытых ферросплавных печах большой единичной мощности 23-27 МВА. Теоретические, прикладные исследования и опытно-промышленные эксперименты по отработке технологии выплавки ферросилиция выполнены в рамках приоритетных направлений научных разработок по развитию горно-металлургического комплекса Украины

The thesis considers theoretical and experimental studies for solving of problems of resources saving, improvement of quality, and cost reduction in ferrosilicon manufacturing by a continuous electrothermal method in high-power (23-27 MVA) furnaces with non-traditional carbon reducing agents. Theoretical, applied research and pilot-scale experiments to test the technology of smelting ferrosilicon made within the priority areas of scientific research on the development of mining and metallurgical complex of Ukraine

Вступ

В структурі гірничо-металургійного комплексу України важливе науково-технічне і соціально-економічне значення має промисловий електрометалургійний потенціал з виробництва феросплавів, який представлений Запорізьким (ЗФЗ), Стаханівським (СФЗ) і Нікопольським

(НЗФ) феросплавними заводами. Електропічна потужність на цих заводах складає 1500 МВА, тобто 45...48 % від потужності всіх десяти феросплавних заводів колишнього СРСР. Основними видами феросплавів, які виробляються на вітчизняних заводах України, є феросиліцій з вмістом кремнію від 20 % до 90 % (ДСТУ 1415-78), феросилікомарганець від 15 до 20 % Si (ДСТУ 3548-97) феромарганець (ДСТУ 3547-97).

Феросплавне виробництво України має експортно-орієнтований характер. З всього широкого марочного складу феросиліцію, переважно виплавляється конкурентоздатний феросиліцій марок ФС65, ФС70 і ФС75, який містить відповідно 65; 70 та 75% Si.

Постановка задач дослідження

У випадку неправильного складу шихти та ведення технологічного процесу можливі відхилення від нормального ходу плавки. Кількість відновника в шихті повинно бути таким, щоб повністю забезпечити протікання відновлювальних процесів. Як надлишок відновника в шихті, так і його недолік, призводять до порушення ходу плавки.

При недостатній кількості відновника в шихті в горні печі утворюються великі маси розплавленого кварцу, нижня частина електроду знаходиться в цій масі, відбувається заварцювання печі, що викликає нестійку посадку електродів та коливання навантаження, тиглі звужуються, шихта сильно спікається, на колошнику виникають «свищі», з льотки посилюється виділення газів. В'язкість шлаку збільшується, робочі кінці електродів стають тоншими та швидко скорочуються.

Методика проведення експериментів

Температура в печі на глибині 500...600 мм від поверхні колошника при виплавці ФС45 підвищується до 1800 – 2000 °С, що призводить до підсиленого випаровування та втратам у вилітання не тільки моно оксиду силіцію, але і відновленого силіцію. При випуску плавки льотка заповнюється густим шлаком, що ускладнює зливання металу. При тривалій роботі печі з нестачею відновника спостерігається розлад льотки — зупиняється вихід шлаку, льотка зачинається важко чи взагалі не зачинається, спостерігається просочування металу в будь-якому місці арочки та навіть прорив футерівки печі, що є наслідком розм'якнення гарнісажу у передній стінці внаслідок руйнування карбідів кислим шлаком. При такому руйнуванні ходу печі необхідно додати у піч деяку кількість відновника, а також збільшити кількість відновника у шихті.

При надлишку відновника у шихті він неповністю витрачається на процеси відновлення, що призводить до накопичення коксу в горні печі. В зонах температур виявляється недостатньо кремнезема, що необхідний для

руйнування карборунду, так як більша частина кремнезему витрачається в менш гарячих зонах печі на утворення карборунду. Таким чином, в печі відбувається накопичення коксу та карборунду. Так як обидва матеріали мають високу електропровідність, електричний опір шихти між електродами значно зменшується, а сила струму збільшується. Це призводить до утворення зон високих температур в матеріалах, розміщених між електродами. Так як автоматичні регулятори налаштовані на визначену силу струму, то при збільшенні сили струму в печі внаслідок збільшення електропровідності шихти виникає переміщення електродів вгору.

Зона високих температур поступово переміщується вгору, а в нижній частині печі температура знижується. Охолодження горну печі призводить до ускладнення при відкритті льотки та випуску металу з печі. Посадка електроду стає високою, з-під електродів починають бити «свищі», тиглі звужуються, чутно роботу дуг, шихта круто обвалюється з електродів, навантаження на електродах спокійне, з печі припиняється вихід шлаку, холодний сплав виходить в невеликих кількостях. Для виправлення ходу печі в неї завантажують деяку кількість шихти без відновника, а потім встановлюють нормальну кількість відновника у шихті. При порушенні нормального ходу печі переходять також на більш низький ступінь напруги, що сприяє заглибленню електродів у шихту.

Робота на коротких електродах як за зовнішніми ознаками, так і результатами подібна роботі з надлишком відновника. Робота з занадто довгими електродами при високій посадці їх веде до збільшення втрат електроенергії в самих електродах, а при глибокій посадці електродів часто призводить до того, що вони сідають в шлак, втрачається дуговий режим роботи печі та марно витрачається електроенергія.

Для запобігання порушень ходу печі необхідно вести плавку на шихті постійного складу. Особливо важливо, щоб вологість коксу не змінювалась. Зміна вологості коксу без внесення відповідних коректувань призводить до зміни відношення між кількістю відновника та кремнезему в шихті, що викликає порушення нормального ходу печі. При виявленні відхилення ходу печі від нормального, найважливіша задача персоналу – своєчасно визначити причину порушення ходу процесу та прийняти відповідні заходи для виправлення положення.

Результати досліджень

Виплавка кремнію та його сплавів в печах з ванною, що обертається, має ряд технологічних особливостей. В цьому випадку об'єм порожнини під електродами зменшується в 3 – 4 рази в порівнянні з об'ємом при роботі з нерухомою ванною. Газова порожнина формується в основному з

набігаючої сторони електроду, тобто зі сторони, на яку насовується шихта. Зі сторони, що збігає, де шихта відходить від електроду, ця порожнина чи взагалі відсутня, чи слабо розвинута. При обертанні ванни печі шихта розпушується нерухожими електродами, ділянки, що спіклились, практично відсутні, що забезпечує збільшення активної зони більш, ніж у два рази. Шихту приблизно 65 % треба завалювати зі сторони електроду, що збігає.

Найважливіше значення має правильний вибір режиму обертання ванни печі. Висока швидкість обертання ванни призводить до погіршення роботи колошника, нестійкої посадки електродів, ускладненню в роботі лютки та зниженню техніко-економічних показників виробництва. При зменшенні швидкості обертання ванни нижче оптимальної відповідно втрачається ефект від обертання ванни. Оптимальна швидкість обертання ванни складає приблизно один оберт за 70 – 90 годин при виплавці ФС75 та ФС90 та один оберт за 50 – 70 годин при виплавці ФС65, ФС45, ФС25 та ФС18.

Обертання ванни печі для виплавки силіцію та його сплавів повинно бути реверсним в секторі 80 – 100°, що забезпечує руйнування карбідів, розпушування шихти на колошнику по всьому перерізу ванни, стійку роботу лютки, нормальний випуск сплаву та шлаку, значне покращення умов служби електродів.

В закритих печах засвоєна виплавка ФС18, ФС25, ФС45 та ФС65 і засвоюється виплавка ФС75. Додаткові вимоги до правильного обслуговування закритої печі закладаються в підтриманні необхідного тиску під склепінням печі, забезпеченні рівномірного сходу шихти в трубопроводах та воронках та попередженні забивання під склепінного простору та газоходів печі. Для забезпечення нормальної роботи закритої печі необхідно обмежувати потрапляння в підсклепінний простір газоподібних продуктів, здатних при конденсації утворювати настрилі, наприклад, SiO_2 . Аналіз настилів показав, що вони складаються в основному з SiO_2 , SiC та Si , іноді з вуглецю.

Надлишковий тиск під склепінням печі повинен складати 0 – 50 Па, температура газу під склепінням 500 – 600 °С і в газоході 200 °С. Кількість газів, що відходять (на печі 27 МВА), близько 2800 м³/год. Вміст в газі H_2 може бути не вище 8 %, CO в тракці чистого газу 80 – 90 % і O_2 в чистому газі < 0,9 %.

При виплавці ФС18 наважка відновника повинна бути вища, ніж при виплавці ФС45, що пояснюється підвищеним вмістом вуглецю у сплаві (до 1,5 %).

Висновки

Найчастіше зустрічаються проблеми в роботі закритої печі, що пов'язані з забиттям тракту газоходу та підсклепінного простору пилом

внаслідок роботи при недостатній кількості відновника чи на коротких електродах, підсосу повітря під склепіння чи порушень подачі води для зрошення газоходу. Зависання шихти в воронках може призвести до розкриття колошника, прогару склепіння та воронок та ін.

Підвищення тиску під склепінням та великий перепад в його різних точках свідчать про забиття під склепінного простору, утворення в ньому перегородок та скупчення пилу в отворі газоходу. Підвищення температури під склепінного простору може бути викликано появою подразнення в будь-якій частині підсклепінного простору, а також проплавленням шихти на колошнику печі, що викликане зависанням шихти в воронках.

Збільшення вмісту H_2 у підсклепінному просторі свідчить про підвищення вологості шихти чи про наявність течії води з деталей устаткування печі чи секцій склепіння, причому в випадку течії води вміст H_2 у брудному газі різко підвищується до $> 15 \%$.

Література

1. Гасик М. И., Зубов В. Л. Физико-химия и технология рафинирования жидкого ферросилиция от примесных металлов. – Днепропетровск. – ГНПП "Системные технологии". – 2002. – 75с.

2. Зубов В. Л., Овчарук А. Н., Гасик М. И. Физико-химические свойства, структурные характеристики углеродистых восстановителей и их применение при выплавке ферросилиция. Днепропетровск. – ГНПП "Системные технологии". – 2001. – 144с.

УДК 669.295-131.4

КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ УТВОРЕННЯ І УСУНЕННЯ УСАДКОВИХ ДЕФЕКТІВ ВИЛИВКІВ НА ПРИКЛАДІ Т-ПОДІБНОГО ПЕРЕТИНУ

О. С. Сергієнко

Запорізький національний технічний університет

Проведено комп'ютерне моделювання утворення дефектів у Т-подібних перетинах виливків в поєднанні з моделюванням усунення дефектів шляхом гарячого ізостатичного пресування. Результати моделювання для перетинів різної товщини довели, що, незважаючи на збільшення об'єму термічного вузла, компенсатор дозволяє повністю видалити дефекти без порушення геометрії виливків. Моделювання дозволяє прогнозування розміри і місця розташування дефектів і може використовуватись при проектуванні виливків з врахуванням раціональних компенсаторів

Проведено компьютерное моделирование образования дефектов в Т-образных сечениях отливок в сочетании с моделированием устранения дефектов путем горячего изостатического прессования. Результаты моделирования для сечений разной толщины доказали, что, несмотря на увеличение объема термического узла, компенсатор позволяет полностью устранить дефекты без нарушения геометрии отливок. Моделирование позволяет прогнозировать размеры и места расположения дефектов, и может быть использовано при проектировании отливок с учетом рациональных компенсаторов

Computer modeling of defects formation in T-shaped casting sections together with modeling of defects elimination using hot isostatic pressing have been conducted. Modeling results for sections of different width prove that despite thermal center's volume increase compensators allow full defects elimination without casting's geometry distortion. Modeling allows anticipating defects' size and placement and can be used in creating castings design with rational compensators

Конфігурація і розміри усадкових дефектів залежать від великої кількості факторів, таких як властивості матеріалу виливку, розміри та

конфігурація надливу, умови охолодження виливку та надливу, місця живлення виливку, температура перегріву, тощо [1].

Усадкові дефекти утворюються в термічних вузлах виливка, що представляють собою потовщення в об'ємі виливка, діаметр вписаного кулі якого перевищує товщини прилеглих стінок. До типових видів термічних вузлів відносять Т-подібні перетини, Х- подібні перетини, L-подібні перетини, бобишки.

Практичні заходи по підвищенню густини виливків мають носити компенсуючий або переміщуючий характер. Якщо усадку неможливо усунути, її можна компенсувати або перемістити в безпечний об'єм [2].

При використанні комплексної технології лиття титанових сплавів за витоплюваними моделями з мінімізацією дефектів в процесі наступного гарячого ізостатичного пресування (ГІП) використовуються технологічні приливи – компенсатори. Однак використання компенсаторів збільшує об'єм термічних вузлів, що призводить до укрупнення внутрішніх дефектів. Враховуючи результати досліджень [3], необхідно визначити ступінь взаємного впливу розмірів компенсаторів та усадкових дефектів, щоб забезпечити їх усунення для підвищення проценту придатного литва.

Методика проведення експериментів

З метою визначення впливу компенсаторів на розміри усадкових дефектів проведено комп'ютерне моделювання утворення усадкових раковин в Т-подібних перетинах стінок різної товщини (рис. 1). Конструкцію теплового вузла обрано виходячи з рекомендацій [4,5].

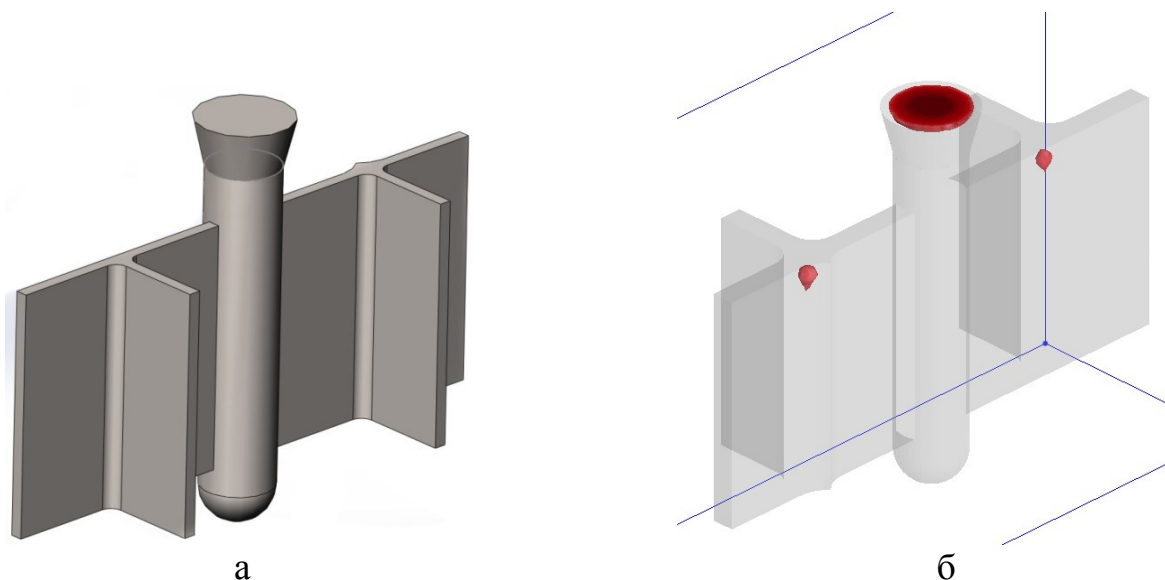


Рис.1 Т-подібний тепловий вузол (а) і моделювання утворення усадкових дефектів (б)

Комп'ютерну модель створено в середовищі NovaFlow & Solid CV 4.6. В якості модельного матеріалу використано титановий сплав BT5Л, теплофізичні властивості котрого достатньо вивчені [6].

Вихідні дані комп'ютерного моделювання:

- матеріал виливків – BT5Л;
- температура заливання – 1690 °С;
- температура ліквідус – 1640 °С;
- температура солідус – 1600 °С;
- матеріал форми – графіт;
- температура форми – 20 °С.

Комп'ютерне моделювання в демо-версії середовища NovaFlow дозволяє визначити приблизні дані про місце розташування і об'єм порожнин, однак визначення точних форм і розмірів усадкових дефектів неможливий, оскільки це значно ускладнило б моделювання.

Результати досліджень

Комп'ютерне моделювання утворення усадкових дефектів у Т-подібному перетині стінок товщиною 2 мм (рис. 2) встановило, що в теплових вузлах можуть існувати уражені зони, що займають площу 14,95 мм² (табл. 1).

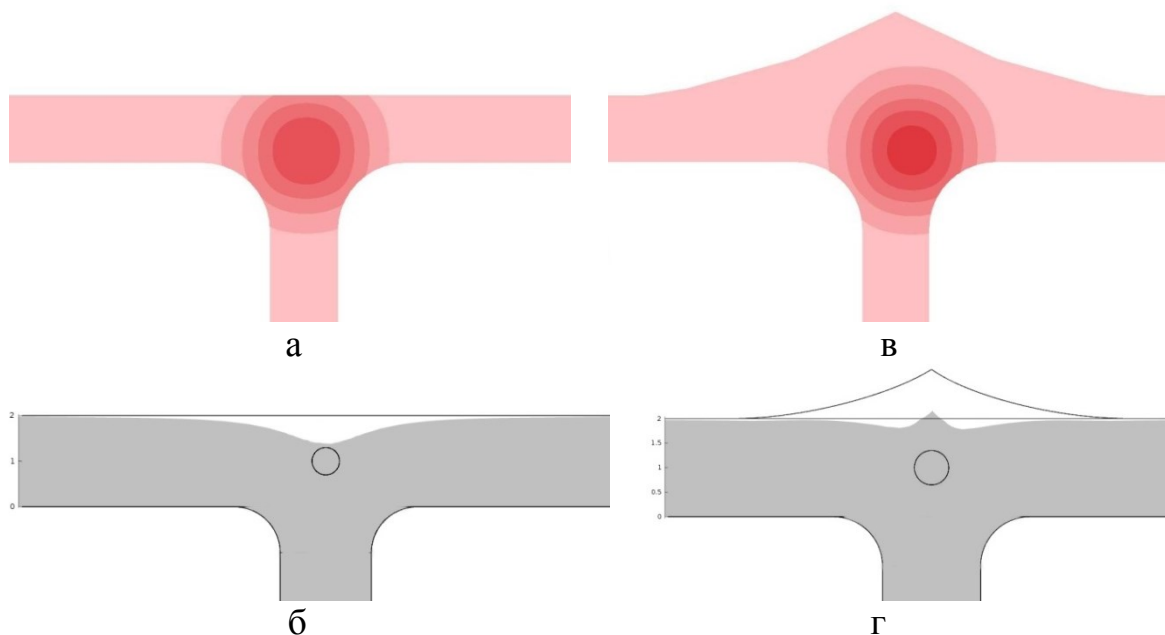


Рис. 2 Комп'ютерне моделювання утворення (а, в) і усунення (б, г) усадкових дефектів на Т-подібному перетині стінок товщиною 2 мм з дзеркальним компенсатором і без нього

Таблиця 1 Розміри зони ураження усадковими дефектами у горизонтальній площині за результатами комп'ютерного моделювання

Максимальна площа, уражена усадковими дефектами, мм ²	Мінімальна площа, уражена усадковими дефектами, мм ²	Максимальний діаметр ураженої зони, мм	Мінімальний діаметр ураженої зони, мм	Середня площа дефекту, мм	Максимальний процент ураження, %	Мінімальний процент ураження, %	Максимальний діаметр концентрованого дефекту, мм
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 2 мм							
14,95	3,15	4,3	1,97	0,15	4,98	1	0,44
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 2 мм з компенсатором							
17,87	1,78	4,72	1,49	0,14	5,63	1	0,42
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 5 мм							
56,5	19,91	8,39	4,97	1,24	9,66	1	1,26
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 5 мм з компенсатором							
84,82	17,47	10,35	4,69	1,70	14,66	1	1,47
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 10 мм							
107,86	3,48	11,48	2,05	0,73	10,68	1	0,96
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 10 мм з компенсатором							
132,1	11,46	12,87	3,77	1,30	11,18	1	1,29

Таким чином, при наявності концентрованих усадкових дефектів в формі раковин, їх діаметр становить до 0,44 мм. Для усунення усадкових раковин такого розміру придатний дзеркальний компенсатор висотою 1 мм і діаметром до 10 мм. Застосування компенсатора значно збільшило зону ураження виливка усадковими дефектами, збільшивши її площу до 17,87 мм².

Комп'ютерне моделювання утворення усадкових дефектів у Т-подібному перетині стінок товщиною 5 мм (рис. 3) встановило, що в теплових вузлах можуть існувати уражені зони, що займають площу 56,5 мм². Таким чином, при наявності концентрованих усадкових дефектів в

формі раковин, їх діаметр становить до 1,26 мм. Для усунення усадкових раковин такого розміру придатний дзеркальний компенсатор висотою 2,5 мм і діаметром до 15 мм. Повторне моделювання утворення усадкових дефектів на теплових вузлах з дзеркальним компенсатором виявило збільшення площі раковини до 84,82 мм². Таким чином, діаметр усадкової раковини з використанням компенсатора збільшується незначно, на 0,21 мм і не впливає на ефективність застосування дзеркального компенсатору.

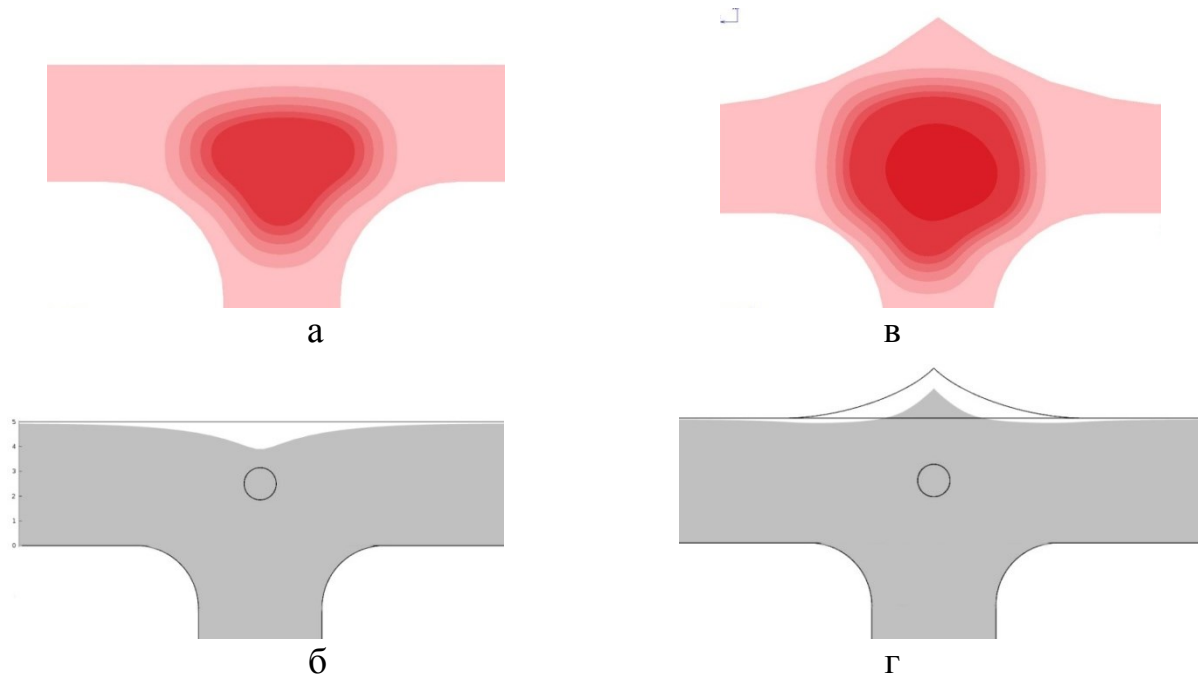


Рис. 3 Комп'ютерне моделювання утворення (а, в) і усунення (б, г) усадкових дефектів на Т-подібному перетині стінок товщиною 5 мм з дзеркальним компенсатором і без нього.

Для Т-подібного перетину з товщиною стінок 10 мм площа зони ураження збільшується із застосуванням компенсатора з 107,86 до 132,1 мм², при цьому діаметр концентрованого дефекту зростає на 0,35 мм до 1,29 мм (рис. 4).

Для підтвердження розрахунків за результатами моделювання визначено ступінь ураження усадковими дефектами у горизонтальній і вертикальній площинах (табл. 2). Розрахунок встановив, що у вертикальній площині для Т-подібних перетинів з товщиною стінок 2 і 5 мм, відбувається незначне збільшення діаметру усадкового дефекту (на 0,12 і 0,01 мм відповідно). Для Т-подібного перетину з 10 мм стінками, відбувається значне збільшення діаметру дефекту – з 1,3 до 1,93 мм.

Таким чином, комп'ютерне моделювання утворення усадкових дефектів у виливках вказує на те, що застосування компенсатора мало впливає на розміри зони ураження металу усадковими явищами. Для тонких стінок (2 мм, 5 мм) підвищення діаметру становить 0,05-0,1 мм або до 10% від діаметру дефекту при литті без компенсатора (табл. 3). Це підтверджує, що компенсатор забезпечує достатній додатковий об'єм металу, щоб попередити прорив перетину над порою.

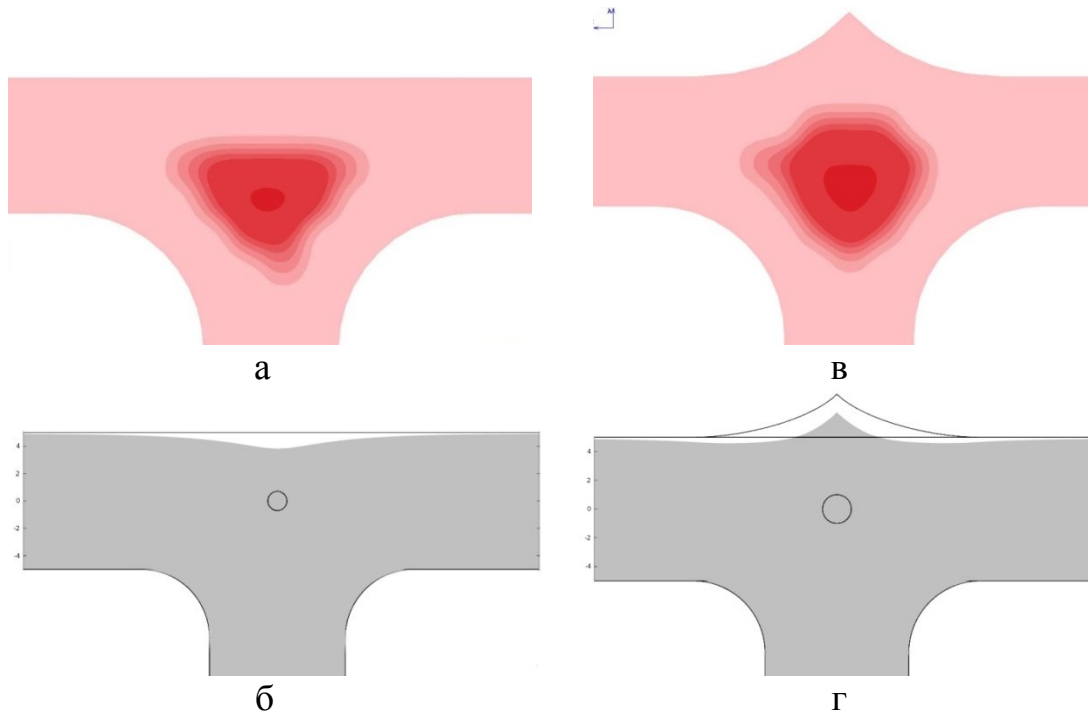


Рис. 4 Комп'ютерне моделювання утворення (а, в) і усунення (б, г) усадкових дефектів на Т-подібному перетині стінок товщиною 10 мм з дзеркальним компенсатором і без нього

З іншого боку, застосування компенсатора впливає на розташування усадкових дефектів в об'ємі виливка. При розташуванні дзеркального компенсатора на Т-подібному перетині, зона ураження усадковими дефектами зсувається до прилеглої стінки. Для стінок товщиною 2 мм це може призводити до деформування геометрії виливка не з боку компенсатора, а з боку прилеглої стінки.

Для Т-подібного перетину зі стінками 10 мм відбувається значне збільшення діаметру дефекту – на 0,48 мм (42,55%). Однак моделювання ГП збільшеного дефекту встановило, що об'єм компенсатору не потребує додаткового підвищення, адже забезпечує повне усунення раковини.

Таблиця 2 Розміри зони ураження усадковими дефектами у вертикальній площині за результатами комп'ютерного моделювання

Максимальна площа, уражена усадковими дефектами, мм ²	Мінімальна площа, уражена усадковими дефектами, мм ²	Максимальний діаметр ураженої зони, мм	Мінімальний діаметр ураженої зони, мм	Середня площа дефекту, мм	Максимальний процент ураження, %	Мінімальний процент ураження, %	Максимальний діаметр концентрованого дефекту, мм	Середній діаметр дефекту у двох площинах, мм
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 2 мм								
54,28	5,62	7,72	2,63	0,44	6,15	1	0,75	0,60
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 2 мм з компенсатором								
57,96	14,73	8,14	4,61	0,82	7,26	1	1,02	0,72
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 5 мм								
185,97	10,21	14,31	6	1,47	10,6	1	1,37	1,31
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 5 мм з компенсатором								
182,81	1,82	13,7	1,39	1,05	15,45	1	1,16	1,32
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 10 мм								
255,85	14,11	14,89	4,1	2,10	11,7	1	1,64	1,30
Тепловий вузол на Т-подібному перетині стінок товщиною 10 мм з компенсатором								
221,44	83,19	14,85	9,74	5,23	9,92	1	2,58	1,93

Таблиця 3 Розрахунок середнього збільшення діаметру усадкового дефекту для Т-подібних перетинів з різною товщиною стінок

Товщина стінок теплового Т-подібного вузла, мм	Середній діаметр дефекту у вертикальній і горизонтальній площинах, мм	Різниця діаметрів дефектів без компенсатора і з компенсатором, мм	Різниця діаметрів дефектів без компенсатора і з компенсатором, %
2	0,52	0,05	10,18
2, з компенсатором	0,57		
5	1,29	0,1	8,44
5, з компенсатором	1,39		
10	1,13	0,48	42,55
10, з компенсатором	1,61		

Висновки

З метою визначення впливу дзеркальних компенсаторів на об'єм і розташування усадкових дефектів проведено комп'ютерне моделювання утворення дефектів в поєднанні з моделювання усунення дефектів шляхом ГП. Результати моделювання для Т-подібних термічних вузлів з товщиною стінки 2, 5 і 10 мм довели, що незважаючи на збільшення об'єму термічного вузла, компенсатор дозволяє повністю видалити дефект і попереджає порушення геометрії виливків під час ГП. Розроблений комплекс моделювання можна використовувати для удосконалення технології виготовлення виливків шляхом прогнозування розмірів і місць розташування дефектів, а також для проектування ливарної оснастки з врахуванням раціональних компенсаторів.

Література

1. Вейник А. И. Теория затвердевания отливки / А. И. Вейник. – М. : Машгиз, 1960. – 435 с.
2. Гаврилин И. В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов / И. В. Гаврилин. – Владимир : Владимирский государственный университет, 2000. – 260 с. – ISBN 5-89368-175-1.
3. Сергиенко О. С. Компьютерная модель ликвидации внутренних дефектов титановых отливок для определения оптимальной конфигурации компенсаторов / О.С. Сергиенко, В.В. Лунев // Металл и литье Украины. – 2014. – №7(254). – С. 29-32
4. Репях С. И. Модуль охлаждения Т-образного узла отливки / С. И. Репях, А. А. Жегур // Металл и Литье Украины. – 2011. – №8(219). – С. 8-11.
5. Жегур А. А. Расчет рациональной величины галтели в Т-образном термическому узле отливки / А. А. Жегур, С. И. Репях // Металл и Литье Украины. – 2011. – №7(218). – С. 20-23.
6. Теплофизические свойства титана и его сплавов. Справочное издание Пелецкий В. Э., Чеховский В. Я., Бельская Э. А. и др. М. : Металлургия, 1985. – 103 с.

УДК 669.184.244.66:658.011.56

РЕЗУЛЬТАТЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ПРОГРАММНОГО КОМПЛЕКСА «DESIGNINGMELT» В СОСТАВЕ АСУ ТП GIBBS В КОНВЕРТЕРНОМ ЦЕХЕ ЗАВОДА РОСКЧЕСК

*Р. В. Синяков, Чи ЖеньЯ, Цай ШоуЖень, Р. В. Мартынов,
Д. А. Пономаренко*

*Донецкий Национальный технический университет
ООО «Технологическая компания «МиньЦинь», Китай
ООО «Инновационное бюро металлургической технологии», Россия*

В роботі наведені результати використання програмного комплексу «DesigningMelt» у складі АСУ ТП GIBBS® киснево-конвертерним процесом. Вкладена в нього теоретична база дозволяє управляти технологічним процесом виплавки сталі в автоматичному режимі, змінюючи режими ведення плавки в залежності від зміни умов по ходу плавки. Досвід промислової експлуатації комплексу показав високу точність розрахунків та адекватність рішень, які автоматично генеруються

В работе представлены результаты использования программного комплекса «DesigningMelt» в составе АСУ ТП GIBBS® кислородно-конвертерным процессом. Вложенная в него теоретическая база позволяет управлять технологическим процессом выплавки стали в автоматическом режиме, изменяя режимы ведения плавки в зависимости от изменения условий по ходу плавки. Опыт промышленной эксплуатации комплекса показал высокую точность выполняемых расчетов и адекватность автоматически генерируемых решений

The paper presents the results of using the software package «DesigningMelt» in APCS GIBBS® BOF process. Embedded in a theoretical base allows you to control the process of steelmaking in automatic mode, the changing modes of melting depending on the conditions change during melting. Experience of commercial operation of the complex showed high accuracy and adequacy of the calculation is performed automatically generated solutions

Вступление

Одним из необходимых условий роста эффективности кислородно-конвертерного производства является использование автоматизированных систем управления с применением адекватных математических моделей

[1], что обусловлено сложностью и быстротой технологического процесса конвертирования металла, длительность которого определяется минутами [2].

Наиболее передовые АСУ ТП конвертерным процессом опираются на использование измерительной фурмы [3,4] и анализ отходящих газов [5,6,7].

Как отмечается в работах [3,4], использование измерительных зондов с автоматической перезарядкой сменных блоков позволяет обеспечить работу конвертера без повалки и, тем самым, снизить длительность плавки, а также улучшить качество работы используемых моделей в определении окончания продувки. Однако есть существенные недостатки – время ввода измерительной фурмы определяется косвенно оператором или системой управления по упрощенной схеме, что вносит существенную погрешность в дальнейшее автоматическое управление плавкой. Кроме этого, остается открытым вопрос достоверности проб, отбираемых с помощью такого зонда. Приобретение и эксплуатация подобных устройств достаточно дорогое удовольствие, а каждый замер зондом увеличивает себестоимость стали.

Также в качестве обратной связи используют химический анализ отходящих газов [5,6,7]. Этот метод получил большее распространение благодаря меньшей стоимости и легкости в эксплуатации и обслуживании соответствующих приборов. Предполагается, что состав отходящих газов позволяет весьма точно контролировать количество окисленного углерода. Однако в силу различных причин (высокая температура, запыленность среды) измерения состава газа подвержены помехам, что приводит к неточным измерениям, а большой лаг временного отклика способствует несвоевременным управляющим воздействиям.

Заявленные поставщиками таких систем управления данные по отсутствию додувок (плановому попаданию в углерод и температуру) относятся только к выплавке низко- и ультра-низкоуглеродистого полупродукта. При этом сам технологический процесс не всегда является оптимальным, например, конечное содержание оксида железа в шлаке может находиться на достаточно высоком уровне. Хотя этот параметр должен контролироваться системой управления, так же, как и содержание углерода в металле и его температура. Для этого необходимо знание текущих значений полного химического состава шлака и металла и их масс, что зачастую недоступно или существует в упрощенном виде в существующих АСУ ТП.

Более того, в настоящее время появилась необходимость не только в контроле и прогнозировании хода технологического процесса, но и в

анализе особенностей технологии, проверки различных гипотез улучшения процесса, применения различных материалов и оптимизации [8].

Это требует создания инструмента для решения поставленных задач на основе сочетания научного подхода, современных технологий и опыта металлургов. Как показал анализ, выполненный в работе [9], трудности в реализации полных программных комплексов связаны с необходимостью систематизации большого накопленного багажа научных знаний и подходов к описанию исследуемого процесса, выбора модельных представлений, которые можно связать в рамках одного комплекса.

Постановка задачи исследования

В данной работе была поставлена задача создания автоматизированной системы управления технологическим процессом в кислородном конвертере, без использования измерительной фурмы и лишенной недостатков перечисленных выше.

Результаты исследования

Компанией Минцинъ (г. Пекин) совместно с компанией ИБМТ (г. Москва) и Донецким национальным техническим университетом в конвертерном цехе на заводе RockCheck (г. Тяньзинь) были проведены работы по внедрению системы управления технологическим процессом выплавки стали в кислородном конвертере, основанной на строгой теоретической модели процессов, происходящих внутри сталеплавильного агрегата.

АСУ ТП имеет в своем составе два уровня управления: 1-й уровень – базовая автоматизация, технические средства сбора данных и исполнительные устройства, и 2-й уровень – интеллектуальная система выработки технологических решений по управлению плавкой, в которой реализуются алгоритмы и модели технологического процесса, на основе которых формируются необходимые команды по управлению исполнительными устройствами, выполнение которых обеспечивает заданные конечные показатели плавки.

Анализ базового уровня автоматизации в конвертерном цехе на заводе RockCheck показал недостаточную оснащенность для внедрения представленной АСУ ТП. Поэтому компания Минцинъ проделала большую работу по модернизации и доработке устройств и механизмов обеспечивающих ведение плавки и контролирующих процесс. В результате в автоматическом режиме было организовано поступление практически всей необходимой информации о процессе, как до начала, так и во время плавки. Все параметры, получаемые по ходу плавки, с определенным интервалом времени сохраняются в базе данных, а часть из

них отображается на главном окне АСУ ТП (рис. **Ошибка! Источник ссылки не найден.**).

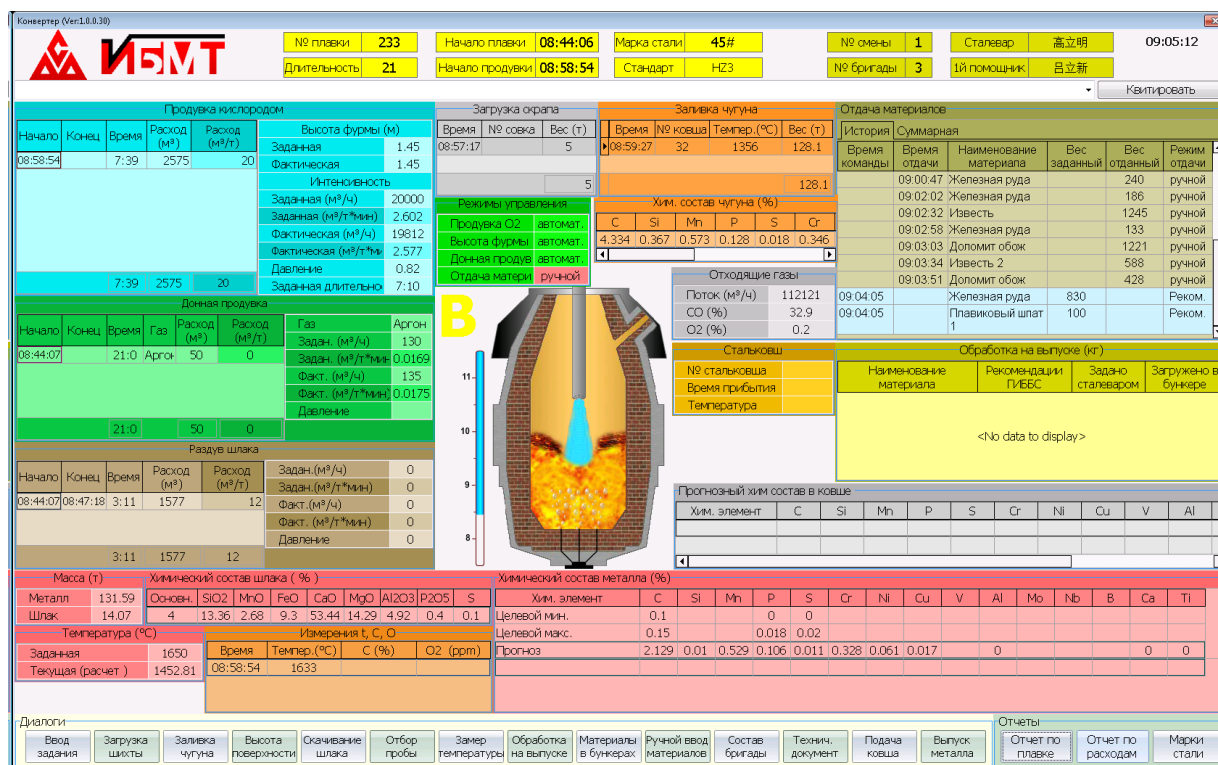


Рис. 1 Главное окно АСУ ТП GIBBS®

Второй уровень автоматизации представлен разработанными компанией ИБМТ программным комплексом GIBBS® [10]. Ядром системы является приложение «DesigningMelt» [11], позволяющее даже без статистической «привязки» решать широкий круг практических задач в области выплавки стали.

Основываясь на термодинамической модели конденсированной фазы, материальном и тепловом (в т.ч. энтальпийном) балансах, а также с учетом кинетики процессов и гидродинамики ванны, приложение «DesigningMelt» позволяет рассчитывать химический состав металла, шлака и выделившегося из ванны газа, их массы, температуру системы, долю расплавленного металлолома. Приведенные параметры плавки представлены на рисунке **Ошибка! Источник ссылки не найден.** для одного из моментов времени.

Особенностью разработанной АСУ ТП является возможность ведения плавки полностью в автоматическом режиме: управление положением фурмы и интенсивностью ввода кислорода, управление отдачей материалов (время, тип и масса), управление донной продувкой. Для этого в приложении «DesigningMelt» реализовано проектирование плавки и

выдача соответствующих управляющих сигналов на агрегаты и механизмы конвертера. Стоит отметить, что для реализации этих сигналов компанией Минцинъ была проделана дополнительная работа по модернизации и настройке оборудования, программированию контроллеров, осуществление связи и т.д.

Задача проектирования технологического процесса заключается в расчете комплекса всех операций во время выплавки стали в конвертере, обеспечивающих надежное достижение заданных параметров полупродукта – химического состава и температуры. Проектирование технологического процесса выполняется на основе информации о текущем состоянии процесса, о введенных материалах и энергоносителях, заданных конечных параметрах плавки и соответствующих ограничениях (например, отсутствие какого-либо материала, ограничение по максимальной интенсивности ввода кислорода, ограничения по максимальной температуре или времени ввода материала и т.д.).

Проектирование технологического процесса включает оптимизацию – выбор наиболее рационального варианта ведения плавки в текущих условиях. Критерием оптимизации является минимизация затрат по плавке. В результате расчетов получают взаимосогласованные режимы работы основного оборудования конвертера в течение всей плавки от ее начала до окончания (рис. 1) – положение фурмы, интенсивность ввода и давление кислорода, моменты ввода, тип, масса и время отдачи материалов; интенсивность донной продувки аргоном и азотом, и т.д. Системой также рассчитываются прогнозные значения всех основных параметров технологического процесса на все время плавки (рис. 2): химический состав и массы металла, шлака и выделившегося из ванны газа, температура системы, тепловой баланс, характеристики гидродинамики ванны и т.д. Вся полученная информация о технологическом процессе выдается на главное окно АСУ ТП GIBBS® (рис. **Ошибка! Источник ссылки не найден.**), а управляющие сигналы, формирующиеся на основе проекта плавки, автоматически передаются на исполнительные механизмы по ходу плавки.

Первоначальный проект плавки (рис. 1) рассчитывается системой GIBBS® перед началом плавки на основе задания – марки стали, количества чугуна и металлолома, химического состава и температуры чугуна и имеющихся в наличии материалов. Каждые 5 секунд, по ходу плавки проект пересчитывается, при этом исходными данными для пересчета являются текущие химический состав металла и шлака, их массы, температура системы, количество и тип введенных материалов, положение фурмы. С учетом этого изменяются траектория процесса (рис. 4) и формируемые системой GIBBS® управляющие воздействия (рис. 3).

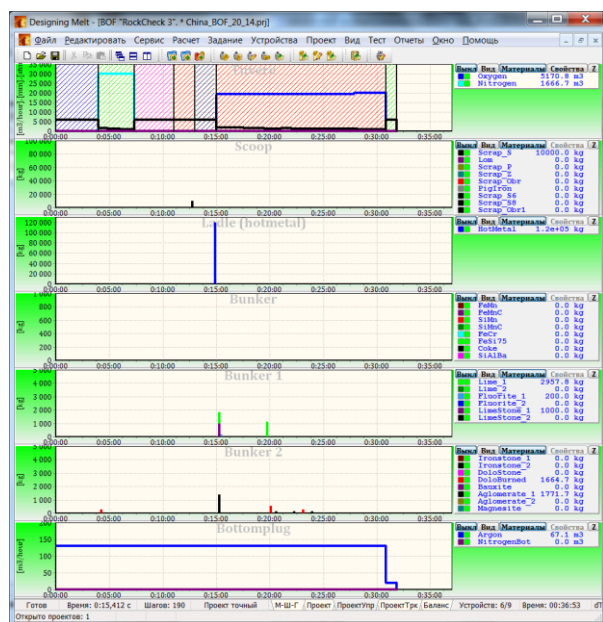


Рис. 1. Проект технологического процесса выплавки стали в кислородном конвертере (0 минута)



Рис. 2. Траектория технологического процесса выплавки стали в кислородном конвертере (0 минута)

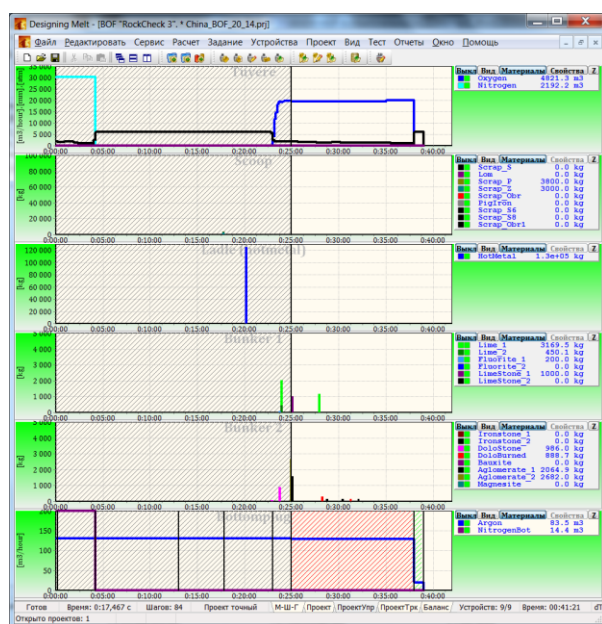


Рис. 3. Проект технологического процесса выплавки стали в кислородном конвертере (25 минута). Затемненная область – фактическая часть плавки



Рис. 4. Траектория технологического процесса выплавки стали в кислородном конвертере (25 минута). Затемненная область – фактическая часть плавки

Использование в качестве ядра АСУ ТП приложение «DesigningMelt» позволило выплавлять в автоматическом режиме практически любую марку стали и останавливать процесс продувки на любом заранее заданном содержании углерода и заданной температуре металла. Как и в системах с использованием измерительной фурмы [4] и анализа отходящих газов [7] точность прогнозных значений составили: по углероду $\pm 0,015\%$, по температуре $\pm 20^\circ\text{C}$.

В результате проведенных на заводе RockCheck опытно-промышленных испытаний получили следующие данные о работе конвертера под управлением АСУ ТП GIBBS® (табл. 1). Данные приведены в сравнении с конвертерами № 1 и 3, работающими в аналогичных условиях, но не оснащенными представленной АСУ ТП.

Таблица 1 Сравнительные характеристики работы конвертеров в цехе завода RockCheck

Параметр	№ конвертера				Сравнение
	1	2	3	1,3	±
Общее количество плавов, шт	197	397	335	266	131
Количество плавов с додувкой, шт	71	73	168	120	-47
Количество плавов без додувки, %	64	82	50	57	25
Двухшлаковый режим, %	11,20	9,30	10,40	10,80	-1,50
Расход шихты и жидкого чугуна, кг/т	1081,47	1081,99	1090,32	1085,90	-3,90
Расход кислорода, м ³ /т	49,01	42,72	42,28	45,65	-2,93
Расход руды, кг/т	22,09	33,23	44,51	33,30	-0,07
Расход извести, кг/т	38,36	34,93	43,28	40,82	-5,89
Расход FeSi, кг/т	1,32	1,40	1,34	1,33	0,07
Расход SiMn, кг/т	1,03	0,92	1,24	1,14	-0,22
Расход SiAlBa, кг/т	2,04	1,70	1,98	2,01	-0,31

В ценах начала 2014 года экономический эффект от использования системы составил 2,5 доллара США на тонну жидкого металла.

Выводы

Современные достижения в области теории и практики выплавки стали и в области физико-химического моделирования позволили создать современную АСУ ТП кислородным конвертером. Вложенная в нее теоретическая база позволяет управлять технологическим процессом выплавки стали в автоматическом режиме, изменяя режимы ведения плавки в зависимости от изменения условий по ходу плавки. Этим обеспечивается работоспособность системы GIBBS® практически во всем диапазоне возможных изменений параметров при производстве стали, ее устойчивость и надежность.

Представленный опыт промышленной эксплуатации показал высокую точность выполняемых расчетов и адекватность генерируемых решений. Автоматическое управление плавкой не приводило к возникновению внештатных и аварийных ситуаций.

Опытно-промышленная эксплуатация разработанной АСУ ТП показала значительные резервы в снижении расходов материалов и энергоносителей, в стабилизации технологического процесса и улучшении контроля за его выполнением.

Литература

1. Богушевский, В. С. Математические модели и системы управления конвертерной плавкой [Текст] / В. С. Богушевский, Л. Ф. Литвинов, Н. А. Рюмшин, В. В. Сорокин. – К.: НПК «Киевский институт автоматики», 1998. – 304с.
2. Каппель, Ю. Эффективные точки зрения затрат методы работы и оптимальные металлургические реакции в кислородно-конвертерном процессе [Текст] / Ю. Каппель, К. Вюнненберг // Черные металлы. - 2009.- № 2.- С. 24-30.
3. Максимов, П. Измерительный зонд для автоматического определения параметров плавки в конвертере [Текст] / П. Максимов // СТА. – 2007. - №4. С.36-39.
4. Хиблер, М. Новые разработки в области систем управления кислородно-конвертерным процессом [Текст] / Хиблер М., Брукнер К., Хофингер Ш., Виммер Г., Хартль Ф. // Черные металлы. - 2013.- № 12.- С. 27-35.
5. Глинков, Г. М. АСУ ТП в черной металлургии. [Учебник для вузов] 2-е изд. Перераб. и доп. [Текст] / Г. М. Глинков, В. А. Маковский. – М.: „Металлургия“. – 1999. – 310 с.
6. Гютте, Х. Статические и динамические модели кислородно-конвертерного процесса [Текст] / Х. Гютте, Д. Янке // Международная конференция-диспут «МЕТАЛЛУРГИЯ И МЕТАЛЛУРГИ XXI века»: Сборник трудов. – М.: Кафедра металлургии стали МИСиС, 2001 – С. 173-175.
7. Bathla, R. Carbon prediction model using the offgas analysis at ArcelorMittal Indiana Harbor № 2 steel producing BOF shop with no bottom blowing and suppressed hood combustion system [Text] / R. Bathla // Iron and Steel Technology. – 2011. – № 11. – С. 70-77.
8. Джексон, К. Совершенствование кислородно-конвертерного производства за счет внедрения современных систем оптимизации технологического процесса [Текст] / Джексон К., Гербер А., Маркес Х., Ангермайр Б., Хубмер Р., Вайс Й. // Черные металлы. - 2008.- № 3.- С. 24-30.

9. Гуляев, А. В. Разработка математических моделей для динамического прогнозирования показателей процесса деванадации природнолегированных чугунов в конвертерах с воздушным и кислородным дутьем: Дис... канд. техн. наук: 05.16.02 Москва, 2004 – 177 с.

10. Ponomarenko, D. Calculations, Experience in Industrial Application [Text] / Ponomarenko, D, Sinyakov R., Martynov R., et al. // Asia Steel International Conference 2012 (Asia Steel 2012), Beijing, China, September 24 – 26, 2012. - P. 44.

11. Синяков, Р. В. Разработка технологии выплавки и внепечной обработки стали с использованием программного комплекса «DesigningMelt» [Текст] / Р. В. Синяков // Современная электрометаллургия. – 2011. – № 2. – С. 34 – 37.

УДК 669.697

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ BT-9 НІТРОЦЕМЕНТАЦІЄЮ

І. С. Сільвейстров

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Об'єкт дослідження - зразки з титанового сплаву BT9, який піддавали дифузійному насиченню азотом та вуглецем.

Мета роботи – підвищення зносостійкості титанового сплаву BT9 нітроцementeментацією.

Методи дослідження – мікроструктурний, дюрOMETричний, рентгеноструктурний аналізи

Після насичення поверхні при 950 °C ми отримали двошарове покриття: внутрішній шар – TiC товщиною 2,5-3,0 мікрометра і мікротвердістю 24-25 ГПа, з параметром ґратки $a = 0.4321$ нм. та зовнішній шар оснований на TiN з товщиною 2 мікрометра, мікротвердістю 15 – 17 ГПа, та параметром ґратки $a = 0,4230$ нм.

Під покриттями розташовується шар твердого розчину вуглецю та азоту в α -Ti товщиною 15 – 20 мікрометрів, мікротвердість якого зменшується від 10 ГПа до 8 ГПа та твердий розчин вуглецю та азоту в $(\alpha + \beta)$ - Ti товщиною 20-30 мікрометрів, мікротвердість біля границі з α -фазою 7,8 – 8 ГПа и зменшується до мікротвердості матриці

Объект исследования – образцы из титанового сплава BT9, который подвергали диффузионному насыщению азотом и углеродом.

Цель работы - повышение износостойкости титанового сплава BT9 нитроцементацией.

Методы исследования - микроструктурных, дюрOMETрический, рентгеноструктурный анализы

После насыщения поверхности при 950 °C мы получили двухслойное покрытие: внутренний слой - TiC толщиной 2,5-3,0 микрометра и микротвердостью 24-25 ГПа, с параметром решетки $a = 0.4321$ нм. и внешний слой основанный на TiN толщиной 2 микрометра, микротвердостью 15 - 17 ГПа, и параметром решетки $a = 0,4230$ нм.

Под покрытиями располагается слой твердого раствора углерода и азота в α -Ti толщиной 15 - 20 мкм, микротвердость которого уменьшается от 10 ГПа до 8 ГПа и твердый раствор углерода и азота в

($\alpha + \beta$) - Ti 厚度 20-30 微米, 显微硬度 在 边界 与 α -相 7,8 - 8 GPa 并 减小 到 基体 显微硬度

Research objects - samples of titanium alloy VT9, which was subjected to diffusion saturation with nitrogen and carbon.

The aim – increasing of wear-resisting properties of titanium alloy VT9 by nitrocarburizing .

Methods of research - microstructural, durometric, X-ray structural analysis and others.

After saturation of the surface at 950 °C we received double-layer coating: inner layer based on carbide TiC with 2,5-3,0 microns thickness and microhardness (24-25) GPa with lattice parameter $a = 0.4321$ nm, and external, based on TiN, thickness 2.0 micron, microhardness (15-17) GPa, with lattice parameter $a = 0,4230$ nm.

Under coating is a layer of solid solution of carbon and nitrogen in α -Ti thickness (15-20) microns, microhardness which decreases gradually from 10 GPa to 8 GPa and a solid solution of carbon and nitrogen in ($\alpha + \beta$) - Ti with thickness (20-30) microns, microhardness near to the boundarie of α -phase (7,8 - 8) GPa and decreases to microhardness of the matrix

Вступ

Титан та його сплави, що відрізняються поєднанням ряду цінних властивостей, перспективні для застосування в багатьох галузях сучасної техніки. Висока вартість титану і його сплавів в багатьох випадках компенсується їх більшою працездатністю, а в деяких випадках вони є єдиним матеріалом, з якого можна виготовити устаткування або конструкції, здатні працювати в даних конкретних умовах [1, 2].

Титанові сплави є унікальними матеріалами, що характеризуються чудовим поєднанням властивостей. Мала питома вага і висока міцність) титану і його сплавів роблять їх дуже цінними авіаційними матеріалами. В області літакобудування та виробництва авіаційних двигунів титан все більше витісняє алюміній і нержавіючу сталь [1]. Корозійна стійкість титану і його сплавів робить їх дуже цінним матеріалом на морі. Мабуть, найбільш великим потенційним споживачем титану може бути артилерія. Тим не менше в цій області стандартизоване виробництво лише окремих деталей і частин із титану. Вельми обмежене використання титану в артилерії при великому розмаху досліджень пояснюється його високою вартістю [3]. Заміна конструкційних матеріалів, які використовуються в даний час підприємствами транспортного машинобудування, титаном повинна привести до зниження витрати палива, зростання корисної вантажопідйомності, підвищенню межі втоми деталей кривошипно-

шатунних механізмів і т. п. [1, 2]. При виробництві обладнання для хімічної промисловості найважливіше значення має корозійна стійкість металу. Істотно також знизити вагу і підвищити міцність обладнання. Логічно варто припустити, що титан міг би дати ряд переваг при виробництві з нього обладнання для транспортування кислот, лугів і неорганічних солей. Застосування титану доцільно в харчовій, нафтовій та електротехнічній промисловості, а також для виготовлення хірургічних інструментів і в самій хірургії [1, 2, 4].

У той же час застосування титану без спеціальних поверхневих обробок у певних випадках є неможливим. Одним із шляхів вирішення даної проблеми є формування на поверхні титану та його сплавів зносо- та корозійностійкого шару.

Є різні технології обробки поверхні для підвищення ефективності трибологічних характеристик титанових сплавів [5]. Всі способи обробки поверхні можна розділити на три групи. Мета способів обробки першої групи - зміна в основному мікроструктури поверхневого шару. В другу групу входять способи створення покриттів на матеріалі-основі. Нарешті до третьої і, можливо, найбільшої групи відносяться різні види хіміко-термічної обробки (ХТО) титанових сплавів [6].

Постановка задач дослідження

Титанові сплави є унікальними матеріалами, що характеризуються чудовим поєднанням властивостей. Однак у багатьох випадках їх застосування обмежується через низьку твердість поверхні. Існують різні технології обробки поверхні для підвищення ефективності трибологічних характеристик титанових сплавів.

Значно спрощується процес поверхневого зміцнення інструменту у випадку використання дифузійного насичення його поверхневих шарів різноманітними елементами.

Дифузійне насичення має суттєву перевагу у порівнянні з іншими методами нанесення покриттів в першу чергу тому, що міцність зв'язку речовини, що дифундує з основою значно перевищує міцність зв'язку різних типів покриттів за рахунок глибокого проникнення речовини, яка наноситься, в кристалічну ґратку захисного матеріалу. Крім того, поступове падіння концентрації речовини, яку наносять, по товщині покриття створює менш різку зміну властивостей і менші напруги.

В основі дифузійного насичення покладено процес переміщення атомів дифундуючої речовини в кристалічну ґратку розчинника.

Під впливом нагріву коливання атомів компонентів розчинника досягають настільки значних величин, що вони можуть покинути свої місця, при цьому втрачаючи надлишок енергії. Утворені вільні місця

можуть займатись або іншими атомами, або атомами дифундуючої речовини [7].

Цементация або науглецювання титану ведеться шляхом нагрівання металу в присутності технічного карбюрізатора, графіту або пропану. В результаті науглецювання шари відрізняються крихкістю і пористістю, якщо не вважати тонкого щільного підшару біля самої поверхні титану, що володіє відмінною зносостійкістю і хорошим опором абразивному зносу. Однак такі підшари недовговічні. Всі спроби підвищити товщину цього шару виявилися марними, хоча дослідження в цьому напрямі все ще продовжуються.

Карбонітрація являє собою процес хіміко-термічної обробки, що полягає у одночасному поверхневому насиченні сталі вуглецем та азотом у газовому середовищі. Цей процес може протікати на двох температурних рівнях: а) в області температур існування α твердого розчину вуглецю та азоту у залізі, що має ГЦК решітку; б) в області температур існування γ твердого розчину вуглецю й азоту у залізі, що має ОЦК решітку.

Карбонітрація в другому температурному рівні переслідує мету насичення поверхневого шару сталі вуглецем та азотом з утворенням γ -твердого розчину, тобто вуглецевоазотистого аустеніту. Процес насичення ведеться звичайно при температурах від 840-860 до 900 °С. Активне газове середовище складається з приготованого ендотермічного газу та аміаку або три-етаноламіну. Введення до атмосфери цементуючого газу невеликої кількості аміаку — від 2 до 5% — суттєво змінює процес, склад та структурний стан дифузійної зони у металі. У результаті дифузії вуглецю та азоту у поверхневому шарі утвориться вуглецево-азотистий твердий розчин γ заліза з ГЦК структурою, що при гартуванні перетворюється у вуглецевоазотистий мартенсит, який має більш високий опір зносу та менший коефіцієнт тертя, ніж звичайний вуглецевий мартенсит. Зносостійкість карбонітридного шару перевищує на 40-60% зносостійкість цементованого шару.

Перевага вуглецевоазотистого мартенситу настільки велика, що у ряді галузей машинобудівного виробництва процесові карбонітрації віддають перевагу перед газовою цементациєю.

Карбонітрацію широко використовують у автомобільній промисловості для зміцнення мало- і середньо- навантажених деталей.

Зниження температури карбонітрації до 850 °С замість 920 °С при газовій цементациї, а також температури загартування карбонітрованих деталей до 820 °С зменшує об'ємну та локальну деформацію, що служить значною перевагою процесу карбонітрації. Проте, незважаючи на зазначені переваги карбонітрації перед цементациєю, недоліки, пов'язані з тривалою витримкою при високих температурах та фазовими перетвореннями при

гартуванні та відпуску, залишаються притаманними й процесу нітроцементзації. Об'ємні та локальні деформації, що отримуються після карбонітрації, викликають необхідність вжиття додаткових заходів для забезпечення точного розміру виробів на виході у збирання.

У зв'язку з високими вимогами щодо точності розмірів багатьох виробів, що обробляються, та обмеженням температури нагрівання при остаточній обробці інструменту, пошук нової технології був направлений на використання процесу карбонітрації при температурах нижче точки A_{c1} , охолодження від яких не викликає фазових перетворень та значних об'ємних деформацій[7].

З аналізу цих даних видно, що після цементациї титанового сплаву шари відрізняються високою твердістю але водночас високою крихкістю і пористістю. Після азотування шар має не таку високу твердість, як при цементациї, але значно більшу зносостійкість. Через це безумовний інтерес викликає можливість отримання багатошарового покриття на основі карбіду та нітриду титану на поверхні титанового сплаву BT9, під час процесу нітроцементзації.

Метою роботи є виявити можливість підвищення зносостійкості титанового сплаву BT9 нітроцементациєю

Методика проведення експериментів

Для вирішення задач, поставлених у даній роботі, в якості об'єктів дослідження використовували титановий сплав BT9.

Дані сплави відносяться до деформованих титанових сплавів. Він низьколегований і застосовується в основному в вигляді листів, штампування яких можна проводити в холодному стані [1].

Таблиця 1 Властивості титанового сплаву типу BT9[1]

Марка Сплаву	Хімічний склад, %				σ_B кгс/мм^2	δ , %	Кут згину, град
	Ti	Al	Mn	V			
BT9	Основа	5,5 – 7	-	4,2 – 6,0	93 -110	8	-

BT9 – високоміцний титановий сплав (границя міцності вище 100 кгс/мм^2). Для отримання гарантійної міцності сплави піддають зміцнювальній термічній обробці [11].

В якості вихідних речовин, які використовувались для утворення активної газової фази в реакційному просторі, застосовували окислат амонію $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_2$ (ГОСТ 20288–74).

Схема установки на базі шахтної печі типу СШОЛ 1.1.6/12 для нанесення комплексних покриттів показана на рис. 1.

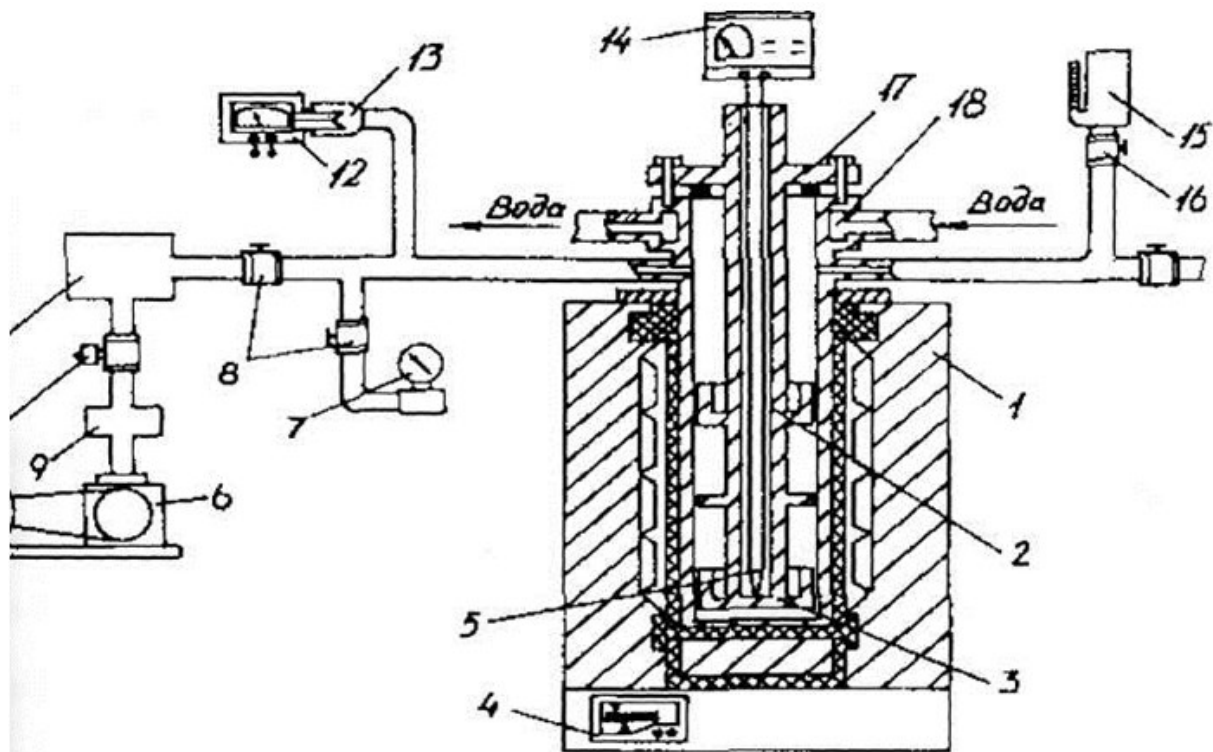


Рис. 1 Схема установки для нанесення комплексних покриттів:

- 1— електронагрівальна піч; 2 — реакційна камера; 3 — контейнер;
4 — терморегулятор; 5 — вимірювальна термопара; 6 — вакуумний насос;
7 — манометр; 8,10 — вакуумні гвинти; 9 - фільтр; 11 - форбалон;
12 — вакуумометр; 13 — манометрична лампа; 14 — потенціометр;
15—ємкість; 16 — кран; 17 — кришка; 18—водоохолоджувальна втулка

Нанесення комплексних покриттів здійснюють наступним чином: обезжирюють зразки та насичують сумішшю, яка складається з оксидативної суміші $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_2$ при відсутності безпосереднього контакту з контейнером вставки, яка розміщена в реакційній камері. Зверху камеру закривають кришкою, яка приварена до вставки. Для забезпечення герметичності та необхідного ступеня розрідження в камері між корпусом і кришкою поміщають вакуумне ущільнення. З метою запобігання розгерметизації камери при високих температурах нагріву, через можливість загорання вакуумного ущільнення, верхню частину реакційної камери охолоджують проточною водою, яка циркулює в привареної до корпусу втулки. Після герметизації в реакційній камері створюють вакуум з тиском 1370 Па за допомогою вакуумного насоса. Тиск вимірюють манометричною лампою, яка приєднана до вакуумометра. При досягненні

вказаного тиску вакуумний насос виключають і проводять нагрівання камери з вмістом до температури 1173K в електропечі. Далі в реакційній камері повторно створюють вакуумне середовище вказаного вище тиску, для усунення залишкового кисню. У процесі напускання тиск в камері контролюють моновакуумометром, який після закінчення контролю виключають від системи вакуумпроводу і краном.

Охолодження зразків з нанесеним покриттям здійснюється разом з реакційною камерою, яку після завершення процесу виймали з печі. Для запобігання забруднення масла в вакуумному насосі продуктами хімічної реакції у системі передбачений фільтр.

Вимірювання та автоматичне регулювання температури в процесі нагрівання й ізотермічної витримки здійснюється регулятором. Датчиком температури служить платино-платинородієва термopара марки ПП-1, гарячий спай який впирається безпосередньо в стінку реакційної камери. Додатково контролювати температуру процесу можна за допомогою другої термopари, яка поміщена в середину вставки, з'єднаної потенціометром.

Для рентгенографічного дослідження використовували рентгенівський стаціонарний апарат ДРОН-УМ1 (надалі - апарат), призначений для широкого кола рентгеноструктурних досліджень різних кристалічних матеріалів у науково-дослідних установах і лабораторіях промислових підприємств. Дифрактограми знімали у Сук α -випромінюванні. Зйомку проводили при напрузі 35 кВ, анодного струму 35 Ма.

Принцип дії апарата ДРОН-УМ1 (рис. 2) заснований на дифракції рентгенівських променів, для яких кристал є дифракційними ґратками.

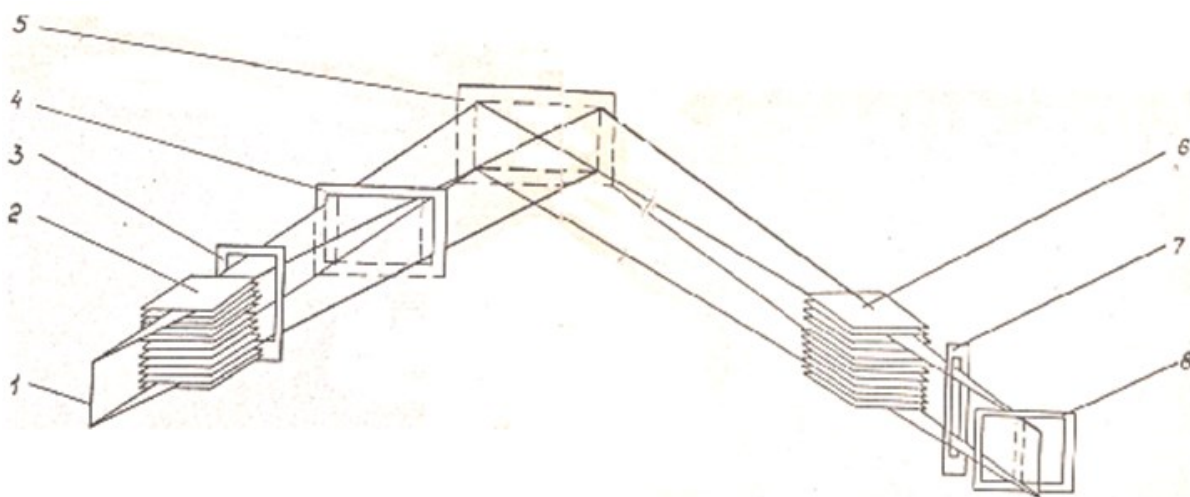


Рис. 2 Апарат рентгенівський ДРОН-УМ1: 1-фокус рентгенівської трубки; 3,7-щілини вертикальні; 2,6-щілини Соллера; 4,8-щілини горизонтальні; 5-зразок

В апараті ДРОН-УМ1 використовується монохроматичне випромінювання, джерелом якого є рентгенівська трубка.

Монохроматизація випромінювання забезпечується застосуванням монохроматорів на дифрагованому рентгенівському випромінюванні.

В дифрактометрі використовується схема фокусування - по Бреггу-Брентано. При таких фокусуванні рентгенівське випромінювання від джерела 1, що знаходиться на колі фокусування, через систему щілин Соллера 2, що формує систему щілин 3 і 4, що обмежують розходження рентгенівського випромінювання в горизонтальному і вертикальному напрямку (надалі "щілину 3" і "щілина 4"), попадає на досліджуваний зразок 5, площа якого стосується фокусуючої окружності. Дифраговане випромінювання від досліджуваного зразка через систему щілин Соллера 6, аналітичну щілину з горизонтальним розходженням 7, знаходиться на фокусуючій окружності (надалі "щілину 7") і обмежуючу рентгенівське випромінювання у вертикальному напрямку щілина 8 (надалі регульована "щілину 8") попадає в блок детектування, у якому кванти рентгенівського випромінювання перетворюються в електричні імпульси.

В якості монохроматора застосовували монокристал графіту встановлений на дифрагованому пучці. Для визначення фазового складу зразків знімали дифрактограми в інтервалі кутів $2\theta=10^{\circ}-140^{\circ}$. Визначення періодів решітки здійснювали по дифракційним лініям знятих в режимі крокового сканування ($\Delta 2\theta=0,05^{\circ}$ $t_{\text{СКАНУВАННЯ}}=20\text{с}$). Період решітки досліджуваної фази уточнювали за допомогою МНК (методу найменших квадратів) з застосуванням комплексу програм CSD.

Розшифровку, індикування дифрактограм та розрахунки періодів кристалічної ґратки фаз проводили за допомогою стандартних програм PCPDFWIN 2.1 . Powoler Cell 2.4, Findepikе 2.0.

Мікроструктурний аналіз був широко використаний при вивченні структури дифузійних шарів.

Візуальне вивчення та фотографування мікрошліфів виконували, використовуючи мікроскопи Axiovert 40 MAT і "Neophot-21", при збільшенні 300...1000 раз у світлому і темному полях. Для вивчення будови покриття та матриці твердого сплаву застосовували травник Муракамі, в склад якого входить 100 г – дистильованої води, 10г – червоної кров'яної солі $\text{K}_4\text{Fe}(\text{CN})_6$ та 10г – NaOH.

Для попередження сколювання дифузійного шару в процесі виготовлення мікрошліфів були застосовані спеціальні струбцини з прокладками, які щільно обтискають зразки з нанесеними покриттями.

Загальна товщина дифузійного шару приймалася рівною відстані від поверхні до структури серцевини. Вона, як і товщина окремих фаз,

вимірювалася з використанням сітки окуляра 7^x , ціна поділки якого визначалася по об'єктмікрометру для всіх застосовуваних об'єктивів.

Для визначення мікротвердості застосовували прилад ПМТ-3 з автоматичним навантаженням. Навантаження на індентор складало 0,5; 1; 1,5; 2Н не менш, ніж в 20...25 полях зору. За отриманими даними розраховували середнє значення мікротвердості, використовуючи встановлені залежності. Точність вимірювання мікротвердості складала ± 500 МПа.

Дослідження на зносостійкість проводили на випробувальній машині 2070СМТ-1. Машина призначена для випробування матеріалів на тертя і знос, вивчення процесів тертя і зносу металів, сплавів і жорстких конструкційних пластмас з реєстрацією отриманих даних в ПК. Машина призначена для роботи в приміщеннях лабораторного типу.

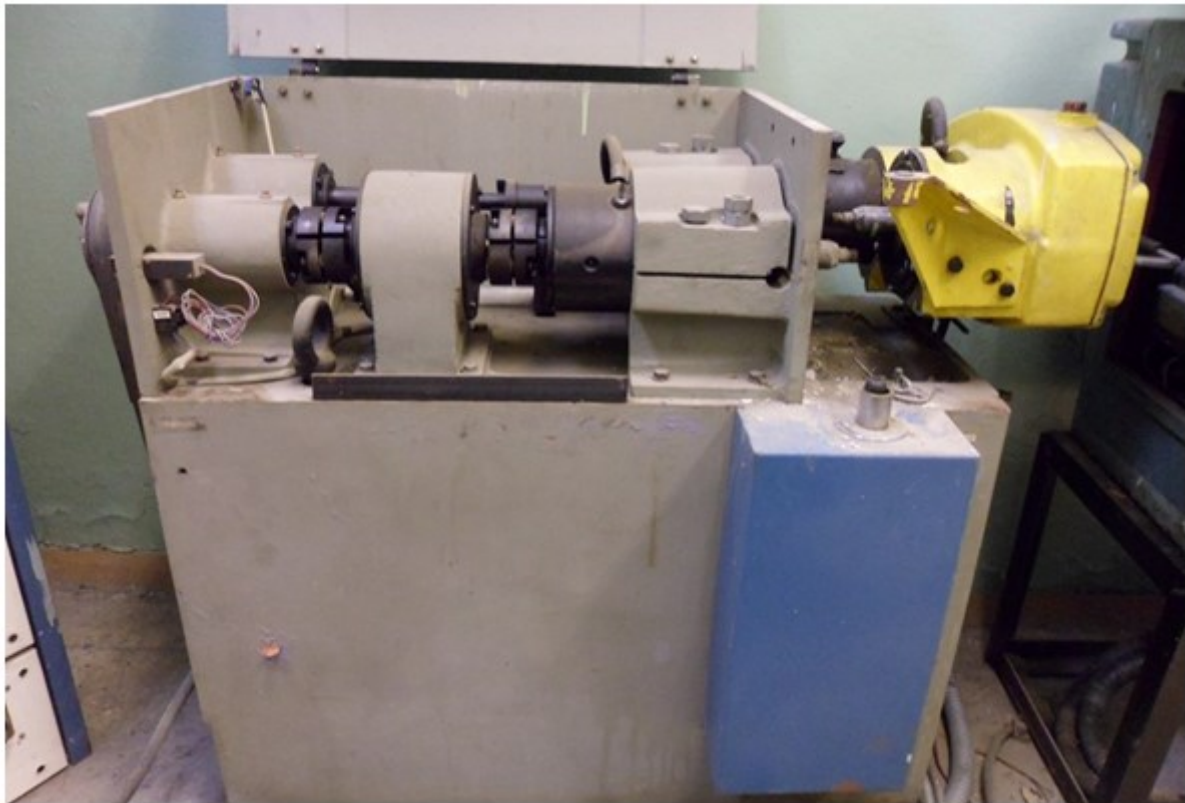


Рис. 3 Випробувальна машина 2070СМТ-1

Принцип дії машини полягає в стиранні пари зразків, притиснутих один до одного силою P . При випробуванні пари «диск – колодка» – диск обертається а колодка залишається нерухомою. В процесі роботи вимірюють момент тертя, силу притискування, величину зносу та число циклів наробітки.

Технічні характеристики.

Частота обертання вала нижнього зразка від 75 до 1500 хв⁻¹, діапазони вимірювання частоти обертання вала нижнього зразка: діапазон А від 75 до 750 хв⁻¹, діапазон Б від 150 до 1500 хв⁻¹. Межі приведеної похибки вимірювача частоти обертання вала нижнього зразка $\pm 3\%$. Число розрядів лічильника числа обертів вала - 6. Номінальна ціна одиниці найменшого розряду лічильника сумарного числа обертів вала - 100 обертів. Межа допустимої похибки лічильника сумарного числа обертів вала ± 100 оборотів. Максимальний дозволений момент тертя: для зразків "диск-диск" в діапазонах чисел оборотів А і Б і для зразків "вал-втулка" і "диск-колодка" в діапазоні чисел оборотів А - 20 Н*м., для зразків "вал-втулка" і "диск-колодка" в діапазоні оборотів Б - 10 Н*м. Діапазони вимірювання моменту тертя: діапазон І від 1 до 10 Н*м., діапазон ІІ від 2 до 20 Н*м. Межа допустимого значення середнього квадратичного відхилення випадкової складової зведеної похибки вимірювача моменту тертя в режимі статичного навантаження 1%. Діапазони вимірювання зусиль на зразки: діапазон І для зразків "диск-диск" і "диск-колодка" від 200 до 2000 Н., діапазон ІІ для зразків "вал-втулка" від 500 до 5000 Н. Коефіцієнти проковзування зразків з однаковими діаметрами $(0 \pm 2)\%$, $(10 \pm 2)\%$, $(15 \pm 2)\%$, $(20 \pm 2)\%$. Споживана потужність, не більше 4,5 кВт. Габаритні розміри: випробувальної машини 1165 x 520 x 1100 мм, пульта управління 650 x 850 x 1700 мм. Маса, не більше: випробувальної машини 500 кг, пульта управління 300 кг.

Результати досліджень

Нітроцементацію при 950°С проводили впродовж 2 годин в реакційній камері. Перед нагріванням та при температурі 400°С (до початку дисоціації оксалату амонію $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_4$ в камері відкачали повітря з метою зменшення кисню в реакційному просторі. Після відкачування повітря тиск в реакційному просторі був 10^4 Па. Кількість оксалату амонію вираховували таким чином, щоб після його повної дисоціації тиск в реакційному просторі не підіймався вище, ніж 10^7 Па – (3-5) г на м² насичуваної поверхні.

Після насичення на поверхні отримали двошарове покриття: внутрішній шар на основі карбіду TiC товщиною 2,5-3,0 мкм мікротвердістю (24-25) ГПа з параметром ґратки $a=0,4321$ нм та зовнішній, на основі TiN, товщиною 2,0 мкм мікротвердістю (15-17) ГПа з параметром ґратки $a=0,4230$ нм (рис. 4, 6).

Під покриттям розташований шар твердого розчину вуглецю та азоту в α -Ti товщиною (15-20) мкм, мікротвердість якого плавно зменшується від 10 ГПа до 8 ГПа та твердого розчину вуглецю та азоту в $(\alpha+\beta)$ – Ti

товщиною (20-30) мкм мікротвердість якого біля межі з α -фазою (7,8 - 8) ГПа і спадає до мікротвердості матриці (рис. 6).

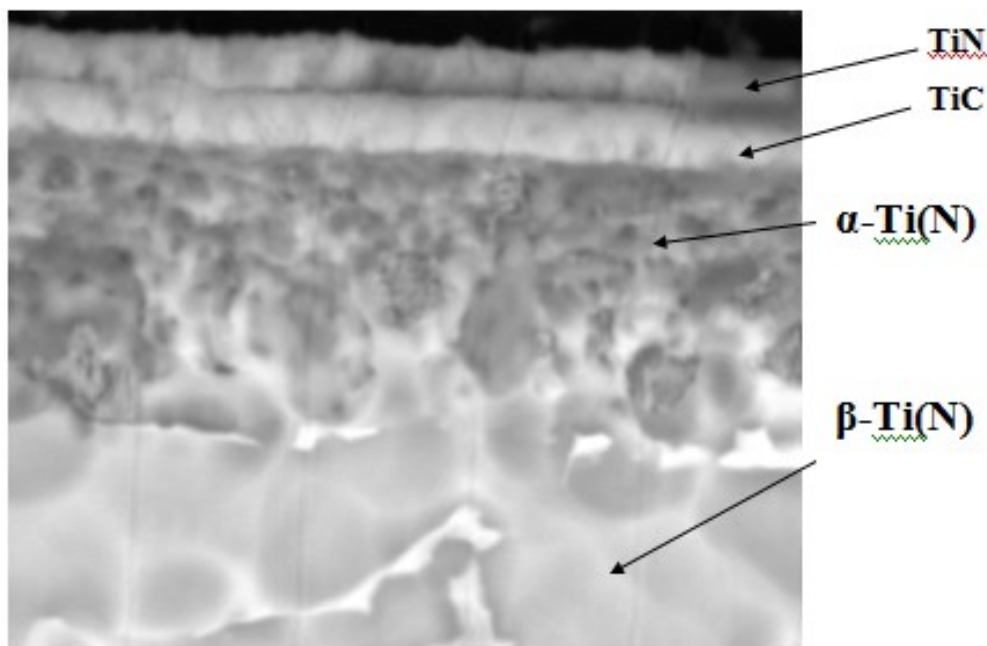


Рис. 4 Дифузійний шар, отриманий на сплаві ВТ9 після нітроцементациї (950 °С, 2 год)

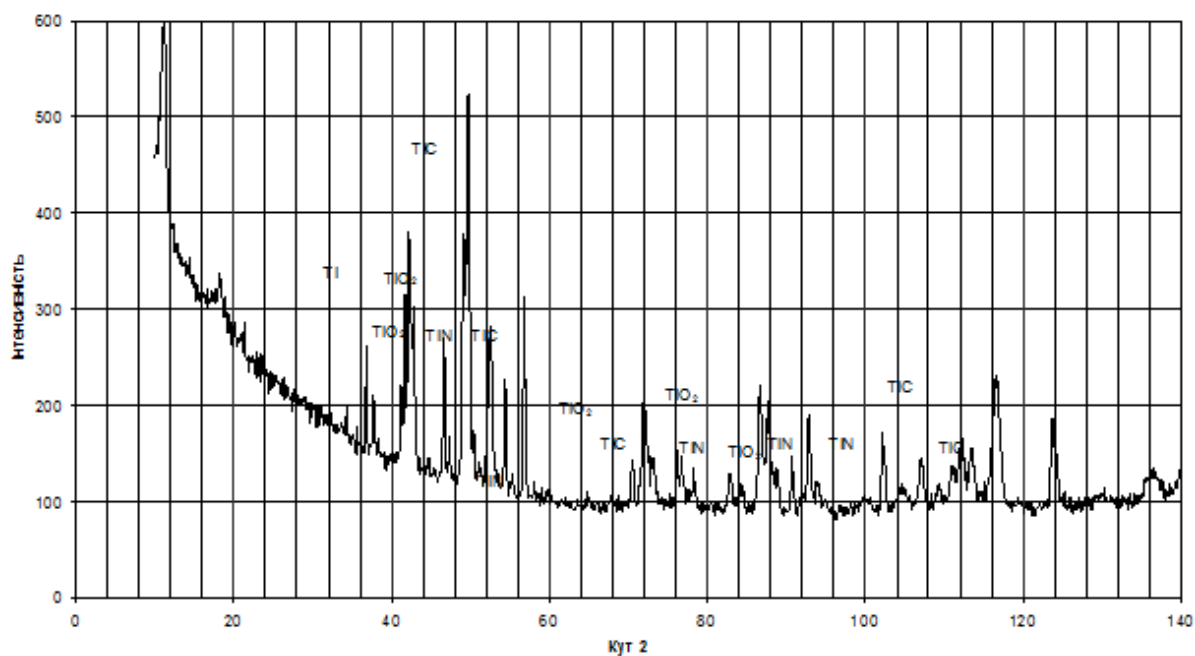


Рис. 5 Дифрактограма з поверхні зразка ВТ9 після нітроцементациї сплаву ВТ9 (900 °С, 2 год)

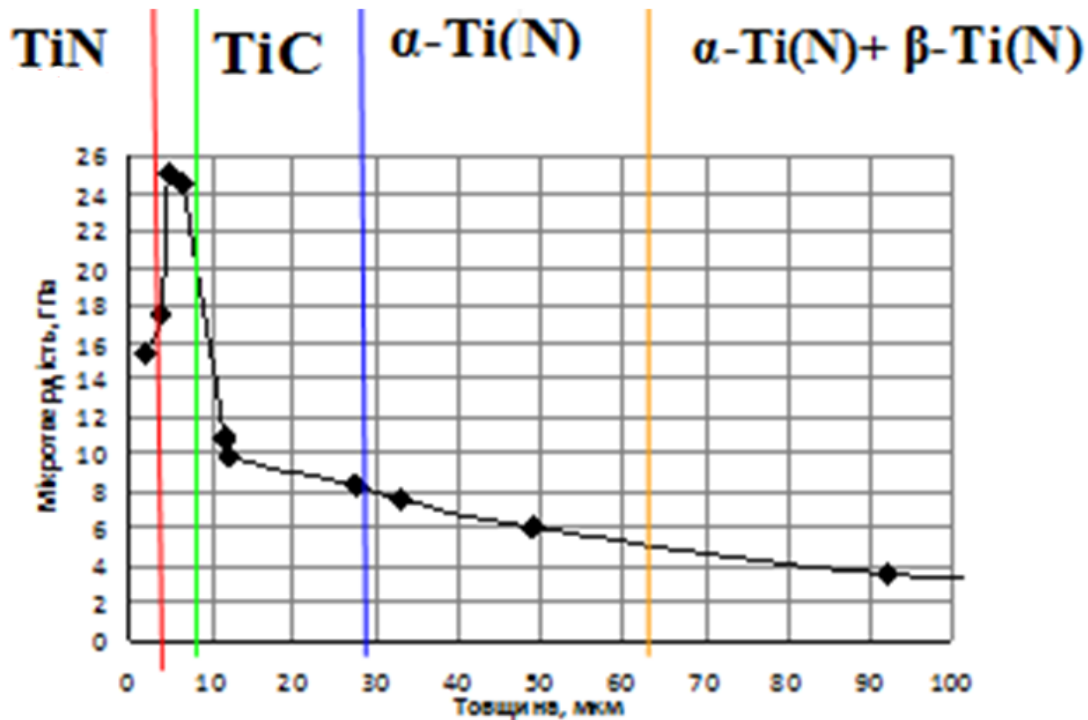


Рис. 6 Розподіл мікротвердості в дифузійному покритті на поверхні ВТ9, отриманого після нітроцементзації (950 °С, 2 год)

При нітроцементзації протікає також перерозподіл легуючих елементів (рис. 7). Алюміній утворює зону 0,3 мкм підвищеного вмісту в тонкий поверхневому шарі в нітриді титану, що пояснюється його великою термодинамічною активністю до азоту. Ванадій відштовхується до більш глибоких шарів та, внаслідок його великої спорідненості до вуглецю, скупчується на межі карбід титану – твердий розчин.

Треба відзначити, що в твердому розчині як в α – Ti, та і в β – Ti, присутній в основному азот. Кількість вуглецю не перевищує кількох десятих (0,9 – 0,1 мас.%), що пояснюється його дуже малою розчинністю в титані при кімнатній температурі та великою стабільністю карбиду титану TiC.

В літературі відзначено [8], що в більшості випадків із-за більшої спорідненості титану до кисню, при високотемпературній карбонітрації на титанових сплавах формуються тільки оксидні фази, а нітрид та карбід титану не утворюються. Подвійне вакуумування дозволило значно зменшити вміст кисню в реакційному просторі, а присутність водню при температурах ведення процесу, імовірно привела до зв'язування атомів кисню в молекули води, які конденсувалися у холодній верхній частині реакційної камери. Таким чином, при прийнятих умовах ведення процесу, вдалося отримати покриття за участю нітриду та карбиду титану без присутності в них оксидних фаз.

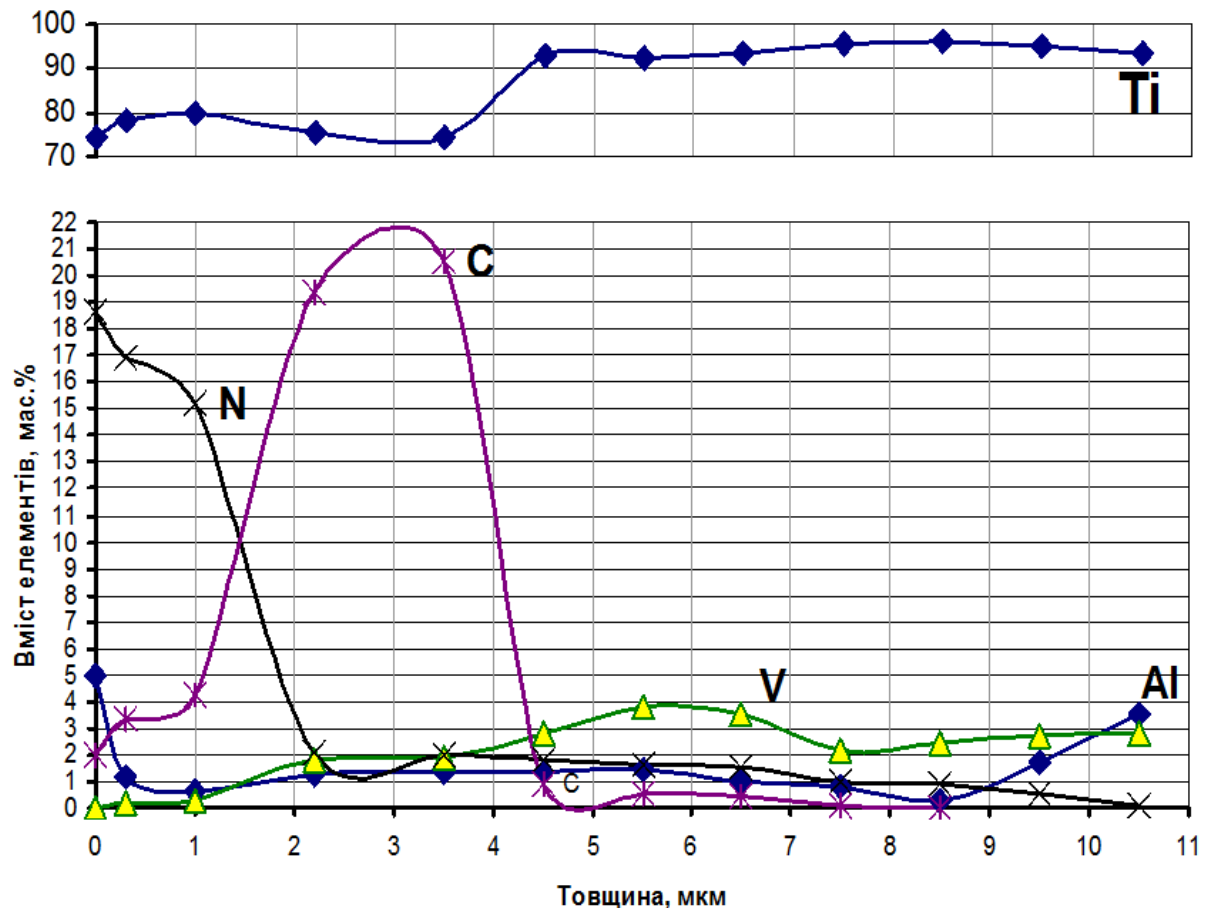


Рис. 7 Розподіл Ti, V, Al, N, C по глибині дифузійної зони при нітроцементації титанового сплаву BT9 ($T=950\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2 год)

Випробування на зносостійкість проводилось парою «диск – колодка». В якості контр тіла використовували загартований та відпущений диск зі сталі У8. Діаметр диску 50мм., товщина 10, твердість на поверхні складала 62 HRC. Випробування проводили на чотирьох гранях кожного зразка з навантаженням 1кг., одну хвилину зі швидкістю обертання 300, 600 обертів за хвилину та 3 хвилини зі швидкістю 900 обертів за хвилину. Результати досліджень наведені в таблиці 2 та 3.

Проведенні випробування показали суттєву зміну триботехнічних характеристик зразків зі сплаву BT9 до нітроцементації та з нанесеним покриттям.

При швидкості випробування 300 об/хв. Вихідний зразок втрачає $0,027\text{ кг/м}^2$, а нітроцементований зразок $0,00148\text{ кг/м}^2$, що свідчить про підвищення зносостійкості після нітроцементації (рис.8).

Після збільшення часу випробувань до 3 хвилин втрата маси на необробленому зразку збільшилась до $0,210\text{ кг/м}^2$, а зразку, з нанесеним покриттям, до $0,0111\text{ кг/м}^2$.

Таблиця 2 Результати випробування на зносостійкість зразків зі сплаву ВТ9 в умовах тертя без мастила

τ , хв	V, об/хв		ВТ-9 вихідний	ВТ-9 нітроцементация
1	300	Вихідна маса зразка, кг	0,00633	0,0054018
		Втрата маси, кг/м^2	0,027	0,00148
	600	Вихідна маса зразка, кг	0,0063306	0,0054022
		Втрата маси, кг/м^2	0,040	0,00444
	900	Вихідна маса зразка, кг	0,006331	0,0054025
		Втрата маси, кг/м^2	0,053	0,00369
3	900	Вихідна маса зразка, кг	0,006332	0,0054025
		Втрата маси, кг/м^2	0,210	0,0111

Таблиця 3 Результати випробування на зносостійкість контр тіла

τ , хв	V, об/хв		ВТ-9 вихідний	ВТ-9 нітроцементация
1	300	Вихідна маса контр тіла, кг	0,1810194	0,1755086
		Втрата маси, кг/м^2	0,0006	0,001016
	600	Вихідна маса контр тіла, кг	0,1812576	0,1755146
		Втрата маси, кг/м^2	0,0015	0,0006115
	900	Вихідна маса контр тіла, кг	0,1811301	0,1755134
		Втрата маси, кг/м^2	0,0026	0,0008153

На ряду з вимірювання маси зразків, також контролювалася зміна маси контртіла. Після випробування вихідного зразка при швидкості 300 об/хв маса контр тіла зменшилась на $0,0006 \text{ кг/м}^2$, а після нітроцементованого на $0,001016 \text{ кг/м}^2$.

При збільшенні швидкості до 600 об/хв показники втрати маси змінилися: $0,015 \text{ кг/м}^2$ - на вихідному; $0,0006115 \text{ кг/м}^2$ -нітроцементований (рис 3.9). З подальшим збільшенням швидкості до 900 об/хв. втрата маси після вихідного зразка склал $0,0026 \text{ кг/м}^2$.

Зміна маси на оброблених та необроблених зразках відрізняється, тому що на не обробленій поверхні розвиваються процеси схоплювання, а на обробленій – механічного зношування.

При збільшенні швидкості обертання контр тіла до 600 об/хв втрата маси збільшується до $0,040 \text{ кг/м}^2$ на вихідному зразку, а на обробленому до $0,00444 \text{ кг/м}^2$.

Подальше збільшення швидкості обертання контр тіла до 900 об/хв втрата маси на вихідному зразку збільшується до $0,053 \text{ кг/м}^2$, в той час як на нітроцементованому зменшується до $0,00369 \text{ кг/м}^2$.

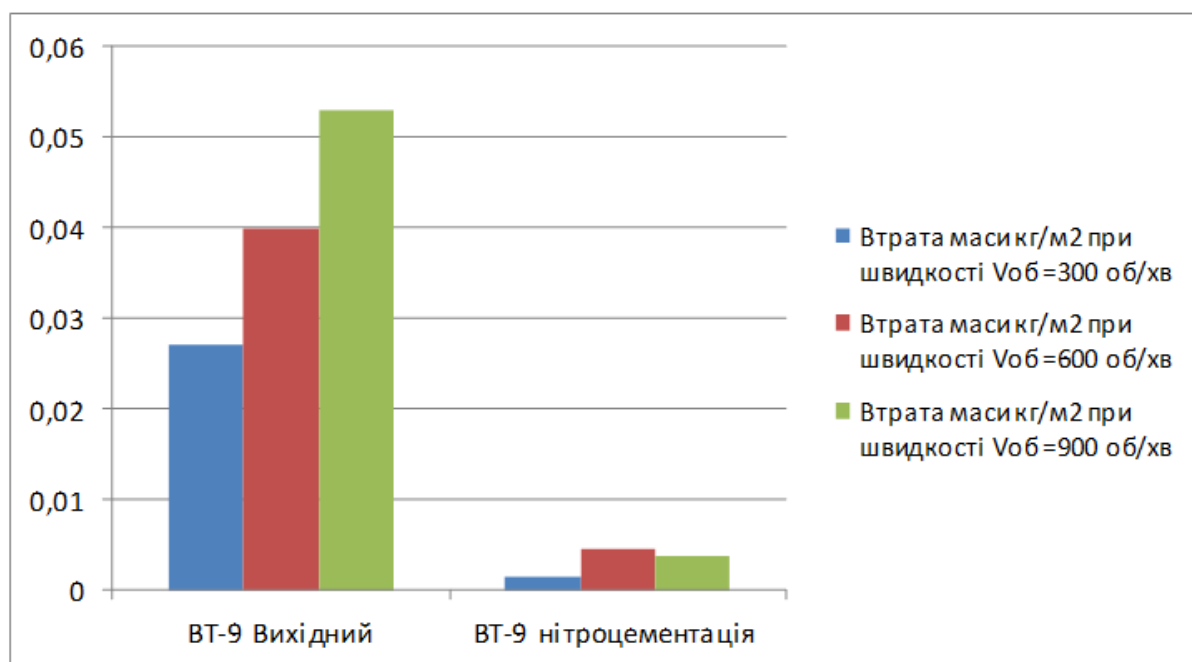


Рис. 8 Зміна маси зразків при дослідженні на зносостійкість

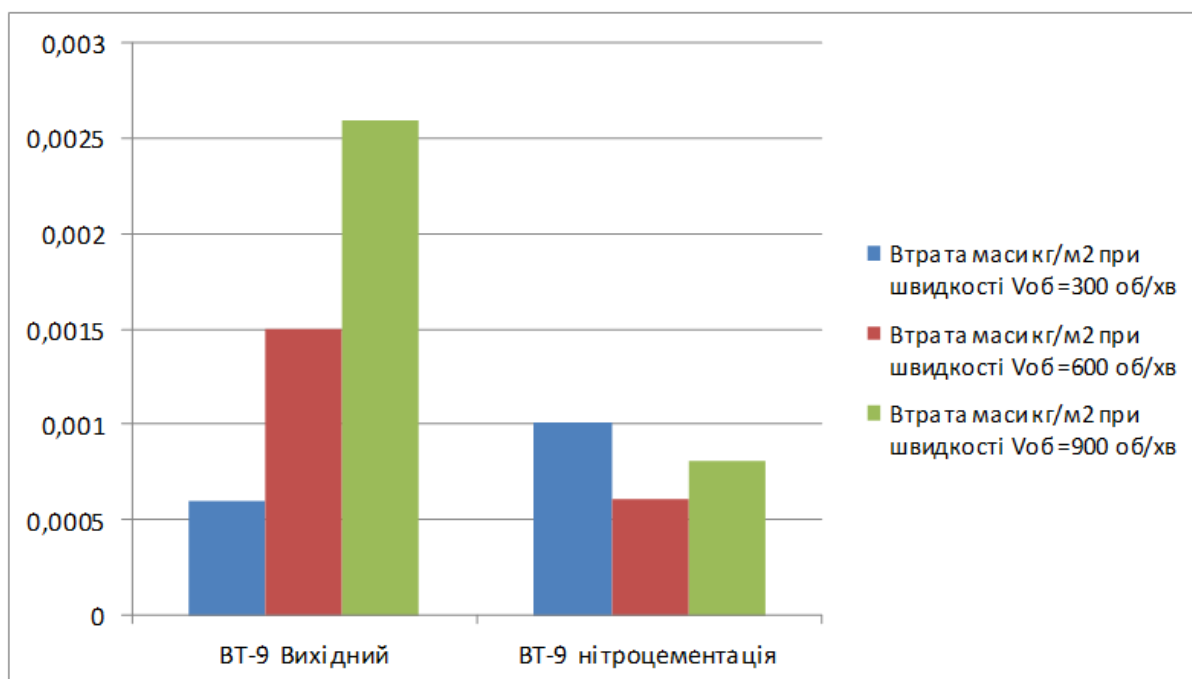


Рис. 9 Зміна маси контр тіла при дослідженні на зносостійкість

В процесі схоплення на контактуючих поверхнях утворюються надриви та вириви, що чергуються між собою (рис. 3.9), та спостерігається налипання титанового сплаву на поверхню контр тіла, що свідчить про

інтенсивний розвиток пластичної деформації в поверхневих шарах досліджуваних сплавів під дією механічних сил, які виникають в процесі тертя. Поверхнева деформація, як відзначено в роботах [9,10] в цьому випадку розвиток пластичної деформації в поверхневих шарах досліджуваних сплавів під дією механічних сил, які виникають в процесі тертя.

Поверхнева деформація, як відзначено в роботах [9,10] в цьому випадку сприяє утворенню ювенільних поверхонь тертя, їх сближенню, утворенню металевих зв'язків і обумовлює інтенсивність і характер руйнування поверхні тертя.

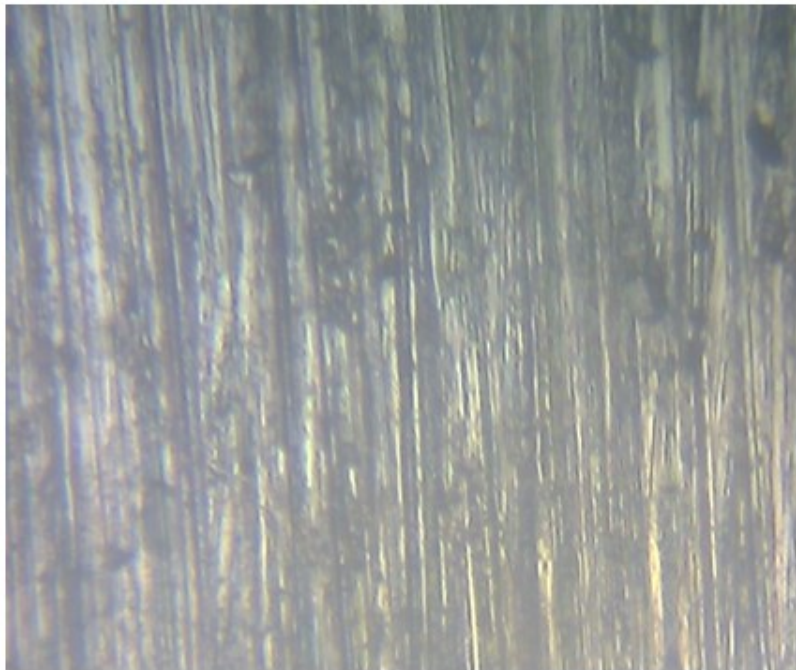


Рис. 10 Поверхня тертя контр тіла після випробування необробленого титанового сплаву VT9, $\times 100$

Показано збільшення триботехнічних характеристик титанового сплаву VT-9 після нітроцементації в умовах тертя без змащування: при різних швидкостях обертання контртіла у 9 – 18 разів. Це дозволяє припустити, що запропоновані покриття можуть бути використані в трибоз'єднаннях деталей, виготовлених з титанових сплавів.

Висновки

1. Показана можливість отримання багат шарових покриттів на основі вуглецю та азоту при нітроцементації в продуктах розкладу $(\text{NH}_4)_2\text{C}_2\text{O}_2$, на поверхні титанового сплаву VT9.

2. Процес проводили при температурі 950 °С, час ізотермічної витримки становив 2 години, тиск в реакційному просторі був 10^4 Па. Охолодження проводилось уповільнено в охолоджувальному стакані.

3. Після насичення при 950 °С на поверхні отримали двошарове покриття: внутрішній шар на основі карбиду TiC товщиною 2,5-3,0 мкм мікротвердістю (24-25) ГПа з параметром ґратки $a=0,4321$ нм, та зовнішній, на основі TiN, товщиною 2,0 мкм мікротвердістю (15-17) ГПа, з параметром ґратки $a=0,4230$ нм.

Під покриттям розташований шар твердого розчину вуглецю та азоту в α -Ti товщиною (15-20) мкм, мікротвердість якого плавно зменшується від 10 ГПа до 8 ГПа та твердого розчину вуглецю та азоту в $(\alpha+\beta)$ -Ti товщиною (20-30) мкм мікротвердість якого біля межі з α -фазою (7,8 - 8) ГПа і спадає до мікротвердості матриці.

4. Також протікає перерозподіл легуючих елементів. Алюміній утворює зону 0,3 мкм підвищеного вмісту в тонкому поверхневому шарі в нітриді титану, Ванадій відштовхується до більш глибоких шарів та, внаслідок його великої спорідненості до вуглецю, скупчується на межі карбід титану – твердий розчин.

В твердому розчині як в α -Ti, та і в β -Ti, присутній в основному азот. Кількість вуглецю не перевищує кількох десятих (0,9 – 0,1 мас.%), що пояснюється його дуже малою розчинністю в титані при кімнатній температурі та великою стабільністю карбиду титану TiC.

5. Нами показана можливість отримання двошарових покриттів з карбиду та нітриду титану на поверхні сплаву VT9 в продуктах розкладу оксидату амонію.

6. В роботі показано збільшення триботехнічних характеристик титанового сплаву VT-9 після нітроцементації в умовах тертя без змащування: при різних швидкостях обертання контртіла у 9 – 18 разів.

7. Отримані результати дозволяють рекомендувати використання процесу нітроцементації титанових сплавів для підвищення їх зносостійкості в умовах тертя без змащування.

Література

1. Абковиц С. Термическая обработка титана: [Електронний ресурс] / С. Абковиц, Дж. Бурке, Р. Хильц // Титан в промышленности. - М.: ОБОРОНГИЗ, 1957 г. – Режим доступу: <http://www.domremstroy.ru/metall/titan16.html>
2. Глазунов С. Г. Титановые сплавы: [Електронний ресурс] . – Режим доступу: <http://www.cultinfo.ru/fulltext/1/001/008/110/780.htm>
3. Влияние методов отделочно – упрочняющей обработки лопаток из титановых сплавов на состояния их поверхностного слоя / А. В. Богуслаев, Г. В. Пухальская, А. Д. Коваль [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008.- №3. - С. 24 – 30.

4. Федоров С. Е. Азотирование титана: [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://chemic-nitrid.ru/3-16.html>
5. Малинов С. Связь микроструктуры и свойств промышленных титановых сплавов с параметрами процесса азотирования из газовой среды / С. Малинов, А. Зечева, В. Ша // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2004. - №7. - С. 21 – 27.
6. Proceedings of the 7-th International Seminar of IFHT. Hungarian Scientific Society of Mechanical Engineering / Dong H. – Budapest: Hungary, 1999. - P. 73 – 80.
7. Минкевич А. Н. Химико - термическая обработка металлов и сплавов / Минкевич А. Н - М.: Машиностроение, 1965. - 491 с.
8. Физико-химические свойства оксинитридов и карбонитридов титана / Г. Л. Богомолов, Г. Я. Швейкин, С. И. Алялювский [и др.] // *Неорганические материалы*. - 1971. - Т.7, № 1. - С. 67 - 72.
9. Кашаев Н. Азотирование сплава Ti – 6% Al – 4% V в плазме тлеющего розряда / Н. Кашаев, Х. – Р.Шток, П. Майр // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2004.- №7. - С. 21 – 25.
10. Рутковский А. В. Ионно-плазменное азотирование: [Электронный ресурс]. – Режим доступа: www.Ionon.com.ua/technology.htm
11. Авиационные материалы. Справочник в девяти томах. [сост. М.Б.Альтман, С. Г. Глазунов, С. И. Кишкина; ред. А. Т. Туманов]. - М: ОНТИ – 1973. – («Магниевого и титановые сплавы»). Т. 5. – 1973. – 580 с.

УДК 681.3:669.162.12.001.8.004.12

БАЗЫ ДАННЫХ И МОДЕЛИ ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ ЖЕЛЕЗОРУДНЫХ МАТЕРИАЛОВ

А. С. Скачко, Д. Н. Тогобицкая, А. И. Белькова, Ю. М. Лихачев

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины

Актуалізована база даних «Залізорудні матеріали» банку даних «Металургія», яка містить відомості про металургійні властивості агломератів і окатишів. На основі отриманих нових даних побудовані нові моделі для прогнозування металургійних властивостей агломератів і окатишів. Розроблені моделі рекомендується використовувати при вирішенні задач спрямованого формування складу і властивостей кінцевих продуктів доменної плавки

Актуализирована база данных «Железорудные материалы» банка данных «Металлургия», содержащая сведения о металлургических свойствах агломератов и окатышей. На основе полученных новых данных построены новые модели для прогнозирования металлургических свойств агломератов и окатышей. Разработанные модели рекомендуется использовать при решении задач направленного формирования состава и свойств конечных продуктов доменной плавки

Actualized database "Iron ore materials" of a data bank "Metallurgy", which contains information about metallurgical properties of sinters and pellets. Based on the obtained new data received the new models for predicting the metallurgical properties of sinters and pellets. The developed models is recommended for solving problems directed formation of structure and properties of the final products blast furnace smelting

Улучшение технико-экономических показателей работы доменных печей является одной из важнейших задач черной металлургии. Особое значение в практике доменного производства придается своевременности и достоверности информации не только о составе, но и о свойствах шихтовых материалов, промежуточных и конечных продуктов, в том числе о металлургических свойствах железорудных материалов.

Основными характеристиками железорудных материалов, определяющими их поведение в доменной печи, являются плавкость (температура начала и конца плавления, интервал плавления), прочность в

исходном состоянии и при восстановительно-тепловой обработке, а также восстановимость.

Критериями положительной оценки высокотемпературных свойств железорудных материалов являются высокие температуры начала их размягчения и плавления при малом интервале между ними, высокая восстановимость при нагреве и прочность. Важность оперативной оценки этих свойств диктует необходимость оснащения металлургических предприятий соответствующими установками для испытания железорудных материалов. Причем, первостепенное значение приобретает унификация методов испытаний с целью обобщения результатов экспериментальных исследований и создания банков данных, пригодных для широкого использования.

Важность оперативной оценки металлургических свойств железорудного сырья и отсутствие на отечественных предприятиях соответствующих установок для испытания материалов обусловили работу по созданию в Институте черной металлургии базы данных «Железорудные материалы» [1] с целью обобщения результатов экспериментальных исследований и разработки моделей для прогнозирования свойств железорудных материалов, пригодных для широкого использования, в частности, для совершенствования методов управления производством высококачественного сырья и продуктов доменной плавки.

База данных «Железорудные материалы» создана в 1990 г. в рамках развития банка данных «Металлургия» на основе накопленных в ИЧМ собственных экспериментальных данных и литературных публикаций других авторов. К 2001 году в базе собраны и систематизированы сведения о химсоставах и свойствах более 750 различных железорудных материалов (окатышей, руд, агломератов) с глубиной поиска 30 лет. В базу были введены 77 источников информации, в том числе данные о свойствах материалов в исходном состоянии (плотность, пористость, ударная прочность, истираемость, гранулометрия, сопротивление сжатию) и свойствах, характеризующих процесс восстановления (восстановимость, степень металлизации, размягчаемость, прочностные и теплофизические характеристики и др.).

Для актуализации базы данных «Железорудные материалы» к настоящему времени проанализирована данные об их составе и свойствах, опубликованные за последние 12 лет в журналах «Сталь», «Известия ВУЗов Черная металлургия», «Металлургическая и горнорудная промышленность», Бюллетень «Черная металлургия» и «Металлург» [2-16]. Согласно разработанному стандарту представления экспериментальных данных в базе в виде паспортов соответствующей

структуры подготовлено 55 паспортов (рис. 1), включающих данные: о 750 химических составах и свойствах агломератов и окатышей, полученными на ряде предприятий стран СНГ, в частности, на ОАО «МК «Азовсталь», заводе им. Петровского, в условиях ОАО «НЛМК», Западно-Сибирского меткомбината и др. При этом отбираются только источники информации, содержащие одновременно сведения о составе и свойствах материалов, что необходимо для последующего решения задач прогнозирования свойств.

Base Reader

Открыть базу Поиск Просмотр Сервис Выход

← ← ← → → →

Документ 55(1) 1(55)

КС = железорудный агломерат, обожженный сидероплезит, холодная прочность, сопротивление истиранию

АВТОРЫ = Носов С.К., Крупин М.А., Меламуд С.Г., Бобров В.П., Волков Д.Н., Сухарев А.Г., Шацко В.В., Дудчук И.А.

НАЗВАНИЕ = Способ производства железорудного агломерата

ИЗДАНИЕ = Изобретения. Полезные модели. Официальный бюллетень. - 2006. - №25. - с.556

РЕФЕРАТ = Изобретение относится к области металлургического производства, в частности к способам получения агломерата для доменного передела. В шихту вводят железосодержащие материалы, оборотные продукты металлургического производства, флюсы и твердое топливо, их смешивают, увлажняют, окомковывают и зажимают шихту продуктами горения газообразного и жидкого топлива и спекание при температурах 1320-1500 С

РЕФЕРЕНТ = Скачко А.С.

ЭКСПЕРТ = к.т.н. Хамхотыко А.Ф.

НАИМЕНОВАНИЕ (СЫРЬЯ, МИНЕРАЛА) = агломерат

МЕСТОРОЖДЕНИЕ, ПРЕДПРИЯТИЕ = ОАО "Высокогорский горно-обогатительный комбинат"

МЕТОДИКА = Холодная прочность определялась по ГОСТ 15137-77 (выход фракции +5 мм). Сопротивление истиранию определялось по ГОСТ 15137-77 (выход фракции -0,5 мм). Оценка восстановимости агломерата выполнялась при 800 оС по ГОСТ 19576-76

ПРИМЕЧАНИЕ = P1 - прочность на удар по кл. более 5 мм по ГОСТ 15137-77. P2 - истирание по кл. менее 0,5 мм по ГОСТ 15137-77. P3 - мелочь 5-0 мм по ГОСТ 15137-77. P4 - выход кл. более 10 мм после восстановления по ГОСТ 19576-76. P5 - истираемость кл. менее 0,5 мм после восстановления по ГОСТ 19576-76. P6 - разрушаемость кл. 0,5-5,0 мм после восстановления по ГОСТ 19576-76. S - степень восстановления при 800 оС по ГОСТ 19576-76. V - вязкость первичного доменного шлака при плавлении агломерата в доменной печи при 1400 оС, пуаз

Хим. состав и свойства агломерата, мас.%(16,6)

Fe	FeO	CaO	SiO2	MgO	Al2O3	S	CaO/Si	P1	P2	P3	P4	P5	P6	S	V
55.1	13.6	8.9	7.7	1.8	2.5	0.060	1.16	62.9	6.2	8.7	12.0	26.2	35.0	52.8	6.0
55.0	13.3	8.6	7.5	2.4	2.5	0.050	1.15	63.0	5.7	8.8	14.5	19.0	31.2	53.0	5.5
55.1	13.1	8.5	7.4	2.6	2.4	0.048	1.15	63.2	5.5	8.6	15.0	16.5	28.7	54.0	4.6
55.1	13.1	8.5	7.4	2.6	2.4	0.048	1.15	60.0	6.7	8.6	14.0	19.2	34.0	54.0	4.6
55.1	12.8	8.2	6.9	3.1	2.5	0.046	1.19	64.0	5.7	8.5	20.0	15.5	25.0	57.0	4.5
55.1	12.5	8.0	6.7	3.7	2.5	0.045	1.19	64.0	5.3	8.5	23.0	15.0	27.0	43.0	15.0

Рис. 1 Документ базы данных «Железорудные материалы»

Некоторые материалы о плавкости, прочности, восстановимости представлены в виде сопутствующих экспериментальным данным авторизированных моделей, описывающих зависимости этих свойств от компонентного химического состава. Недостаток таких уравнений заключается в том, что они обеспечивают достоверность и точность расчетов только в условиях конкретной выборки составов, использованных для их выводов, не учитывают структуру железорудных расплавов, и анализ их физического смысла затруднен. В значительной мере дискуссионный характер выводов анализа экспериментальных данных в подобных случаях обусловлен несовершенством применяемой методологии исследования взаимосвязи состава многокомпонентных систем с комплексом их свойств.

Созданная база данных явилась основой для последующей разработки моделей для решения задач прогнозирования свойств железорудных материалов на основе их химического состава с использованием физико-химических параметров межатомного взаимодействия [1]. В соответствии с методикой прогнозирования свойств железорудных материалов ранее в ИЧМ были созданы модели для расчета металлургических свойств агломератов и окатышей в зависимости от содержания в них Fe_2O_3 , FeO и параметров ρ и Δe , характеризующих структуру и свойства шлаковой связи системы в виде уравнений: Свойство = $f(\rho, \Delta e, FeO, Fe_2O_3)$ [17]. При этом были использованы результаты определения на установках ИЧМ следующих металлургических свойств агломератов и окатышей всех окомковательных фабрик стран СНГ: прочность по выходу кондиционной фракции +5 мм (X_{+5} , %); истираемость по выходу класса 0,5-0 мм ($X_{0,5}$, %); степень восстановления ($R_{св}$, %) и металлизации ($\omega_{св}$, %) при 800⁰С (по ГОСТ 19575-84) и при 1050⁰С, усадка слоя (ΔH , %), перепад давления газового потока (ΔP , Па) при восстановлении слоя под нагрузкой (по ГОСТ 21707-76).

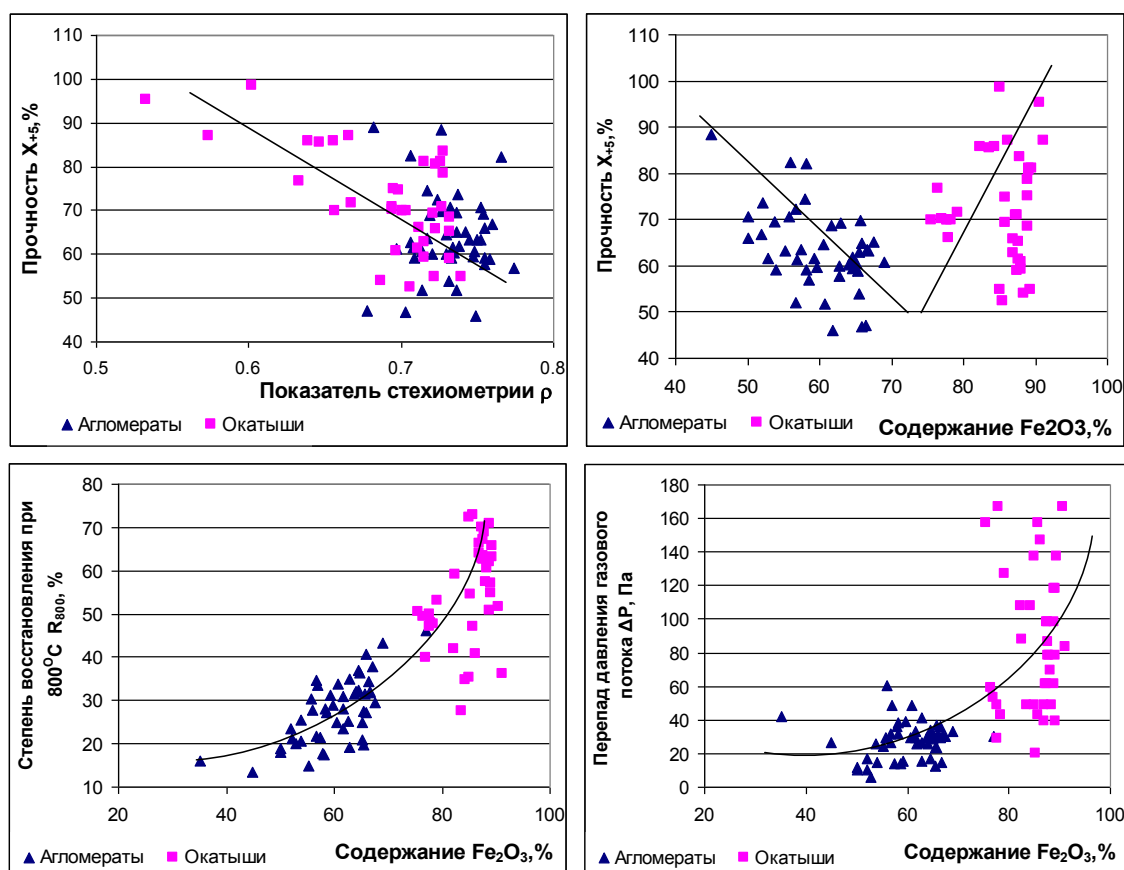


Рис. 2 Зависимость свойств агломератов и окатышей от содержания в них Fe_2O_3 , FeO и интегральных параметров ρ и Δe

В результате актуализации базы данных «Железорудные материалы» новыми опубликованными экспериментальными данными с расширением диапазонов изменения химического состава и свойств получены зависимости прочности, восстановимости, усадки слоя и перепада давления газового потока агломератов и окатышей от содержания в них Fe_2O_3 , FeO и интегральных параметров ρ и Δe , которые в отдельных случаях носят нелинейный характер (рис. 2). В итоге получены новые уравнения для расчета свойств агломератов и окатышей, используемых в доменном производстве на предприятиях Украины. Диапазон содержания компонентов и свойств изученных материалов приведены в табл. 1, 2. Характеристики прогнозных моделей представлены в уравнениях (1-5).

Таблица 1 Диапазон содержания компонентов (в %)

Материал	SiO_2	CaO	MgO	Al_2O_3	MnO	FeO	Fe_2O_3
Агломерат	4-13	6-20	0,5-4	0.5-4	0-3,6	5-31	35-77
Окатыши	3-11	0,6-9,9	0-2,5	1-5,9	-	0,5-8,5	75-91

Таблица 2 Диапазон изменения свойств

Материал	X_{+5} , %	$X_{-0,5}$, %	R_{800} , %	ΔH , %	ΔP , Па	R_{1050} , %
Агломерат	18-89	2,5-27	13-47	16-36	12-50	43-87
Окатыши	36-99	1,0-36	27-75	14-60	20-170	35-95

$$X_{+5} = 64,03 + 0,025(Fe_2O_3 - 68,37)^2 - 0,155FeO - 9,18\Delta e - 31,79\rho$$

$$R = 0.69 \quad (1)$$

$$R_{800} = -107,75 + 1,593Fe_2O_3 + 0,952FeO + 53,9,85\rho + 5,59\Delta e$$

$$R = 0.9 \quad (2)$$

$$\Delta H = 206,36 + 0,011(Fe_2O_3)^2 - 2,21Fe_2O_3 - 1,507FeO + 0,508\Delta e - 93,7\rho$$

$$R = 0.62 \quad (3)$$

$$\Delta P = 226,78 + 0,032(Fe_2O_3)^2 - 3,11Fe_2O_3 - 0,398FeO - 4,81\Delta e - 181,2\rho$$

$$R = 0.71 \quad (4)$$

$$R_{1050} = 55,03 - 0,006(Fe_2O_3)^2 + 1,03Fe_2O_3 - 0,48FeO + 5,6\Delta e - 5,88\rho$$

$$R = 0.6 \quad (5)$$

Как видно из приведенных данных, диапазон изменения каждого из свойств достаточно широк, что отражает значимость исходной информации для разработки прогнозируемых моделей, а сами модели

обеспечивают удовлетворительную точность прогнозирования свойств для практических целей. Методика их расчета программно реализована и может быть использована для прогнозирования поведения железорудных материалов в процессе доменной плавки с целью выбора рационального состава шихты и оптимизации качества чугуна в современных нестабильных условиях работы доменных печей.

База данных «Железорудные материалы» также содержит экспериментальные данные различных авторов об интервале размягчения – плавления различных агломератов, окатышей, руд, концентратов и их смесей.

Наполнение базы «Железорудные материалы» осуществлено данными, опубликованными в справочниках, монографиях, отраслевых сборниках и периодических изданиях с ретроспективой 40 лет. Кроме того, использована неопубликованная экспериментальная информация, полученная в ИЧМ по гостированным методикам. Согласно разработанному стандарту подготовлено свыше 120 паспортов и в базу введены данные о свойствах более 1200 составов различных видов железорудного сырья, включая гранулометрический состав, влажность, пористость, интервал размягчения и плавления, прочность в исходном состоянии и после восстановительно-тепловой обработки, степень восстановления и металлизации, газопроницаемость и теплофизические свойства. В том числе в базе содержится информация о размягчении и плавлении около 400 составов железорудных материалов: температуру начала размягчения ($T_{нр}$), конца размягчения ($T_{кр}$) температур начала ($T_{нп}$) и конца плавления ($T_{кп}$) руд, концентратов и агломератов температуру расплавления или растекания (T_p).

Анализ накопленной информации свидетельствует, что данные о столь важных для шихтовых железорудных материалов теплофизических характеристиках, как температуры размягчения и плавления, несмотря на солидный объем, ограничены и, в ряде случаев, противоречивы. Это обусловлено различием методики измерения, нечетким определением таких понятий, как «интервал размягчения», «интервал плавления» и др.

Для оценки интервала размягчения – плавления, вероятно, целесообразно использовать величины $T_{нр}$, $T_{кр}$ и T_p , которые наиболее объективно и полно характеризуют изменения в железорудных материалах при переходе в жидкое состояние в доменной печи. Эти температуры определяются, при прочих равных условиях, химическим и минералогическим составами железорудных материалов, которые в процессе доменной плавки подвергаются структурным превращениям в результате восстановления оксидов железа.

С использованием экспериментальных данных о температурах размягчения и плавления различных не восстановленных агломератов, окатышей и железной руды получены следующие аналитические зависимости для прогнозирования высокотемпературных свойств железорудных материалов:

Температура начала размягчения при восстановимости $R=0$

$$T_{nr}^o = 950,4 + 0,0802Fe_2O_3 - 2,5026FeO + 10,747\Delta e + 329,6238\rho \quad (6)$$

Температура начала плавления при $R=0$

$$T_{nn}^o = 910,4 - 0,311Fe_2O_3 - 0,8063FeO + 5,8949\Delta e + 410,6147\rho \quad (7)$$

Температура конца размягчения при $R=0$

$$T_{kr}^o = 1370,9 + 0,29439Fe_2O_3 - 9,4722FeO + 16,5116\Delta e - 25,3877\rho \quad (8)$$

Температура расплавления (растекания) при $R=0$

$$T_p^o = 1653,7 - 0,284Fe_2O_3 - 4,6211FeO - 1,0833\Delta e - 186,6902\rho \quad (9)$$

Формулы (6-9) представлены для расчета этих свойств как отдельно для агломерата, окатышей и руды, так и для шихты в целом с любым соотношением этих компонентов и даже с добавкой других шихтовых компонентов, например конвертерного шлака.

Поскольку закономерности изменения температур размягчения и плавления от степени восстановления для агломератов, окатышей и руды существенно отличаются, уравнения для их описания в восстановительных условиях получены для каждого компонента шихты отдельно:

Температура начала размягчения

для агломератов и конвертерного шлака:

$$T_{nr}^R = T_{nr}^o \cdot (1 - 3,02832 \cdot 10^{-3} \cdot R + 2,58482 \cdot 10^{-5} \cdot R^2) \quad (10)$$

для окатышей:

$$T_{nr}^R = T_{nr}^o \cdot (1 - 6,1806 \cdot 10^{-3} \cdot R + 4,55705 \cdot 10^{-5} \cdot R^2) \quad (11)$$

для руды:

$$T_{nr}^R = T_{nr}^o \cdot (1 - 5,33764 \cdot 10^{-3} \cdot R + 4,30821 \cdot 10^{-5} \cdot R^2) \quad (12)$$

Температура начала плавления

для агломератов и конвертерного шлака:

$$T_{nn}^R = T_{nn}^o \cdot (1 - 3,50999 \cdot 10^{-3} \cdot R + 1,32473 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 1,7537 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 7,79653 \cdot 10^{-9} \cdot R^4); \quad (13)$$

для окатышей:

$$T_{nn}^R = T_{nn}^o \cdot (1 - 6,23179 \cdot 10^{-3} \cdot R + 2,17476 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 2,58209 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 1,03136 \cdot 10^{-8} \cdot R^4); \quad (14)$$

для руды:

$$T_{nn}^R = T_{nn}^o \cdot (1 - 12,5796 \cdot 10^{-3} \cdot R + 4,47984 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 5,508 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 2,32158 \cdot 10^{-8} \cdot R^4) \quad (15)$$

Температура конца размягчения

для агломератов и конвертерного шлака:

$$T_{кр}^R = T_{кр}^o \cdot (1 - 3,50999 \cdot 10^{-3} \cdot R + 1,32473 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 1,7537 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 7,79653 \cdot 10^{-9} \cdot R^4); \quad (16)$$

для окатышей:

$$T_{кр}^R = T_{кр}^o \cdot (1 - 6,23179 \cdot 10^{-3} \cdot R + 2,17476 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 2,58209 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 1,03136 \cdot 10^{-8} \cdot R^4); \quad (17)$$

для руды:

$$T_{кр}^R = T_{кр}^o \cdot (1 - 12,5796 \cdot 10^{-3} \cdot R + 4,47984 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 5,508 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 2,32158 \cdot 10^{-8} \cdot R^4) \quad (18)$$

Температура расплавления

для агломератов и конвертерного шлака:

$$T_p^R = T_p^o \cdot (1 - 14,9552 \cdot 10^{-3} \cdot R + 5,82338 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 7,60772 \cdot 10^{-6} \cdot R^3 + 3,3172 \cdot 10^{-8} \cdot R^4); \quad (19)$$

для окатышей:

$$T_p^R = T_p^0 \cdot (1 - 6,76358 \cdot 10^{-3} \cdot R + 1,77133 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 1,10731 \cdot 10^{-6} \cdot R^3) \quad (20)$$

для руды:

$$T_p^R = T_p^0 \cdot (1 - 20,8597 \cdot 10^{-3} \cdot R + 5,05642 \cdot 10^{-4} \cdot R^2 - 3,02042 \cdot 10^{-6} \cdot R^3) \quad (21)$$

где R – степень восстановления.

Накопленный в соответствующей базе данных экспериментальный материал позволил получить модели для прогнозирования характеристик интервала фильтрации через коксовую насадку жидких продуктов, образующихся при восстановительно-тепловой обработке шихты в доменной печи:

Температура начала фильтрации, °C

$$T_{нф} = 533,5 + 765,94\rho_{usc} + 3,1136FeO + 3,6154Fe_2O_3 \quad (22)$$
$$R = 0,713$$

Температура капельного течения, °C

$$T_{мф} = 1179,5 + 382,926\rho_{usc} + 0,8724FeO + 0,551Fe_2O_3 \quad (23)$$
$$R = 0,5$$

Здесь: ρ_{usc} - стехиометрия шлакообразующей составляющей доменной шихты (CaO , SiO_2 , MgO , Al_2O_3).

В целом точность всех уравнений в значительной степени определяется точностью химического анализа материала и совершенством методов испытаний. Разработанные модели предусматривают использование исходной информации только о химическом составе железорудных материалов без учета технологии их получения. Поэтому учет технологических факторов, несомненно, даст возможность повысить точность прогноза.

Выводы

1. Актуализирована база данных «Железорудные материалы» банка данных «Металлургия». В базу внесено 55 новых документов, опубликованные за последние 12 лет, включающие сведения о химсоставе и свойствах агломератов и окатышей, полученные на ряде предприятий СНГ.

2. Обоснована структура моделей для оценки плавкости (температура начала и конца плавления, интервал плавления), прочности в исходном состоянии и при восстановительно-тепловой обработке, а также восстановимости и высокотемпературных свойств окискованного железорудного сырья.

3. Представленные модели программно реализованы и рекомендуются для использования при решении задач направленного формирования состава и свойств конечных продуктов доменной плавки в системах АСНИ и АСУТП.

Литература

1. Приходько Э. В. База данных и модели для прогнозирования плавкости железорудных материалов / Э. В. Приходько, А. Ф. Хамхотько, Д. Н. Тогобицкая // Сталь. – 1998. – № 9 – С. 7-9.
2. Добромиров Ф.Л. Эффективность работы доменной печи при использовании в шихте высокоосновного агломерата / Ф.Л. Добромиров, А.И. Васюченко, И.А. Федотов и др. // Металлург. – 1997. – № 8. – С. 29-31.
3. Большаков В.И. Исследование теоретических основ распределения шихтовых материалов в доменной печи / В.И. Большаков, Н.А. Гладков, С.Т. Шулико, Ф.М. Шутылев // Сталь – 2002. – № 12. – С. 5-10.
4. Горбенко Ю.Е. Температура размягчения агломератов с повышенным содержанием хлоридов натрия / Ю.Е. Горбенко // Сталь – 1983. – № 11. – С. 11-12.
5. Воловик Г.А. Об эффективности использования в доменной плавке различных железорудных материалов / Г.А. Воловик, Н.А. Гладков, В.Х. Кацман и др. // Сталь – 1982. – № 11. – С. 7-9.
6. Можаренко Н.М. К вопросу о качестве железорудных материалов / Н.М. Можаренко, Н.А. Гладков, А.С. Нестеров и др. // Сталь – 1997. – №8. – С. 3-5.
7. Гладков Н.А. Оценка качества железорудных материалов, используемых в доменных печах завода им. Петровского и пути улучшения их использования / Н.А. Гладков, А.С. Нестеров, Т.Г. Шевченко, А.И. Васюченко // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1998. – № 4. – С. 10-14.
8. Малышева Т.Я. Механизм минералообразования и металлургические свойства агломератов основности 1,1 – 3,1 в условиях ММК / Т. Я. Малышева, Ю. С. Юсфин, Н. Р. Мансурова и др. // Сталь – 2007. – № 2. – С. 19-22.
9. Дидевич А.В. Производство и проплавка агломерата повышенной основности, полученного с применением бразильской руды / А.В. Дидевич, Н.С. Хлапонин, М.Я. Васькевич и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2007. – № 1. – С. 12-15.
10. Курунов И.Ф. Влияние качества железорудного сырья и кокса на показатели работы доменных печей в условиях ОАО НЛМК / И.Ф. Курунов и др. // Металлург. – 2010. – № 1. – С. 28-34.
11. Шатоха В.И. Проблема выбора шлакового режима доменной плавки для металлургических предприятий Украины в современных условиях / В.И. Шатоха // Теория и практика металлургии. – 1997. – № 1. – С. 18-24.

12. Малышева Т.Я. Влияние оксида магния на фазовые превращения и металлургические свойства высокоосновного агломерата / Т. Я. Малышева, Ю. С. Юсфин, М.Ф. Гибадулин и др. // *Сталь* – 2010. – № 6. – С. 4-6.

13. Пермяков А.А. Особенности минерального состава частично металлизированного агломерата. / А.А. Пермяков, В.А. Долинский, М.И. Карпенко // *Известия высших учебных заведений. Черная металлургия*. – 1998. – № 12. – С. 3-5.

14. Юсупов Р.Б. Оптимизация соотношений основности шихты, крупности и количества возврата при агломерации / Р.Б. Юсупов, М.Е. Полушкин, В.И. Гладских и др. // *Сталь* – 2004. – № 12. – С. 11-12.

15. Большаков В.И. Оценка качества шихтовых материалов, применяемых на печи объемом 5000 м² / В. И. Большаков, Н. А. Гладков, И. Г. Муравьев, В. С. Листопадов // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2008. – №5. – С. 64-68.

16. Большаков В.И. Исследование теоретических основ распределения шихтовых материалов в доменной печи / В. И. Большаков, Н. А. Гладков, С.Т. Шулико, Ф.М. Шутылев // *Сталь* – 2002. – № 12. – С. 9-24.

17. Тогобицкая Д.Н. Информационное обеспечение и прогноз свойств железорудных материалов / Д.Н. Тогобицкая, А.Ф. Хамхотько, Л.А. Головкин // *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. – Вып. 2. – Киев: Наукова думка. – 1998. – С. 93-100.

УДК 669.184

СТВОРЕННЯ АЛГОРИТМІВ КЕРУВАННЯ КОНВЕРТЕРНОЮ ПЛАВКОЮ З ВРАХУВАННЯМ МІЖЦИКЛОВИХ ЗАЛЕЖНОСТЕЙ

О. Е. Скачок

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Стаття присвячена вирішенню труднощів, які виникають при управлінні циклічними процесами в конверторному виробництві. Характер нестационарності киснево-конвертерного процесу в більшості випадків погано відтворюється від плавки до плавки. Врахування міжциклових залежностей можуть підвищити точність керування конвертерною плавкою, що в свою чергу приведе до підвищення продуктивності й зниження собівартості. В даній роботі запропонована загальна схема системи управління циклічним процесом

Статья посвящена решению проблем, которые возникают при управлении циклическими процессами в конвертерном производстве. Характер нестационарности кислородно-конвертерного процесса в большинстве случаев плохо воспроизводится от плавки к плавке. Учет межциклических зависимостей может повысить точность управления конвертерной плавкой, что в свою очередь приведет к повышению производительности и снижению себестоимости. В данной работе предложена общая схема системы управления циклическим процессом

The article is devoted to solving the problems that arise in the management of cyclical processes in the converter production. Generally, nature of unsteadiness BOF process poorly reproduced from heat to heat. Accounting of inter-cycle dependence can improve control precision converter process, as result increase productivity and reduce costs. In this paper proposes a general scheme of control cyclic process

Вступ

Синтезу алгоритмів керування в умовах невизначеності присвячено багато робіт [1-5], з яких слід виділити алгоритми з непрямим оцінюванням збурень, найбільший внесок у розвиток яких зроблені Н.М. Олександрівським, Р.Е. Кузіним, С.В. Єгоровим – управління з непрямим оцінюванням збурень; В.Я. Ротач – управління з оцінюванням наведеного

обурення; С.В. Ємельяновим і С.К. Керівним – управління в умовах невизначеностей.

Головним напрямком подальшого розвитку киснево-конвертерного процесу є підвищення якості виплавленого металу і збільшення продуктивності агрегату. Вирішення цього завдання пов'язане з підвищенням ефективності управління киснево-конвертерним процесом, з метою отримання заданих значень хімічного складу, температури рідкого металу, запобігання втрат металу з викидами і виносамі, зменшення витрат шлакоутворюючих матеріалів на плавку. Конвертерний процес в реальних виробничих умовах характеризується, з одного боку, занадто високим рівнем випадкових неконтрольованих збурень і занадто швидкою та нерегулярною змінюваністю ряду визначальних впливів, а з іншого, - вельми жорсткими вимогами до відтворюваності кінцевих результатів.

З плином часу змінюються характеристики чавуну, брукху та інших шихтових матеріалів, стан сталеплавильного агрегату і умови його роботи, положення продувної фурми щодо рівня металеві ванни, склад і кількість шлаків і багато інших чинників, що роблять значний вплив на процес. Ці зміни є не тільки випадковими коливаннями від плавки до плавки щодо незмінного середнього рівня, але і носять характер систематичного дрейфу протягом тривалих відрізків часу. При таких змінах процес стає істотно нестаціонарним, що дуже сильно ускладнює ефективність управління цим процесом. Також суттєвою особливістю киснево-конвертерного процесу є його циклічний характер. Труднощі ж управління циклічними процесами полягають в тому, що характер нестаціонарності киснево-конвертерного процесу в більшості випадків погано відтворюється від плавки до плавки.

Необхідне поліпшення управління технологічним процесом можна забезпечити, по-перше, стабілізацією умов роботи сталеплавильного агрегату за основними вхідними впливами і, по-друге, залученням в управління недоступної раніше оперативної інформацією про стан об'єкта. Висока продуктивність і економічність – основні відмінні риси сучасних способів виробництва сталі, таких як киснево-конверторні процес з продувкою киснем зверху, через дно і з комбінованою продувкою.

Постановка задач дослідження

Підвищення точності керування конвертерною плавкою шляхом врахування неконтрольованих збурень через корекцію коефіцієнтів з попередніх плавки.

Результати досліджень

У своїй роботі [5] Н.М. Олександрівський спільно з Р.Е. Кузіним і С.В. Єгоровим розглядає питання побудови алгоритмів керування, що

працюють в умовах неповної апріорної інформації і поліпшують показники функціонування шляхом пристосування (адаптації) до зовнішніх умов. Виходячи з того, що основним призначенням такої системи автоматичного управління є досягнення необхідної мети управління в умовах, взагалі кажучи, заздалегідь невизначених, тобто при неповній апріорній інформації, необхідній для управління в заданому сенсі, автори виділяють клас автоматичних систем, які не можуть досягти високої якості управління при первісному рівні інформації. Шляхи подолання цієї перешкоди полягають в автоматичному поповненні недостатньої інформації в процесі роботи системи. Цей клас систем автори і називають адаптивним, а процес поповнення інформації, необхідної для управління в заданому сенсі – адаптація. Структурну схему адаптивних систем представляють у вигляді рис. 1, де на відміну від звичайних систем автоматичного управління, що містять об'єкт O і керуючий пристрій $уу$, з'являється блок визначення характеристик і налаштування «Блок 1».

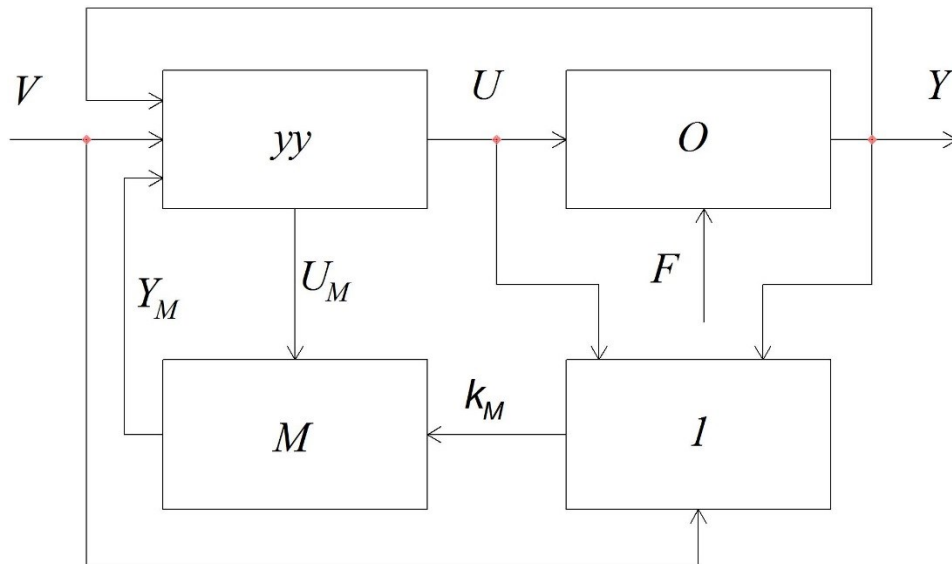


Рис. 1 Узагальнена структурна схема адаптивної системи з моделлю:
 1 – блок визначення характеристик і налаштування; U_M – керуючі збудження моделі; Y_M – вихідні збудження моделі; V – контрольовані збудження;
 Y – вихідні збудження об'єкта; U – керуючі збудження на об'єкт;
 k_M – налаштування моделі; F – неконтрольовані збудження

Крім того, на систему діють неконтрольовані збудження F .

В адаптивних системах в загальному випадку проводиться визначення наступних характеристик:

- визначення характеристик об'єктів (або замкнутої системи «об'єкт - керуючий пристрій») по змінним U , Y , які можуть відбуватися як в режимі

нормального функціонування об'єкта, тобто в робочому режимі, так і за штучними пробними сигналами.

- визначення характеристик вхідних змінних V (оцінка зовнішньої ситуації).

- визначення характеристик вихідних впливів Y .

Блок визначення характеристик і налаштування обчислює критерій якості системи і зіставляє його з необхідним або знайденим раніше, після чого видається рекомендація k на зміну параметрів керуючого пристрою, наприклад, зміна параметрів керуючого пристрою YU та інші операції.

Таким чином, пропонується при побудові алгоритмів керування, що працюють в умовах невизначеностей, побічно враховувати неконтрольовані збурення двома способами.

1. Якщо неконтрольовані збурення впливають на характер каналів об'єкта, за якими вплив враховується і передається на вихід, то їх вплив враховується у зміні коефіцієнтів алгоритму при його підстроїці;

2. Якщо неконтрольовані збурення адитивно впливають на вихідні величини, то їх вплив враховується введенням в вихідну величину алгоритму управління y_k^M поправки Δy_k :

$$y_k^M + \Delta y_k = y_k ; k=1, \dots, q, \quad (1)$$

де y_k - k -е вихідне збурення об'єкта.

Другий спосіб можна назвати адитивною корекцією моделі. На практиці, коли вплив неконтрольованих в алгоритмі управління вхідних збурень на вихідні невідомий, корисно застосовувати обидва способи. При цьому алгоритм може бути вельми спрощеним, оскільки вплив багатьох збурень на стан об'єкта враховується в алгоритмі управління його підстроюванням і адитивною корекцією.

Двошкальна система управління об'єктами з недоступним для оперативної зміни виходом. До таких об'єктів можна віднести процеси, вихідні параметри яких контролюються за допомогою приладів, що видають інформацію лише в дискретні моменти часу і з великою затримкою. У таких системах модель об'єкта будується на основі апріорної інформації і періодично підлаштовується до умов, що змінюються. На такій моделі за рахунок прогнозування можна знаходити оптимальне управління з подальшою його реалізацією на об'єкті.

На рис. 2 наведено приклад двошкальної системи, де функція управління об'єктом віднесена до «швидкої» частини системи, яка включає в себе моделі управління та керуючого пристрою, що працюють в режимі періодичного вирішення завдання управління у збільшеному масштабі

часу. Знайдений з урахуванням майбутньої поведінки об'єкта закон поточного управління, найкращий в заданому сенсі, передається в блок виведення даних для реалізації на об'єкті. Такі системи здатні працювати зі свідомо неточними моделями об'єктів, що дозволяє, зокрема застосовувати модель не вище другого порядку для об'єктів високого порядку і вести розгляд процесу управління на фазовій площині.

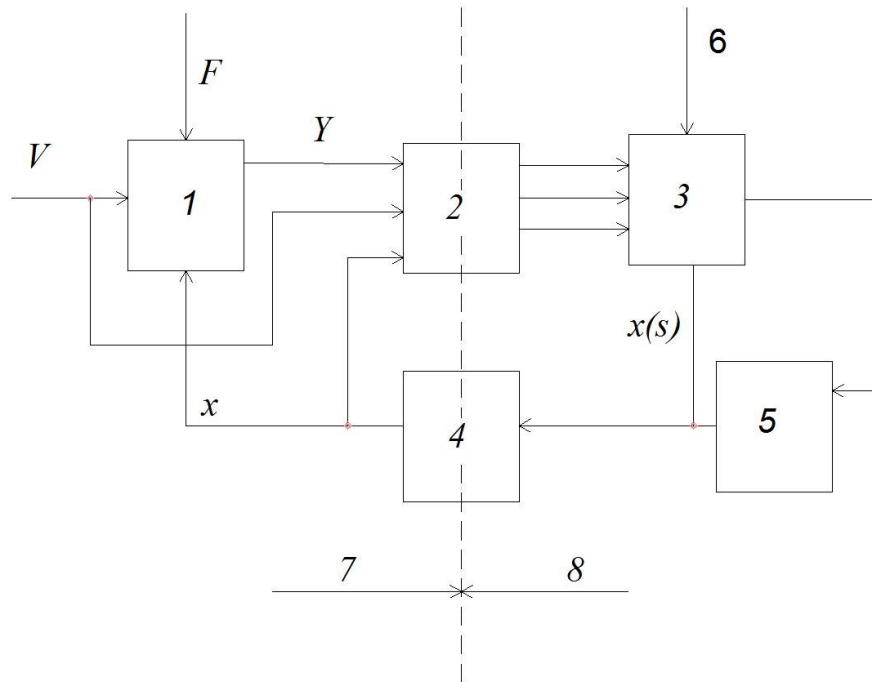


Рис. 2 Структурна схема двошкальної системи управління:
 1 – об'єкт; 2 – ввід даних; 3 – швидка модель; 4 – вивід даних;
 5 – YY ; 6 – підстройка моделі; 7 – реальний час; 8 – прискорений час;
 s - масштаб часу

В іншій роботі [5] Ротач В.Я. зазначає, що в лінійній стохастичній системі, недетермінізм якої обумовлений дією випадкових неконтрольованих збурень, ефект впливу цих збурень на вихідний вплив може бути врахований у вигляді адитивної випадкової перешкоди $v(t)$, накладеної безпосередньо на детерміновану складову вихідної дії $Y_x(t)$, таким чином вихідний вплив такої системи може бути представлений як

$$Y(t) = Y_x(t) + v(t). \quad (2)$$

Випадковий характер перетворення об'єктами вхідних збурень обумовлений двома причинами:

1) непередбаченою поступовою зміною їх параметрів внаслідок, наприклад, старіння матеріалів, забруднення поверхні нагрівання теплообмінників і т.п.;

2) дією неконтрольованих випадкових збурень.

Нелінійні залежності промислових об'єктів зазвичай допускають лінеаризацію за методом малих відхилень. Тому вихідний вплив при невеликих рівнях неконтрольованих збурень може бути представлено наступним чином

$$Y(t) = \varphi_U \cdot U(t) + \sum_{k=1}^n \varphi_W \cdot W(t) + N(t) \quad (3)$$

де $Y(t)$, $U(t)$, $W(t)$, $N(t)$ – вихідне, керуюче, контрольоване і неконтрольоване збурення відповідно;

n – кількість контрольованих збурень;

φ_U, φ_W – оператори об'єкта по каналах керуючого збурення і контрольованих збурень.

Цей вираз може бути представлено в наступному вигляді

$$Y(t) = \varphi_U \cdot U(t) + v(t), \quad (4)$$

де

$$v(t) = \sum_{k=1}^n \varphi_W \cdot W(t) + N(t) \quad (5)$$

є еквівалентне або наведене збурення, наведене до виходу об'єкта, що визначає дію на вихідний вплив всіх контрольованих і неконтрольованих збурень.

Виділяються дві «чисті» стратегії поведінки: перша пов'язана з належним формуванням вхідного сигналу з наявних сигналів таким чином, щоб його подальше перетворення оператором об'єкта призвело б до необхідного результату; друга – зі зміною оператора вхід-вихідної відповідності за допомогою зворотного зв'язку.

При розробці узагальненої системи управління з урахуванням міжциклових залежностей за основу була взята схема системи управління, представлена на рис. 3.

У представленій схемі дійсний (D) об'єкт управління характеризується векторами зовнішніх, керуючих, вихідних збурень і станів об'єкта W^D , U^D , Y^D , S , а також перетворюючим оператором Φ^D . Вхідні в приоб'єктну систему вимірювальні, допоміжні (в тому числі перерахункові моделі) і

виконавчі перетворювачі виконують роль стикувальних, сполучаючих і перехідних ланок при наявності різноманітних джерел невизначеностей N^D . В силу останньої обставини вектор Z , що включає в загальному випадку реальні, модельні та реально-модельні дані, є неповною спотворюючою копією дійсного вектора Z^D . Отримання корисної інформації з Z , проводиться в системі оцінювання за допомогою фільтрів і індифікаторів з видачею оцінок \hat{Z} . По ним в наступних системах отримують, відповідно, регулюючі, задавальні й організуючі рішення \hat{U} , Z^* і O^* , що служать для досягнення загальносистемних цілей при обмежених ресурсах.

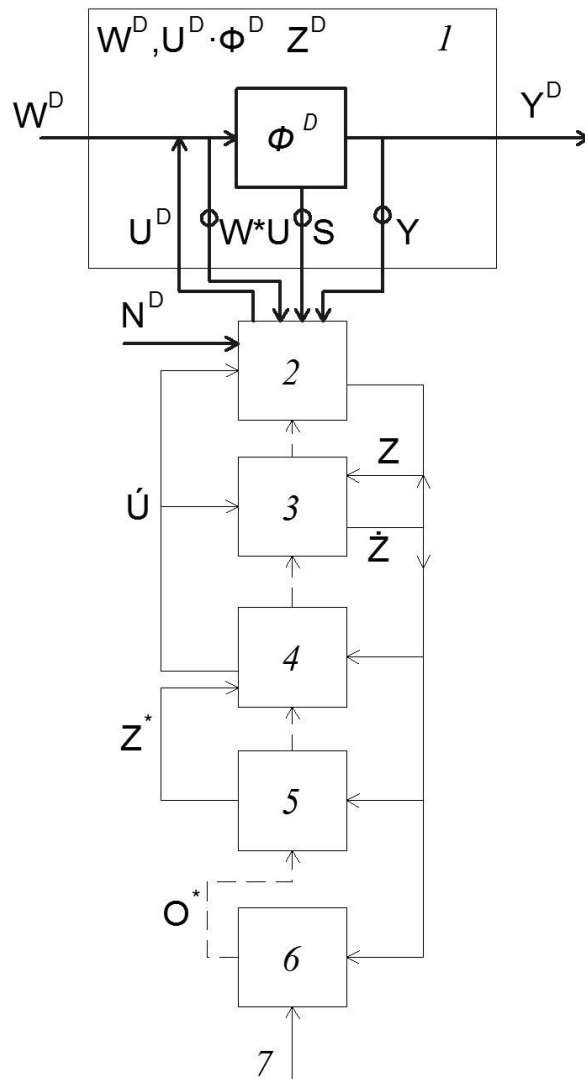


Рис. 3 Схема системи управління:

1 – об’єкт керування; 2 – приоб’єктна система перетворення; 3 – система оцінки; 4 – регулююча система; 5 – система, що задає; 6 – організуюча система; 7 – обмеження

Перетворюємо дану схему системи управління з урахуванням таких припущень. При управлінні циклічними процесами в якості об'єкта управління необхідно брати не тільки сам цикл, а й враховувати передісторію функціонування об'єкта, іншими словами міжциклових залежностей. Але цього теж не достатньо, тому що бувають такі властивості міжциклових залежностей при яких необхідної якості керування не досягнеш. Значить, постає питання про управління цими міжцикловими залежностями, тобто властивостями збурень, звідси об'єкт управління розширюється. Блоки оцінки, регулювання і задавальна системи зведені в один блок управляючих впливів і виділені блоки, які представляють інтерес з точки зору управління міжцикловими залежностями.

Сформована узагальнена структура системи управління, представлена на рис. 4.

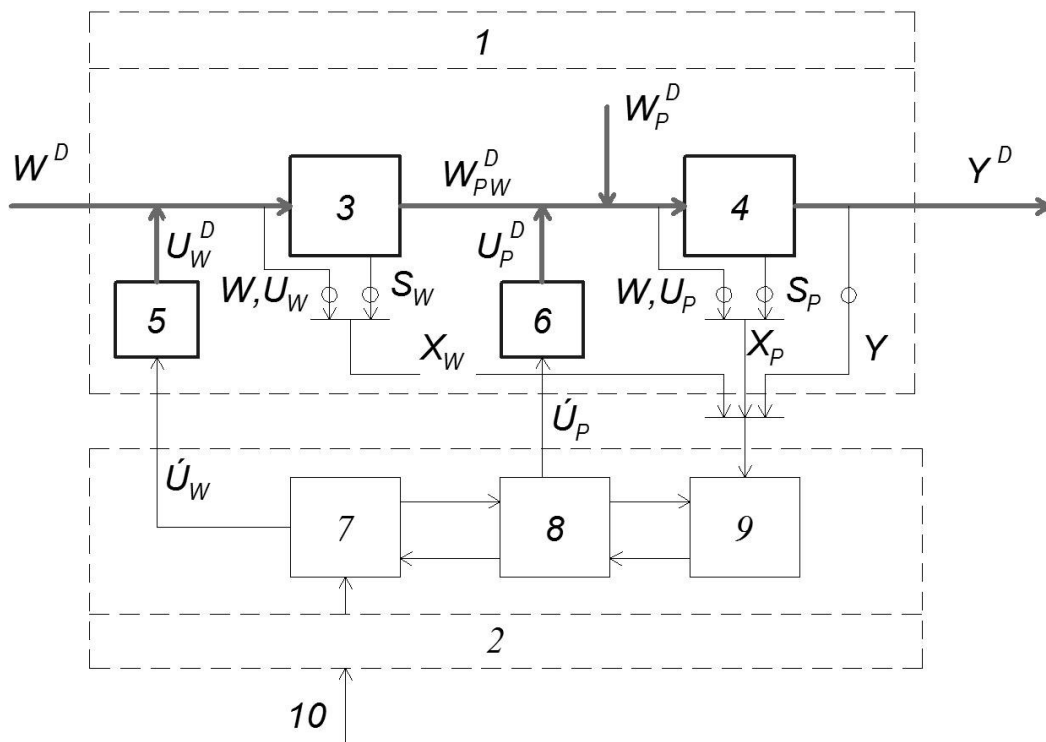


Рис. 4 Узагальнена схема системи управління циклічним процесом:

- 1 – розширений об'єкт керування; 2 – керуюча підсистема;
- 3 – перетворюючий механізм зовнішніх збурень; 4 – перетворюючий механізм циклічних збурень; 5, 6 – виконавчі блоки; 7 – отримання керуючих впливів на перетворюючий механізм зовнішніх збурень;
- 8 – отримання керуючих впливів на механізму циклічних збурень;
- 9 – оцінка стану механізму циклічних збурень і міжциклічних залежностей; 10 – обмеження

На схемі прийняті позначення: X – векторне збурення, що включає W , U , S ; індекси: " D " зверху – дійсні значення впливів; " W " знизу – приналежність до перетворюючого механізму зовнішніх впливів; " P " знизу – приналежність до перетворюючого механізму циклічного процесу; " \cdot " зверху – завдання; 5, 6 – виконавчі блоки; товстими лініями позначені реальні блоки, матеріальні та енергетичні збурення; тонкою лінією позначені розрахункові блоки та інформаційні збурення; лінія з кругом – вимірювальні блоки.

Перша частина об'єкта управління – перетворюючий механізм циклічного збурення, на який діє керуючий вплив U_P^D , також на нього приходять частина перетворених збурень W_{PW}^D і частина не перетворених W_P^D .

Друга частина об'єкта управління – перетворюючий механізм зовнішніх збурень; на нього діє зовнішні W^D і дійсні управляючі збурення U_W^D .

Особливістю цієї схеми є спільне отримання управляючих впливів безпосередньо на перетворюючий механізм циклічного процесу і на перетворюючий механізм зовнішніх збурень, що змінюють їх властивості в бажаному напрямку. Керуючі впливи U_W і U_P можуть бути координатними, операторними (параметричними) і структурними. До числа останніх належать і технологічні заходи для підвищення ефективності систем управління.

Для опису зовнішніх впливів введено поняття "міжциклові залежності" як реально притаманні для циклових процесів властивості, що характеризують розвиток системи від циклу до циклу.

Загальна постановка задачі управління циклічними процесами сформульована в наступному вигляді.

Модель розширеного об'єкта управління

$$Y = \Phi_P[U_P; W_P; W_{PW}; i]; \quad (6)$$

$$W_{PW} = \Phi_W[U_W; W; i] \quad (7)$$

де Φ_P , Φ_W – оператори перетворюючих механізмів; i – дискретний або безперервний час.

Міжциклові залежності, що відображають властивості неконтрольованих внутрішніх і зовнішніх збурень

$$M_Z = \Phi_{MZ}[W_{PW}; W_P; U_{PW}; U_P; Y; i] \quad (8)$$

де Φ_{MZ} – оператор формування міжциклових залежностей.

Показник ефективності функціонування системи управління

$$Q = F[U_W; P_W; Y; Y^*; i] \quad (9)$$

де Y^* – задані значення Y і обмеження на координати процесів і ресурсні складові.

Практичне рішення здійснюється через декомпозицію задачі на формування U_W для отримання бажаних міжциклових залежностей і отримання U_P з використанням отриманих властивостей W_{PW} .

Методика побудови міжциклових залежностей включає наступні основні операції.

1. Запізнення (ретроспективне) відновлення ідеальних управляючих збурень U^B шляхом розрахункового коригування фактичних реалізованих управляючих збурень з умов досягнення заданих значень вихідних цільових змінних

$$U_P^B(i-1) = U_P(i-1) + \Delta u_P(i) \quad (10)$$

$$\Delta u_P(i) = \varphi_{PU}^{-1} \cdot [Y(i) - Y^*(i)] \quad (11)$$

де φ_{PU} – оператор перерахунку приросту управляючих збурень U_P на приріст вихідних збурень Y . Оператор $\varphi_{PU}[*]$ описує поведінку механізму циклічних збурень і може бути отриманий з оператора $\Phi_P[*]$ виразу (6), або, за відсутності останнього, методами ідентифікації об'єктів в системах управління.

2. Оцінювання приведенного збурення $u_P^{PP}(i-1)$ шляхом виключення з $U_P^B(i-1)$ ефектів збільшення контрольованих зовнішніх збурень W_{PW} і W_P відносно їх базових рівнів і базових рівнів збурень $U_P^B(i-1)$

$$u_P^{PP}(i-1) = U_P^B(i-1) - f_{PW}[(W_{PW}(i-1) - W_{PW}^B(i-1)); (W_P(i-1) - W_P^B(i-1))] - U_P^B(i-1) \quad (12)$$

де $f_{PW}[*]$ – оператор перерахунку приросту контрольованих зовнішніх збурень і циклічних збурень на збільшення керуючих збурень U_P .

Значення W_{PW}^B , W_P^B визначаються виділенням повільно-змінювальних складових W_{PW} і W_P за допомогою, наприклад, релейно-експоненціального

згладжування із завданням нових початкових умов при істотних змінах в протіканні технологічного процесу. Для багатовимірного ряду даних X_l згладжуючий і екстраполюючий фільтр можна представити в наступному вигляді [7]

$$X_l^{\partial}(i+\tau) = \tilde{X}_l(i-1) + \alpha_v V_{l,n}(i-1); l=1, l \quad (13)$$

$$\tilde{X}_l(i-1) = \tilde{X}_l(i-2) + \alpha_l(i) \begin{cases} [X_l(i-1) - X_l(i-2)], \text{ при } [*] \leq \beta_l(i) \\ \beta_l(i) \text{sign}[X_l(i-1) - X_l(i-2)] \text{ при } [*] \geq \beta_l(i) \end{cases} \quad (14)$$

$$\alpha_l(i) = \alpha_l^* [1 + k_1 \Delta Z_{l,1}(i) + k_2 \Delta Z_{l,2}(i) + k_3 \Delta Z_{l,3}(i)] \quad (15)$$

$$\beta_l(i) = \beta_l^* [1 + k_1 \Delta Z_{l,1}(i) + k_2 \Delta Z_{l,2}(i) + k_3 \Delta Z_{l,3}(i)] \quad (16)$$

$$\Delta Z_{l,1}(i) = Z_{l,1}(i) - Z_1^*; \Delta Z_{l,2}(i) = Z_{l,2}(i) - Z_2^*; \Delta Z_{l,3}(i) = Z_{l,3}(i) - Z_3^*; \quad (17)$$

$$\Delta Z_{l,1}(i) = Z_{l,1}(i-1) + k_4 \{ \text{sign}[X_l(i-1) - X_l(i-2)] \times \text{sign}[X_l(i-2) - X_l(i-3)] - Z_{l,1}(i-1) \} \quad (18)$$

$$\Delta Z_{l,2}(i) = Z_{l,2}(i-1) + k_4 \{ \text{sign}[X_l(i-1) - X_l(i-2)] \times \text{sign}[X_l(i-2) - X_l(i-3)] - Z_{l,1}(i-1) \} \quad (19)$$

$$\Delta Z_{l,3}(i) = Z_{l,3}(i-1) + k_4 \left\{ \frac{1}{l-1} \sum_{\substack{m=1 \\ m \neq l}}^l \text{sign}[\tilde{X}_l(i-2) - \tilde{X}_l(i-3)] \times \text{sign}[\tilde{X}_m(i-1) - \tilde{X}_m(i-2)] \times \text{sign}[\tilde{X}_m(i-2) - \tilde{X}_m(i-3)] - Z_{l,3}(i-1) \right\} \quad (20)$$

$$V_l(i-1) = \frac{\tilde{X}_l(i-1) - \tilde{X}_l(i-\tau)}{\tau} \quad (21)$$

де $\alpha_v, \alpha^*, \beta^*, k_1 \div k_4$ – настроювальні коефіцієнти;
 $Z_1^* = 0, Z_2^* = 1, Z_3^* = 1$ – задані значення відповідних показників;
 $Z_{l,1}, Z_{l,2}, Z_{l,3}$ – показники властивостей неув'язок $[X_l(i-1) - X_l(i-2)]$,
 "плавність" оцінок згладженого сигналу і взаємозв'язку змінних;
 τ – інтервал екстраполяції;

\tilde{X}_l – згладжені оцінки даних;

X_l^{ϑ} – екстрапольовані значення даних;

l – число згладжуваних і екстрапольованих часових послідовностей.

Поточні значення коефіцієнтів $\alpha(i)$ і $\beta(i)$ в момент суттєвих змін у протіканні технологічних процесів замінюються на базові значення α^* і β^* .

Значення U_p^B розраховуються або за алгоритмами, побудованими на основі фізико-хімічних уявлень про механізм циклічних збурень, наприклад, балансових моделей, або погодженим з W_{PW}^B і W_P^B виділенням повільно-змінювальної складової U_p^B .

3. Розчленування часових рядів u_p^{PP} на три складові (підстроюваний індекс "Р" для спрощення запису прибораний)

– повільно-мінливий u^M , що характеризує міжциклові залежності, визначається за допомогою, наприклад, релейно-експоненціального згладжування першого порядку. Повільно-мінлива складова описує структуру зміни міжциклових залежностей притаманну даному класу циклічних об'єктів, наприклад, для киснево-конвертерного процесу це досить повільна швидкість зміни товщини футерівки конвертера, а релейно-експоненціальне згладжування першого порядку, є окремим випадком виразу (14).

Оцінка початкових умов може визначатися медіанним осередненням попередніх M даних за алгоритмом

$$\tilde{X}(0) = \text{med}\{X(-M+1), x(-M), \dots, X(0)\} \quad (22)$$

де M – число усереднених даних, необхідне для завдання початкових умов.

– аномальну складову u^A , обумовлену значними порушеннями технологічного режиму, непередбачуваністю відбору проб і т.д., за виразом

$$\begin{aligned} u^{PP}(i-1) - u^M(i-1) - \beta \text{sign}[u^{PP}(i-1) - u^M(i-1)] \text{ при } [*] \geq \beta \\ u^A(i-1) = 0 \quad \text{при } [*] \leq \beta \end{aligned} \quad (23)$$

де β – настроювальний коефіцієнт;

– швидкоплинну складову u^{BM} , яка відображатиме зміни u_p^{PP} головним чином на одному циклі механізму циклічних збурень,

$$u^{BM}(i-1) = u^{PP}(i-1) - u^M(i-1) - u^A(i-1) \quad (24)$$

4. Побудова міжциклових залежності у вигляді автокореляційної функції часової послідовності u^{mp} ; аргументом цієї функції служить зсув по циклам циклічних збурень.

Автокореляційну функцію часової послідовності можна визначати за експериментально отриманою реалізацією цієї послідовності за виразом

$$R_x(h) = \frac{1}{N-k} \cdot \sum_{i=1}^{N-k} x(i)x(i+k) \quad (25)$$

де h – зсув.

Можливо застосовувати і рекурентно-різницеві залежності типу

$$R_x(h) = R_x(h-1) + \alpha \cdot [x(i) \cdot x(i+h) - R(h-1)] \quad (26)$$

де α – настроювальний коефіцієнт, що визначає інтервал розрахунку коефіцієнтів автокореляції.

Висновки

Розроблена узагальнена схема системи управління циклічним процесом. Дана схема дозволяє підвищити точність керування процесами, що протікають в кисневому конверторі за рахунок зменшення похибок неконтрольованих збурень, які мають циклічний характер.

Література

1. Емельянов С. В. Новые типы обратной связи: управление по неопределенности / С. В. Емельянов, С. К. Коровин – М.: Наука, 1997. – 352 с.
2. Ротач В. Я. Расчет динамики промышленных автоматических систем регулирования / В. Я. Ротач – М.: Энергия, 1973. – 440 с.
3. Барковский В. В. Методы синтеза систем управления / В. В. Барковский, В. Н. Захаров, А. С. Шаталов - М.: Машиностроение, 1969. – 385 с.
4. Ли Р. Оптимальные оценки, определение характеристик и управление / Р. Ли. - М.: Мир, 1966. – 176 с.
5. Александровский Н. М. Адаптивные системы автоматического управления технологическими процессами / Н. М. Александровский, С. В. Егоров, Р. Е. Кузин - М.: Энергия, 1973. – 272 с.
6. Математическая модель АСУ конвертерной плавкой / В.С.Богушевский, Ю. В. Оробцев, Н. А. Рюмшин, Н. А. Сорокин. – К.: НПК «Киевский институт автоматики», 1996. – 212 с.
7. Мышляев Л. П. Прогнозирование в системах управления / Л. П. Мышляев, В. Ф. Евтушенко – Новокузнецк: СибГИУ, 2003. – 348 с.
8. Бойченко Б. М., Охотський В. Б., Харлашин П. С.: Підручник / Конвертерне виробництво сталі (теорія, технологія, якість сталі, конструкція агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія). – Дніпропетровськ: РВА „Дніпро-ВАЛ”, 2004. – 454 с.

УДК 669.18: 621.746

ОСОБЕННОСТИ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ ЧУГУННЫХ ИЗЛОЖНИЦ В УСЛОВИЯХ ЭКСПЛУАТАЦИИ

Л. А. Соколовская

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Проаналізовано зміну температур і напружень в чавунній виливниці в різні періоди її теплової роботи при відливанні зливків

Выполнен анализ изменения температур и напряжений в чугуновой изложнице в разные периоды ее тепловой работы при отливке слитков

It is executed analysis of change of temperatures and strains in pig iron mould at different periods her of heat work by cast ingots

При отливке прокатных и кузнечных слитков необходимо изучать температурные условия тепловой работы чугуновых изложниц с целью повышения их термостойкости и уменьшения расхода чугуна за счет обоснованного уменьшения толщины стенок сталеразливочных изложниц.

В период заполнения изложницы жидкой сталью температура ее внутренней поверхности быстро повышается до (600 – 800) °С [1]. При отливке слитка от заливки чугуновой изложницы расплавом до момента стрипперования слитка (извлечение слитка из изложницы) происходит нагрев рабочих слоев стенок изложницы у ее внутренней поверхности тепловым потоком от затвердевающего слитка.

Наружные слои стенки изложницы одновременно нагреваются тепловым потоком со стороны слитка и охлаждаются окружающей средой. Поэтому по толщине стенок чугуновой изложницы возникают [2,3] температурные напряжения разного знака (сжимающие напряжения на внутренней поверхности изложницы и растягивающие напряжения на ее наружной поверхности).

В случае, когда температурные напряжения в изложнице больше чем предел текучести ее материала, может произойти коробление стенок изложницы. Это будет способствовать приварке затвердевающего слитка к внутренней поверхности изложницы, что затрудняет извлечение слитка из изложницы при стрипперовании для последующего его нагрева под прокатку или ковку. После стрипперования слитка нагретая до высокой температуры внутренняя поверхность изложницы охлаждается на воздухе.

Тепловой поток в рабочих слоях изложницы без слитка изменяет направление на противоположное (от внутренней поверхности изложницы в окружающую среду). Поэтому в рабочих слоях изложницы происходит смена знака температурных напряжений (на ее внутренней поверхности вместо напряжений сжатия будут возникать напряжения расширения). На наружной поверхности изложницы направление теплового потока не изменяется и поэтому в приповерхностном слое изложницы сохраняются температурные напряжения расширения. Причем, температура внутренней поверхности изложницы остается значительно выше температуры ее наружной поверхности. Поэтому после стрипперования внутренняя поверхность изложницы без слитка теряет в окружающую среду большее количество теплоты, чем ее наружная поверхность, что способствует выравниванию температуры по толщине стенки изложницы.

При дальнейшем пребывании изложницы на воздухе она остывает до температуры окружающей среды и в изложницу можно снова заливать жидкую сталь, чтобы получить в ней следующий слиток. Это опять приведет к нагреву рабочих слоев изложницы до высоких температур. Такие теплосмены приводят к термоциклированию [2,3] изложниц с последовательным изменением температурных напряжений на их рабочей поверхности по схеме “напряжения сжатия – напряжения расширения – напряжения сжатия”, что приводит к возникновению трещин разгара в рабочих слоях чугуновой изложницы.

Температура изложницы изменяется в период ее нагрева в процессе отливки слитка и в период ее остывания на воздухе после стрипперования. В стенках изложницы кроме температурных напряжений возникают [2] структурные напряжения. При изменении неравномерного температурного поля чугуновой изложницы в разные периоды ее тепловой работы структурные напряжения образуются в соответствии с фазовыми превращениями [4] согласно диаграмме состояния Fe – Fe₃C.

Таким образом, особенности изменения температурных полей [5] и напряжений в чугунных изложницах в условиях их тепловой работы следует учитывать при выборе толщины стенок термостойких изложниц.

Литература

1. Ефимов В. А. Разливка и кристаллизация стали. – М.: Металлургия, 1976. – 539 с.
2. Скребцов А. М., Большаков Л. А., Чоповский А. Г. Снижение расхода изложниц на металлургических предприятиях. – К.: Вища школа, 1987. – 92 с.
3. Абрамов В. В., Курганов В. А. Термоуравновешенная металлургическая изложница. – М.: Металлургия, 1988. – 144 с.
4. Гуляев А. П. Металловедение. – М.: Металлургия, 1978. – 648 с.

5. Соколовская Л. А., Мамишев В. А. О математическом моделировании задач с фазовыми переходами в металлургии и литейном производстве // Процессы литья. – 2009. – № 2. – С. 24 – 29.

УДК 621.762

ПОЛУЧЕНИЕ РАСХОДУЕМЫХ ЭЛЕКТРОДОВ ДЛЯ ПЛАВКИ ТУГОПЛАВКИХ СОЕДИНЕНИЙ В ДУГОВОЙ ПЕЧИ

А. Н. Степанчук, Л. О. Бирюкович, Л. А. Шум

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Метою роботи було дослідити вплив методу отримання витратних електродів з деяких твердих тугоплавких карбідів перехідних металів циліндричної форми зі співвідношенням довжини до діаметру 5–10 на їх щільність і її розподіл по довжині електроду. Також передбачалось дослідити вплив методу та режимів отримання електродів на їх термостійкість.

Досліджувались умови отримання електродів гарячим пресуванням, мундштучним пресуванням, пресуванням заготовок в розбірній прес-формі з наступним спіканням. Вивчався вплив методу і режимів отримання електродів на їх щільність, її розподіл по довжині, термостійкість. Встановлені оптимальні умови отримання електродів, які забезпечують найбільшу термостійкість (стійкість при тепловому ударі при виникненні дуги під час плавки електродів в дуговій печі). Встановлено, що найвищу термостійкість мають електроди з рівномірним розподілом щільності по довжині і пористістю 10–15%.

Найбільш придатним методами виготовлення електродів є мундштучне пресування та пресування в розбірних прес-формах з наступним спіканням

Целью работы было исследование влияния метода получения расходных электродов из некоторых твердых тугоплавких карбидов переходных металлов цилиндрической формы с отношением длины к диаметру 5–10 на их плотность и ее распределение по длине электрода. Также предполагалось исследовать влияние метода и режимов получения электродов на их термостойкость.

Исследовались условия получения электродов горячим прессованием, мундштучным прессованием, прессованием заготовок в разборной пресс-форме с последующим спеканием. Изучалось влияние метода и режимов получения электродов на их плотность, ее распределение по длине, термостойкость. Установлены оптимальные условия получения электродов, которые обеспечивают наиболее высокую термостойкость

(стойкость при тепловом ударе при возникновении дуги во время плавки электродов в дуговой печи). Установлено, что наиболее высокую термостойкость имеют электроды с равномерным распределением плотности по длине и пористостью 10–15%.

Наиболее приемлемыми методами изготовления электродов являются метод мундштучного прессования и метод прессования в разборных пресс-формах с последующим спеканием

The investigation of the influence of method for producing of the consumable electrodes from some hard refractory carbide of transition metals of cylindrical shape with a length to diameter ratio of 5-10 for their density and its distribution along the length of the electrode was the purpose of this work. It was also intended to investigate the effect of the method and conditions for manufacturing electrodes on their thermal stability.

It was investigate of the conditions for obtaining the electrodes by hot pressing, pressing mouthpiece, pressing blanks in a collapsible mold followed by sintering. It was study the effect of the method and modes of receiving electrodes on their density and its distribution along the length, temperature resistance. It was identify that highest heat resistance (resistance to thermal shock in the event of an arc during melting electrodes in an arc furnace the optimal conditions for manufacturing electrodes which provide the) had electrodes with uniform density distribution along the length and porosity of 10-15%.

The most acceptable methods electrode's fabrications are method mouthpiece's pressing, pressing in dismountable molds, followed by sintering

Введение

Литые тугоплавкие соединения в настоящее время могут быть использованы для получения износостойких материалов [1–3], абразивных и инструментальных материалов [4] с их участием. Наличие малого количества примесей и практически 100 %-ая плотность литых тугоплавких соединений позволяет использовать их как объекты для определения физических свойств данных соединений [5]. Они могут быть использованы в качестве объектов исследования свойств тугоплавких соединений. Последнее обусловлено тем, что они обладают практически 100-ой плотностью, содержат малое количество примесей [5].

Наиболее приемлемым методом получения литых тугоплавких соединений является плавка спрессованных заготовок с помощью расходуемых электродов в дуговой печи под давлением защитного или активного газа в рабочей камере для подавления испарения газообразных продуктов их диссоциации, принципиальное устройство которой приведено в работе [5]. В

связи с вышеизложенным, исследование условий получения расходуемых электродов из тугоплавких соединений является актуальной задачей.

Цель исследований

Целью исследований являлось изучение влияния метода получения расходуемых электродов цилиндрической формы с отношением длины к диаметру 5–10 на их плотность и ее распределение по длине электрода. Также предполагалось исследовать влияние метода и режимов получения электродов на их термостойкость (стойкость электродов против разрушения при нагреве их со скоростью 400–600 град/сек, при возникновении дуги во время плавки).

Результаты исследований и их обсуждение

В работе исследовались условия получения электродов из некоторых карбидов переходных металлов. Электроды изготавливались методами порошковой металлургии, такими как, прессование в разборных пресс-формах с последующим спеканием; мундштучное прессование с последующим спеканием; радиальное изостатическое прессование с последующим спеканием; горячее прессование. Во всех случаях в качестве исходных материалов использовались порошки карбидов полученные синтезом из элементов, составы которых приведены в таблице 1.

Таблица 1 Условия получения и состав исходных порошков карбидов

Карбид	Температура, °С	Длительность выдержки, мин.	Содержание, %		
			Me	C _{общ.}	C _{своб.}
TiC	1900	100–120	79,0	20,1	0,21
ZrC	1900	90–100	88,4	11,0	0,16
NbC	1750	90–100	88,3	11,1	0,14
Cr ₃ C ₂	1600	80–90	86,1	12,64	0,14
Mo ₂ C	1500	80–90	94,3	5,36	0,12
WC	1550	80–90	93,7	6,08	0,08

В большинстве случаев, как для плавки металлов, так и тугоплавких соединений, требования, предъявляемые к расходуемым электродам следующие:

- а) достаточная механическая прочность и термическая стойкость;
- б) высокая электропроводность;
- в) в случае получения чистых плавленных материалов содержание минимального количества примесей;
- г) равномерная плотность по длине.

Так как карбиды переходных металлов имеют высокую температуру плавления, то для их расплавления в дуге необходимы большие токи. Увеличение тока при постоянном режиме генератора можно достичь увеличением электропроводности расходуемых электродов или увеличением их диаметра.

Электропроводность материала можно увеличить, уменьшая его пористость. Отсюда следует, что метод изготовления расходуемых электродов должен обеспечивать достаточную их плотность.

Геометрические размеры электродов лимитируются следующими условиями: с увеличением диаметра увеличивается электропроводность, а увеличение длины способствует увеличению общего сопротивления, что приводит к перепаду температур по длине электрода во время зажигания дуги, в результате чего, возможно, его разрушение.

Ниже изложены результаты исследования условий получения расходуемых электродов методами порошковой металлургии, которые могут применяться для получения длинномерных изделий.

Горячее прессование

Метод горячего прессования позволяет совместить процесс прессования и спекания изделий при температурах 0,5 – 0,8 от температуры плавления материала [6]. Процесс спекания методом горячего прессования происходит гораздо интенсивнее, так как в отличие от обычного спекания к действию капиллярного давления прибавляется действие внешней нагрузки.

Метод спекания горячим прессованием обычно применяют для изготовления изделий из материалов, которые трудно поддаются холодному прессованию (бориды, силициды, карбиды). Кроме того, как отмечается в работе [7], горячее прессование имеет важные преимущества, так как за счет ликвидации одной операции (спекания) сокращается количество необходимого оборудования, процесс менее чувствителен к свойствам порошков, часто можно получить изделия с лучшими свойствами, чем это дает прессование в металлических пресс-формах с последующим спеканием.

В работе была поставлена задача – провести исследования условий получения расходуемых электродов из карбидов титана, циркония, ниобия и вольфрама для плавки их в дуговой печи с целью получения сравнительно одинаковой плотности по длине и определения оптимальных размеров.

В качестве исходных были использованы порошки карбидов, характеристики которых приведены в таблице 1. Спекание горячим прессованием производилось на лабораторной установке с рычажно-

механическим нагружением. Принцип действия и конструкция установки подробно описаны в работе [8]. Использовались графитовые пресс-формы наружным диаметром 30 мм, внутренним от 10 до 18 мм и длиной до 140 мм. Предварительно внутренние стенки пресс-формы обмазывались нитридом бора во избежание припекания карбида к стенкам пресс-формы и взаимодействия с графитом пресс-формы. Порошок карбида засыпался в пресс-форму и уплотнялся виброуплотнением. После этого пресс-форма помещалась между токоподводами пресса, где и производился ее нагрев с одновременным нагружением пуансона. Получение электродов длиной 70 – 80 мм производилось при условиях, приведенных в таблице 2.

Таблица 2 Режим горячего прессования расходуемых электродов

Карбид	Диаметр электрода, мм	Температура спекания, °C	Давление прессования, МПа	Время спекания, мин.	Средняя пористость, %
TiC	12	2500	3,2	10	15,2
			6,4		12,4
			10,6		10,4
	14	2500	3,2	10	15,2
			6,4		12,4
			10,6		10,4
	16	2500	3,2	10	10,6
			6,4		9,0
ZrC	12	2500	10,6	10	6,3
			3,2		7,4
			6,4		7,7
			10,6		4,2
	14	2500	3,2	10	16,6
			6,4		16,4
			10,6		15,3
			3,2		10,4
	16	2500	6,4	10	10,0
			10,6		11,9
			3,2		10,6
			6,4		10,4
	18	2500	10,6	10	9,9
			3,2		8,6
			6,4		9,0
			10,6		7,4

Продолжение таблицы 2

Карбид	Диаметр электрода, мм	Температура спекания, °С	Давление прессования, МПа	Время спекания, мин.	Средняя пористость, %
NbC	12	2600	3,2	12	26,5
			6,4		20,4
			10,6		18,7
	14	2600	3,2	12	26,4
			6,4		24,3
			10,6		24,2
WC	12	2300	3,2	10	24,1
			6,4		18,6
			10,6		19,0
	14	2300	3,2	10	12,3
			6,4		10,1
			10,6		11,0
	15	2300	3,2	10	9,0
			6,4		9,1
			10,6		8,4
	18	2300	3,2	10	9,4
			6,4		9,1
			10,6		8,4

Измерялась средняя плотность полученных электродов и ее распределение по длине. Как видно из полученных данных (табл. 2), электроды из всех карбидов имеют приблизительно одинаковую среднюю пористость, а распределение ее по длине зависит от диаметра электрода и режимов прессования (рис. 1-3), в особенности от приложенного давления. Наиболее неравномерно распределена пористость у электродов диаметром 12 мм, спрессованных при нагрузке 10,6 МПа. Это, вероятно, можно объяснить следующим. В связи с характером распределения приложенного давления по высоте и сечению изделия [6], при горячем прессовании электродов малого диаметра за счет внутреннего трения и трения о стенки пресс-формы на нижние слои внешнее давление оказывает незначительное влияние. В результате этого спекание части электрода, противоположной от места приложения нагрузки, происходит только за счет сил поверхностного натяжения и в результате этого пористость

оказывается повышенной. Кроме того, происходит уменьшение диаметра электрода по мере удаления от места приложения нагрузки, так как внешнего давления оказывается недостаточно для преодоления сил поверхностного натяжения, препятствующих заполнению пресс-формы спекаемым карбидом под действием внешних сил. Увеличение диаметра пресс-формы (электрода) при постоянном внешнем давлении, приводит к более равномерному распределению плотности по высоте.

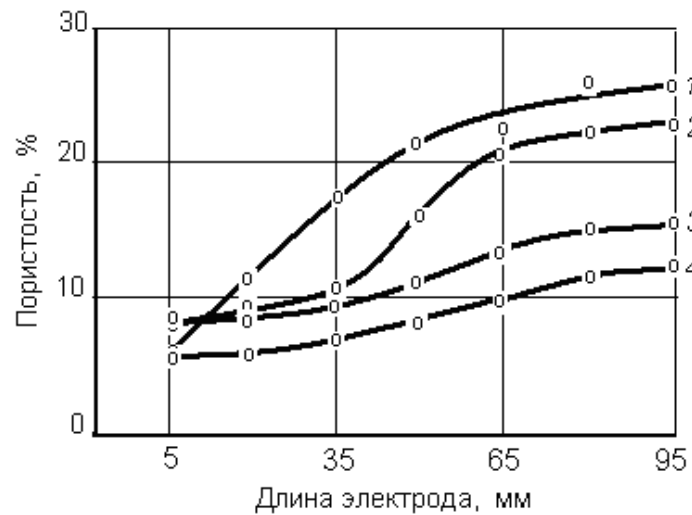


Рис. 1 Зависимость пористости от длины электродов различного диаметра (мм) из карбида титана при давлениях горячего прессования $P = 3,2$ МПа: 1 – 12; 2 – 14; 3 – 16; 4 – 18

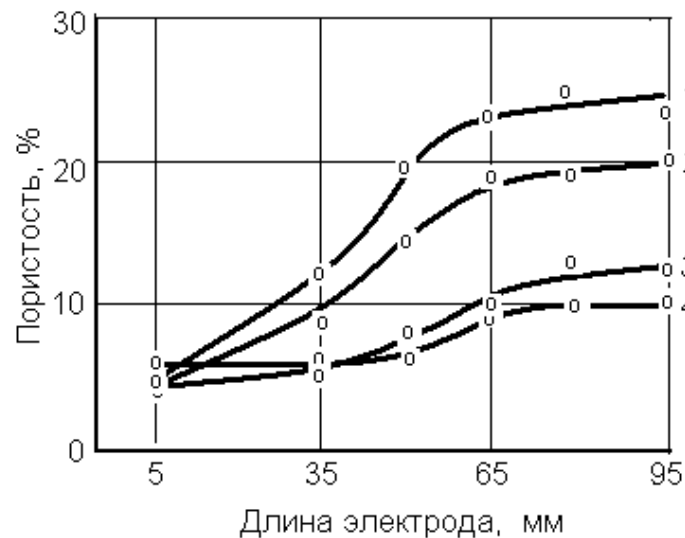


Рис. 2 Зависимость пористости от длины электродов различного диаметра (мм) из карбида титана при давлениях горячего прессования $P = 6,5$ МПа: 1 – 12; 2 – 14; 3 – 16; 4 – 18

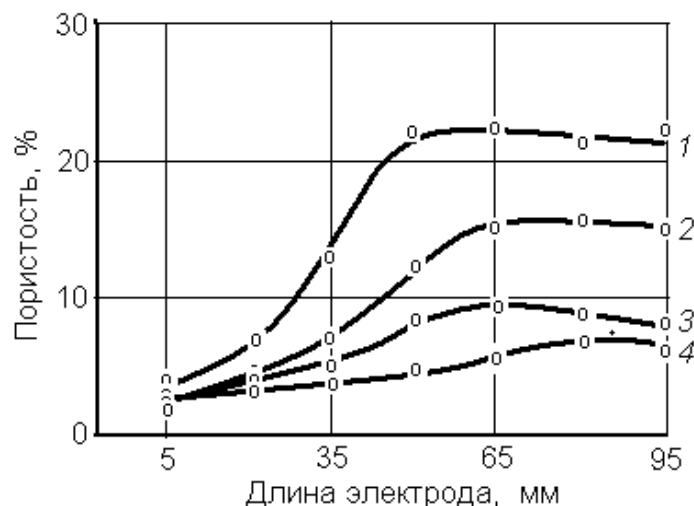


Рис. 3 Залежність пористості від довжини електродів різного діаметра (мм) із карбіда титана при тиску гарячого пресування $P = 10,6$ МПа:
1 – 12; 2 – 14; 3 – 16; 4 – 18

Увеличение приложенного давления, при постоянном диаметре, приводит к увеличению бокового давления и, соответственно, трения о стенки пресс-формы. В связи с этим, вероятно, происходит своеобразное “заклинивание” верхнего слоя прессуемого электрода и затрудняется передача давления на нижележащие слои. Результатом этого является также неравномерное распределение плотности по длине электрода.

Как показывают результаты плавок электродов, изготовленных по различным режимам горячего прессования, наиболее устойчивыми против термического удара, возникающего в момент загорания дуги, являются электроды диаметром 18 мм ($H/D \approx 4$) спеченные при соответствующих температурах и выдержках для разных карбидов при давлениях 6,4–10,6 МПа. Это вероятно можно объяснить тем, что такие электроды имеют наиболее равномерное распределение плотности по длине и в связи с этим наименьший перепад температур по длине в первый период плавки.

Мундштучное прессование

По сравнению с другими методами прессования заготовок метод мундштучного прессования с последующим спеканием является наиболее перспективным для изготовления цилиндрических изделий с большим отношением высоты к диаметру. Наиболее характерными преимуществами этого метода является большая производительность, относительная простота и обеспечение необходимого качества заготовок в отношении равномерного распределения плотности по длине и объему изделия.

Теоретические основы и методы мундштучного прессования подробно рассмотрены в работах [8, 9]. В связи с этим, в настоящей работе

не предусматривалось полное исследование процесса мундштучного прессования, а только некоторое уточнение известных уже режимов и, главным образом, получение методом мундштучного прессования расходоуемых электродов из тугоплавких карбидов для плавки в дуговой печи, а также сравнение их свойств со свойствами электродов полученных другими методами.

Как известно [7], порошки карбидов переходных металлов обладают плохой прессуемостью, в связи с чем для их прессования необходимы пластификаторы. От вида пластификатора зависит качество заготовок, изготовленных методом мундштучного прессования. В общем случае пластификатор должен обладать следующими свойствами [7, 9]:

- а) придавать смеси жесткость достаточную для манипулирования;
- б) обеспечивать возможность помещения спрессованной заготовки в печь для спекания без предварительной отгонки пластификатора или высушивания;
- в) полностью улетучиваться при спекании, не препятствовать спеканию и не вступать во взаимодействие с основным материалом и средой печи.

Наиболее широкое применение в настоящее время, в зависимости от вида изготавливаемых изделий и используемого материала нашли пластификаторы, характеристика которых приведена в таблице 3 [9].

Таблица 3 Характеристика пластификаторов

Пластификатор	Температура воспламенения на воздухе, °С	Содержание, %		Отношение растворяемого вещества к растворителю
		Золы	Кокса	
Крахмальный клейстер	450	2,45	6,7 – 6,8	4 : 1
Раствор поливинилового спирта в воде	450	0,58	1,1 – 1,2	4 : 1
Парафин	400	0	0	–
Раствор каучука в бензине	260	0,94	1,5 – 1,6	10 : 1
Раствор парафина в бензине	260	0	0	2 : 1
Раствор парафина в бензине	400	0	0	2 : 1

В связи с тем, что внесение примесей в карбиды в настоящей работе было нежелательно, в качестве пластификатора был выбран парафин.

Для изготовления заготовок расходуемых электродов использовались порошки карбидов (табл. 1) просеянные через сито с сеткой № 016. Для приготовления пластифицированной смеси, которую используют для формования заготовок, порошки карбидов смешивали с парафином при температуре 80–90 °С до получения густой сметанообразной массы.

При этом парафин вводился в количествах, указанных в таблице 4 для выяснения оптимального содержания его в смеси, так как известно, что количество вводимого пластификатора зависит от характеристики порошков и влияет на процесс истечения при мундштучном прессовании, давление истечения, плотность заготовок (спеченных изделий).

Приготовленная таким образом смесь прессовалась односторонним прессованием в брикеты диаметром 50 и высотой 5–8 мм. Брикетирование проводилось для удаления воздуха из смеси, который может привести к возникновению в спеченных изделиях “пузырчатой” пористости, и для более равномерного распределения плотности по высоте пресс-формы при мундштучном прессовании.

Прессование проводилось в пресс-форме для мундштучного прессования [8]. Матрица пресс-формы нагревалась в печи с нихромовым нагревателем до температуры ~ 50 °С.

Основными характеристиками, которые определялись в настоящей работе при мундштучном прессовании порошков карбидов, были, давление истечения смеси и пористость полученных заготовок, значения которых приведены в таблице 4.

Было установлено, что при содержании парафина в смеси около 5-7 % (в зависимости от порошка карбида) давление истечения неустойчивое (скачкообразное движение пуансона). С увеличением содержания парафина выше указанных значений, давление истечения достигает вполне определенного значения и уменьшается при дальнейшем увеличении содержания пластификатора с одновременным ростом пористости заготовок.

Исходя из теории истечения вещества через отверстие, разработанной Н. С. Курнаковым и С. Ф. Жемчужным [8, 9], можно полагать, что смеси содержащие больше 5-7 вес. % парафина, представляют собой вязко-пластические тела Бингама-Шведова, так как истечение их происходит при вполне определенном для данной смеси давлением. При недостаточном содержании парафина смеси можно отнести к “хрупким”.

Таблица 4 Режимы прессования расходуемых электродов из порошков карбидов методом мундштучного прессования

Карбид	Количество вводимого парафина, %	Давление истечения, МПа	Пористость заготовок, %
TiC	5	215	42 – 61
	6	200	40 – 60
	6,8	190	44 – 53
	8,5	140	46
	9,2	60	66
ZrC	7,0	185	40 – 52
	7,5	150	44
	8,0	90	51
	9,0	65	60
NbC	6	198	46 – 53
	7	173	46 – 49
	8	150	51
	9	86	62
WC	6	180	45 – 49
	6,8	144	43
	7,5	114	52
	8,5	86	60
	9,0	63	66
Mo ₂ C	7,0	190	42 – 51
	8,0	140	49
	9,0	91	54
	10,0	56	62
Cr ₃ C ₂	6,0	194	40 – 44
	7,0	140	46
	8,0	91	54
	10,0	54	66

Известно [8, 9], что уплотнение в процессе мундштучного прессования карбидов, а также других тугоплавких соединений происходит не за счет пластической деформации частиц, которая не свойственна порошкам тугоплавких соединений, а вследствие особого вида деформаций (структурная деформация), вызывающих перемещение частиц относительно друг друга и заполнение пустот при наличии пластификатора. В нашем случае, при малом содержании парафина (5-7 % в зависимости от порошка карбида), скачкообразное истечение пластифицированной смеси с нарушением сплошности заготовок можно

объяснить тем, что пластификатора оказывается недостаточно для обеспечения перемещения частиц без зацепления их. Вследствие трения частиц друг о друга и о стенки пресс-формы происходит образование конгломератов, в которых между частицами порошка отсутствует пластификатор. Для течения смеси необходимо разрушение образовавшихся конгломератов, что связано с приложением дополнительных усилий, в результате чего в конечном итоге происходит скачкообразное изменение давления истечения и нарушение сплошности заготовок.

С увеличением содержания парафина прослойка его между частицами также увеличивается, что способствует равномерному уплотнению (укладке) частиц при перемещении их в процессе обжатия при прессовании и, соответственно, приводит к увеличению пористости заготовок в связи с увеличением объемной доли пластификатора в них (рис. 4).

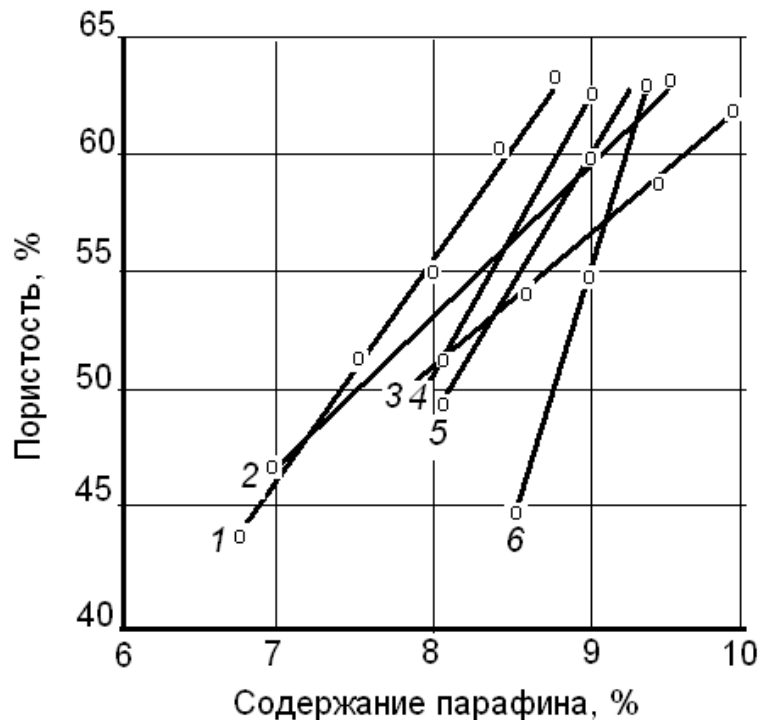


Рис. 4 Зависимость пористости «сырых» заготовок от содержания парафина в смеси:

1 — WC; 2 — Cr₃C₂; 3 — Mo₂C; 4 — NbC; 5 — ZrC; 6 — TiC

На основании полученных результатов были выбраны оптимальные режимы мундштучного прессования карбидов, приведенные в таблице 5.

Таблица 5 Оптимальные режимы мундштучного прессования карбидов

Карбид	TiC	ZrC	NbC	Cr ₃ C ₂	Mo ₂ C	WC
Давление истечения, МПа	140	150	150	140	130	140
Содержание парафина, %	8,5	7,5	8	7	8	6,8
Пористость, %	46	44	51	46	49	43

Изготовленные по выбранным режимам заготовки подвергались спеканию. Обычно спекание пластифицированных заготовок проводят в две стадии: 1 – отгонка пластификатора (парафина); 2 – окончательное спекание. В нашем случае процесс отгонки парафина и окончательное спекание проводили в двухзонной печи. Первая, низкотемпературная зона печи, предназначенная для отгонки пластификатора, представляет собой печь сопротивления с нихромовым нагревателем и кварцевым муфелем, которая совмещена с печью Таммана, предназначенной для окончательного спекания электродов.

Известно, что при нагреве пластифицированных заготовок пластификатор (парафин) удаляется сначала в жидком состоянии, а затем выгорает или испаряется, что сопровождается изменением объема изделий, обусловленным термическим расширением карбида и пластификатора, а также расплавлением парафина и переходом его из жидкого в газообразное состояние. В объеме изделия эти процессы могут протекать одновременно и с различной скоростью в зависимости от размеров заготовки и режима нагрева. В настоящее время установлено [7], что для предотвращения вздутия, коробления, возникновения трещин и других дефектов в заготовках, скорость нагрева до температур порядка 350-450 °С должна быть достаточно медленной. Она зависит от конфигурации изделия, гранулометрического состава исходных порошков и ряда других факторов.

В работе было установлено, что процесс удаления парафина без нарушения сплошности заготовок для всех используемых карбидов приблизительно одинаковый и заключается в подъеме температуры со скоростью 20 град/мин. до 250-300 °С, выдержке при этой температуре в течение 2-х часов, с последующим подъемом температуры до 450 °С со скоростью 1,5-2 град/мин. и выдержке при этой температуре в течение 1-го часа. После отгонки парафина поддоны с заготовками проталкивались во вторую зону печи (печь Таммана), где и происходило их окончательное спекание по режимам, приведенным в таблице 6.

Было установлено, что стойкость расходуемых электродов против термического удара при плавлении, которая определялась путем обработки статистических данных как отношение количества

сохранившихся электродов, к количеству разрушенных, зависит от режима спекания (рис. 5).

Таблица 6 Режимы спекания расходуемых электродов, изготовленных методом мундштучного прессования

Карбид	Время нагрева до температуры спекания, мин.	Время спекания, мин.	Температура спекания, °C	Плотность электродов, %
TiC	90	60	2200	90 – 88
	85	60	2100	86 – 84
	80	60	2000	82 – 80
	75	60	1900	79 – 77
	70	60	1800	74 – 71
ZrC	90	60	2200	86 – 84
	85	60	2100	82 – 81
	80	60	2000	78 – 76
	75	60	1900	75 – 77
	70	60	1800	70 – 69
NbC	90	60	2200	88 – 86
	85	60	2100	84 – 82
	80	60	2000	81 – 80
	75	60	1900	76 – 75
	70	60	1800	71 – 69
Cr ₃ C ₂	70	45	1800	90 – 89
	67	45	1750	89 – 88
	65	45	1700	85 – 83
	60	45	1600	79 – 78
	55	45	1500	74 – 71
Mo ₂ C	70	45	1850	89 – 87
	67	45	1750	80 – 78
	65	45	1700	75 – 73
	62	45	1650	70 – 69
	60	45	1600	65 – 64
WC	78	30	1950	89 – 87
	75	30	1900	88 – 86
	72	30	1850	80 – 77
	70	30	1800	74 – 73
	67	30	1750	69 - 67

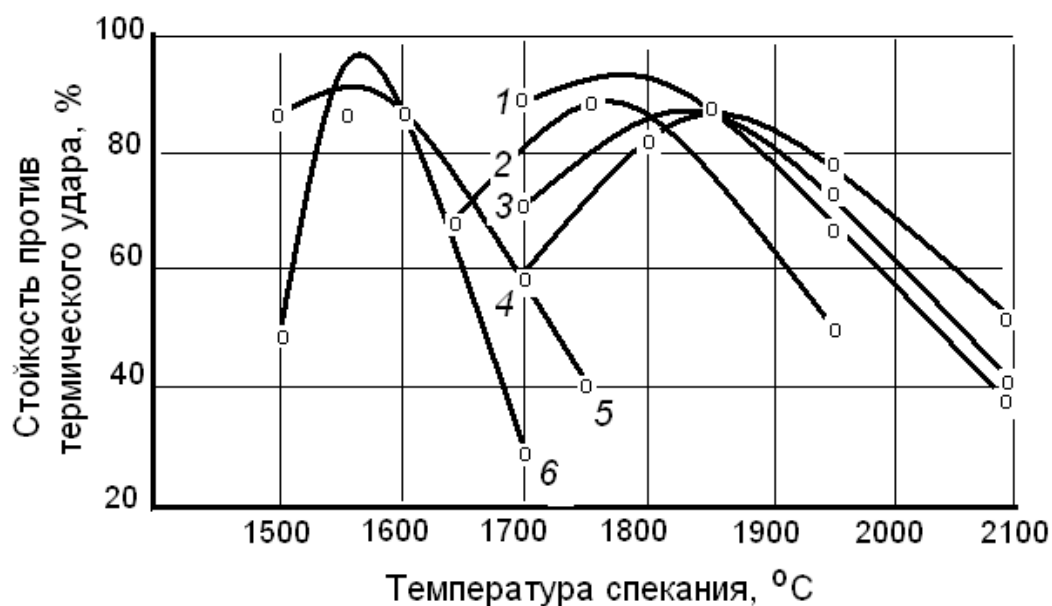


Рис. 5 Залежність стійкості проти термічного удару електродів з карбидів від температури їх спекання:
 1 – NbC; 2 – WC; 3 – TiC; 4 – ZrC; 5 – Mo₂C; 6 – Cr₃C₂

Пресування пластифікованої суміші з наступним спеканням

Крім описаних вище методів отримання виробів з великим відношенням висоти до діаметру з тугоплавких сполук, можна застосувати метод пресування в спеціальних розбірних прес-формах, при пресуванні в яких зусилля спрямоване перпендикулярно довгій стороні, з наступним спеканням заготовок. В цьому випадку нерівномірність розподілу густоти по довжині виробів залежить в основному від розподілу шихти в прес-формі перед пресуванням і її якості.

В зв'язі з поганою пресуемістю порошків тугоплавких сполук для їх пресування необхідно застосовувати пластифікатор. Виходячи з технологічності і характеристик, наведених в таблиці 3 в якості пластифікатора в цій роботі був обраний 5 % розчин полівинилового спирту в воді. Приготування пластифікованої суміші для пресування здійснювалось шляхом змішування порошку карбіда з 20 об. % розчину полівинилового спирту до утворення густої тестоподібної маси рівномірної вологості. Приготовлена таким чином суміш піддавалась сушці в вакуумній сушильній шафі при температурі 90°C протягом 45 хв., а потім гранулювалась протиранням через сито з сіткою № 08.

Прессование заготовок расходуемых электродов осуществлялось в разборной пресс-форме с прессованием электродов диаметром 16 мм и длиной 120 мм по длинной стороне.

Для выяснения оптимальных давлений прессования заготовок, проводилось исследование процесса уплотнения используемых в работе порошков карбидов в зависимости от приложенного давления. Как видно из рисунка 6, плотность образцов растет с увеличением давления прессования до 500-600 МПа. Дальнейшее увеличение давления приводит к возникновению расслоения в спрессованных изделиях и нарушению сплошности их при спекании. Расслой образцов при увеличении давления прессования происходит, очевидно, за счет нарушения слоя пластификатора, который окружает частицы и, тем самым уменьшается сцепляемость частиц порошка в прессовке. Оптимальным давлением прессования для всех карбидов было выбрано 500 МПа, что связано в основном с приблизительно одинаковым размером частиц порошков различных карбидов.

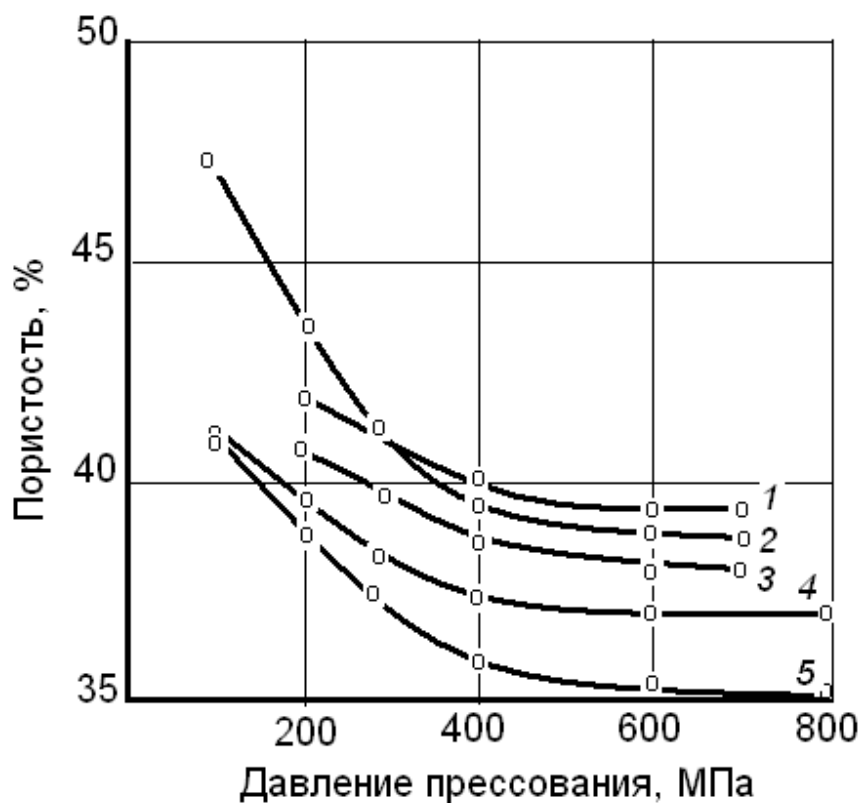


Рис. 6 Зависимость пористости прессовок карбидов от давления прессования:
1 – NbC; 2 – TiC; 3 – ZrC; 4 – Cr₃C₂; 5 – WC

Прессование заготовок проводилось на гидравлическом прессе усилием 50 т. Навеску пластифицированной смеси засыпали в пресс-форму, контролируя ее равномерное распределение по высоте.

Полученные заготовки подвергались сушке в вакуумном сушильном шкафу при температуре 80-120 °С в течении 4-х часов для удаления влаги. Пористость “сырых” заготовок колебалась для разных карбидов в пределах 35-40 %.

Спекание пластифицированных заготовок проводилось двумя методами. По первому – спекание осуществлялось по режимам, приведенным в таблице 7, в печи Таммана с применением в качестве защитной среды осушенного аргона. Кроме того, для предотвращения взаимодействия материала заготовки со средой печи они помещались в изложницу, с использованием в качестве засыпки гранулированного порошка того же состава.

По второму – был опробован метод спекания пластифицированных заготовок из карбидов под давлением аргона. В данном случае исходили из предположения, что на процесс спекания будут влиять кроме сил капиллярного давления, которые являются, как известно [10], основными движущими силами спекания, также силы, обусловленные давлением газа. Можно предположить, что последние, так же как и в случае горячего прессования будут ускорять процесс деформирования (пластического течения) материала и тем самым ускорять процесс уплотнения изделий при спекании [6].

Таблица 7 Режимы спекания пластифицированных заготовок спрессованных в разборной пресс-форме

Карбид	Время нагрева до температуры спекания, мин.	Температура спекания, °С	Выдержка при температуре спекания, мин.	Пористость, %
1	2	3	4	5
TiC	90 – 120	2400	90	8
ZrC	90 – 120	2400	90	14
NbC	90 – 120	2500	90	14
Cr ₃ C ₂	60	1800	60	10
WC	60 – 90	1900	60	16

Влияние начальной пористости, времени выдержки при температуре спекания на процесс уплотнения под различным давлением газа исследовалось на примере карбида хрома (Cr₃C₂). Как видно из рисунков 7,

8 плотность образцов увеличивается при повышении давления до 20 атм. как для выдержек при температуре спекания в течение 15, так и в течение 30-ти минут. Увеличение давления до 40 атм. при спекании в течение 15 мин. приводит к замедлению процесса уплотнения. Это можно объяснить тем, что давление внутри закрытых пор, образующихся в процессе спекания, оказывает противодействие, как капиллярным силам, так и силам, обусловленным давлением газа в печи спекания. Кроме того, можно предположить, что силы давления газа в закрытых порах на определенном промежутке времени спекания способствуют разрыву контактов между частицами, и тем самым, уменьшению давления газа в порах и выравниванию его с давлением печи. Дальнейшая интенсификация процесса спекания при увеличении давления до 50 атм. при выдержках в течение 30 мин. происходит, по тем же причинам, что и при спекании горячим прессованием.

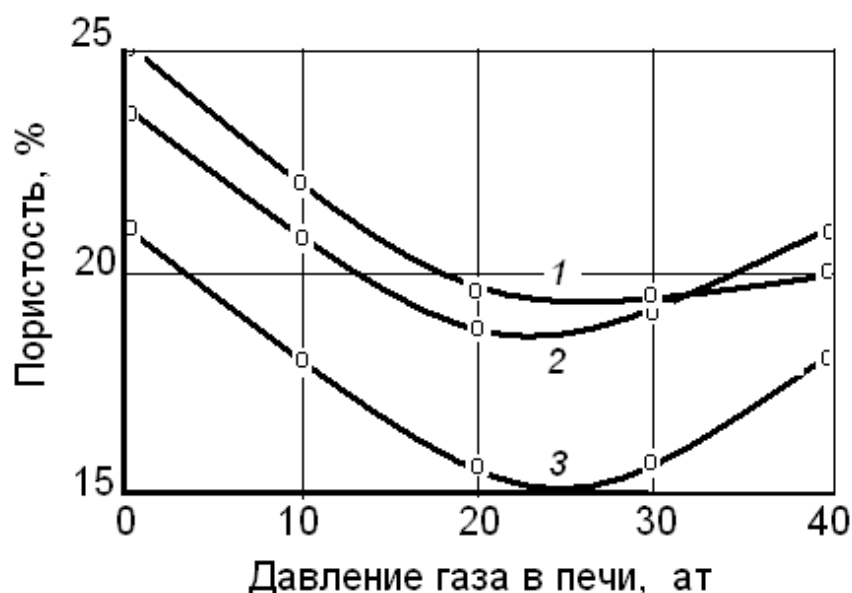


Рис. 7 Зависимость пористости образцов Cr_3C_2 , спеченных при температуре 1600°C в течение 15 мин. от давления газа в печи с различной исходной пористостью:

1 – $P_{\text{пр.}} = 200 \text{ МПа}$; 2 – $P_{\text{пр.}} = 300 \text{ МПа}$; 3 – $P_{\text{пр.}} = 400 \text{ МПа}$

Исходя из полученных данных, при исследовании процесса спекания карбида хрома (Cr_3C_2) спекание пластифицированных заготовок расходующих электродов проводилось под давлением газа в печи, за счет чего сократилось время спекания и получено хорошее качество заготовок (табл. 8). Сокращение общего времени спекания объясняется вышеприведенными соображениями для карбида хрома, а также

возможностью ускоренного нагрева заготовок до температуры спекания (10-15 мин.) без нарушения их формы и сплошности. Это можно объяснить тем, что при наличии в печи избыточного давления газа испарение пластификатора происходит не бурно, а равномерно в течении нагрева до температур спекания за счет затруднения диффузии его паров в газовую среду. Применение аналогичных режимов при спекании в печи Таммана при атмосферном давлении привело к отрицательным результатам. Происходило коробление заготовок с возникновением в них трещин.

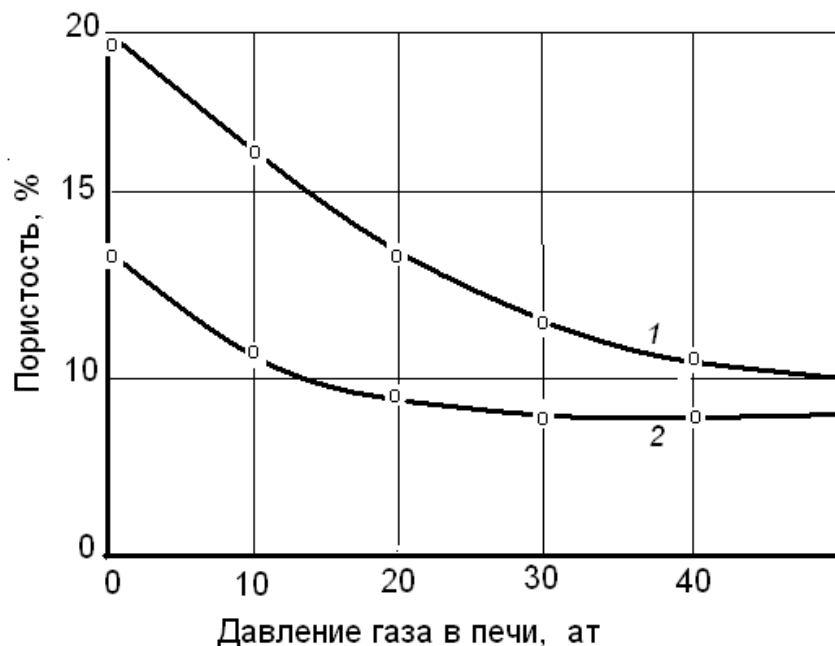


Рис. 8 Залежність пористості образців из Cr_3C_2 , спеченных при температурі 1600 °С в течение 30 мин. от давления газа в печи с различной исходной плотностью:
 1 – $P_{\text{пр.}} = 200$ МПа; 2 – $P_{\text{пр.}} = 400$ МПа

Плавка расходуемых электродов, изготовленных различными методами, дает возможность заключить, что электроды имеют различную стойкость против резкого повышения температуры в момент возникновения дуги (рис. 5). С другой стороны методы и режимы изготовления электродов оказывают так же влияние на режимы плавки и устойчивость дуги. Вышесказанное можно, вероятно объяснить частично исходя из термостойкости карбидов, которая представляет собой способность материала противостоять без разрушения резким тепловым ударам. Природа этого свойства зависит от теплопроводности, величины коэффициента линейного расширения, прочности, анизотропии кристаллической решетки, плотности, степени дисперсности структуры,

пластичности, геометрии изделия. Как правило, термостойкость повышается с увеличением теплопроводности, прочности и пластичности, с уменьшением величины коэффициента линейного расширения и плотности. Уменьшение степени дисперсности также способствует повышению термостойкости: грубокристаллические материалы, как правило, имеют более высокую термостойкость, чем дисперсные.

Таблица 8 Химический состав электродов из NbC

Метод получения	Состав, %			
	Me	C _{общ.}	C _{своб.}	Me + C
Исходный порошок	88,30	11,4	0,34	99,7
Горячее прессование	87,1	11,6	0,40	98,7
Мундштучное прессование с последующим спеканием в двухзонной печи	88,00	11,70	0,51	99,7
Прессование в разборных пресс-формах с последующим спеканием в печи Таммана	87,85	11,70	0,40	99,55
То же с последующим спеканием в печи под давлением газа	88,5	11,4	0,30	99,9

Разрушение от тепловых ударов связано с появлением в материале локальных напряжений и образованием трещин под воздействием этих напряжений.

Металлоподобные тугоплавкие соединения в подавляющем большинстве случаев обладают плохой термостойкостью из-за высокой хрупкости и относительно малой теплопроводности.

В связи с вышеизложенным, плохую стойкость против термического удара электродов с большим отношением высоты к диаметру, изготовленных методом спекания горячим прессованием, можно объяснить неравномерным распределением плотности по длине. Последнее приводит к локальному перегреву при прохождении тока через электрод и, соответственно, к возникновению термических напряжений, что приводит к разрушению электрода в первый момент плавки.

Электроды, полученные методом мундштучного прессования, а также методом прессования пластифицированной смеси в разборной пресс-форме с последующим спеканием, обладают более высокой стойкостью против термического удара, чем электроды полученные методом спекания горячим прессованием. Однако, стойкостью против термического удара в этом случае, зависит от режимов спекания (плотности) заготовок. В электродах с высокой плотностью при возникновении дуги, т. е. резком

повышении температуры до 4500–5500 °С появляются трещины вследствие причин указанных выше, что приводит к неустойчивому горению дуги, ее разрыву за счет изменения электропроводности расходуемого электрода.

Процесс плавки электродов с менее высокой плотностью (рис. 5) более устойчивый. В условиях плавки возникает неравномерное распределение температур по сечению расходуемого электрода. Температура поверхности оказывается ниже, чем сердцевины за счет потери тепла в окружающее пространство, особенно при наличии давления газа в печи. В связи с этим, при прохождении тока через электрод, из-за плохих межчастичных контактов происходит их локальное плавление (особенно в центре электрода), что, в общем, приводит к повышению пластичности электрода и, соответственно, стойкости против термического удара.

Если рассматривать опробованные методы изготовления расходуемых электродов с точки зрения чистоты получаемого продукта, то, как видно из таблицы 7, преимущество остается за методами мундштучного прессования и прессования в разборных пресс-формах с последующим спеканием в печи под давлением защитного газа. В этом случае химический состав спеченных электродов незначительно отличается от состава исходных порошков.

Выводы

Проведены исследования влияние метода и условий получения расходуемых электродов из тугоплавких карбидов переходных металлов (TiC, ZrC, NbC, Cr₃C₂, WC) для плавки в дуговой печи на их плотность и ее распределение по длине, а также стойкость против теплового удара при возникновении дуги. Установлено, что наиболее высокую термостойкость имеют электроды с равномерным распределением плотности по длине и пористостью 10-15 %.

Наиболее приемлемыми методами изготовления электродов являются метод мундштучного прессования и метод прессования в разборных пресс-формах с последующим спеканием.

Литература

1. Степанчук А. М., Шевчук М. Б. Отримання зносостійких композиційних матеріалів за участю самофлюсівних сплавів просочуванням //Наукові вісті НТУУ «КПІ». – 2013. – №5. – С. 87-92
2. Soon-Gi Shin. Experimental and Simulation Studies on Grain Growth in TiC and WC-based Cermets during Liquid Phase Sintering //Metals and Materials. – 2000. – 6, №. 3. – P. 195–201.

3. Microstructures and wear resistance of large WC particles reinforced surface metal matrix composites produced by plasma melt injection/Aiguo Liu, Mianhuan Guo, Minhai Zhao, Changbai Wang//Surface & Coatings Technology. – 2007. – Vol. 201. – P. 7978-7982.

4. Степанчук А. Н. Плавные тугоплавкие соединения для инструментальных материалов // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2008. – № 6, – С. 52-56.

5. Степанчук А. Н. Прочностные и абразивные свойства плавных тугоплавких соединений и инструментальных материалов на их основе // Современные спеченные твердые сплавы. – К.: ИСМ им. В.Н. Бакуля НАН Украины, 2008. – С. 269-280.

6. Ковальченко М. С. Теоретические основы горячей обработки пористых материалов давлением. – К.: Наук. думка, 1980. – 240 с.

7. Степанчук А. Н., Билык И. И., Бойко П. А. Технология порошковой металлургии. – К.: Вища школа, 1989. – 415 с.

8. Самсонов Г. В., Кислый П. С. Высокотемпературные неметаллические термодары и наконечники. – К.: Наук. думка, 1969. – 181 с.

9. Степанчук А. Н. Закономерности прессования порошковых материалов. – К.: УМК ВО, 1992. – 176 с.

10. Скороход В. В. Реологические основы теории спекания. – К.: Наук. думка, 1972. – 149 с.

УДК 669.187.26

ТЕХНОЛОГІЯ ПЕРЕПЛАВУ ВИТРАТНОГО ПЛАЗМОТРОНУ

А. І. Стецик, С. В. Жук

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені особливості технології переплаву витратного плазмотрону. Визначенні основні технологічні параметри переплаву та їх вплив на якість переплавленого металу

Приведены особенности технологии переплава расходного плазматрона. Определены технологические параметры переплава и их влияние на качество переплавленного металла.

These features of the technology were imposed remelting consumable plasma. Determination of basic technological parameters of melting and their influence on the quality of molten metal

Вступ

Однією з найбільш досконалих технологій плазмо-дугового переплаву є переплав по схемі – «витратний електрод». Особливістю ПВП є те, що генератором плазмо-дугового розряду являється витратний металевий електрод, який виконаний з наскрізним осьовим отвором [1-2]. З появою плазмо-дугового переплаву стало можливим отримувати високоазотисті сталі, використовуючи азот в якості плазмоутворюючого газу.

Постановка задач дослідження

Враховуючи перспективність переплаву витратного плазмотрону для виробництва сталей, які леговані азотом дослідження по визначенню поглинання азоту металом із газової фази при розробці нових технологій ПВП є актуальними.

Методика проведення експериментів

В якості об'єкту дослідження використовували нержавіючу хронікельмолібденову сталь 03X25H5AM3. Особливістю цієї сталі є те, що в ній понижено значення нікелю до 5...6 %, що не забезпечує чисто аустенітну структуру. Тому необхідне додаткове легування цієї сталі азотом, щоб знизити феритну структурну складову. При цьому кількість

азоту, який вводиться не має перевищувати його стандартну розчинність при температурі плавлення.

Вихідний матеріал виплавлявся у відкритій індукційній печі без застосування азотомісткого феросплаву, який потім розливався у зливки масою 25 кг, а потім зливки піддавалися прокатці. В таблиці 1 наведений хімічний склад вихідного металу.

Таблиця 1 Хімічний склад вихідного металу при ПВП

Сталь	Вміст, %						
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	[N]
03X25H5AM3	0,035-0,05	0,42-0,53	1,7-1,95	20,0-23,6	5,4-6,7	2,85-4,5	≤0,06

Плавки проводилися на лабораторній печі УПВП-1. Робочий струм складав 800...850 А, що відповідало ваговій швидкості плавки 0,6...0,7 кг/хв. Висота наплавлених зливок складала 100...120 мм.

Також проводилися плавки в атмосфері азоту з використанням флюсів в кількості 1,5...3,0 % маси зливка.

Результати досліджень

В таблиці 2 наведені дані про вміст азоту в сталі 03X25H5AM3 після переплаву її в азотомісткій атмосфері. Як видно з отриманих даних, концентрація азоту в металі збільшується зі зростанням тиску азоту в плавильній камері печі. При тиску азоту над розплавом, який рівний атмосферному, вміст його у зливках відповідає розчинності азоту в цій сталі при 1700 °С.

Таблиця 2 Вміст азоту у сталі 03X25H5AM3 після переплаву

№ плавки	Спосіб виплавки	P _{N2} , Па	[N] _{роз} , %	[N] _{експ} , %	K _N
1	ПВП	1·10 ⁵	0,35-0,38	0,36-0,40	0,36-0,40
2	ПВП	2·10 ⁵	0,49-0,54	0,38-0,47	0,27-0,33
3	ПВП	3·10 ⁵	0,60-0,65	0,48-0,53	0,28-0,30
4	ПВП	4·10 ⁵	0,70-0,76	0,55-0,61	0,27-0,30
5	ПВП з АНФ-6 (3,0 %)	1·10 ⁵	0,35-0,38	0,25	0,25
6	ПВП з АНФ-26 (3,0 %)	1·10 ⁵	0,35	0,30	0,30
7	ПВП з АНФ-26 (1,5 %)	1·10 ⁵	0,35	0,35	0,35

[N]_{роз} – розрахункова концентрація азоту, рівноважна з газовою фазою при t=1700 °С;
K_N – коефіцієнт пропорційності реакції розчинення азоту

Найбільш висока концентрація азоту отримана в зливках при підвищеному до 4·10⁵ Па тиску газу в камері печі і складає 0,55...0,61 % маси. Це на 50...60 % вище ніж стандартна розчинність азоту в цій сталі

при температурі 1700 °С. При переплаві зі шлаком концентрація азоту в зливках складає 0,25...0,30 % маси, що на 10...15 % нижче, ніж в сталі, яка виплавляється без шлаку.

Висновки

1. Зі збільшенням тиску азоту концентрація його в металі злиwkів підвищується. Проте, в діапазоні тиску газів $1,0 \dots 5,0 \cdot 10^5$ Па вміст азоту в металі нижче рівноважного з газовою фазою.

2. При ПВП в атмосфері азоту з використанням флюсу насичення металу азотом нижче, ніж при плавках без флюсу.

Література

1. Исследование поглощения азота из газовой фазы сталью 03X25H5AM3 при переплаве ее в азотсодержащей атмосфере методом ПРП [Текст] / И. В. Шейко, Г. М. Григоренко, Ю. В. Латаш, С. А. Каниболоцкий, А. И. Пахомов, Е. И. Мошкевич // Специальная электрометаллургия. – 1977. – №33. – С. 99 – 104.

2. Легирование стали азотом при плазменнoдуговом переплаве [Текст] / В. И. Лакомский // Специальная электрометаллургия. – 1968. – №1. – С. 36 – 42.

УДК 669.187

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ВИСОКОАЗОТИСТОЇ СТАЛІ МЕТОДОМ СПЕЦІАЛЬНОЇ МЕТАЛУРГІЇ

В. Ю. Сухенко, О. О. Бондаренко, А. О. Шульга

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуті нові технології, що дозволяють отримати сталі з високим вмістом азоту. Наведена технологія дугового шлакового процесу для отримання високоазотистих сталей, наведені характеристики

Рассмотрены новые технологии, позволяющие получить стали с высоким содержанием азота. Приведенная технология дугового шлакового процесса для получения высокоазотистых сталей, приведены характеристики

New technologies to get steel with high nitrogen content were discussed in the article. Arc slag process technology for high nitrogen steels and specifications have been presented in the paper

Вступ

Питанням впливу азоту на властивості сталей, його розчинності та поведінки в металі приділялося багато уваги, як у нашій країні, так і за кордоном [1-4]. В даний час в промисловості використовується більше ніж 200 марок сталей, легованих азотом.

Сталі, леговані азотом, прийнято поділяти на дві категорії:

- сталі з вмістом азоту нижче рівноважного;
- сталі з вмістом азоту вище рівноважного ("зверхрівноважні").

Перші отримують в умовах виплавки і кристалізації при атмосферному тиску азоту. Другі - при підвищеному тиску азоту, що дозволяє зберегти більшу його вміст у металі, ніж при відкритій виплавці.

В останні роки в якості перспективних сталей з різним рівнем легування азоту для різноманітних сфер застосування були відзначені [5]:

- дисперсійно-твердіючі сталі, леговані ванадієм, ніобієм і титаном;
- високоміцні корозійностійкі, аустенітні сталі;
- сталі зі структурою азотистого фериту і мартенситу.

Легування азотом дисперсійно-твердіючих сталей призводить до утворення дрібнодисперсних нітридів по межах зерен, що перешкоджають

їхньому росту, дозволяє підвищити межу текучості і ударну в'язкість металу.

Легування азотом нержавіючих сталей, дозволяє зменшити в них вміст нікелю і марганцю в півтора - два рази, а в деяких випадках взагалі виключити ці елементи. Нержавіючі сталі, леговані азотом, перевершують по міцності, в'язкості і корозійній стійкості традиційні нержавіючі сталі.

Леговані азотом безнікелеві сталі, що застосовуються в медицині для виготовлення хірургічного інструмента та імплантатів [6,7] мають підвищену міцність, зносостійкість і не викликають негативних явищ і алергічних реакцій у людському організмі.

Нержавіючі мартенситні і феритні сталі, леговані азотом, при відповідній термічній і термопластичній обробці мають підвищену міцність, корозійну стійкість і поліпшеною технологічною пластичністю при високих і низьких температурах.

Введення азоту в сплави дозволяє:

- зменшити в сплавах вміст нікелю, марганцю та інших аустенітообразуючих елементів при збереженні заданої аустенитної чи іншої структури і, відповідно, рівня феромагнітності сплаву;
- збільшити вміст у сплавах елементів феритоутворювачів, що позитивно впливають на механічні та корозійні характеристики сплавів;
- поліпшити характеристики технологічної пластичності в результаті розширення інтервалу існування аустеніту в високотемпературній області;
- підвищити термічну стабільність аустеніту і знизити ймовірність його розпаду при нагріванні з утворенням нітридів та інших фаз;
- збільшити корозійну стійкість (опір пітінгової і ножової корозії, корозійному розтріскуванню під напругою, мікросталітній корозії);
- утруднюється утворення інтерметалідних фаз.
- підвищити міцність сплавів шляхом використання деформаційного зміцнення при наклепі [8].

Азот в якості легуючого елементу в сталях використовується в техніці з 1940 року [9], коли їм почали замінювати коштовний нікель у складі нержавіючих сталей.

Додавання азоту до складу низьколегованих сталей є небажаним внаслідок утворення крихких нітридних сполук.

Розчинність азоту в металі описується законом Сівертса – розчинність газу є функцією від парціального тиску і температури:

$$[\%N] = k \sqrt{P_{N_2}}$$

де P_{N_2} – парціальний тиск азоту над розплавом;

k – стала, яка залежить від температури і властивостей сплаву.

В реальних системах фактична розчинність залежить від хімічного складу розплаву. Вплив окремих елементів описується за допомогою введення відповідних коефіцієнтів активності [15]:

$$[\%N]_{Fe-X} = \frac{[\%N]_{Fe}}{f_N^X} \sqrt{P_{N_2}}$$

де $[\%N]_{Fe-X}$ – розчинність азоту в багатокомпонентній системі;

$[\%N]_{Fe}=0,044\%$ – рівновісна концентрація азоту в чистому залізі при температурі 1600°C і тиску 10^5 Па;

f_N^X – коефіцієнт активності.

Азот – це леткий нестійкий елемент, тому виробництво високоазотистих сталей супроводжується труднощами, яких позбавлений технологічний процес виготовлення звичайних вуглецевих сталей.

Постановка задачі

Розглянути технології отримання сталей з високим вмістом азоту.

Результати дослідження

Виплавлення високоазотистих сплавів потребує використання спеціальних технологічних процесів, які забезпечать вміст азоту в металі, більший за рівноважний при атмосферному тиску. Поява у 1960 році індукційних печей з можливістю ведення процесу під контрольованою атмосферою (лабораторні установки) значно сприяла розвитку відповідного спеціального обладнання, що призвело до запуску у 1980 році першої електрошлакової плавильної установки з захисною (контрольованою) атмосферою – ЕШП під підвищеним тиском ЕШПТ (pressured electroslag remelting, PESR) [10]. У наш час ЕШПТ є актуальним і сучасним завдяки широким технологічним можливостям процесу: висока продуктивність, можливість виготовляти злитки великих розмірів, збереження навколишнього середовища, велика культура праці, тощо.

На заводі компанії Energietechnik Essen GmbH в Німеччині знаходиться потужна електрошлакова плавильна установка з захисною атмосферою: технологічні можливості цієї печі дозволяють виплавляти велику номенклатуру злитків вагою до 20 тон і діаметром до 1030 мм під контрольованою атмосферою з тиском до $40 \cdot 10^5$ Па. Функціональну схему печі наведено на рис. 1.

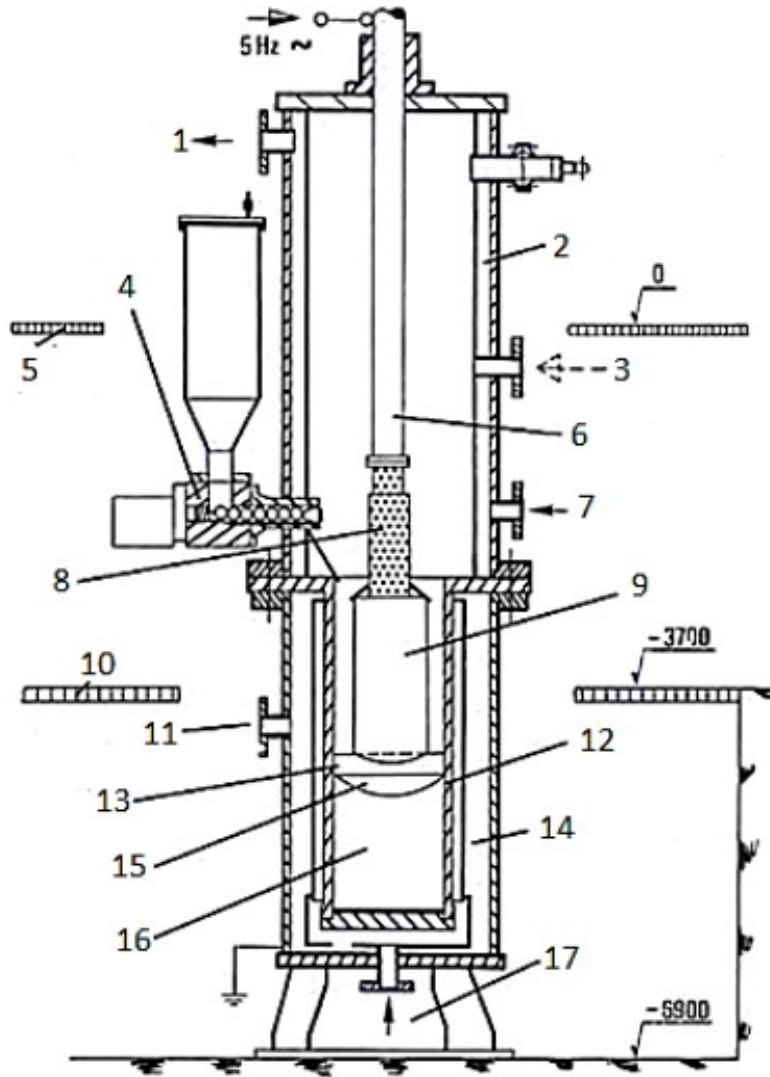


Рис. 1 Принципова схема 20-тонної установки для електрошлакового переплаву під тиском компанії Energietechnik Essen GmbH (Німеччина) [15]: 1, 7, 11, 17 – охолоджувальна вода; 2 – робоча камера під тиском (верхня частина); 3 – підведення газу; 4 – дозатор; 5 – технічна платформа; 6 – електродотримач; 8 – інвентарна головка; 9 – витратний електрод; 10 – робоча платформа; 12 – кристалізатор; 13 – шлакова ванна; 14 – робоча камера під тиском (нижня частина); 15 – металева ванна; 16 – зливоч

Інститутом електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України було запропоновано застосовувати плазово-дуговий переплав [11], який дозволяє одержати особливо чисті високолеговані азотовмісні сталі без використання дорогих феросплавів з високим вмістом азоту. Незважаючи на широкі можливості плазово-дугового переплаву в створенні нових

композиційних високо азотистих сталей з поліпшеними властивостями, на промисловому рівні ця задача і досі не вирішена. Не останню роль тут відіграють складність устаткування та високі витрати електроенергії.

Сьогодні найбільш перспективним і вигідним з економічної точки зору, є дугошлаковий переплав. Дугошлаковий переплав (ДШП) виник внаслідок спільного використання електричної дуги, як джерела тепла і синтетичного шлаку. Електрична дуга широко використовується в металургії і є ефективним і чистим джерелом тепла. Синтетичний шлак, через який пропускається струм, розосереджує тепло по перетину злитка незалежно від його форми, сприяє отриманню гладкої поверхні, інтенсифікує деякі металургійні реакції (вилучення сірки) і сприяє стабілізації дуги.

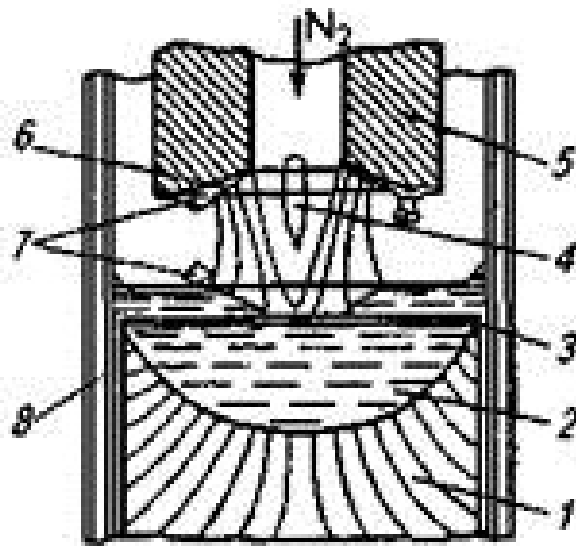


Рис. 2 Принципова схема отримання легування азотом зливків методом ДШП з подачею азоту в зону горіння дуги через канал у витратному електроді: 1 – злиток ДШП; 2 – металева ванна; 3 – шлакова ванна; 4 – електрочна дуга; 5 – витратний електрод; 6 – рідка металева плівка; 7 – краплі металу; 8 – водо охолоджуваний кристалізатор

При дугошлаковому переплаві електрод, що витрачається, плавиться дугою, що горить між електродом і поверхнею шлаку. В залежності від параметрів процесу дуга може горіти і між електродом та поверхнею рідкого металу, що частково оголяється від шлаку внаслідок тиску стовпа дуги. У цьому випадку шлак покриває лише периферійну зону металевій ванни, утворюючи кільцеву шлакову ванну.

Для переплаву можуть використовуватися електроди, що витрачаються, як суцільного перетину, так і порожнисті. Застосування порожнистих електродів дозволяє більш ефективно впливати на метал газами шляхом подачі його через порожнину безпосередньо в зону горіння дуги.

Переплав з неповністю покритою шлаком металеву ванною (кільцевою шлаковою ванною) може бути реалізовано як при використанні порожнистих електродів, так і при використанні електродів суцільного перетину.

При ДШП електрична дуга горить в атмосфері захисного газу і шлакових парів. Наявність парів шлаку, в якому є хімічні елементи з низьким потенціалом іонізації, сприяє стабілізації і стійкості горінню дуги при атмосферному і підвищеному тисках.

При розробці способу ДШП, передусім, ставилася задача створити менш енергоємний в порівнянні з ЕШП, ПДП переплавний процес, що дозволяє отримувати злитки різного перетину (а не тільки круглого, як при ВДП) з хорошою поверхнею і високою (не гірше, чим при ЕШП, ПДП) якістю металу.

Подача азоту в атмосферу дуги підвищує швидкість плавлення електрода. Це пояснюється рекомбінаційними процесами атомів азоту в дузі у поверхні металу, які йдуть з виділенням тепла.

ДШП, як і ПДП і ЕШП, може бути реалізований в умовах високого тиску, бо електрична дуга горить досить стійко навіть при тиску, що вимірюється десятками атмосфер. Вся справа в правильному виборі електричних і технологічних параметрів. Поверхня злитків ДШП, завдяки наявності шлакового гарнісажу, високої якості і не вимагає обдирання.

Порівняльний розрахунок електроенергетичних характеристик ДШП і ЕШП показує, що дугошлаковий переплав дозволяє знизити питомі витрати електроенергії на виплавку однієї тони металу в порівнянні з ЕШП приблизно в 1,5 рази [12].

Подача азоту в атмосферу дуги підвищує швидкість плавлення електрода. Це пояснюється рекомбінаційними процесами атомів азоту в дузі у поверхні металу, які йдуть з виділенням тепла.

Висновки

Дугошлаковий переплав дозволяє отримати гарну поверхню зливка, проводити азотування безпосередньо із газової фази при повному виключенні феросплавів, що містять азот. Технологічні особливості дозволяють проводити переплав в атмосфері нейтральних або активних газів в умовах високого тиску, який вимірюється десятками атмосфер.

Література

1. Рашев Ц. В. Высокоазотистые стали. Металлургия под давлением [Текст]/ Рашев Ц.В. - София:- Издательство Болгарской академии наук "Проф. Марин Дринов",1995. -218с.
2. Банных О. А. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадий содержащие стали [Текст] / Банных О. А., Блинов В. М. - М.: Наука. 1980. -192с.
3. Berns H. Alloy development and processing. Int. Conf. High Nitrogen Steels. HNS-2004. Book of abstracts. -P. 271-281.
4. Лакомский В. И. Азот в жидких сталях и сплавах [Текст] / Лакомский В. И. Лакомский В. В. под ред.. ак. Б.Е. Патона // Наукова думка. – Киев. – 2012. - 128 с.
5. Костина М. В. Особенности сталей легированных азотом [Текст] / Костина М. В., Банных О. А., Блинов В. М // Металловедение и термообработка.- 2000. -№ 12.- С. 3-6.
6. Гаврилюк В. Г. Влияние азота на структуру и свойства γ и α -железа и перспективные направления разработки высокоазотистых сталей [Текст] / Гаврилюк В. Г., Ефименко С. П. // Труды I-ой Всесоюзной конференции "Высокоазотистые стали". - Киев 18-20 апреля 1990. - С.5 - 26.
7. Ефименко С. П., Пановко В. М., Лещинская Е. М., Сокол И. Я., Ригина Л. Г., Мишина Е. Г., Гаврилюк В. Г., Марков Б. П. «Коррозионно-стойкая немагнитная износостойкая сталь ». Патент РФ № 2116374, 1996.
8. Костина М. В. Развитие принципов легирования Cr-N сталей и создание коррозионно-стойких сталей нового поколения со структурой азотистого мартенсита и аустенита для высоконагруженных изделий современной техники. – Дис. ... д-р тех. наук. – М.: ИМЕТ РАН, 2003.- 231 с.
9. Ritzenhoff R., Hahn A. Corrosion Resistance of High Nitrogen Steels: [Электронный ресурс]. – Режим доступа: http://cdn.intechopen.com/pdfs/34481/InTechCorrosion_resistance_of_high_nitrogen_steels.pdf
10. Holzgruber W. Process technology for high nitrogen steels [Текст] / W. Holzgruber // High Nitrogen Steels 1988 Conference proceedings. – 1988. – с. 39-48.
11. Лакомский В. И. Плазменно-дуговой переплав [Текст] / В. И. Лакомский // Техника. – Киев. – 1974. – 240 с.
12. Патон Б. И. Процессы азотирования при дуговом шлаковом переплаве [Текст] / Б. И. Патон, Б. И. Медовар, Г. М. Григоренко, Ю. М. Памарин, В. Я. Саенко, В. А. Тихонов // Проблемы СЕМ. – 1991. - № 3. – С. 15-21.

УДК 683.946

ДВИГУН СТІРЛІНГА. МИНУЛЕ, СУЧАСНЕ ЧИ МАЙБУТНЄ?*

В. О. Тимченко

Мала академія наук України

Розроблено проект виготовлення двигуна Стірлінга із підручних матеріалів та виготовлено діючу модель двигуна

Разработан проект изготовления двигателя Стирлинга из подручных материалов и изготовлено действующую модель двигателя

A draft of the Stirling engine manufacturing scrap materials and made a working model of the engine

Вступ

Зараз наша країна переживає скрутні часи. Тому особливо гостро сьогодні для нас звучить питання енергозбереження. Тема роботи вибрана не випадково. Актуальними для всіх є питання: як можна заощаджувати електроенергію у власному будинку; які альтернативи існують для обігріву будинку взимку? Двигун Стірлінга, винайдений ще у 1816 році, сьогодні через свою невибагливість та надійність був визнаний найбільш перспективним у цьому напрямку. Дослідження роботи двигуна Стірлінга покладено в основу наукової роботи.

Мета роботи

Мета роботи полягала в опрацюванні необхідної літератури, дослідженнях особливостей роботи двигуна Стірлінга та можливостях взаємодії його з альтернативними джерелами енергії. Також необхідно було провести відповідні розрахунки та зробити висновки щодо використання двигуна в когенераційних установках.

Результати

В результаті проведення роботи були отримані наступні результати:
- визначено основні термодинамічні характеристики двигуна Стірлінга, розраховано коефіцієнт корисної дії та роботу двигуна;

* робота приймала участь у Всеукраїнському конкурсі-захисті науково-дослідницьких робіт учнів-членів Малої академії наук України в 2015 році і включена в збірник з метою підтримки обдарованої молоді

- розроблено практичні рекомендації щодо виготовлення моделі двигуна Стірлінга;
- матеріали роботи та виготовлена модель можуть бути використані на уроках фізики та біології, на заняттях гуртків та творчих об'єднань природничого та технічного напрямків;
- результати можуть бути використані для подальшого, більш точного розрахунку двигуна Стірлінга, його проектування та виготовлення.

Висновки

Від нашого відношення до себе, нашої турботи про близьких, про природу залежить глобальний стан екології. Клас двигунів, шкода від яких мінімальна, - двигуни Стірлінга. Цей двигун за своїми характеристиками є цілком придатним для застосування його як привідного двигуна в електричних агрегатах і когенераційних установках. Виняткова здатність роботи двигуна Стірлінга на різноманітному паливі значно розширює галузі його застосування. Сьогодні двигун Стірлінга знову привертає увагу фахівців. Він визнаний найбільш перспективним завдяки невибагливості, досить високому ККД і надійності. Тому, цілком можливо, що невдовзі двигун Стірлінга прийде майже в кожен будинок, як тепловий двигун, елемент системи опалення або складовий елемент міні-електростанції.

УДК 539.219.3;53.096:669.25'1'24'295:669.112.227.346.2

ВПЛИВ ВІДПАЛУ У МАГНІТНОМУ ПОЛІ НА ФОРМУВАННЯ СИСТЕМИ ФЕРОМАГНІТНИХ НАНОЧАСТИНОК В СПЛАВІ Cu-Al-Mn З ІНДУКОВАНИМ МАРТЕНСИТНИМ ПЕРЕТВОРЕННЯМ

А. М. Тіменко¹, Л. Д. Демченко², Я. А. Тіменко³

¹ Інститут магнетизму НАН України

*² Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

³ Київський електромеханічний коледж

В роботі розглянуто вплив режимів старіння високотемпературної фази сплаву Cu-Al-Mn на подальше мартенситне перетворення. Вивчали морфологію протікання мартенситного перетворення сплаву в результаті старіння із застосуванням відпалу в постійному магнітному полі з різною орієнтацією зразку відносно поля та без поля для безпосереднього керування процесом індукування мартенситу охолодження. Проводилися дослідження температурних залежностей електроопору, магнітної сприйнятливості, а також температурних та польових залежностей намагніченості, фазового складу сплавів. Відмічена тенденція орієнтованого росту наночастинок фази виділення за напрямком прикладеного поля та збільшення об'ємної долі цих наночастинок при термомагнітній обробці матеріалу, що сприяє зворотності індукованого мартенситного перетворення

В работе рассмотрено влияние режимов старения высокотемпературной фазы сплава Cu-Al-Mn на последующее мартенситное превращение. Изучали морфологию протекания мартенситного превращения сплава в результате старения с применением отжига в постоянном магнитном поле с разной ориентацией образца к полю и без поля для непосредственного управления процессом индуцирования мартенсита охлаждения. Проводились исследования температурных зависимостей электросопротивления, магнитной восприимчивости, а также температурных и полевых зависимостей намагниченности, фазового состава сплава. Отмечена тенденция ориентированного роста наночастиц фазы выделения по направлению прикладываемого поля и увеличения объемной доли этих наночастиц при термомагнитной обработке материала, что

способствует обратимости индуцированного мартенситного превращения

The paper considers the influence of aging regimes of high-temperature phase on subsequent martensitic transformation in Cu-Al-Mn alloy. The morphology of martensitic transformation behavior as a result of alloy aging under an annealing in a constant magnetic field with different sample orientation relatively to the field and without the field was studied for directly control of the process of martensite induction at cooling. The temperature dependences of electrical resistance, magnetic susceptibility, and the temperature and field dependences of magnetization, phase composition were found. The tendency of oriented growth of the precipitation phase particles in a direction of applied field and the increase of volume fraction of these particles under thermal magnetic processing of material what favors a reversibility of induced martensitic transformation

Вступ

Фазові перетворення мартенситного типу притаманні широкому класу матеріалів та сплавів, для яких характерні структурні ознаки, що визначають особливості їх утворення і фізичні властивості. Пріоритетність в дослідженнях нових матеріалів належить сплавам, в яких структурно-фазові перетворення мартенситного типу реалізуються в феромагнітній матриці. Серед них варто відокремити сплави Гейслера, інтерметалічні сполуки Co-Ni-Al, Co-Ni-Ga і сплави на основі Fe.

Не менш привабливим є механізм протікання мартенситного перетворення (МП), який реалізується при розпаді твердих розчинів з виділенням феромагнітних наночастинок в неферомагнітній матриці. Така поведінка характерна для сплавів Cu-Co, Cu-Ni-Fe, Cu-Ni-Co, Ni-Mn. Магнітний порядок в системі наночастинок, що виділяються, в залежності від їх кількості і розміщення, може набувати характер спінового скла, парамагнітного, суперпарамагнітного, а також анти- та феромагнітного стану. В потрійній системі сплавів Гейслера Cu-Mn-Al можлива реалізація МП, коли в твердих розчинах утворюються концентраційні неоднорідності. Роль таких неоднорідностей виконують когерентні наночастинок, які виділяються при розпаді високотемпературної β_1 -фази сплаву Cu-Al-Mn, що когерентно пов'язані з матрицею і при цьому не зазнають спонтанного МП при охолодженні.

Високотемпературна β_1 -фаза бінарних і потрійних мідно-алюмінієвих сплавів, має впорядковану по типу DO_3 ОЦК структуру [1]. Мартенситні фази, які реалізуються в сплавах різного складу, являють собою щільноупаковані структури відрізняються порядком укладки

щільноупакованих площин: $\beta_1'(3R)$ або $\gamma'(2H)$ [2]. Мартенситні кристали успадковують з аустеніту когерентні частинки, кристалічна ґратка яких змінюється за рахунок пружної деформації, що обумовлена зміною умов сполучення ґраток наночастинок та матриці при МП.

Змінюючи режими старіння високотемпературної фази, можна суттєво впливати на процес розпаду [3], що може призводити до суттєвої зміни характеристичних температур і гістерезису МП в сплавах Cu-Mn-Al. Дотримуючись певних умов в процесі старіння можна досягати ситуації, яка призводить до підвищення температури початку МП M_s і зменшення температурного гістерезису ΔT МП. Перша умова пов'язана із збідненням β_1 -матриці марганцем, друга - із зменшенням деформації форми перетворюваної області в результаті зменшення пружної енергії E_e на границі розділу фаз. В роботі [4] встановлена кореляція між часом відпалу (збільшенням об'ємної долі наночастинок, що виділяються) при температурі 200⁰C та величиною температурного гістерезису МП, яка має немонотонний характер. Недавні дослідження показали, що сплави Cu-Mn-Al з високим вмістом Mn мають прийнятні механічні властивості, що відкриває можливість їх практичного застосування в медицині [5,6].

Постановка задачі дослідження

Для розвитку уявлень про природу і характер протікання МП представляє великий інтерес вивчення морфології протікання МП сплаву Cu-Al-Mn в результаті старіння високотемпературної фази з використанням відпалу в постійному магнітному полі з різною орієнтацією зразка по відношенню до поля, що було зроблено вперше, а також з безпосереднім керуванням самого процесу індукування МП. Для дослідження з метою вибору оптимального режиму термічної або термомагнітної обробки обрано сплав постійного хімічного складу, який має найменшу величину температурного гістерезису МП.

Метою роботи є встановлення характеру зміни особливостей протікання мартенситного перетворення під впливом температурного поля в залежності від режиму термічної обробки сплаву як в магнітному постійному полі різної орієнтації, так і без нього.

Матеріали та методика досліджень

Сплав Cu-Al-Mn було виплавлено в індукційній печі в атмосфері аргону. Хімічний склад сплаву, визначений за даними енергодисперсійного рентгено-флюоресцентного аналізу по методу фундаментальних параметрів із збудженням енергетичного спектра, наведений у таблиці 1.

Таблиця 1 Хімічний склад сплаву Cu-Al-Mn

Хімічний елемент	Масова доля, %	Похибка, %
Cu	85,275	0,211
Al	9,153	0,213
Mn	4,254	0,051
Si	0,401	0,043
Fe	0,167	0,021
S	0,116	0,029
P	0,033	0,015

Після гомогенізуючого відпалу при 1123 К тривалістю 10 годин зразки загартувували в воду, після чого відпалювали при постійній температурі 498 К протягом 3 годин. Постійне магнітне поле напруженістю 1,5 кЕ створювалося шляхом підбору феромагнітних пластин, які були рознесені на відстань, потрібну для розміщення в його зазорі електронагрівача із зразком. Розміщення зразків по відношенню до напрямку магнітного поля та без нього показано на рис. 1. Для виключення впливу магнітного поля електронагрівача на зразок витки проводу з ніхрому навивали біфілярно. Зразки мали робочу довжину 20 мм з поперечним перерізом 2×2 мм.

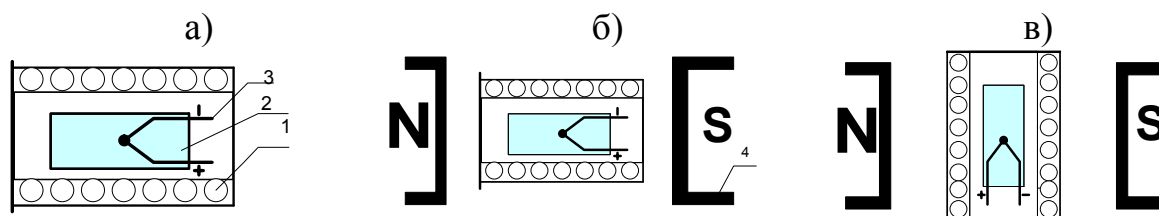


Рис. 1 Схема розміщення зразків при відпалі: а) без поля; б) в магнітному полі 1,5 кЕ, паралельному головній осі зразка; в) в магнітному полі 1,5 кЕ, перпендикулярному головній осі зразка, де 1 - електронагрівач, 2 – досліджуваний зразок, 3 - термопара, 4 - магнітне поле

Характеристичні температури і гістерезис МП визначались по кривим температурної залежності електроопору і магнітної сприйнятливості за стандартною методикою. Предметом вивчення також були температурні та польові залежності намагніченості. Фазовий склад зразків досліджували за допомогою рентгенівського дифрактометра Rigaku Ultima IV у монохроматизованному K_{α} -випромінненні Cu-аноду.

Результати та їх обговорення

Фазовий склад зразків сплаву Cu-Al-Mn після загартування та відпалу у магнітному полі і без поля при різних режимах представлено на рис. 2. Як результат загартування у воду від 1123 К високотемпературна β_1 -фаза сплаву зазнає індукованого мартенситного перетворення, в наслідок чого утворюється β_1' -мартенсит з орторомбічною ґраткою (рис. 1, а). Відомо, що відпал призводить до виділення частинок другої фази, когерентно пов'язаної з матрицею [3, 4]. Після відпалу зразків при 498 К протягом 3 годин без магнітного поля спостерігається перерозподіл інтенсивностей дифракційних максимумів внаслідок старіння мартенситної фази і утворення Cu_3Al (β_1 -фази) з ГЦК ґраткою (рис. 1, б). Відпал у магнітному полі сприяє виділенню з β_1' -мартенситної матриці дисперсних частинок феромагнітної Cu_2AlMn фази, про що свідчить поява слабких ліній цієї фази на відповідних кутах (рис 2. с, d), а зміна орієнтації зразка по відношенню до напрямку дії магнітного поля (перпендикулярно або паралельно) впливає на її кількість.

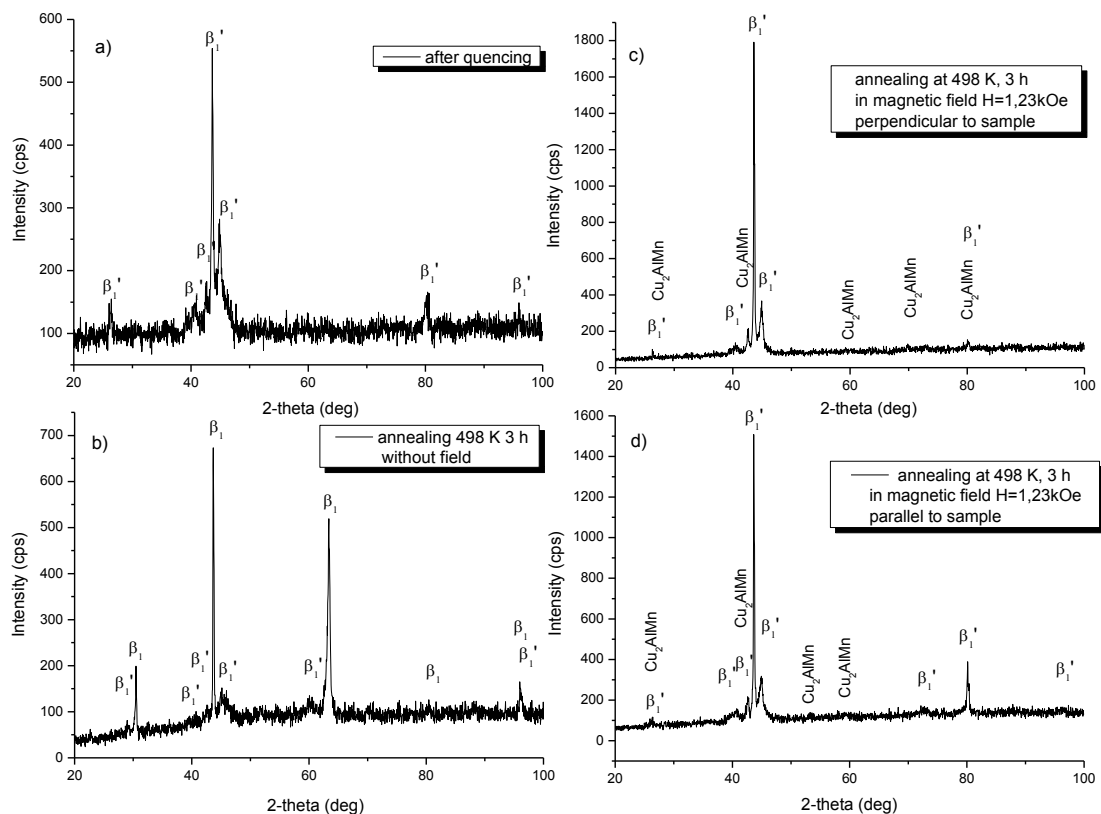


Рис. 2 Дифрактограми зразків сплаву CuAlMn, отримані в монохроматизованому випромінненні Cu-аноду: а) після загартування, б) після відпалу без магнітного поля, с) після відпалу у перпендикулярному головній осі зразка магнітному полі, d) після відпалу у паралельному головній осі зразка магнітному полі

Характер зміни електроопору має вигляд, притаманний металічним сплавам (рис. 3). При температурі M_s відбувається зростання електроопору зразків, що пов'язане із заміщенням частини об'єму вихідної фази фазою, яка має більш дефектну структуру. Як видно з рис. 3, нагрівання зразків після МП має обернений характер із зворотною послідовністю відтворення.

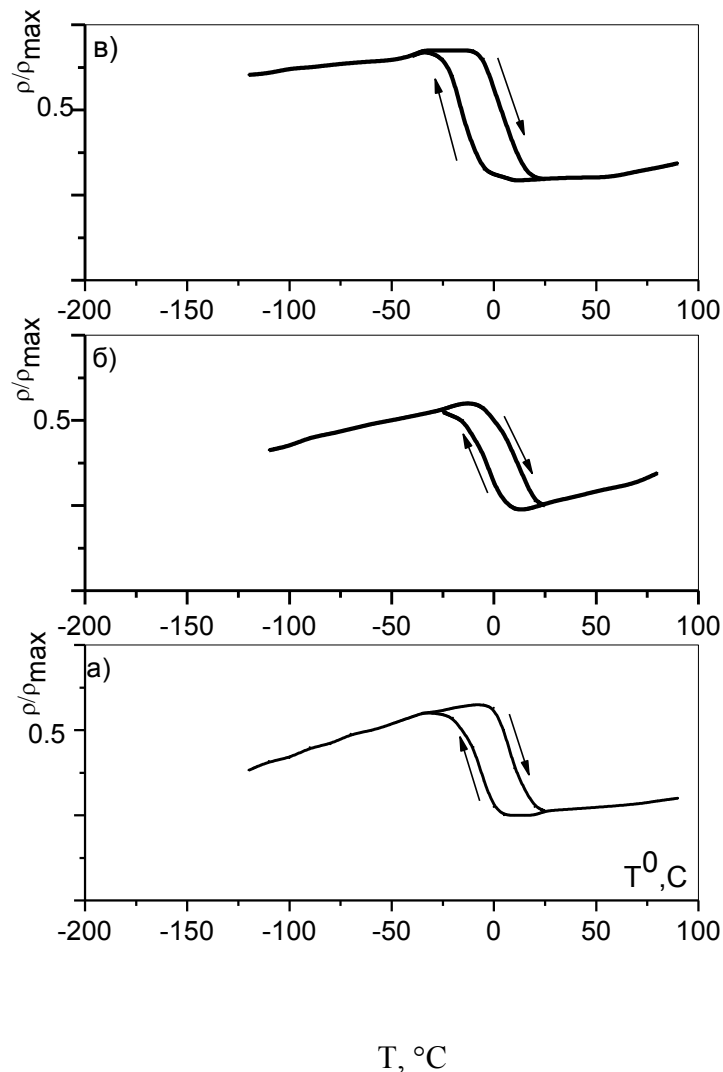


Рис. 3 Температурні залежності електроопору сплаву Cu-Al-Mn при різних режимах старіння: а) без поля; б) в паралельному магнітному полі; в) в перпендикулярному магнітному полі

Згідно результатам вимірювань низькопольової магнітної сприйнятливості сплаву Cu-Al-Mn при різних режимах старіння (див. рис. 4) має місце незначне підвищення M_s – температури початку прямого $\beta_1 \leftrightarrow \beta'$ перетворення після відпалу в магнітному полі, а також зменшення

ширини гістерезису МП ΔT ($\Delta T = A_f - M_s$ – гістерезис МП, де A_f – температура кінця зворотного переходу, M_s – температура початку прямого перетворення). Підвищення M_s в даному випадку пояснюється збідненням β_1 -матриці марганцем. Менша амплітуда стрибка переходу χ/χ_{\max} для зразків з термомагнітною обробкою пов'язана з переважною орієнтацією наночастинок, що виділяються, в напрямку прикладеного зовнішнього магнітного поля. В випадку обробки без магнітного поля сфероподібні концентраційні неоднорідності розподіляються в зразку переважно хаотично, на відміну від термомагнітної обробки, яка впорядковує зародкоутворення наночастинок фази Cu_2MnAl .

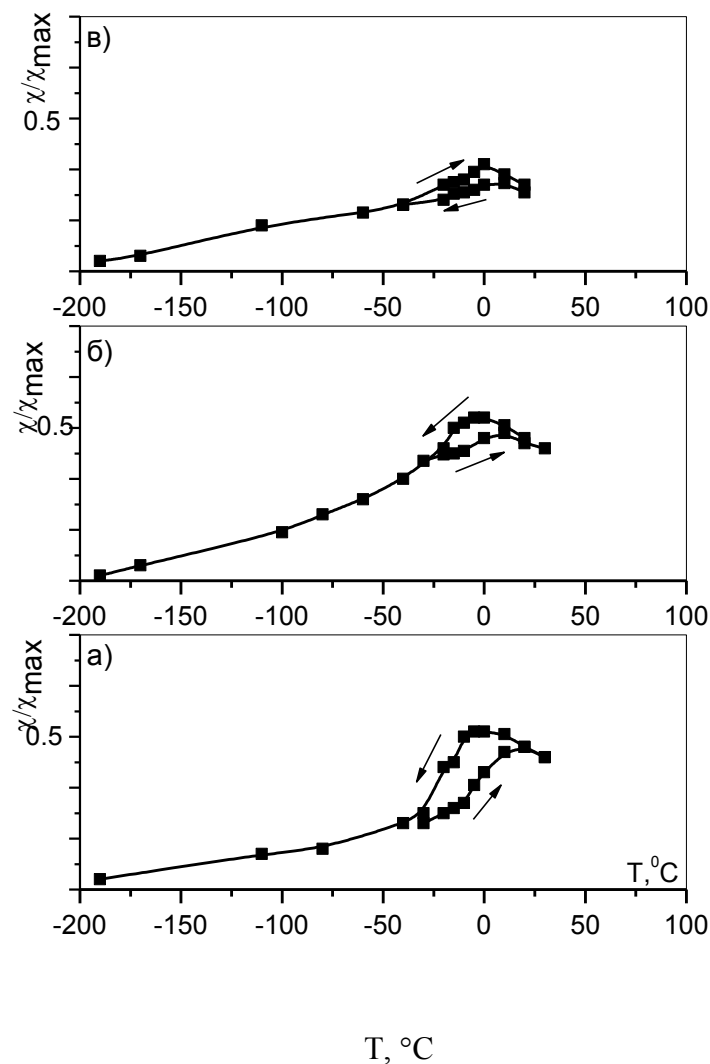


Рис. 4 Температурні залежності низькопольової магнітної сприйнятливості сплаву Cu-Al-Mn при різних режимах старіння після загартування від 850°C та відпалі 225°C протягом 3 годин: а) без поля; б) в перпендикулярному магнітному полі; в) в паралельному магнітному полі; стрілками позначено нагрів-охолодження.

Вплив термомагнітної обробки на величину магнітної сприйнятливості пояснюється тим, що магнітні характеристики досліджуваного сплаву визначаються взаємодією наночастинок фази виділення. При цьому наночастинки, які знаходяться в межах мартенситних кристалів, піддаються впливу значних когерентних напружень, обумовлених невідповідністю кристалічних ґраток мартенситу і наночастинок, що призводить до виникнення магнітної анізотропії ансамблю наночастинок. Ця невідповідність кристалічних ґраток стрибкоподібно зростає, коли кубічна ґратка аустенітної матриці перетворюється в орторомбічну ґратку мартенситу, і, таким чином, температурний хід магнітної сприйнятливості, обумовлений відповідною зміною магнітної анізотропії наночастинок.

Можна відмітити, що у випадку прикладання зовнішнього магнітного поля відбувається зменшення розміру критичного зародку та енергії його утворення. При фіксованих температурі та часі старіння вплив магнітного поля стимулює утворення нових зародків, що добре погоджується з поведінкою намагніченості (рис. 5 і 6), яка, в свою чергу, напряму залежить від кількості феромагнітних наночастинок, які виділяються. Згідно розподілу Больцмана намагніченість ансамблю невзаємодіючих феромагнітних наночастинок визначається співвідношенням [8,9]:

$$I = nmL(mH/kT), \quad (3)$$

де L - функція Ланжевена, яка дорівнює

$$L(mH/kT) = cthmH/kT - kT/mH, \quad (4)$$

де m - магнітний момент наночастинки;

n - кількість наночастинок в одиниці об'єму;

k - константа Больцмана.

Як випливає з рис. 4 і 5, кількість наночастинок, що виділяються, є максимальною у випадку відпалу в паралельному магнітному полі. В свою чергу, збільшення числа наночастинок, що виділяються, стимулює зростання температури початку прямого МП і зменшення гістерезису МП. Зменшення температурного гістерезису ΔT МП в нашому випадку добре узгоджується з результатами роботи [4]:

$$\Delta T/T_0 = E_m(1-\alpha)/L, \quad (5)$$

де T_0 – температура рівноваги між аустенітною та мартенситною фазами;

L – теплота МП;

α – коефіцієнт, який залежить від міцнісних характеристик матеріалу і визначає ступінь релаксації когерентних напружень.

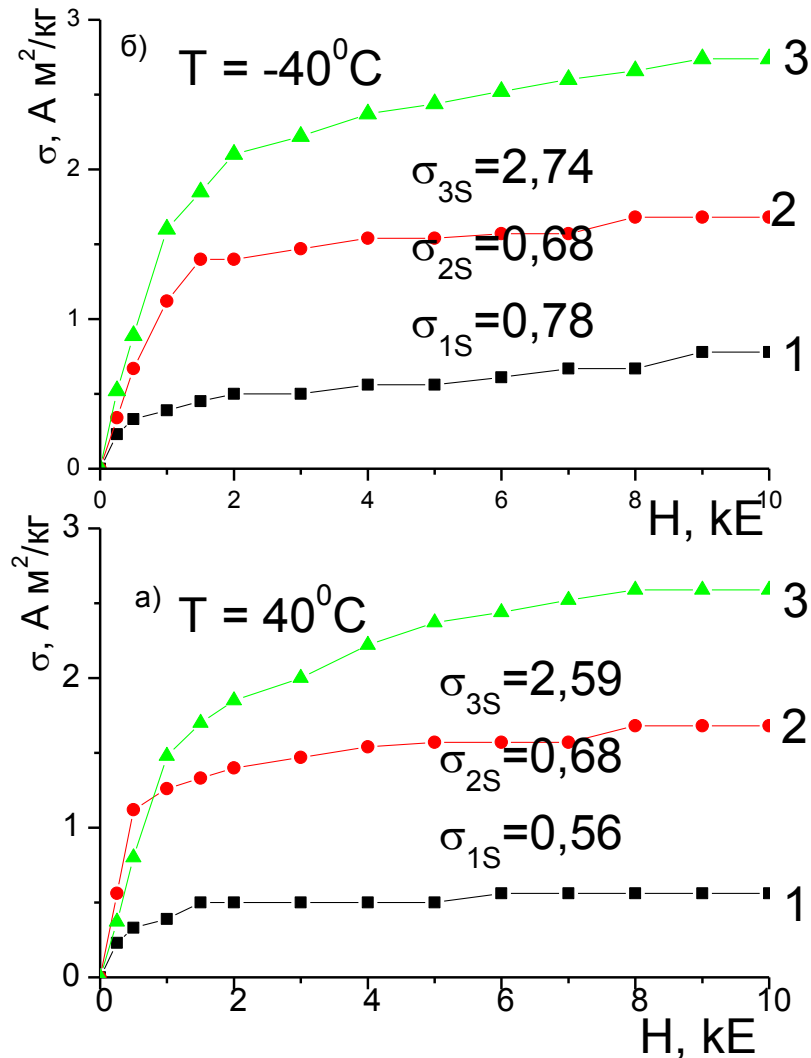


Рис. 5 Польові залежності намагніченості при різних режимах старіння: 1) без поля; 2) в перпендикулярному магнітному полі; 3) в паралельному магнітному полі; а) в аустенітному стані ($+40^\circ C$) та б) в мартенситному стані ($-40^\circ C$); де σ - намагніченість насичення

Зменшенню температурного гістерезису МП сприяє збільшення об'ємної долі наночастинок фази виділення, яка призводить до зменшення деформації перетворення, і, як результат, до зменшення пружної енергії E_e системи [11].

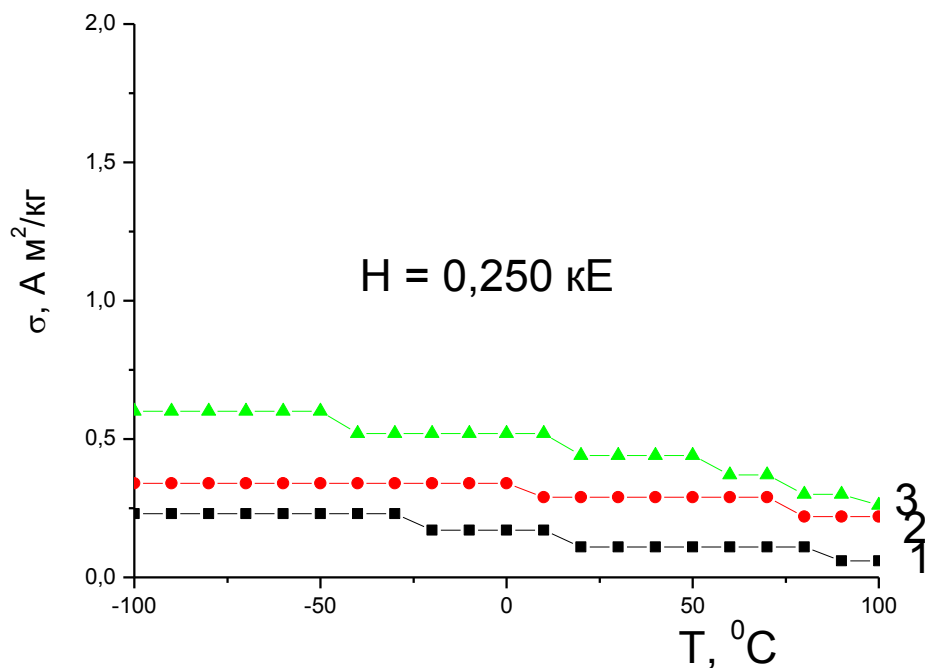


Рис. 6. Температурні залежності намагніченості при різних режимах старіння: 1) без поля; 2) в перпендикулярному магнітному полі; 3) в паралельному магнітному полі

Висновки

В роботі зроблена спроба керування процесом фазоутворення при старінні високотемпературної фази за допомогою постійного магнітного поля напруженістю 1,5 кЕ для оптимізації параметрів протікання мартенситного перетворення в сплавi Cu-Al-Mn. За допомогою феноменологічної теорії дифузійного розпаду і отриманих експериментальних результатів вдалося пояснити поведінку та з'ясувати причини протікання індукованого мартенситного перетворення в сплавi. Можна вважати, що прикладання магнітного поля стимулює утворення феромагнітних наночастинок при розпаді твердого розчину. Крім того, термомагнітна обробка допомагає створювати ефективні центри зародкоутворення нанонаночастинок в сплавi Cu-Al-Mn при старінні високотемпературної фази.

Таким чином, при відпалі в магнітному полі створюються умови, які сприяють збільшенню кількості утворених феромагнітних наночастинок в неферомагнітній матриці, про що свідчать результати вимірювання магнітних властивостей матеріалу зразка, а саме польових залежностей намагніченості і низькопольової магнітної сприйнятливості.

Для подальшого розуміння процесів розпаду на протікання мартенситного перетворення планується продовжити роботу в напрямку дослідження мікроструктурних особливостей фазоутворення.

Література

1. В. В. Кокорин, И. А. Осипенко, Т. В. Ширина, ФММ, 53: № 4: 732 (1982).
2. Х. Варлимонт, Л. Дилей,. Мартенситные превращения в сплаве на основе меди, серебра и золота. (Москва: Наука: 1980).
3. И. А. Арбузова, Л. В. Титов, Л. Г. Хандрос, Металлофизика, 69: 83 (1977).
4. V. V. Kokorin, L. E. Kozlova and A. N. Titenko Scripta Mat. 47: 499 (2002).
5. Y. Sutou, R. Kainuma, K. Ishida, Mater. Sci. Eng. A 273-275: 375 (1999).
6. Y. Sutou, T. Omori, R. Kainuma, K. Ishida, J Phys IV 112: 511 (2003).
7. Г. С. Жданов, А. Г. Хунджуа Лекции по физике твердого тела. (Москва: Изд-во МГУ: 1988).
8. В. В. Кокорин, Мартенситные превращения в неоднородных твердых растворах. (Киев: Наук. Думка: 1987).
9. С. В. Вонсовский, Магнетизм. (Москва: Наука: 1979).
10. Ю. В. Осинская, С. С. Петров, А. В. Покоев А. К. Раджабов, В. В. Рунов, ФТТ, 54, №3: 531 (2012).
11. Л. П. Гунько, В. В. Кокорин, О. М. Шевченко, ФММ: № 10: 204 (1991).

УДК 669.017.3

**ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ АУСТЕНИТИЗАЦИИ НА
МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ СТАЛЕЙ 10Г2ФБ И
10Г2ФБЮ ПОСЛЕ ОХЛАЖДЕНИЯ ПО СТУПЕНЧАТОМУ
РЕЖИМУ**

Н. В. Ткаченко

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

У даній роботі досліджено вплив температури аустенітизації на механічні властивості та структуру сталей 10Г2ФБ і 10Г2ФБЮ після охолодження по ступінчастому режиму. Встановлено, що за характеристиками міцності, межі текучості і тимчасового опору обидві сталі після зазначених обробок перевершують ці показники після зміцнення по режиму контрольованої прокатки, але поступаються за відносним подовженням. З порівняння рівня механічних властивостей сталей 10Г2ФБ і 10Г2ФБЮ випливає, що сталь 10Г2ФБ, що не містить алюмінію, характеризується більшою стабільністю за показниками KCV

В данной работе исследовано влияние температуры аустенитизации на механические свойства и структуру сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после охлаждения по ступенчатому режиму. Установлено, что по характеристикам прочности, пределу текучести и временного сопротивления обе стали после указанных обработок превосходят эти показатели после упрочнения по режиму контролируемой прокатки, но уступают по относительному удлинению. Из сравнения уровня механических свойств сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ следует, что сталь 10Г2ФБ, не содержащая алюминия, характеризуется большей стабильностью по показателям KCV

It was studied the effect of austenitizing temperature on mechanical properties and structure of steel and 10Г2ФБ and 10Г2ФБЮ after cooling by a stepwise mode. It was found that the characteristics of strength, yield strength and ultimate strength of current steels after both treatments exceed these values after hardening by controlled rolling, but inferior in elongation. From a comparison of the level of the mechanical properties of steels and 10Г2ФБ and 10Г2ФБЮ follows that 10Г2ФБ steel containing no aluminum, is characterized by greater stability in terms of KCV

Введение

Современные стандарты на листовую сталь [1] представляют возможность широкого интервала комплекса механических свойств, которые могут существенно отличаться от свойств, получаемых непосредственно после прокатки, и в этом случае возникает необходимость в термической обработке. Как известно [2], повышение сопротивления хрупкому разрушению обеспечивается формированием мелкодисперсной структуры, затрудняющей возникновение напряжений, предшествующих разрушению. Структуры бейнитного типа наиболее благоприятны для штрипсовых сталей, условия эксплуатации которых предполагают стойкость и высокую надежность, таким образом, при термической обработке желательным является получение именно такого типа структур.

Постановка задач исследования

Существующая тенденция повышения уровня механических свойств низколегированных сталей для газопроводных труб большого диаметра [3, 4] предполагает новые подходы, обеспечивающие все возрастающие требования по прочности, вязкости, пластичности, сопротивлению зарождению и развитию вязких и хрупких разрушений. В данной работе предложены ступенчатые режимы термической обработки, составляющие альтернативу контролируемой прокатке, позволяющие получить оптимальные структуру и свойства. Целью данной работы является детальный анализ влияния температуры аустенитизации на механические свойства и структуру сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после охлаждения по ступенчатому режиму.

Методика проведения эксперимента

В данной работе исследовались стали трубного сортамента 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ, химический состав которых приведен в табл. 1.

Таблица 1 Химический состав исследуемых трубных сталей

Марка стали	Массовая доля элемента, %													
	C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Mo	Cr	Ni	Cu	Ti	Al	N
10Г2ФБ	0,1	1,64	0,26	0,004	0,017	0,095	0,04	0,01	0,02	0,02	0,03	0,01	0,029	0,009
10Г2ФБЮ	0,1	1,68	0,29	0,002	0,009	0,063	0,042	0,01	0,21	0,18	0,19	0,014	0,037	0,006

Режим термической обработки состоял в нагреве под аустенитизацию до температур 850, 900 и 950 °С. После производилось охлаждение по ступенчатому режиму. Время выдержки при закалке составляло 30 мин.

Целью такого охлаждения являлось получение структур бейнитного типа при температурах ступени 300, 350 и 400 °С; выдержка при этом составляла 10 минут. Окончательное охлаждение производилось в воде. Термическую обработку проводили в печах: SNOL 288/1200 и СНОЛ – 4.

Для механических испытаний на растяжение и ударную вязкость изготавливались стандартные образцы из вышеуказанного материала согласно ГОСТ [5].

Результаты исследований

Ниже приведены результаты анализа влияния температуры аустенитизации на уровень механических свойств: предела текучести, временного сопротивления, относительного удлинения, ударной вязкости KCV и KCU.

На рисунках 1 а и б приведены усредненные значения σ_T сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ, соответственно, после их охлаждения от температур 850, 900 и 950 °С по ступенчатому режиму при температуры ступеней 300, 350 и 400 °С. Как видно из рисунка 1 а, повышение температуры аустенитизации от 850 °С до 950 °С не сопровождается существенным изменением предела текучести в случае охлаждения с выдержкой при 300 и 350 °С. В тоже время, наблюдается существенный рост предела текучести от ~ 500 до 570 МПа при повышении температуры ступени до 400 °С. Из рисунка 1 б следует, что для стали 10Г2ФБЮ после упрочнения по этому же режиму наблюдается повышение предела текучести от ~ 550 до 800 МПа. После аустенитизации при 950 °С охлаждение по режимам с температурой ступеней 300 и 350 °С дает идентичный результат, соответствующий стали 10Г2ФБ.

Сравнение данных приведенных на 2 а и б, характеризующих зависимость величины временного сопротивления исследуемых сталей от температуры аустенитизации при ступенчатом охлаждении, показывает, что в интервале температур ступеней 300 ÷ 350 °С временное сопротивление более существенно возрастает при температуре аустенитизации в стали 10Г2ФБ по сравнению с 10Г2ФБЮ. Дальнейшее повышение температуры аустенитизации до 950 °С вызывает резкое увеличение временного сопротивления в обеих сталях только в случаях охлаждения температуры ступени равной 400 °С. Как видно из рисунка 2 а и б значения временного сопротивления для сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после упрочнения по режиму температуры аустенитизации 950 °С и температуры ступени 400 °С составляют соответственно ~ 900 МПа и ~ 1000 МПа.

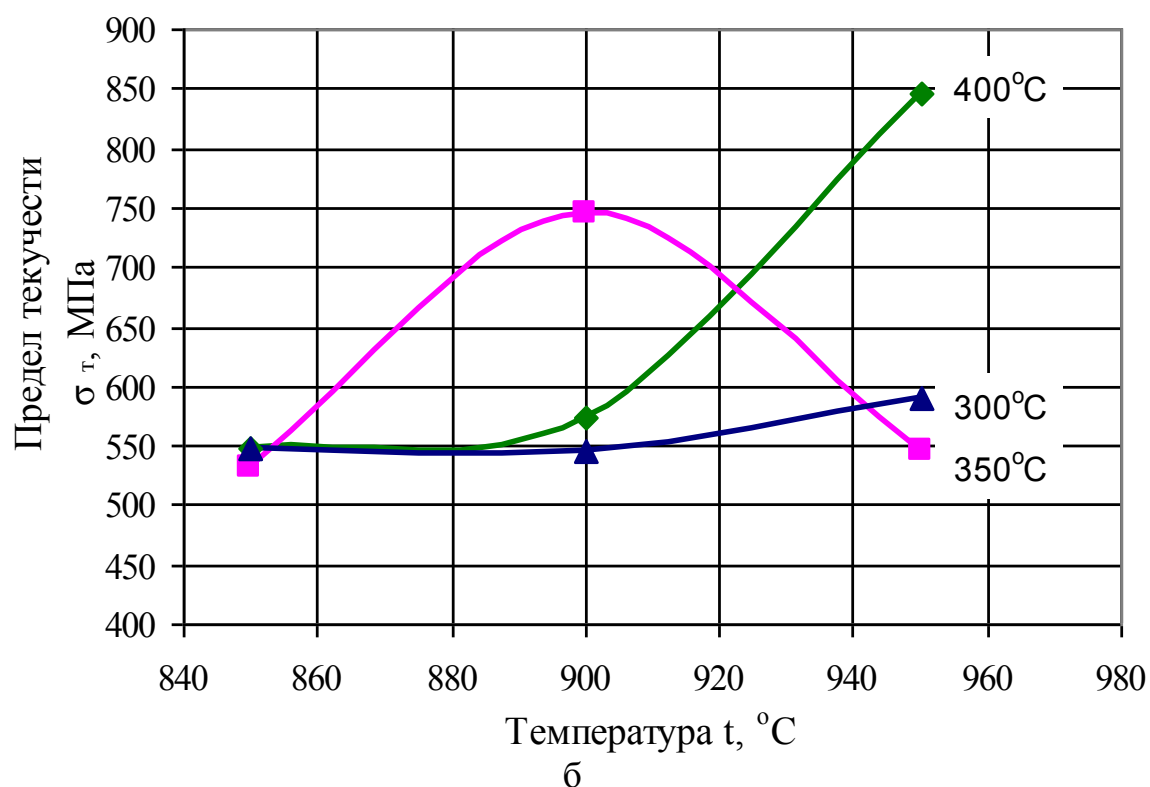
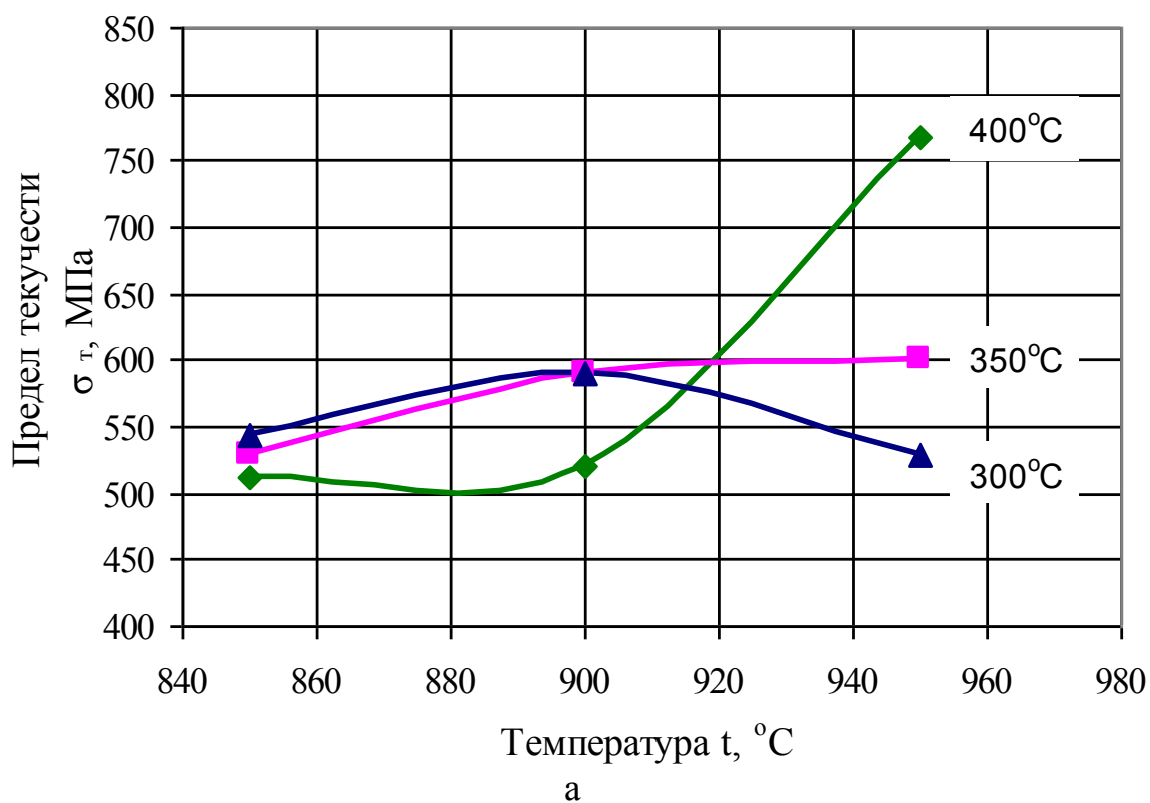


Рис. 1 Влияние температуры аустенизации на предел текучести сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после упрочнения по ступенчатым режимам с температурами ступеней 300, 350 и 400 °C: а – 10Г2ФБ, б – 10Г2ФБЮ

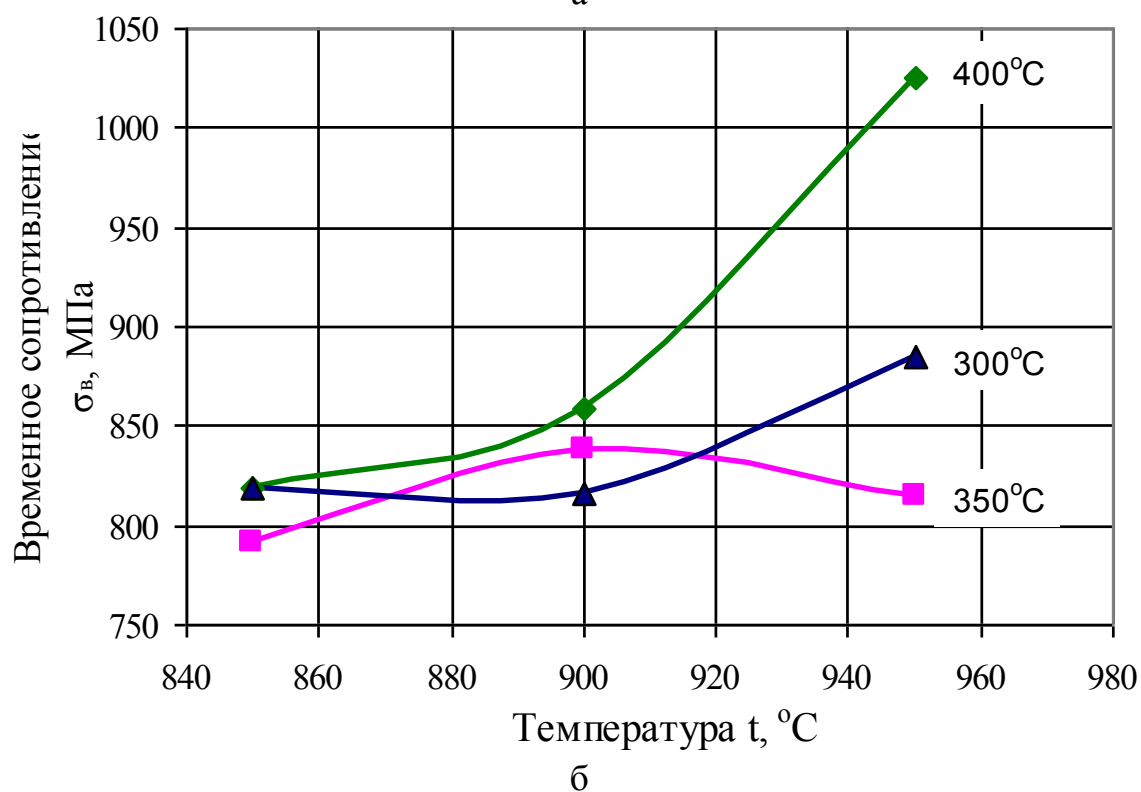
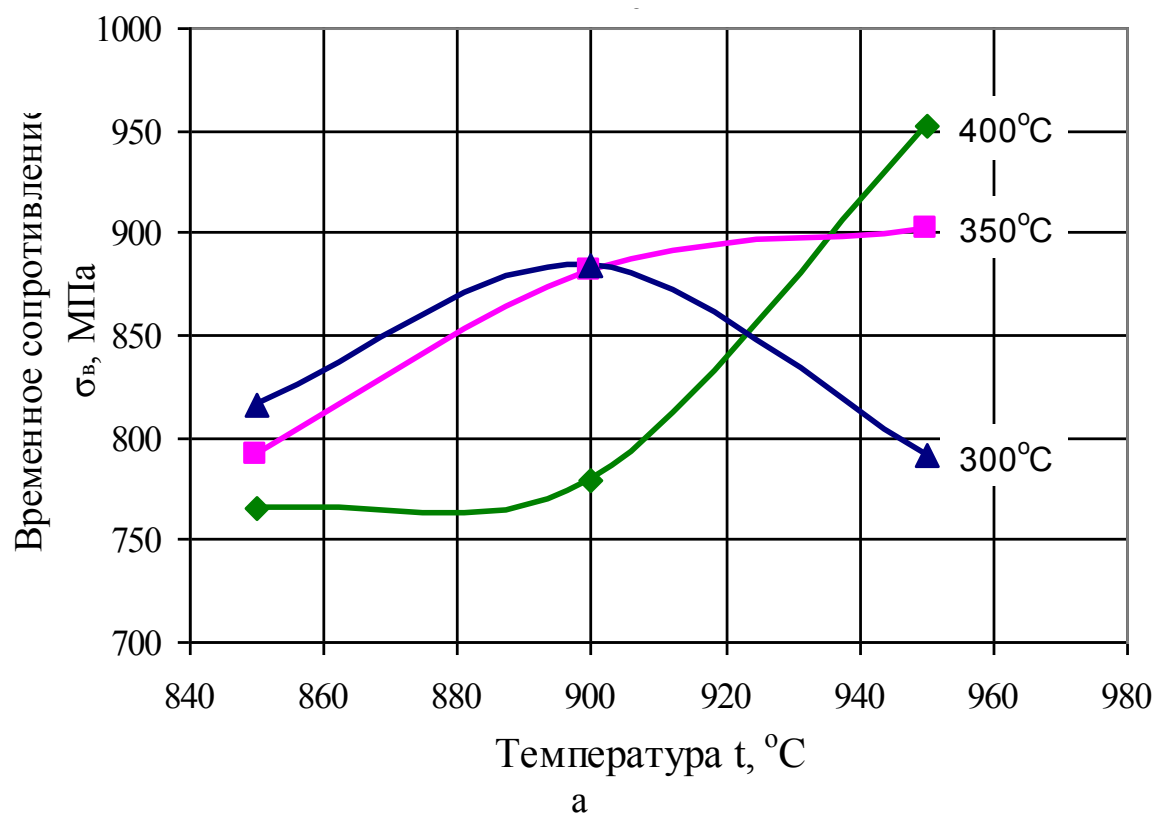
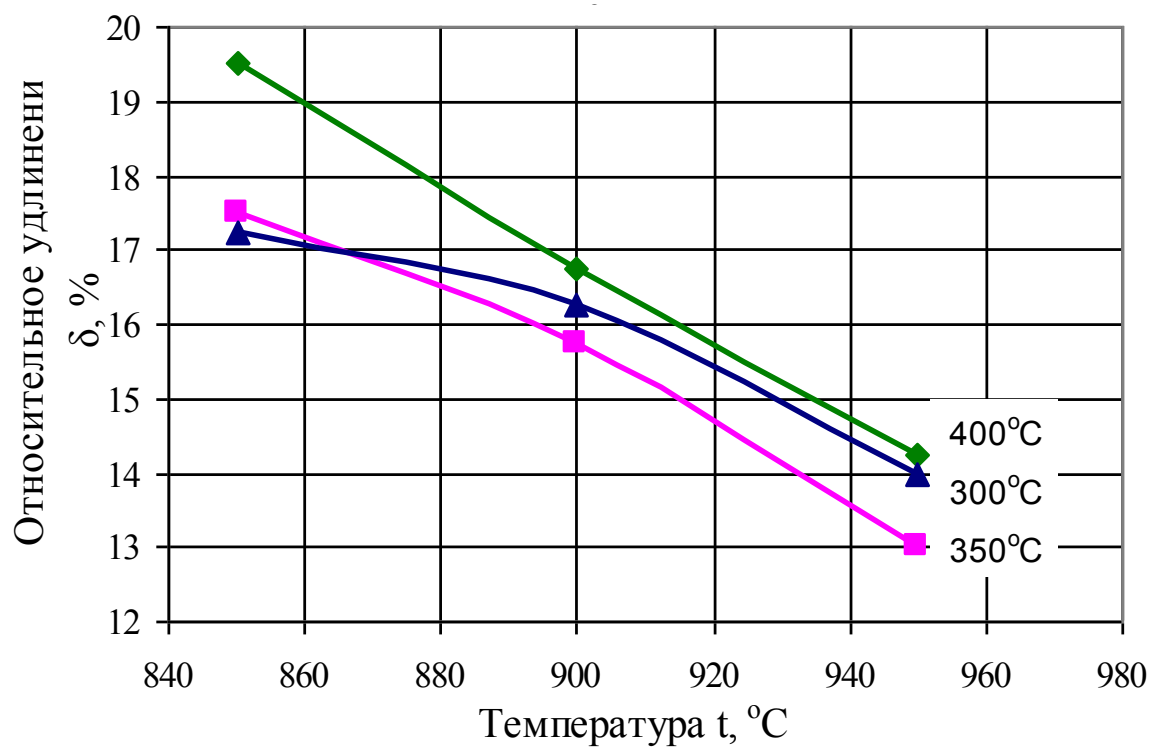


Рис. 2 Зависимость временного сопротивления от температуры аустенитизации после ступенчатого охлаждения с изотермической выдержкой при температурах 300, 350, 400 °C: а – 10Г2ФБ; б – 10Г2ФБЮ

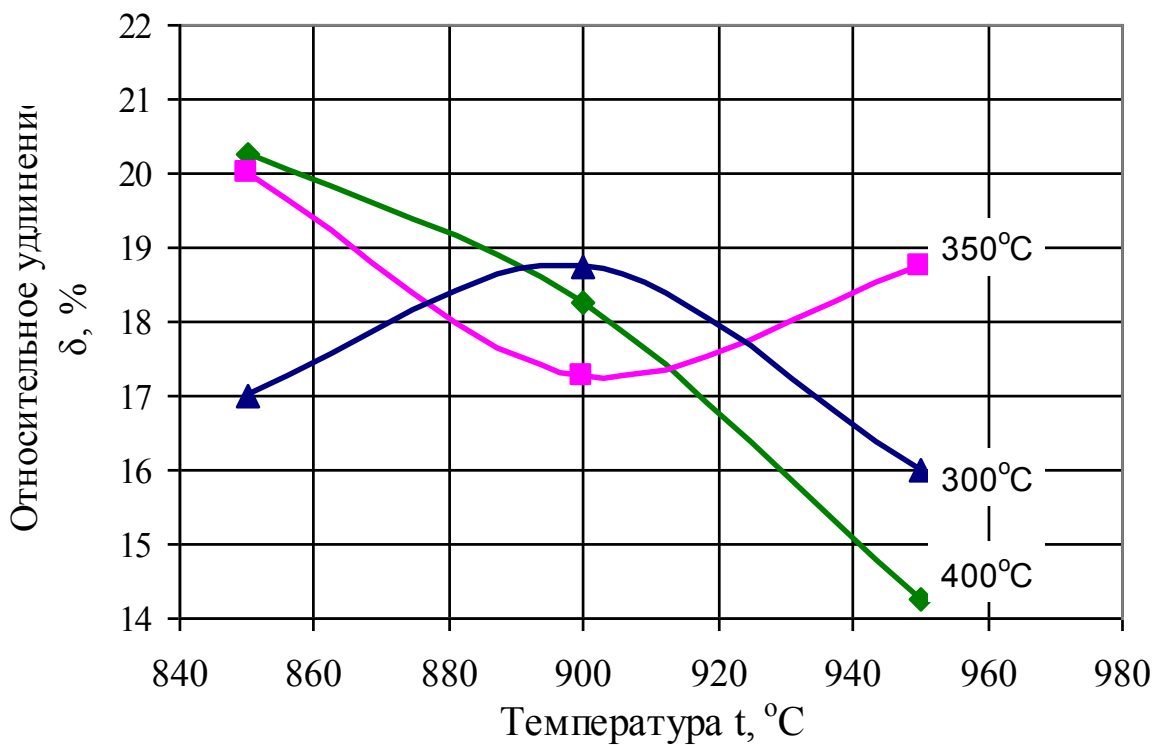
Влияние исследуемых режимов упрочнения на относительное удлинение сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ иллюстрируется данными приведенными на рисунках 3 а и б. Как видно из рисунка 3 а повышение температуры аустенитизации от 850 °С до 950 °С вызвало снижение относительного удлинения от 18 % до 13 % при всех режимах ступенчатого охлаждения стали 10Г2ФБ. В условиях термического упрочнения стали 10Г2ФБЮ непрерывное снижение относительного удлинения в интервале 850 ÷ 950 °С наблюдается только при охлаждении со ступенчатой выдержкой при 400 °С. При ступенчатом охлаждении с температурами ступеней 300 °С и 350 °С изменение относительного удлинения от температуры аустенитизации характеризуется кривой соотносительным удлинением ~ 18 % при температуре аустенитизации 900 °С в первом случае (температура ступени 300 °С) и кривой с относительным удлинением ~ 18 % при температуре ступени 350 °С. Обращает на себя внимание относительно высокая стабильность пластичности обеих сталей после их упрочнения по режиму: аустенитизация при 900 °С с последующим ступенчатым охлаждением с температурами ступеней 300 °С и 400 °С.

Влияние исследуемых режимов аустенитизации и ступенчатого охлаждения на ударную вязкость KCV при – 20 °С сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ характеризуется данными приведенными на рисунках 4 а и б. Сравнение результатов, представленных графически на этих рисунках показывает, что характер изменения KCV от температуры аустенитизации для исследованных сталей при охлаждении по одному и тому же режиму, оказывается практически противоположным. Так, при ступенчатом охлаждении с температурой ступени 400 °С повышение температуры аустенитизации в интервале 850 ÷ 950 °С сопровождается монотонно ростом KCV в пределах интервала 0,5 ÷ 0,9 МДж/м², в то время как при ступенчатом охлаждении с температурой ступени 300 °С повышение температуры аустенитизации от 850 °С до 950 °С сопровождается снижением ударной вязкости от 1,90 МДж/м² до 0,60 МДж/м². Охлаждение со ступенью при 350 °С в стали 10Г2ФБ характеризуется изменением KCV по кривой с максимумом при температуре аустенитизации 900 °С.

В стали 10Г2ФБЮ, как видно из рисунка 4 б монотонный рост KCV при повышении температуры аустенитизации от 850 °С до 950 °С наблюдается только после охлаждения по режиму с температурой ступени 300 °С. Охлаждение по режимам с температурой ступеней 350 °С и 400 °С приводит к изменению KCV по кривой с максимумом при охлаждении со ступенью при 400 °С и с минимумом при температуре 350 °С. Приведенные результаты свидетельствуют о высокой чувствительности показателя KCV исследуемых сталей к изменению температурного режима нагрева под аустенитизацию и условиям охлаждения.



а



б

Рис. 3 Влияние температуры аустенитизации на относительное удлинение сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ после ступенчатого охлаждения с температурной ступени 300, 350 и 400 °C: а – 10Г2ФБ; б – 10Г2ФБЮ

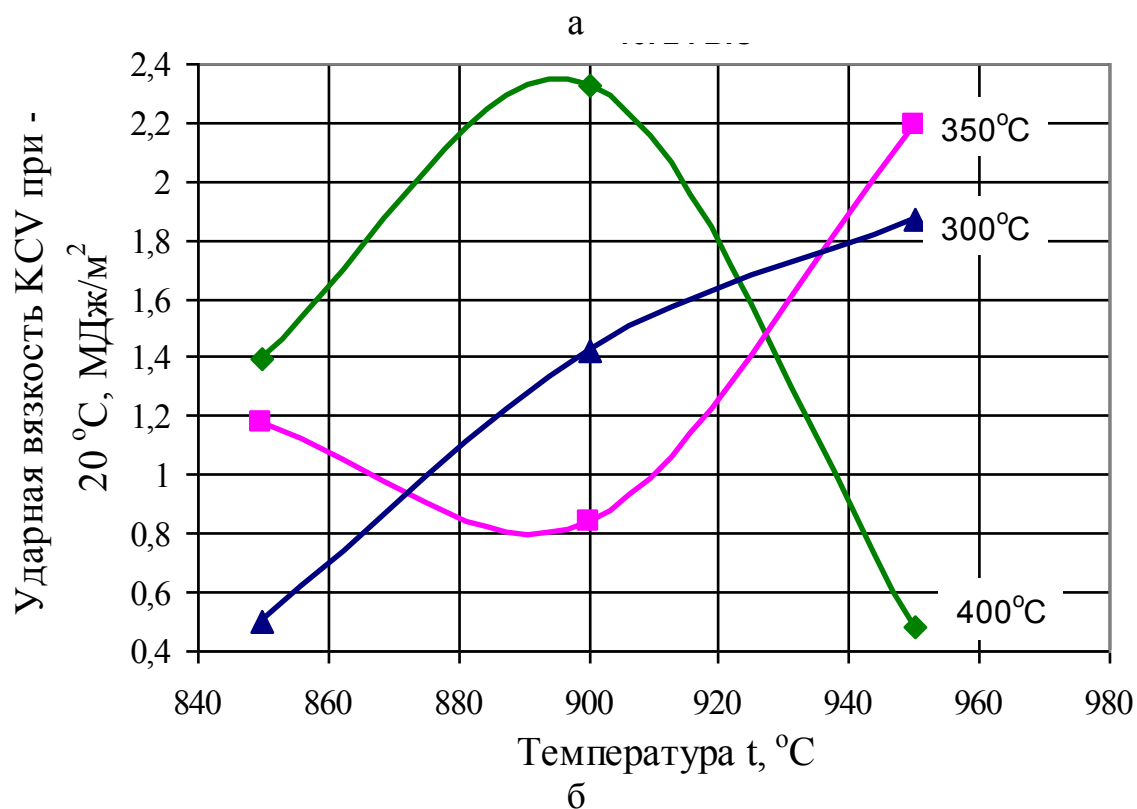
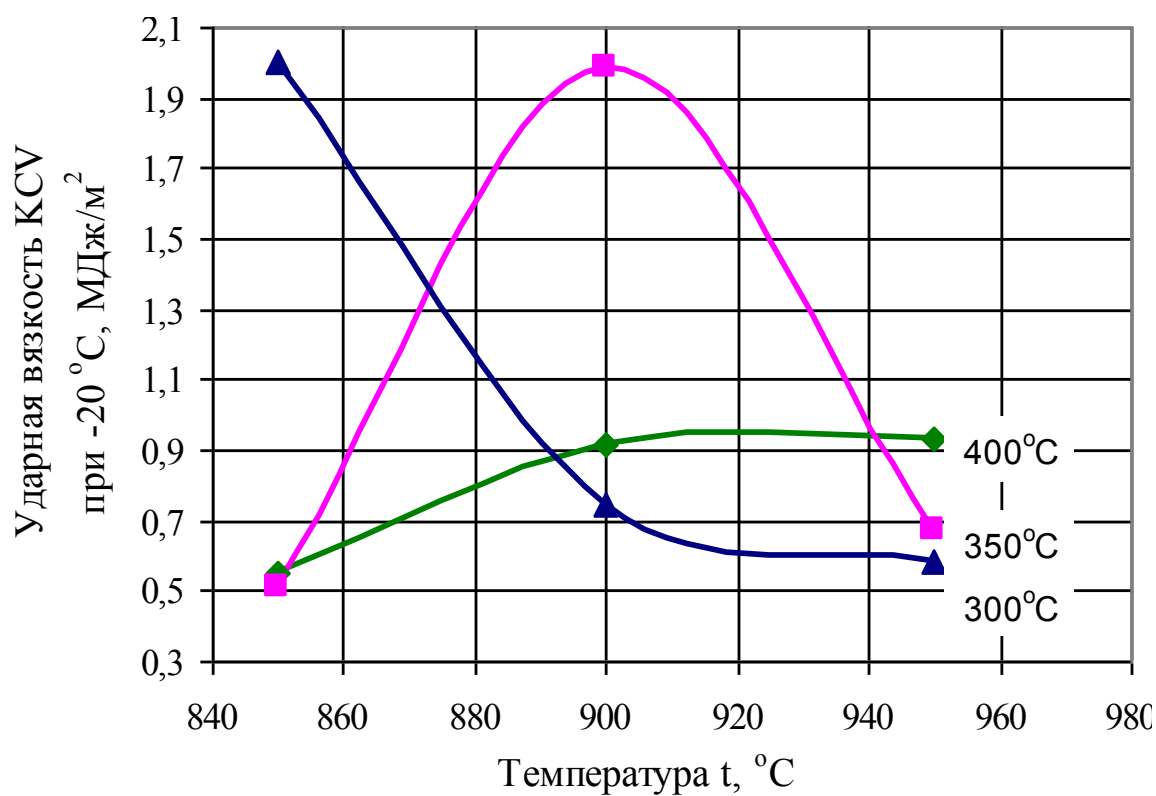


Рис. 4 Зависимость ударной вязкости 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ от температуры аустенитизации после упрочнения по ступенчатому режиму с температурой ступеней 300, 350 и 400 °С: а – 10Г2ФБ; б – 10Г2ФБЮ

Металлографическое исследование образцов, обработанных по вышеуказанным режимам, позволило установить особенности структур формирующихся в этих условиях. На начальной стадии превращения аустенита на температурной ступени образуются отдельные кристаллы α – фазы игольчатого (бейнитного) типа. Во время выдержки при температуре ступени происходит их медленный рост, в это же время наблюдается образование новых кристаллов игольчатого типа. Такой процесс продолжается в течении всего времени выдержки при температуре ступени, при этом, очевидно, идет процесс образования карбидных и карбонитридных фаз. Очевидно, что степень развития этих процессов зависит от температуры ступени и времени выдержки при ней. В качестве примера приведены структуры с температурой ступени 400 °С. На рисунке 5 а, б приведены структуры стали 10Г2ФБ после термической обработки по режимам температуры аустенитизации 950 и 900 °С и температуры ступеней 400 °С. Как видно, в структуры имеют игольчатый характер, следует отметить, что структуры, полученные при охлаждении по режиму охлаждения с температурой ступени 400 °С, характеризуется менее выраженной игольчатостью, что обусловлено более высокой степенью распада пересыщенного α – твердого раствора.

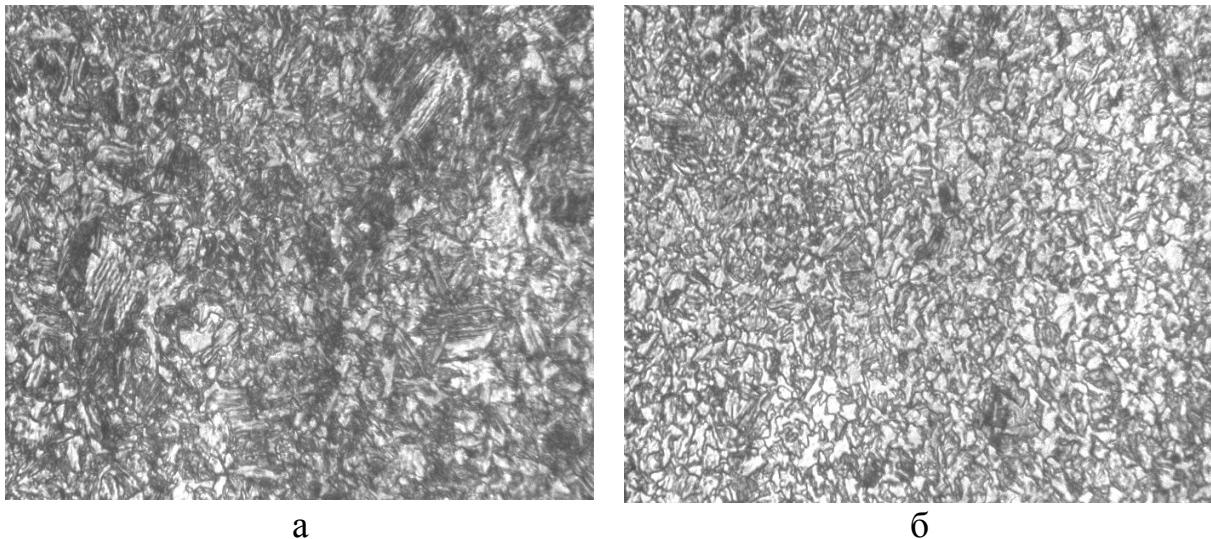


Рис. 5 Микроструктура стали 10Г2ФБ после термического упрочнения по ступенчатому режиму (x400):
а – $T_{\text{ауст.}} = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{ст.}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$; б – $T_{\text{ауст.}} = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$; $T_{\text{ст.}} = 400\text{ }^{\circ}\text{C}$

Для исследуемой марки стали 10Г2ФБЮ термическое упрочнение по тем же режимам, что и для 10Г2ФБЮ также вызвало изменение структуры отличающиеся от структуры технологической контролируемой прокатки. На рисунке 6 а, б представлены структуры после термического упрочнения

при аустенитизации 950 и 900 °С и с температурой ступени 400 °С. На рисунке 6 а можно видеть ферритную структуру с бейнитными участками. Более высокие механические свойства обусловлены преимущественно бейнитной составляющей, а также более мелкозернистой основой.

Большая мелкозернистость структуры 10Г2ФБЮ обусловлена, по видимому, наличием алюминия, карбонитриды которого оказывают тормозящее действие на размер зёрен.

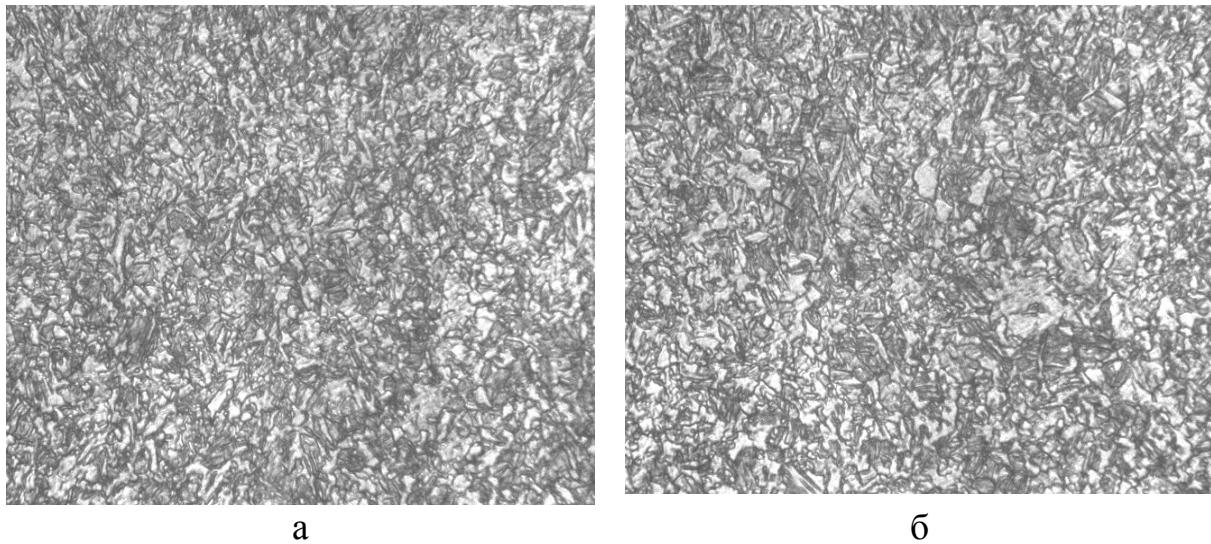


Рис. 6 Микроструктура стали 10Г2ФБЮ после термического упрочнения по ступенчатому режиму (Х400):

а – Т ауст. = 950 °С, Т ст. = 400 °С; б – Т ауст. = 900 °С, Т ст. = 400 °С

Выводы

1. Исследовано влияние нестандартных режимов термического упрочнения сталей 10Г2ФБ и 10Г2ФБЮ на механические свойства и структурное состояние с целью установления возможности дополнительного повышения качественных характеристик и расширения области их применения.

2. Установлено, что термическое упрочнение исследуемых сталей по режиму ступенчатой закалки с изотермической выдержкой при 300, 350 и 400 °С обеспечивает условия для формирования игольчатой структуры бейнитного типа.

3. Показано, что уровень механических свойств после термических обработок зависит от температуры аустенитизации, температуры ступени и времени выдержек при температуре ступеней на стадии охлаждения.

4. Установлено, что по характеристикам прочности, предела текучести и временного сопротивления обе стали после указанных обработок

превосходят эти показатели после упрочнения по режиму контролируемой прокатки, но уступают по относительному удлинению.

Литература

1. ПРОКАТ ЛИСТОВОЙ ГОСТ 22727-88.
2. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей [Текст] / Ф. Б. Пикеринг. – М.: Металлургия, 1982. – 183 с.
3. Стали для магистральных нефтепроводных труб повышенной эксплуатационной надежности [Текст] / С. П. Марков. – Труды 13 Международной научно – практической конференции “Трубы–2005”, Челябинск, 2005: сб. докл. – Нижний Тагил, 2005. – Ч. 1. – С. 135–138.
4. Улучшение механических свойств малоперлитных сталей путем микролегирования ванадием [Текст] / А. Н. Сорокин, Ю. И. Матросов. – Черная металлургия. Бюллетень ин-та Черметинформация, 1981, №7.- С. 60-61.
5. ГОСТ 9454–78. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах.

УДК:669.15.24.26-194:669-154.004.12.001.15

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СТАЛИ 14X17H2 С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ КРИТЕРИЕВ КАЧЕСТВА И МЕТОДИКИ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВАХ

Д. Н. Тогобицкая¹, В. П. Пиптюк¹, Б. А. Левин², И. Н. Логозинский²,
П. С. Козачек¹, О. В. Кукса¹

¹ Институт черной металлургии НАН Украины

² ПАО «Днепропеталь»

Проведено оцінку достовірності промислових даних з використанням критеріїв якості. Використана методика структуризації хімічного складу сталі на підсистеми: матричну, легуючу та домішкові. Виконано оцінку впливу різних режимів термообробки металопродукції зі сталі 14X17H2 на формування її механічних властивостей

Проведена оценка достоверности промышленных данных с использованием критериев качества. Использована методика структуризации химического состава стали на подсистемы: матричную, легирующую и примесные. Выполнена оценка влияния различных режимов термообработки металлопродукции из стали 14X17H2 на формирование ее механических свойств

The evaluation of the reliability of industrial data using quality criteria. Used the method of structuring the chemical composition of the steel into subsystems: the matrix, alloying and impurity. The evaluation of the impact of different modes of heat treatment of steel from steel 14H17N2 for the formation of its mechanical properties

Вступление

Коррозионностойкая, жаропрочная сталь 14X17H2 относится к мартенсито-ферритному классу, обладает высокими прочностными и пластическими свойствами в сочетании с высокой ударной вязкостью. Важнейшим фактором качества изделий из данной стали является обеспечение достаточного уровня комплекса механических свойств, регламентируемого ГОСТом 5949-75. Например, согласно ГОСТу для стали 14X17H2 предъявляются следующие основные требования:

1 вариант – закалка 975-1040 °С, охлаждение в масле, отпуск 275–350 °С, охлаждение на воздухе:

1) $\sigma_B = 110$ (кгс/мм²), 2) $\sigma_T = 85$ (кгс/мм²), 3) $d_5 = 10$ %, 4) $\psi = 30$ %, 5) $KCU = 5$ (кгс·м/см²);

2 вариант – закалка 975-1040 °С, охлаждение в масле, отпуск 620–660 °С, охлаждение на воздухе:

1) $\sigma_B = 85$ (кгс/мм²), 2) $\sigma_T = 65$ (кгс/мм²), 3) $d_5 = 16$ %, 4) $\psi = 55$ %, 5) $KCU = 8$ (кгс·м/см²).

Результаты исследования

С целью многопланового анализа информации сотрудниками Института черной металлургии НАНУ сгенерировано математическое обеспечение, включающее наряду с традиционным программным обеспечением первичного их анализа, оригинальные методы целенаправленного проецирования данных, поиска скрытых закономерностей на основе методов физико-химического моделирования многокомпонентных металлических расплавов, охватывающих широкий спектр легирующих элементов. Совместно с сотрудниками завода ПАО “Днепроспецсталь” сформирована интегрированная база данных, включающая информацию о стали марки 14X17H2: химический состав, ГОСТы на продукцию, сведения о термической обработке и типоразмерах металлопродукции, а также фактографическую информацию о механических свойствах. Систематизация полученной информации позволяет раскрывать по принципу «матрешки» последовательный анализ технологии и производимого сортамента металлопродукции по каждому из производственных подразделений в технологической схеме.

При анализе промышленных данных необходимо учитывать возможность присутствия недостоверных данных, которые желательно отсортировать при их последующем анализе. Для их выявления использовались, как показатели качества σ_B , σ_T , δ_5 , ψ , KCU (рис. 1), так и интегральные критерии качества (рис.2-3), вычисляемые по формулам:

$$K_1 = \sum_{i=1}^n \frac{X_i}{X_n} \quad (1)$$

$$K_2 = \sqrt[n]{\prod_{i=1}^n \left(\frac{X_i}{X_n}\right)} \quad (2)$$

где X_i – количество показателей качества;

P – символ их произведения.

В качестве Хн использованы указанные выше минимальные значения механических свойств стали. Значительные отклонения от главной зависимости могут быть недостоверными данными по каким-либо испытаниям механических свойств стали. Тривиальные закономерности соотношений σ_B/σ_T , также позволяют визуально, в первом приближении, оценить точность полученной информации. Высокая связь между σ_B и σ_T общеизвестна, однако такая корреляция свидетельствует скорее о расчетной экспертной оценке их значений. В качестве примера на рис. 1 выделена область, данные которой подвергаются дополнительному исследованию.

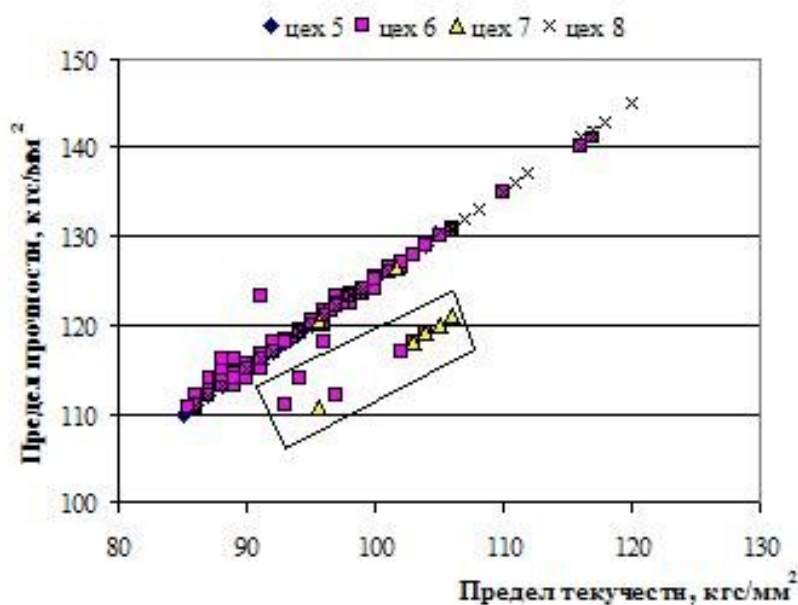
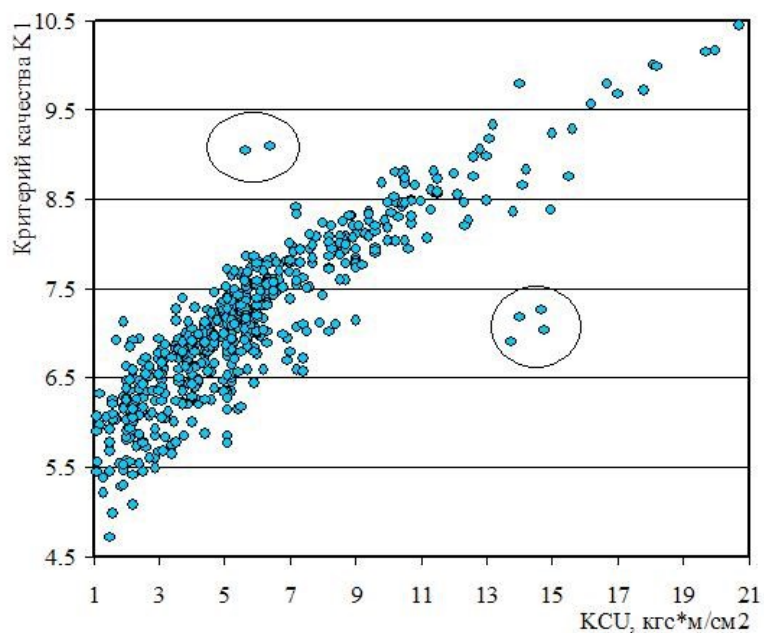


Рис. 1 Фрагмент оценки достоверности промышленных данных стали 14X17H2 для режима термообработки: закалка 1020°C, 40'м., отпуск 350°C, 60'вх.

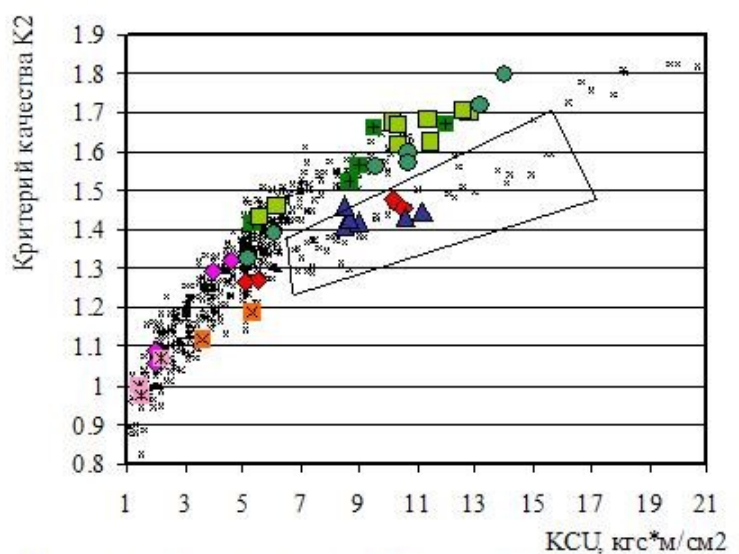
При выборке данных из общего массива мы также руководствовались следующими правилами: исключены плавки, в которых значения механических свойств являются “выбросами” (рис. 2 а) существенно отличающимися от соответствующих параметров других плавков; прежде всего, должны быть представлены плавки с относительно небольшим разбросом значений ударной вязкости для одного химического состава стали.

Использование критериев качества K_1 и K_2 позволяет выполнить экспертную оценку качества продукции. Как следует из рис. 2, более 50% плавков обеспечивают превышение нормативного уровня в 1,5 – 1,8 раза. Благодаря расчету критериев качества мы также можем выделить главную зависимость промышленных данных, которую характеризуют наиболее

достоверные данные. Выделенный фрагмент данных (рис. 2 б) характеризует плавки с пониженными прочностными свойствами, что обусловлено выбором 2^{го} варианта режима термической обработки с $T_{\text{отпуска}} 620-680^{\circ}\text{C}$.



а



б

Рис. 2 Анализ выборки промышленных данных (612 плавков): а- критерий качества K1, б- критерий качества K2

Анализ данных режима термической обработки (ТО) (закалка 1020°C-40'м., отпуск.350°C-60'вх.) на гистограммах конкретизирует распределение исследуемых характеристик во всем диапазоне (рис. 3). Для выбранного режима ТО характерны достаточно стабильные механические свойства в интервалах σ_B (МДж/м²) - (111-125, 92 % значений); σ_T (МДж/м²) – (86-104, 95 %); δ (%) - (14 -24, 99 %); ψ (%) - (48-67, 95 %); КСУ (Дж/см²) – (4,53-11,31, 91%).

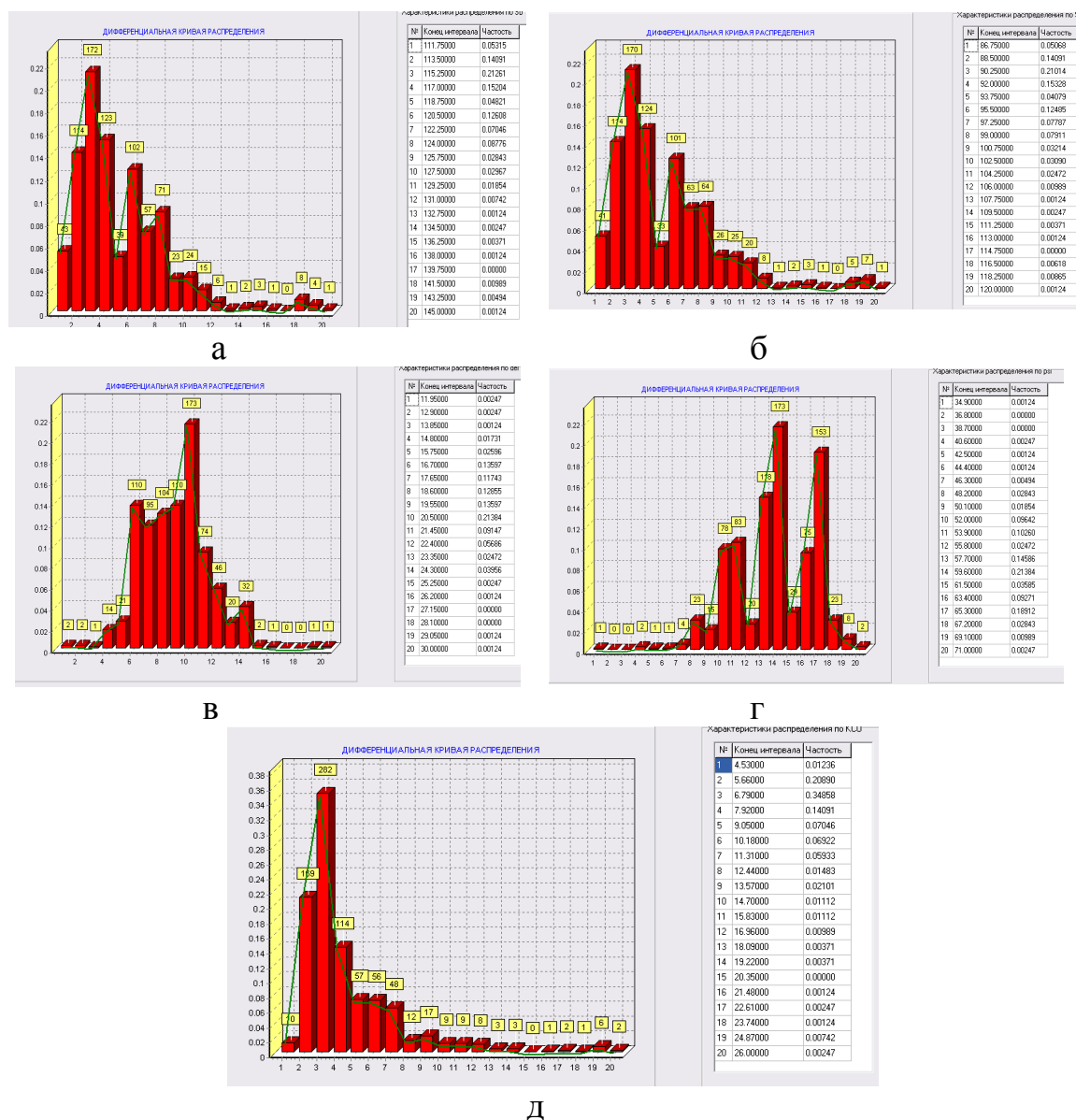


Рис. 3 Дифференциальные кривые распределения механических свойств стали 14X17H2, ТО закалка 1020°C-40'м., отпуск.350°C-60'вх. для:
а – предела прочности, б – предела текучести, в – относительного удлинения, г – относительного сужения, д – ударной вязкости

Как отмечает в работах [1, 2], сталь 14X17H2 является весьма сложной в технологическом отношении, особенно при изготовлении поковок. Наличие в структуре данной стали больших количеств δ -феррита оказывает вредное влияние на ход технологических процессов и качество поковок. В то же время при полном отсутствии в структуре стали ферритной составляющей осложняется изготовление поковок из-за их склонности к образованию продольных (чаще всего осевых) трещин, возникающих вследствие больших фазовых напряжений. При почти полностью мартенситной структуре стали 14X17H2 наблюдается более глубокое развитие осевых дефектов слитка, пористости и других несплошностей металла, так как феррит, деформируясь, способен релаксировать часть напряжений, возникающих на различных этапах и операциях производства поковок, снижая величину остаточных внутренних напряжений.

Таким образом, оптимальное содержание δ -феррита в структуре стали 14X17H2 является основным фактором, определяющим ее технологические свойства. Поэтому при подборе режима термообработки важно понимание процессов, происходящих при твердофазных превращениях в стали. Для их анализа и оценки влияния химического состава стали на ее механические свойства нами использована методика физико-химического моделирования, разработанная в ИЧМ НАНУ под руководством проф. Э.В. Приходько, принцип которой заключается в описании химического состава расплава комплексом интегральных модельных параметров межатомного взаимодействия, характеризующих его химическое и структурное состояние [3–6]. Согласно ее положениям основными параметрами, характеризующими элементарные процессы формирования состава, структуры и свойств расплавов и продуктов кристаллизации являются:

$Z^Y(e)$ – параметр, характеризующий силу межатомного взаимодействия для данного химического состава, $d(10^{-1}\text{нм})$ – структурный параметр, характеризующий среднестатистическое межатомное расстояние, $tg\alpha$ – параметр, характеризующий изменение электронной плотности в зависимости от радиуса элементов.

Для анализа следствий локализации процессов, результатом которых является формирование структуры и свойств стали и сплавов, в работе использован подход разделения общего состава на различные подсистемы:

Общая – [C, Mn, Si, S, P, Cr, Ni, Al, W, V, Nb, Mo, Co, Fe];

Матричная – [C, Mn, Si];

Легирующая – [Cr, Ni];

Примесная микролегирующая - [W, V, Nb, Mo];

Примесная – [S, P].

Основанием для отнесения элементов к той или иной подсистеме являются результаты анализа как корреляционной матрицы, так и факторного анализа. Данный подход к исследованию механических свойств металлопродукции более подробно описан в нашей предыдущей работе [7], в которой проведен покомпонентный анализ корреляционных связей элементов и интегральных параметров вышеуказанных подсистем с механическими свойствами. На основе данных исследований обоснованы предельные граничные значения для интегральных параметров межатомного взаимодействия и “суженные” диапазоны химического состава стали для матричной и легирующей подсистем ($d \approx 2,794 - 2,796$, $Z^Y \approx 1,651 - 1,653$, $Z^Y_{(W,V,Nb,Mo)} \leq 2,65$, $d_{(W,V,Nb,Mo)} \leq 3,09$). При этом наиболее существенная взаимосвязь выявлена для примесной микролегирующей подсистемы, которая является индикатором процессов карбидообразования. Это связано с тем, что микролегирование стали карбидообразующими элементами-ингибиторами способствует существенному измельчению зерна. Важнейшую роль при этом играют мелкодисперсные карбонитриды, которые препятствуют росту зерен.

Использование интегральных параметров d и Z^Y в качестве «свертки» химического состава многокомпонентного металлического расплава позволяет снизить параметричность моделей и повысить эффективность решения задач по схеме «состав-структура-свойство». Так, например, в результате анализа данных сформированной выборки при ТО зак.1020-40мин м.о.350-1ч воздух, прослеживается зависимость прочностных свойств от структурных параметров d и Z^Y (рис. 4):

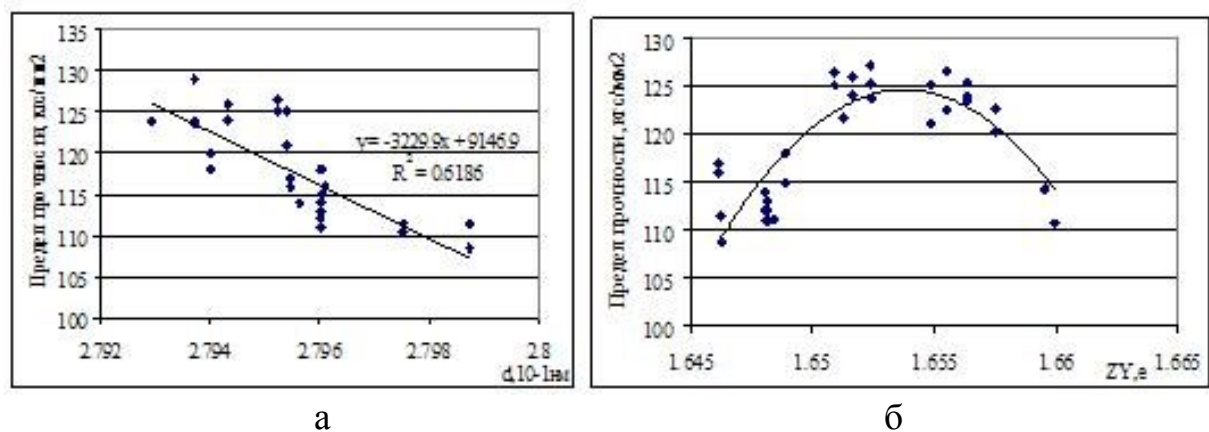


Рис. 4 Зависимость предела прочности стали марки 14X17H2 от параметров межатомного взаимодействия d и Z^Y (ТО зак. 1020-40 мин м.о.350-1 ч воздух)

Для оценки выявленных закономерностей и возможности корректировки уровня механических свойств сформирована репрезентативная выборка промышленных данных с усиленным контролем механических свойств стали, особенно в случае пониженных значений ударной вязкости (табл. 1).

Таблица 1 Сравнительный анализ частных и интегральных критериев качества для различных режимов термообработки стали 14X17H2

Параметры термообработки				K ₂ σ _B , мин, макс, средн	K ₂ σ _T , мин, макс, средн	K ₂ δ ₅ , мин, макс, средн	K ₂ ψ, мин, макс, средн	K ₂ KCU, мин, макс, средн	K ₂ мин, макс, средн
T _{зак.} , °C	t _{зак.} , мин.	T _{отп.} , °C	t _{отп.} , мин.						
980	60	280	60	0,90	0,87	1,70	1,50	0,44	1,04
				1,04	1,05	2,2	1,97	1,44	1,37
				0,96	0,95	1,95	1,81	0,96	1,24
1000	60	350	90	0,98	0,99	1,7	1,88	0,34	1,11
				1,16	1,21	2,00	2,35	1,04	1,30
				1,05	1,07	1,82	2,08	0,65	1,20
1020	40	350	60	0,95	0,93	1,60	1,70	0,30	1,00
				1,09	1,11	2,5	2,35	0,56	1,76
				1,03	1,05	2,02	2,05	1,39	1,40
1020	60	350	60	0,73	0,71	1,20	1,10	0,22	0,88
				1,23	1,29	2,7	2,5	4,14	1,82
				1,03	1,05	1,92	1,95	1,08	1,31
1040	40	350	90	1,06	1,08	1,9	2,05	1,06	1,42
				1,11	1,14	2,40	2,30	2,40	1,67
				1,09	1,12	2,06	2,17	1,78	1,57
1040	60	280	30	1,04	1,07	2,20	2,07	1,12	1,43
				1,05	1,24	2,40	2,15	2,08	1,67
				1,05	1,15	2,28	2,12	1,62	1,56
1020	60	620	60	1,02	1,03	1,31	1,12	1,06	1,15
				1,15	1,12	1,50	1,25	1,40	1,19
				1,07	1,06	1,40	1,18	1,18	1,17
1020	60	640	60	0,93	0,92	1,25	1,12	0,49	0,94
				1,32	1,34	1,63	1,25	1,95	1,30
				1,06	1,07	1,40	1,17	1,15	1,15

Согласно исследованиям промышленных данных за период с 2011 по 2015 гг., наиболее представительные выборки с высокими и стабильными показателями механических свойств стали 14X17H2 представлены двумя режимами термообработки: закалка 1020°C, 1ч (масло), отпуск 350 °C, 1 ч (воздух) и закалка 1020 °C, 40мин (масло), отпуск 350 C, 1 ч (воздух).

В тех случаях, когда при использовании 2го режима ударная вязкость находится на уровне менее 5 кгс·м/см², желательно повышение температуры или длительности отпуска с уровня 350 °C до 600–660 °C и с 60 мин до 90–120 мин, однако при этом уменьшаются прочностные характеристики стали.

В значительном количестве случаев при увеличении времени отпуска на 30 мин ударная вязкость повышается на $1,5 - 2,5 \text{ кгс}\cdot\text{м}/\text{см}^2$, а прочностные характеристики стали остаются на том же уровне.

В то же время, часть исследуемых плавок с повышенной температурой заковки ($1030-1040^\circ\text{C}$, 1ч масло) и пониженной температурой отпуска ($280-300^\circ\text{C}$, 1ч воздух) обладают как высокими прочностными характеристиками, так и высоким уровнем ударной вязкости (рис. 2 б). Там же приведен режим с повышенной температурой отпуска (заковка 1020°C , 1 ч (масло), отпуск 620°C , 1 ч (воздух)), который обеспечивает повышение ударной вязкости по сравнению с наиболее часто используемыми режимами термообработки при снижении прочностных свойств.

В качестве гипотезы можно высказать предположение о том, что такой режим термообработки обеспечивает изменение микроструктуры стали 14X17H2 с улучшением комплекса ее механических свойств (табл. 2).

Таблица 2 Механические свойства стали 14X17H2 при различных режимах термообработки

Диаметр профиля	σ_B	σ_T	δ_5	ψ	KCU	режим термообработки
135	108	83	15	58	5,1	заковка 1020°C , 1ч (масло), отпуск 350°C , 1ч (воздух)
135	111	86	17	55	5,3	
173	106	81	16	51	3	
173	111	86	16	52	3,3	
173	111	86	16	51	5,8	заковка 1030°C , 1ч (масло), отпуск 300°C , 1ч (воздух)
173	115	90	15	54	7,9	
138	118	93	20	56,5	9,8	
138	114	89	21	53,5	10,4	

В таблице 3 наряду с используемыми режимами термообработки представлены данные о возможности повышения ударной вязкости за счет увеличения температуры отпуска или ее длительности.

Несмотря на снижение $\sigma_{0,2}$ и σ_B в пределах $\approx 20-25$ единиц, увеличение температуры отпуска приводит к существенному увеличению KCU. При этом предложенные выше интегральные параметры межатомного взаимодействия примесной микролегирующей подсистемы ($Z^Y_{(W,V,Nb,Mo)}$, $d_{(W,V,Nb,Mo)}$) могут быть использованы, как критерии для корректировки режима термообработки.

Таблица 3 Варианты корректировки режимов термообработки при пониженных значениях ударной вязкости

Плав-ка	Про-филь	$\sigma_{0,2}$, кгс/мм ²	σ_B , кгс/мм ²	δ_5 , %	ψ , %	KCU, кгс·м/см ²	Параметры термообработки	Z^Y	d
A00209	52/50	90	115	20	59,5	5,2	3.1020-40'.м.О.350-1ч.вз.	2,591	3,091
A00209	63/60	70	90	22	64	9,6	3.1020-1ч.м.О.640-1ч.вз.		
A00209	63/60	72	92	20	61,5	10,7	3.1020-1ч.м.О.640-1ч.вз.		
A00209	83/80	88	113	18	59	4	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.		
99831	30	92	117	19	64	3,6	3.1020-1ч.м.о.350-1ч.вз.	2,646	3,094
99831	30	95	120	19	61,5	3,5	3.1020-1ч.м.о.350-1ч.вз.		
99831	30	86	111	18	59	5,1	3.1000-1ч.м.о.350-90'.вз.		
99831	30	86	111	17	56,5	5,2	3.1000-1ч.м.о.350-90'.вз.		
A00042	17/16	83,55	107	22	59	5,3	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.	2,676	3,093
A00042	17/16	81,85	105	21	58,5	5,8	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.		
A00042	17/16	89	111,7	23	70,5	10,5	3.1030-1ч.м.О.350-90'.вз.		
A00193	29	80,15	103	20	61,5	5	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.	2,707	3,098
A00193	29	87	112	21	64,5	7,7	3.1020-1ч.м.О.640-1ч.вз.		
A00193	29	87	112	21	64,5	8,3	3.1020-1ч.м.О.640-1ч.вз.		
A00441	168/100	79,3	102	17	45	2,4	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.	2,748	3,106
A00441	168/100	82,7	106	20	59	1,9	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.		
A00441	168/100	86,1	110	16	53,5	3,2	3.1020-1ч.м.О.350-1ч.вз.		
A00441	168/100	68	88	22	66	9,6	3.1020-1ч.м.О.680-40'.вз.		
A00441	168/100	69	89	17	63	8,4	3.1020-1ч.м.О.680-40'.вз.		

Выводы

1. На основе созданной интегрированной базы данных о составе, свойствах и режимах термообработки, на примере стали 14X17H2, сформирована репрезентативная выборка промышленных данных за 2011-2015 гг. с учетом результатов контроля механических свойств, особенно в случаях пониженных значений ударной вязкости.

2. Проведена оценка достоверности промышленных данных с использованием критериев качества, согласно которым наиболее представительные выборки за период с 2011 по 2015 гг. с высокими и стабильными показателями механических свойств стали 14X17H2 представлены двумя режимами термообработки: закалка 1020°C, 1 ч (масло), отпуск 350 °C, 1 ч (воздух) и закалка 1020 °C, 40 мин (масло), отпуск 350 °C, 1 ч (воздух). Согласно анализу различных критериев качества, данные режимы термообработки обеспечивают требуемый уровень свойств металлопродукции.

3. На основе физико-химических критериев Z^Y и d , характеризующих зарядовое и структурное состояние расплава стали, предложена методика корректировки режимов термообработки для обеспечения требуемых механических свойств металлопродукции.

Литература

1. Малов В. С. Исследование дефектов кованных заготовок из стали 14X17H2 / Малов В. С., Васильев В. А // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е.Алексеева №1 (98), Металлургия и материаловедение, 2013г., С. 229-235.
2. Малов В. С. Исследование дефектов слитков из стали 14X17H2 / Малов В. С., Васильев В. А // Труды Нижегородского государственного технического университета им. Р.Е.Алексеева №3 (90), Металлургия и материаловедение, 2011г., С. 250–255.
3. Приходько Э. В. Информационно – математическое обеспечение оценки влияния химического состава на свойства готового проката. / Э. В. Приходько, Д. Н. Тогобицкая, А. С. Козачёк, В. Г. Раздобреев, Л. А. Головкин // Системные технологии. Региональный межвузовский сборник научных работ.- Выпуск 3 (68). – Днепропетровск, 2010. – С.33-39.
4. Приходько Е. В. Інформаційно-аналітична система стабілізації властивостей прокату / Е. В. Приходько, Д. М. Тогобицька, О. С. Козачок // Металознавство та обробка металів. – Київ. – 2011. -№1. – С.39-43.
5. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем /Э. В. Приходько. М.: Металлургия. -1995. -320 с.
6. Приходько Э. В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов / Э. В. Приходько. Киев: Наукова думка.-1995.-292 с.
7. Тогобицкая Д. Н. Системный подход к выбору оптимального элементного состава стали, обеспечивающего требуемый уровень механических свойств. / Д. Н. Тогобицкая, В. П. Пиптюк, И. Н. Логозинский, Б. А. Левин, А. С. Козачёк, О. В. Кукса, Ю. М. Лихачёв // Системные технологии. Региональный межвузовский сборник научных работ.— Днепропетровск, 2015. — С. 91-97.

УДК 669.2/.8.017.16

ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ ЕВТЕКТИЧНИХ СТРУКТУР. БАГАТОСТАДІЙНЕ ЗАРОДКОУТВОРЕННЯ В ЕВТЕКТИЧНИХ СИСТЕМАХ

О. І. Трудоношин, В. В. Бойко, О. В. Бердова-Бушура, К. В. Михаленков

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В роботі розглянуто моделі росту регулярної та нерегулярної евтектики. Обґрунтовано приналежність спіральної евтектики до евтектики нерегулярного типу, а також епітаксціальний ріст спіральної евтектики на первинних кристалах. Встановлено, що евтектика Al-(Mg₂Si) в доевтектичних Al-Mg-Si сплавах має спіральну морфологію, та представлено об'ємну модель її утворення

В работе рассмотрены модели роста регулярной и нерегулярной эвтектики. Обосновано принадлежность спиральной эвтектики к эвтектикам нерегулярного типа, а также эпитаксиальный рост спиральной эвтектики на первичных кристаллах. Установлено, что эвтектика Al-(Mg₂Si) в доэвтектических Al-Mg-Si сплавах имеет спиральную морфологию, и представлено модель ее образования

Models of growth of regular and irregular eutectic were considered. Belonging of spiral eutectic to the irregular type and epitaxial growth of spiral eutectic on primary crystals were justified. It is established that eutectic Al-(Mg₂Si) hypoeutectic in Al-Mg-Si alloys has a spiral morphology, and the three-dimensional model of formation is presented

Вступ

Причиною широкого використання евтектичних сплавів є поєднання хороших ливарних властивостей, відносно низької температури плавлення, і високих механічних властивостей, пов'язаних з композиційною структурою.

Зародження та ріст евтектики з розплаву вивчався в деталях Сандквістом та Мондольфо [1], Чадвіком [2, 3], та послідовниками [4].

Кристалізація цієї групи сплавів має суттєві особливості. У подвійній системі евтектичного типу дві лінії ліквідусу сходяться в точці зі складом C_{ев}, і евтектичною температурою кристалізації. Особливістю евтектичної

кристалізації є спільний ріст двох фаз α і β , що утворюються в результаті розпаду рідини евтектичного складу (рис. 1). Дане перетворення називається евтектичним.

Евтектична структура має ряд особливостей:

- мікроструктура має вигляд конгломерату кристалів двох і більше фаз, а їх розміри тим менше, чим вище швидкість охолодження при кристалізації;
- в мікроструктурі евтектичних сплавів часто утворюються колонії і структура носить комірчастий характер.

У сплавах евтектичного складу можливе утворення первинних кристалів однієї із фаз, що не узгоджується з характером рівноважної кристалізації.

Типова фазова діаграма евтектичного типу приведена на (рис. 1). Дві головні риси характеризують дану схему: (1) існує повна змішуваність компонентів в рідкому стані і неповна - в твердому стані; (2) нахили обох пар ліквідусу і солідусу негативні (приймаючи чисті компоненти, в якості опорних точок). Точка Е на діаграмі являє собою точку евтектики, а евтектичний склад відрізняється найнижчою температурою кристалізації. Евтектична реакція відбувається, коли рідина евтектичного складу $C_{ев}$ охолоджується при температурі $T_{ев}$ з одночасною кристалізацією обох фаз: $L=\alpha+\beta$. В умовах рівноваги, в евтектичній точці одночасно співіснують дві тверді фази і рідина. За правилом фаз Гіббса:

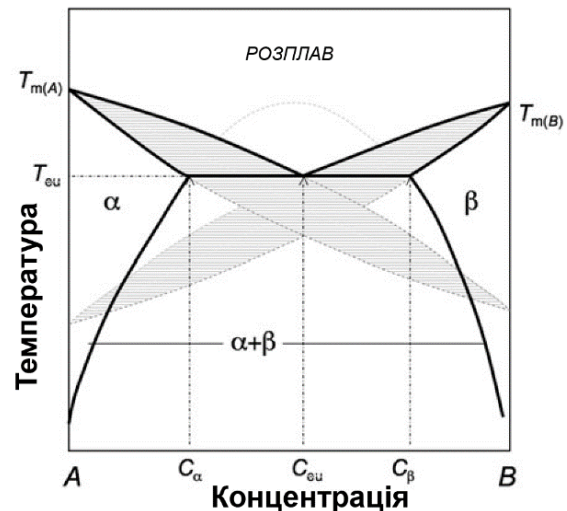


Рис. 1 Діаграма стану евтектичної бінарної системи

$$f = C - \varphi + 1 \quad (1)$$

де f – ступінь свободи;

C – кількість компонентів системи;

φ – кількість фаз.

Існує декілька підходів до класифікації евтектик: за морфологічними особливостями (пластинчаста, стержнева, глобулярна, голчаста, спіральна); за одночасністю росту фаз [3, 5]. Але класифікація запропонована Джексоном та Хантом [6] є більш інформативною і

базується на характері росту евтектики [6, 7, 8]. Згідно з цією класифікацією евтектики діляться:

1) Евтектика «метал-метал» («неогранована-неогранована» евтектика). Сплави цього типу складаються з металів, для яких характерні незначні розбіжності в швидкості росту кристалів. В загалом, сплави цього типу мають регулярну (стержневу або пластинчасту) евтектику. Фази, що утворюють евтектику, є неперервними у напрямку росту (в межах одного евтектичного зерна). Класичним прикладом є пластинчаста евтектика в сплавах системи Al-Cu (рис. 3).

2) Евтектика «метал-неметал» («неогранована-огранована» евтектика). У неметалів внаслідок більш високої ентропії плавлення швидкість росту кристалів при одному і тому ж переохолодженні значно нижче, ніж у металів. Це призводить до утворення в цих системах нерегулярної евтектики. Фази нерегулярної евтектики ростуть окремо (одна фаза росте окремими частинками в другій фазі, яка виступає матрицею) і неперервність в усіх напрямках відсутня. Класичним прикладом даної евтектики є нерегулярна пластинчаста евтектика в системі Al-Si (рис. 4).

3) Евтектичні кристали – окремий випадок евтектики типу «метал-неметал». На шліфах можуть мати регулярну та нерегулярну «спіральну морфологію» (Рис. 7). «Спіральну» морфологію можуть мати системи Al-Th [3, 9], Zn-Zn₂Mg [10, 11], Ga-As [12], Al-Mg₂Si [13, 14], Mg-Mg₂Si [15], Co-TaC [16], Fe-C-V-Si [17], BaNb₂O₆-SrNb₂O₆ [18], а також інші системи при застосуванні динамічних та хімічних впливів [16-19].

Постановка задачі досліджень

Проаналізувати літературні дані щодо формування та росту евтектики різних типів. Систематизувати існуючі уявлення про утворення евтектики зі спіральною морфологією. Керуючись літературними даними та результатами власних досліджень підтвердити можливість епітаксильного росту спіральної евтектики на первинних кристалах.

Методика проведення досліджень

Дослідження проводили на ливарних доевтектичних сплавах систем Al-Si та Al-Mg-Si хімічний склад яких представлений в табл. 1.

Сплави виплавляли в печі опору в графітовому тиглі (маса плавки 0,25 кг). В якості вихідних матеріалів використовували алюміній високої чистоти (99,997), лігатури AlSi25, AlMn26, AlMg50. Перед розливанням метал продували аргоном протягом 10 хв. Після продувки з поверхні розплаву видаляли шлак, і рідкий метал заливали в кокіль при температурі форми 20 °С.

Дослідження структури проводили на литих зразках, глибоке травління здійснювали з використанням стандартної методики в 15%-вому водному розчині NaOH.

Таблиця 1 Номінальний склад сплавів (Al – бал.)

Сплав	Mg	Si	Mn	Fe
G (AMг7K3)	6,0	3,0	0,01	0,3
AK7	0,3	7,0	0,02	0,2

Результати та обговорення

Модель росту регулярної та нерегулярної пластинчастої евтектики.

При охолодженні рідини евтектичного складу ріст кристалів починається після утворення центрів кристалізації однієї з твердих фаз, що утворюють евтектику. Зародження кристалів другої фази може відбуватися хаотично в об'ємі рідини або на кристалах першої фази. У разі зародження на кристалах першої фази починається ріст кристалів двох фаз і відбувається евтектична кристалізація. Якщо друга фаза безладно виникає в об'ємі рідини, то на кристалах другої фази, також може відбуватися зародження кристалів першої фази.

Ріст евтектики контролюється дифузійними процесами [20]. Вперше дифузійну модель евтектичного зростання було розроблено Тіллером [21]. У 1966 році Джексон і Хант розширили модель Тіллера, та створили модель кристалізації регулярної евтектики [6, 22], яка сьогодні визнана в якості класичної моделі. Модель Джексона-Ханта пов'язує переохолодження з евтектичною відстанню.

Як видно з рис. 2, дві тверді фази мають різний склад, в той час як склад розплаву, усереднений. Звідси ясно, що ріст евтектики значною мірою залежить від дифузійного масопереносу.

Згідно з діаграмою стану рідина навпроти кристала α збагачена компонентом В, а рідина навпроти кристала β збагачена компонентом А (рис. 2). В результаті концентраційної неоднорідності вздовж фронту кристалізації виникає інтенсивний дифузійний масопереніс.

В результаті цього процесу знижується концентрація компонента В поблизу виступу кристала α і концентрація компонента А поблизу виступу кристала β . Тим самим послаблюється гальмівна дія домішок на зростання кристалів і їх одночасний ріст протікає

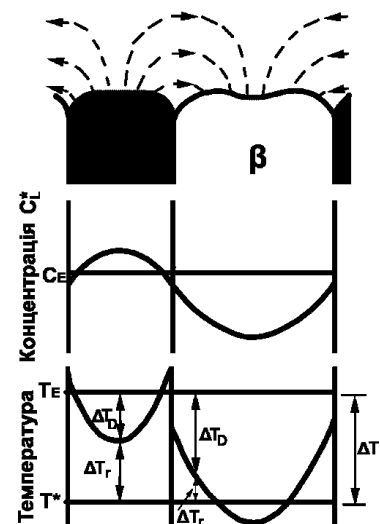


Рис. 2 Схема процесу масопереносу

з підвищеною швидкістю. Таким чином, одночасний ріст фаз забезпечує більш високу швидкість кристалізації евтектики порівняно з тими швидкостями, які могли б мати місце при роздільному зростанні фаз, віддалених одна від одної.

Згідно з представленою схемою (рис. 2) для росту пластинчастої евтектики, необхідне дифузійне переохолодження ΔT_D , яке повинне визначати деякий стаціонарний розподіл компоненту в рідині перед фронтом кристалізації. У роботах Тіллера [21, 23] була дана оцінка дифузійного переохолодження з умов рівності витісненого компонента на фронті однієї фази і кількості компонента, що продефундував до іншої фази. Більш точні розрахунки ΔT_D були дані на основі рішення дифузійного рівняння. Однак, ΔT_D не єдина рушійна сила пластинчастого росту. В умовах відсутності плоского фронту кристалізації зрозуміло, що рівноважна температура буде залежати від локальних радіусів кривизни поверхні. Очевидно, що переохолодження, викликане викривленням поверхні ΔT_r , зворотне по знаку до дифузійного переохолодження.

Сума переохолоджень $\Delta T_D + \Delta T_r$ дає різницю між температурою T' на фронті (при якій протікає процес кристалізації) і рівноважної T_E .

$$\Delta T = T' - T_E = \Delta T_D + \Delta T_r \quad (2)$$

Відповідно до фазової діаграми, синусоїдальна зміна концентрації на межі поділу фаз рідина/тверда речовина (рис. 2) призводить до зміни температури ліквідусу розплаву. При евтектичній температурі концентрація рідини, C_L^* дорівнює C_E . Оскільки α -фаза має нижчий вміст елементу В, порівняно з евтектичною композицією, тому має більш високу температуру ліквідусу. В той же час, розплав перед β -фазою має менший вміст елементу А, ніж рівноважний евтектичний склад. Тому, його температура ліквідусу нижче, порівняно з евтектичною температурою.

Окрім переохолодження важливим параметром евтектики є евтектична відстань — λ (рис. 3). Евтектична відстань характеризує дисперсність пластинчатих евтектик, експериментально було встановлено, що, певній швидкості росту відповідає конкретна евтектична відстань (яка зменшується зі збільшенням швидкості росту).

Співвідношення між переохолодженням ΔT на межі поділу рідина/тверда речовина і евтектичною

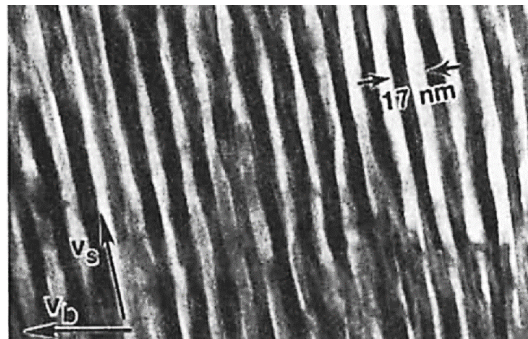


Рис. 3 Евтектична відстань регулярної пластинчастої евтектики Al-AlCu₂ [22]

відстанню може бути виражене:

$$\Delta T = K_1 \lambda V + K_2 / \lambda \quad (3)$$

де V – швидкість росту;

K_1 та K_2 - константи, які описують вплив переохолодження і форми поверхні поділу рідина/тверда речовина, відповідно;

λ – евтектична відстань (сума ширин пластин α - і β -фаз).

При мінімальному переохолодження та заданій швидкості росту (або максимальній швидкості та заданому переохолодженні) можна отримати повне рішення задачі:

$$\lambda^2 V = K_2 / K_1 \quad (4)$$

$$\Delta T^2 / V = 4 K_1 K_2 \quad \text{або} \quad \Delta T / \sqrt{V} = 2 \sqrt{K_1 K_2} \quad (5)$$

Розгляд процесу кристалізації стержневих евтектик можна проводити методом для аналізу кристалізації пластинчастих евтектик, з урахуванням того, що поверхня поділу між двома твердими фазами має циліндричну форму. А відмінності, пов'язані з геометричним фактором, що визначають характер розподілу компонентів у розплаві, будуть проявлятися при вирішенні відповідного рівняння дифузії.

Набагато складніша ситуація з нерегулярними евтектиками, для них не можна застосовувати модель Джексона-Ханта в класичному вигляді. При розгляді евтектик цього типу необхідно враховувати дві суттєві відмінності від процесів кристалізації регулярних евтектик: в цьому випадку не можна припускати, що на межі поділу кристал - рідина існує рівновага і не можна виходити із припущення, що фронт кристалізації ізотермічний.

Яскравим прикладом сплавів з нерегулярною евтектикою є сплави систем Fe-C та Al-Si (рис. 4 а, б). Процеси кристалізації евтектики в сплавах Al-Si були ретельно вивчені Хелавелом [25, 26], а також Далє [27, 28].

Авторами [19, 29], була адаптована модель Джексона-Ханта для нерегулярних евтектик. В роботі [30] адаптовану модель було підтверджено експериментально.

Обидві фази в сплавах Al-Si ростуть незалежно один від одного – нерегулярні грановані пластинки Si ростуть в негранованій матриці Al, кристалізація проходить з неплоскою межею поділу.

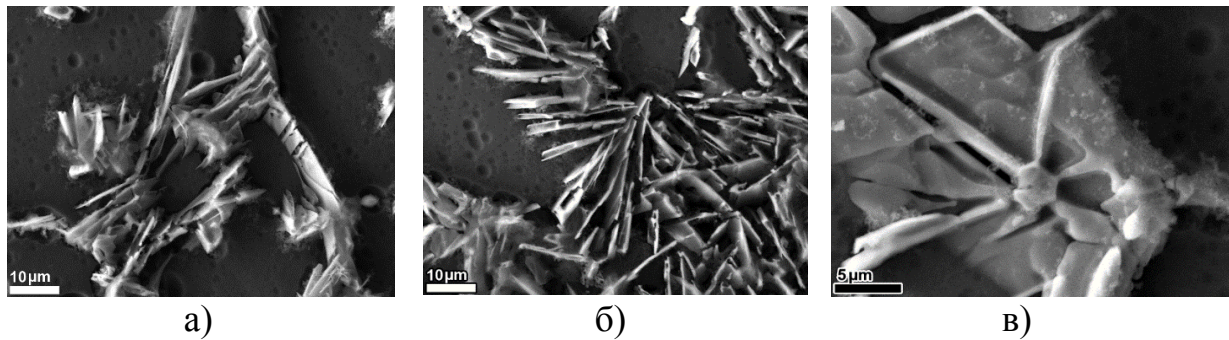


Рис. 4 Мікроструктура сплаву АК7 після глибокого травлення

Як можна бачити з рис. 4 кремнієва фаза, має специфічний напрям росту: евтектичні пластини можуть розгалужуватись або зростатись. Дві пластини можуть зростатися або ріст однієї фази зупиняється, якщо λ стає менше критичної відстані (λ_c), нижче якої поверхнева енергія перешкоджає подальшому росту. При досягненні максимальної відстань, λ_M (при досягненні якої, ріст стає нестабільним), одна з пластин розгалужується на дві гілки, тим самим зменшуючи проміжок [29]. Схематично цей процес зображено на рис. 5.

Робочий діапазон кристалізації нерегулярних евтектик [19, 29] може бути описаний двома безрозмірними параметрами, ϕ і η , що описують механізм регулювання евтектичною відстанню:

$$\phi = \frac{\lambda_a}{\lambda_c} = \frac{\lambda_m + \lambda_M}{2\lambda_c} \quad (6)$$

$$\eta = \frac{\lambda_M - \lambda_m}{\lambda_a} = \frac{2(\lambda_M - \lambda_m)}{\lambda_M + \lambda_m} \quad (7)$$

де λ_c , λ_M , λ_m , λ_a – евтектичні відстані: критична, максимальна, мінімальна, середня відповідно (рис. 5).

В [30] було показано, що значення параметрів ϕ та η добре визначається і не залежать від швидкості росту евтектики. Для нерегулярних евтектик значення ϕ набагато більше одиниці, тоді як η менше одиниці.

Оскільки для регулярної евтектики $\lambda_c = \lambda_M = \lambda_m = \lambda_a$, то для нерегулярної евтектики формули (1)-(5) приймуть вигляд:

$$\lambda_a^2 V = \phi^2 K_2 / K_1 \quad (8)$$

$$\lambda_a \Delta T = (\phi^2 + 1) K_2 \quad (9)$$

$$\Delta T / \sqrt{V} = \left(\frac{\phi + 1}{\phi} \right) \sqrt{K_1 K_2} \quad (10)$$

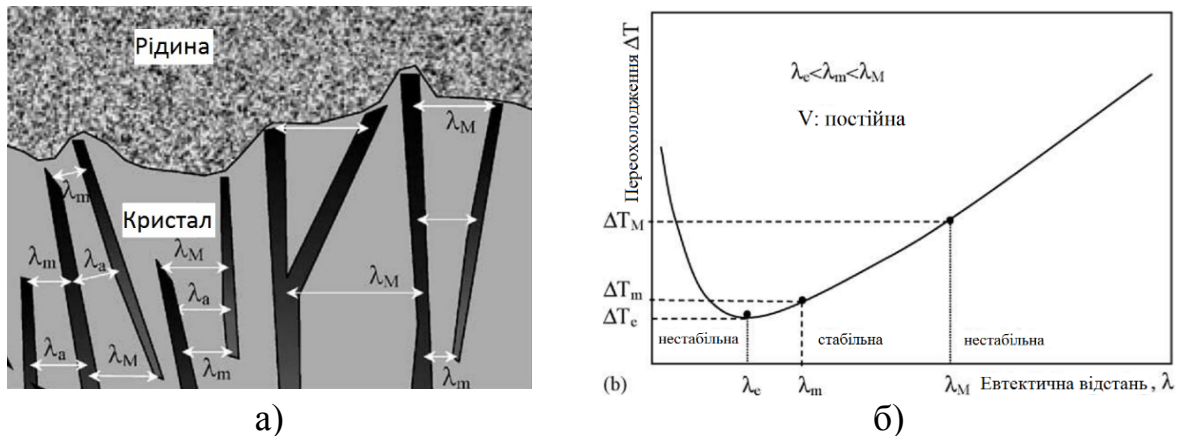


Рис. 5 Евтектична відстань в системах з нерегулярною евтектикою [30]

При зниженні швидкості охолодження, гранована Si фаза отримує додатковий час щоб евтектичні пластинки зорієнтувались у відповідності з тепловим потоком (Рис. 6) [27, 29]. В рамках цих висновків, можна стверджувати, що існує можливість зародження евтектичних пластин Si на стінках форми, дендритах Al, а також на первинних кристалах. Цей висновок підтверджено також результатами власних досліджень (Рис. 4 в). Також на Рис. 4 (в) та Рис. 6 видно, що характер росту евтектичних ламелей Si, які зароджуються на первинних кристалах, приймає спіральний характер.



Рис. 6 Форма включень Si, при низьких швидкостях охолодження [19]

Особливості росту спіральної евтектики. Евтектику спіральної морфології ідентифікувати дуже важко (рис. 7), оскільки такі евтектичні комірки можуть орієнтуватись в різних напрямках, зростатись, в результаті чого на шліфах (і навіть після процедури травлення) будуть мати морфологію «китайських ієрогліфів» або нерегулярну морфологію.

Вперше спіральну морфологію в евтектичних системах Zn-Mg та Al-Th було виявлено в роботах [9, 10] та продовжено їх вивчення в роботах [3, 11].

Згідно з [11] головними умовами утворення «спіральної» евтектики є різниця в швидкостях росту фаз та різна ступінь переохолодження рідини на межі поділу фаз рідина/тверда речовина. Рідина попереду повільнозростаючої фази (порівняно з швидкозростаючою фазою) має більше переохолодження. Тому швидкозростаюча фаза має тенденцію до росту навколо фази, що росте повільніше. Такий ріст двох фаз призводить до утворення спіралі, а при подальшому рісті - до утворення серії кілець.

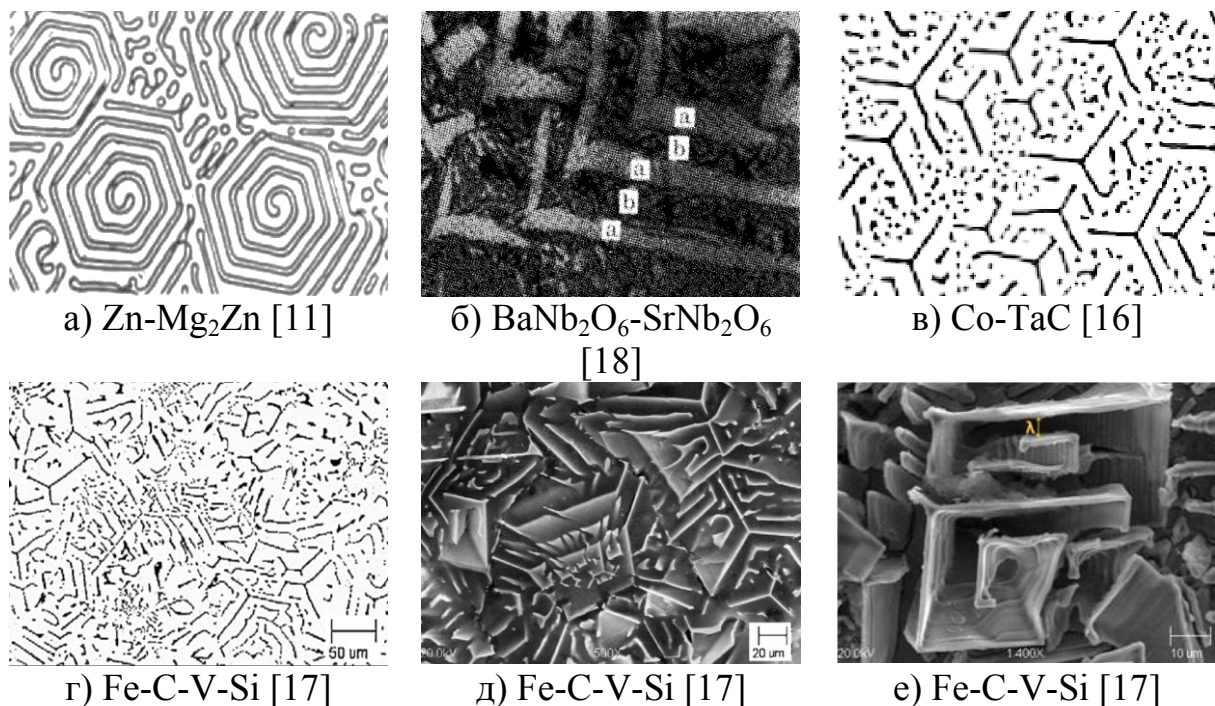


Рис. 7 Мікроструктури сплавів в системах яких можуть утворюватися «евтектичні кристали»

Однак, авторами [3], було зроблено зауваження, щодо наявності різниці в темпах росту евтектичних фаз у багатьох евтектичних систем, у яких не спостерігається спіральної морфології. Це також підтверджує аналіз приведений в роботі [13].

Мінкоф в роботах [13, 14] описує ріст «спіральної евтектики» в заевтектичних сплавах системи Al-Mg₂Si (рис. 8 а, б). В перерахованих роботах припускається, що механізм росту евтектики спіральної морфології, в сплавах системи Al-Mg-Si, може бути аналогічний механізму росту «скелетних» кристалів.

Модель росту скелетного кристалу, запропонована Амелінксом [32], пов'язує форму «скелетних» кристалів з рухом гвинтової дислокації (модель VCF [33]) по периферії кристала.

За цією моделлю, при стабільності граней кристалу, що росте, та нестабільності ребер, кристалу буде притаманний «евтектичний» ріст фази, та утворення спіральної морфології.

Згідно [13] евтектичні пластини Mg_2Si ростуть з орієнтацією (100) і (110). Пластини утворюють бічні сторони «конусів», з кутом 45° , на яких починається ріст фази $\alpha-Al$.

В роботі [12] в якості основного механізму росту спіральних структур приведено модель спірального росту на двомірних зародках [33]. Також в роботі [12] відмічається залежність кроку зростаючої спіралі (а отже і евтектичної відстані) від пересичення розчину. В роботі [17] відмічається, що окрім пересичення, на ріст спіралей, важливу роль відіграють, переохолодження та температурний градієнт.

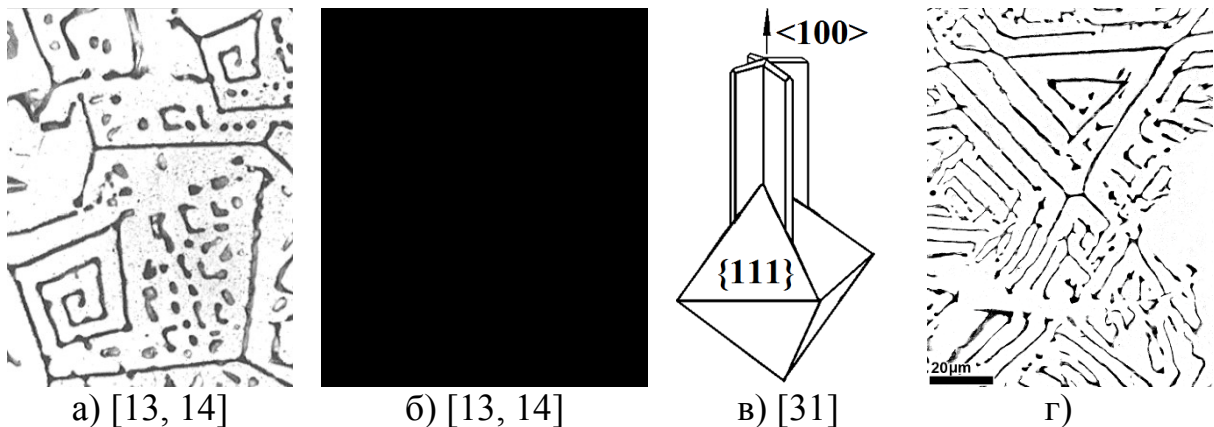


Рис. 8 Ріст евтектики спіральної морфології в сплавах системи Al-Mg-Si: а) структура заевтектичного сплаву Al-10Mg-10Si [13, 14]; б) схема росту спіральної евтектики за [13, 14]; в) схема росту евтектики за [31]; г) структура доевтектичного сплаву Al-6Mg-3Si

В роботах [12, 17] відмічається, що ріст спіральної евтектики відповідає епітаксії, повторюючи форму зародку (первинного кристалу), та утворюючи евтектичний кристал.

Враховуючи описані спостереження, на прикладі системи Zn-Mg [11, 34, 35], епітаксіальну подібність можна спостерігати на всіх етапах росту. Не дивлячись на те, що в літературі не зустрічається згадувань про епітаксію в даній системі, однак проаналізувавши існуючі дані [11, 34, 35, 36] можна дійти до цього висновку.

Згідно з роботами [34, 36] (рис. 9 а) кластери Zn-Mg можуть мати структуру (не залежно від оточуючої матриці) ікосаедра, двоїстого йому додекаедра, а також проміжних ланок (ікосододекаедр, усічений ікосаедр, та ін.) (рис. 9 г-е). Утворення кристалу певної морфології (однієї із ланок пари двоїстих багатогранників) залежить від конкретних термодинамічних умов. На рис. 9 б [35] показані первинні кристали в заевтектичному сплавi, що мають форму додекаедрів.

Описуючи спіральну евтектику в доевтектичному сплавi системи Zn-Mg (як вже вказувалось, аналізувати спіральну морфологію на нетравлених зразках дуже складно), Фульман [11], описує можливість симетричного росту двох шестикутних спіральних евтектичних конусів з одного центру. Це протирічить моделі епітаксiального росту евтектики. Як відомо, правильних багатогранників з шестикутними гранями неіснує. Однак на представлених мікроструктурах (Рис. 9 в [11]) можна спостерігати і п'ятикутні спіралі. Це може бути свідченням зародження спіралей саме на первинному кристалі з морфологією усіченого ікосаедра (Рис. 9 д) та утворення «евтектичних кристалів».

Підтвердження цього припущення і результатів представлених в [12, 17] також було отримано нами для системи Al-Mg-Si (Рис. 10-12).

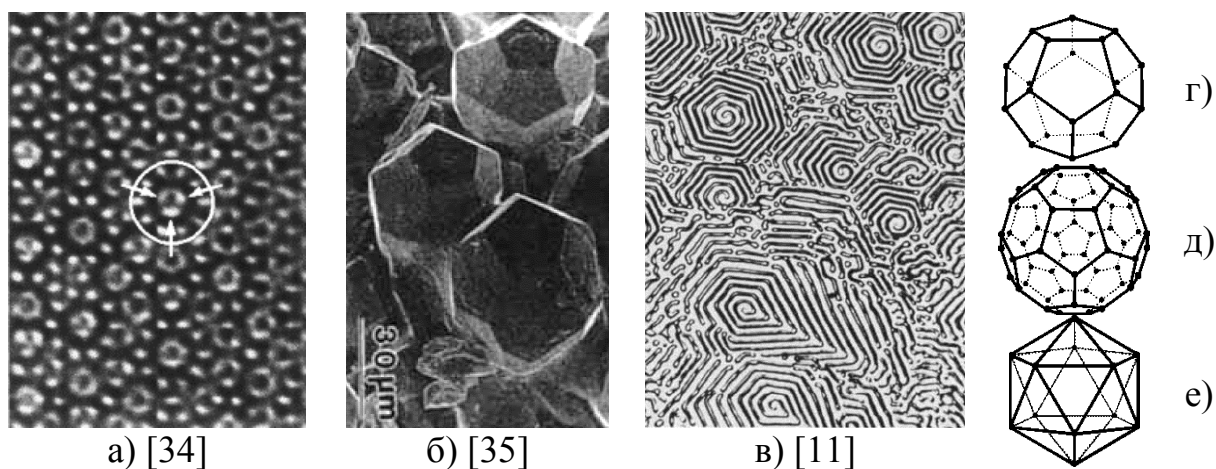


Рис. 9 Наслідування форми при кристалізації в системі Zn-Mg
а) кластери MgZn, ікосаедр [34] б) кристали MgZn додекаедр [35]
в) спіральна евтектика усічений ікосаедр [11]
г) додекаедр, д) усічений ікосаедр, е) ікосаедр

Вторинні фази в системі Al-Mg-Si можуть мати морфологію октаедра та двоїстого йому куба (рис. 11) [37] (як і у випадку з Mg-Zn).

Первинні кристали Mg_2Si в системі Al-Mg-Si [31, 38] можуть утворюватися кубічної, октаедричної та форми їх проміжних ланок (рис. 11).

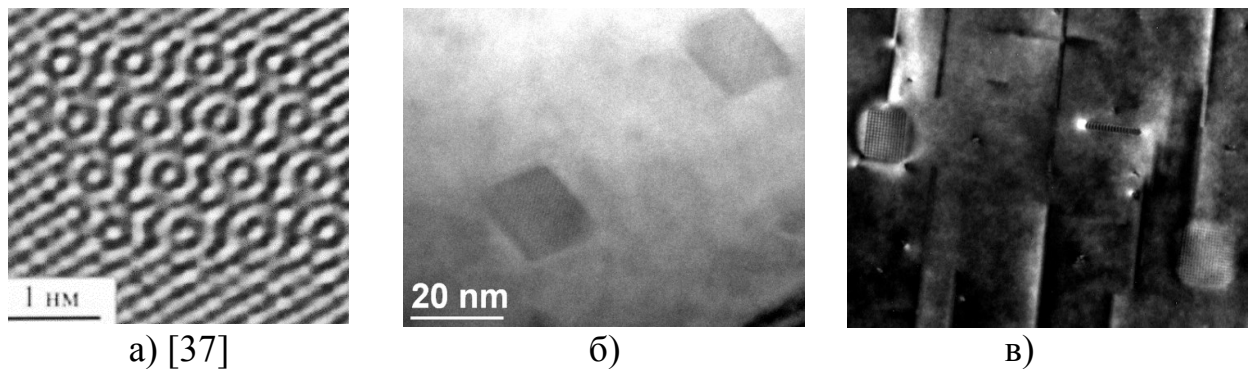


Рис. 10 Морфологія вторинних фаз в сплавах Al-Mg-Si

Як повідомлялось в [38] в доєвтектичних Al-Mg-Si сплавах рівноважними є первинні кристали-октаедри (рис. 9а). Однак, при підвищенні кількості Mg_2Si в об'ємі, зміні швидкості охолодження або при застосуванні інших хімічних та динамічних впливів рівноважна морфологія первинних кристалів може змінюватись [31, 38].

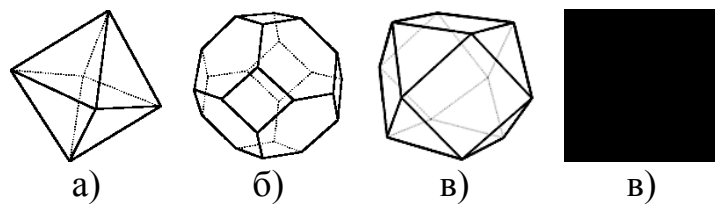


Рис. 11 Проміжні ланки при переході від октаедру до кубу

Це стає причиною формування в системі спіралей різної форми (рис. 8 а, г) в залежності від форми кристала, на якому зароджується евтектика.

Кристалографічні індекси вершин та граней октаєдричного кристала представлені на Рис. 12 г. Вершини і ребра первинного октаедра є зонами прискореного тепловиділення, що і створює сприятливі умови для генерування на них евтектичних ламелей Mg_2Si (рис. 12 д, е).

Звичайно, кількість і розташування евтектичних ламелей залежить від дифузійних процесів і енергії на межі поділу евтектичних фаз. Ці умови можуть забезпечити постійну евтектичну відстань (а, отже, утворення «регулярної спіральної евтектики»), якщо значення швидкості затвердіння V і евтектичної відстані λ , будуть задовольняти рівняння, $\lambda^2 V = \text{const.}$ протягом усього процесу кристалізації евтектики [31].

Якщо в процесі затвердіння умови змінюються, евтектична відстань, між сегментами спіралей, може зменшуватись або збільшуватись. Це призводить до виникнення порушення в спіральних структурах: сегменти можуть зростатись (при $\lambda < \lambda_m$), можуть виникати пластинчасті та циліндричні відгалуження від спіралей, а також утворюватися «подвійні спіралі» (при $\lambda > \lambda_m$). Це явище, згідно з моделлю [19, 29], можна інтерпретувати як утворення «нерегулярну спіральну евтектику».

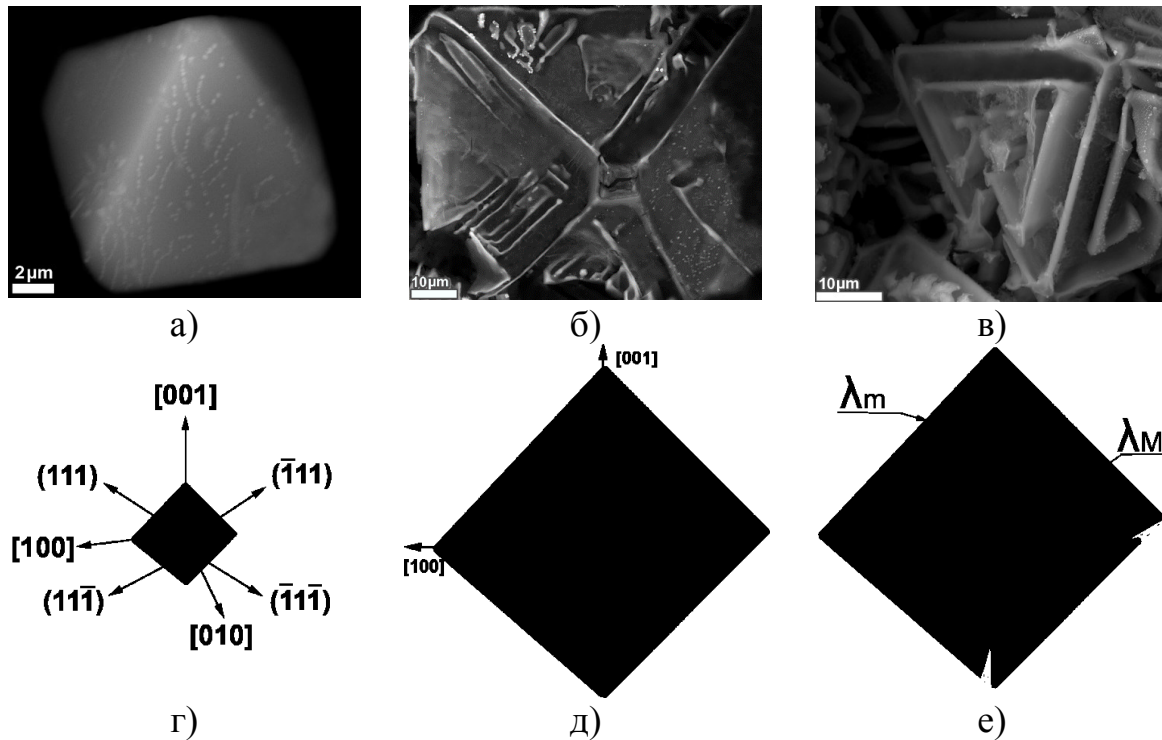


Рис. 9 Візуалізація процесу зародження евтектики Al-Mg₂Si на первинному кристалі Mg₂Si

Висновки

1. В роботі проаналізовано існуючі моделі росту регулярної та нерегулярної евтектики, а також встановлено приналежність спіральної евтектики до евтектики нерегулярного типу.
2. На формування евтектики спірального типу впливають переохолодження, температурний градієнт та пересичення розчину. При певних умовах можливе утворення спіральної евтектики в сплавах, для яких даний тип евтектики не властивий (наприклад, системи Al-Si, Fe-C-V-Si).
3. Аналіз мікроструктури сплавів системи Al-Mg-Si показав, що евтектика Al-Mg₂Si належить до спірального типу.
4. Форма спіралей в евтектиці Al-Mg₂Si залежить від первинних кристалів Mg₂Si, на яких вона зароджується.
5. Глибоке травління дослідного сплаву показало, формування евтектики у вигляді «евтектичного кристалу» октаедричної форми. Це підтверджує можливість епітаксiального росту евтектики на первинних кристалах.

Література

1. B. E. Sundquist, L. F. Mondolfo, Heterogeneous Nucleation in the Liquid-to-Solid Transformation in Alloys // Transactions of the Metallurgical Society of Aime, Vol. 221, 1961, pp. 157-164.
2. R. T. Solthin, G. A. Chadwick, Heterogeneous nucleation in solidifying metals // Acta Metallurgica, Vol. 26, 1978, pp. 223-231.
3. G. A. Chadwick, Eutectic Alloy Solidification, Pergamon Press, 1963, p. 86.
4. B. Cantor, R. D. Doherty, Heterogeneous nucleation in solidifying alloys, in: Acta Metallurgica, Vol. 27, 1979, pp. 33-46.
5. У. Вайнгард, Введение в физику кристаллизации металлов, под ред. Я. С. Уманского, М.: «Мир», 1967, с. 170.
6. K. A. Jackson, J. D. Hunt, Lamellar and rod eutectic growth // Transactions of the Metallurgical Society of Aime, 1966, pp. 1129-1142.
7. R. Elliott, Eutectic Solidification Processing Crystalline and Glassy Alloys, London, Butterworths Monographs in Materials, 1983, p. 370.
8. D. M. Stefanescu, Science and Engineering of Casting Solidification, Second Edition. Springer Science+Business Media, LLC, New York, 2009, p. 413.
9. E. Scheil, Calculation of Eutectic Crystallization Velocity Represented by the Example of Pearlite // Zeit. Metallkunde 37, 1946, p. 123.
10. H. Bückle, Solubility Determinations Using Microhardness Measurements // Zeit. Metallkunde 37, 1946, pp. 43-47.
11. R. L. Fullman, D. L. Wood Origin of spiral eutectic structures // Acta Metallurgica, Vol. 2, 1954, pp. 188-193.
12. C. Kimura, T. Yanaki, H. Hoshino, Growth spirals in GaAs grown by liquid phase epitaxy // Journal of Crystal Growth 38, 1977, pp. 233-238.
13. I. Minkoff, B. Lux, Instability criteria for growth of a hopper crystal related to spiral eutectic morphology // Journal of Crystal Growth 22, 1974, pp. 163-165.
14. I. Minkoff, B. Lux, On spiral eutectic growth // Journal of Material Science Letters, Vol. 9, 1974, pp. 1365-1367.
15. H-Y. Wang, L. Chen, B. Liu, X-R. Li, J-G. Wang, Q-C. Jiang, Heterogeneous nucleation of Mg₂Si on Sr₁₁Sb₁₀ nucleus in Mg-x(3.5, 5 wt.%) Si-1Al alloys // Materials Chemistry and Physics 135, 2012, pp. 358-364.
16. H. Fredricsson, U. Akerlind, Solidification and Crystallisation Processing in Metals and Alloys, John Wiley & Sons, Ltd., 2012, p. 816.
17. E. Fras, M. Kawalec, H.F. Lopez, Solidification microstructures and mechanical properties of high-vanadium Fe-C-V and Fe-C-V-Si alloys // Materials Science and Engineering A 524, 2009, pp. 193-203.
18. C. H. Li, F. F. Y. Wang, K. P. Gupta, A new mechanism for the formation of growth spirals // Journal of Applied Physics, Vol. 45, No.5, 1974, pp. 182-185.
19. D. J. Fisher, W. Kurz, A theory of branching limited growth of irregular eutectics // Acta Metallurgica Vol. 28, pp. 777-794.
20. W. C. Winegard, S. Majka, B. M. Thall, B. Chalmers, Eutectic solidification in metals // Canadian journal of chemistry Vol. 29, 1951, pp. 320-327.
21. W. A. Tiller, K. A. Jackson, J. W. Rutter, B. Chalmers, The redistribution of solute atoms during the solidification of metals // Acta Metallurgica, Vol. 1, 1953, pp. 428-437.
22. J. D. Hunt, K. A. Jackson, Binary eutectic solidification // Transactions of the Metallurgical Society of AIME, 1966, p. 843.

23. W. A. Tiller, Migration of a liquid zone through a solid // *Journal of Crystal Growth* 6, 1969, pp. 77-85.
24. M. Zimmermann, M. Carrard, W. Kurz, Rapid solidification of Al-Cu eutectic alloy by laser remelting // *Acta Metallurgica* Vol. 37, No. 12, 1989, pp. 3305-3313
25. M. G. Day, A. Hellawell, The micro-structure and crystallography of aluminium-silicon eutectic alloys // *Proceedings of the Royal Society of London. Series A*, 305, 1968, pp. 473-491.
26. S-Z. Lu, A. Hellawell, Growth mechanisms of silicon in Al-Si alloys // *Journal of Crystal Growth* 73, 1985, pp. 316-328.
27. K. Nogita, A.K. Dahle, Eutectic solidification in hypoeutectic Al-Si alloys: electron backscatter diffraction analysis // *Materials Characterization* 46, 2001, pp.305-310
28. C. M. Dinnis, A. K. Dahle, J. A. Taylor, Three-dimensional analysis of eutectic grains in hypoeutectic Al-Si alloys // *Materials Science and Engineering A392*, 2005, pp.440-448.
29. P. Magnin, J. T. Mason, R. Trivedi, Growth of irregular eutectics and the Al-Si system // *Acta Metallurgica* Vol. 39, No. 4, 1991 pp. 469-480.
30. M. Gündüz, H. Kaya, E. Çadirli, A. Özmen, Interflake spacings and undercoolings in Al-Si irregular eutectic alloy // *Materials Science and Engineering A369*, 2004, p.215-229
31. S.-P. Li, S.-X. Zhao, M.-X. Pany, D.-Q. Zhao, X.-C. Chen, O. M. Barabash Eutectic reaction and microstructural characteristics of Al (Li)-Mg₂Si alloys // *Journal of Materials Science* vol. 36, 2001, pp. 1569-1575.
32. S. Amelinckx, XXXVII. A dislocation mechanism for the growth of hopper crystal faces and the growth of salol crystals from solution and from the melt // *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*. 44(350), 1953, pp. 337-339.
33. W. K. Burton, N. Cabrera and F. C. Frank, The Growth of Crystals and the Equilibrium Structure of their Surfaces // *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences*, 1951, pp. 299-358.
34. E. Abe, A.-P. Tsai, Quasicrystal-Crystal Transformation in Zn-Mg-Rare-Earth Alloys // *Physical review letters* Vol 83, № 4, pp. 753-756.
35. A. Niikura, P. Tsai, A. Inoue, T. Masumoto, Stable Zn-Mg-rare-earth face-centred icosahedral alloys with pentagonal dodecahedral solidification morphology
36. K. Sugiyama, W. Sun, K. Hiraga, Crystal structure of a cubic Al₁₇Zn₃₇Mg₄₆; a 2/1 rational approximant structure for the Al-Zn-Mg icosahedral phase // *Journal of Alloys and Compounds* 342, 2002, pp.139-142.
37. Н.И. Колобнев, Л.Б. Бер, Л.Б. Хохлатова, Д.К. Рябов, Структура, свойства и применение сплавов системы Al-Mg-Si-(Cu) // «Металловедение и термическая обработка металлов» №9, 2011.
38. А. И. Трудношин, К. В. Михаленков, Морфология и свойства первичных кристаллов Mg₂Si в сплавах системы Al-Mg-Si // *Процессы Литья* № 5 (107), ФТИМС, Киев, стр. 38-47.

УДК 621.74

СПОСОБ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЛИТЫХ ЧУГУННЫХ ДЕТАЛЕЙ, ДЛЯ РАБОТЫ В УСЛОВИЯХ УДАРНО-АБРАЗИВНОГО ИЗНОСА

М. А. Фесенко, В. А. Косячков, Е. В. Фесенко

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Запропоновано спосіб виготовлення чавунних виливків з різною структурою та властивостями в різних її частинах чи зонах з одного базового розплаву. Даний спосіб є перспективним для виготовлення чавунних литих деталей різної номенклатури, які працюють в умовах абразивних чи ударо-абразивних навантажень замість сталевих виливків, а також легованих спеціальних чавунів, що дозволяє значно скоротити витрати на дефіцитні та дорогі легуючі елементи та знижує собівартість литва

Предложен способ изготовления чугуновых литых деталей с разной структурой и свойствами в отдельных ее частях или зонах из одного базового расплава. Данный способ является перспективным для изготовления чугуновых деталей различной номенклатуры, работающих в условиях абразивных или ударно-абразивных нагрузок взамен стальных отливок, а также легированных специальных чугунов, что позволяет значительно сократить расход дефицитных и дорогостоящих легирующих элементов и снижает себестоимость литья

The method of making of the cast-iron foundings is offered with a different structure and properties in its separate parts or areas from one base fusion. This method is perspective for making of the cast-iron foundings of different nomenclature, workings in the conditions of the abrasive or shock-abrasive loadings instead of the steel foundings, and also alloyed special cast-irons, that allows considerably to shorten the expense of scarce and expensive alloying elements and cuts prime cost casting

К отдельным частям многих литых чугуновых деталей (отливок), работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного износа (насадки отбойных молотков, зубья разрыхлителей, била молотковых дробилок, валки прокатных станов и т.д.) предъявляются диаметрально противоположные требования по механическим и эксплуатационным свойствам. Чаще всего такие детали должны иметь твердую

износостойкую рабочую поверхность и мягкую ударостойкую сердцевину, матричную основу или элементы монтажного крепления.

Высокую твердость и износостойкость может обеспечить белый чугун с карбидными включениями железа и других элементов в ледебуритной эвтектике, а повышенную пластичность и ударную вязкость — высокопрочный чугун с шаровидным или вермикулярным графитом ферритного класса.

Производство чугунных литых деталей (отливок) с разными свойствами в отдельных частях осуществляется различными способами. В частности, заливкой в общую литейную форму разных по составу чугунов с установленной разделительной перегородкой между ними, последовательной заливкой литейной формы расплавов чугунов через две независимые литниковые системы с паузой между заливками, выливанием из формы жидкого остатка одного чугуна с доливанием сердцевины другим чугуном и др. [1,2].

Перечисленные способы требуют использования двух плавильных агрегатов для синхронной выплавки чугунов разных составов, или выплавки одного базового расплава, но с последующей внепечной обработкой его части (порции) до заливки его в литейную форму. При этом требуется четкая синхронизация процессов выплавки и разливки разнородных сплавов, что является существенным их недостатком [3].

С целью устранения перечисленных недостатков в работе отрабатывается принципиально новый способ дифференциации структуры и свойств чугуна в различных частях (зонах) отливки.

Сущность способа заключается в том, что исходный жидкий серый чугун (СЧ), выплавленный в одном плавильном агрегате, заливается в литейную форму и разделяется в литниковой системе на два потока, один из которых направляется в левую часть полости формы с обработкой в реакционной камере карбидостабилизирующим модификатором (КМ) для получения твердого износостойкого белого чугуна (БЧ), а другой в правую часть с обработкой заливаемого исходного чугуна в реакционной камере сфероидизирующим модификатором (СМ) для получения вязкого ударостойкого высокопрочного чугуна с шаровидным графитом (ВЧ) (рис. 1).

Несмотря на кажущуюся простоту идеи в первых лабораторных опробованиях нового способа вместо ожидаемых литых деталей с дифференцированной структурой все экспериментальные отливки кристаллизовались с монолитной структурой обычного серого чугуна с пластинчатым графитом.

Гидродинамическое перемешивание разномодифицированных потоков при заливке форм жидким металлом и дальнейшее конвективно-

диффузное перераспределение в жидко-твердом сплаве элементов-модификаторов из одной зоны в другую приводило к усреднению структуры и свойств чугуна по всему объему отливки.

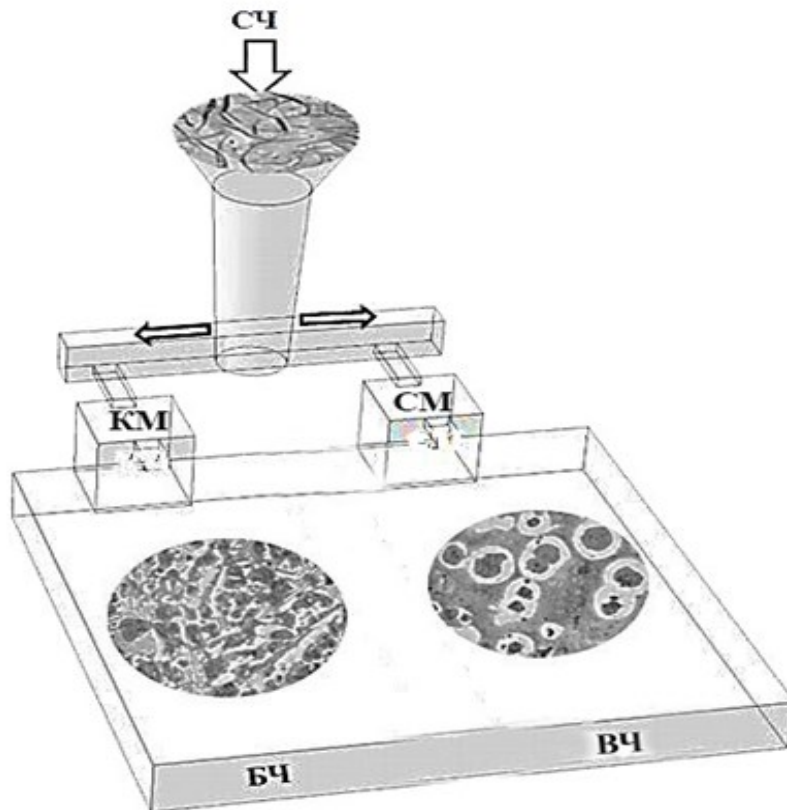


Рис. 1 Схема способа получения отливок из белого (БЧ) и высокопрочного (ВЧ) чугунов на базе исходного серого (СЧ) чугуна, с частичным модифицированием металла в литейной форме сфероидизирующим (СМ) или карбидостабилизирующим (КМ) модификаторами

Проблему предотвращения гидродинамического перемешивания и перераспределения элементов при получении чугунных деталей с дифференцированной структурой решили устранить установкой в полость литейной формы разделительной перегородки из листовой оцинкованной стали (рис. 2).

Анализ результатов экспериментальных исследований показал, что установленная перегородка из оцинкованной стали обеспечивает дифференциацию структуры и свойств разномодифицированных чугунов в общей литейной форме при условии, если до конца затвердевания она сохраняет свою целостность и надежно сваривается с половинками (частями) отливки.

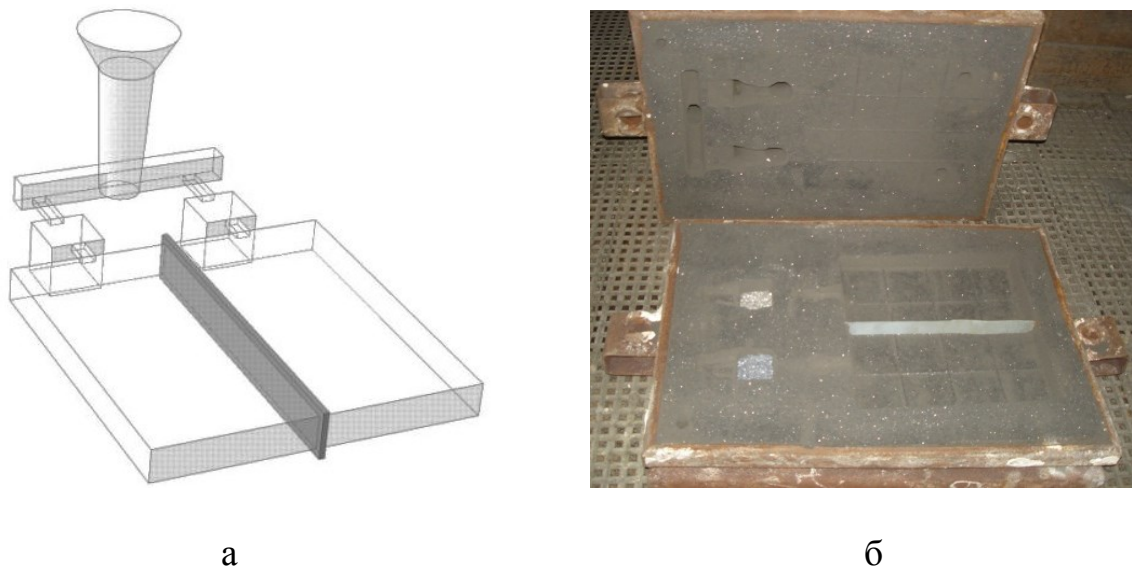


Рис. 2 Схема (а) и общий вид литейной формы (б) с перегородкой

Иллюстрацией может служить полученная отливка «Плита» из исходного базового серого чугуна с обработкой одного потока расплава в реакционной камере карбидостабилизирующим модификатором NMg19 , и другого потока сфероидизирующим модификатором ФСМг7 , состоящая в левой части (половинке) из белого чугуна с перлитно-цементитной структурой (рис. 3, в), а также в правой части (половинке) из высокопрочного чугуна с шаровидным графитом в перлитно-ферритной металлической матрице (рис. 3, г). В центральной части такой отливки формировалась переходная зона с наличием переходного слоя разнородных чугунов со стальной перегородкой (рис. 3, д). Дифференциация структуры левой и правой частей (половинок) представленной отливки подтверждается разницей твердости, которая составляет 100...160 НВ.

Таким образом, в работе подтверждена возможность реализации предложенного способа дифференциации структуры и свойств чугуна в локальных частях или зонах деталей, полученных из исходного расплава, выплавленного в одном плавильном агрегате.

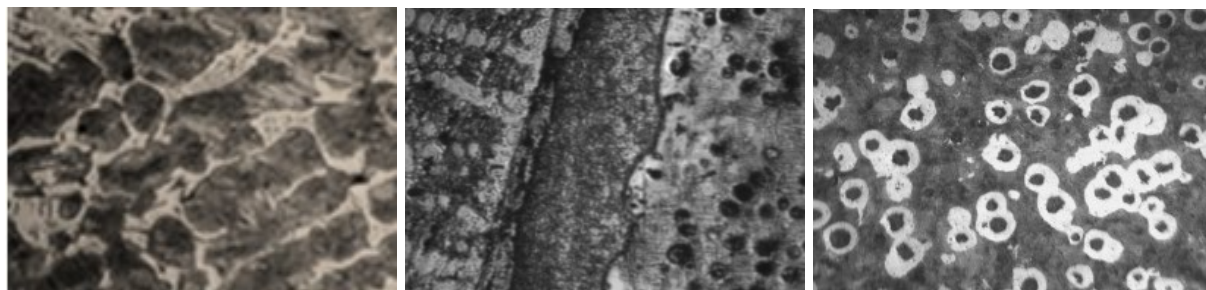
Результаты многочисленных лабораторных исследований свидетельствуют о перспективности применения предложенного способа на промышленных предприятиях при изготовлении деталей, работающих в условиях ударно-абразивного износа вместо стальных отливок, например из стали 110Г13Л, или других высоколегированных сталей и легированных специальных чугунов.



а



б



в

д

г

Рис. 3 Общий вид отливки (а), цвет излома (б), микроструктура в левой (в), правой (г) половине отливки и переходной ее зоне (д), x100

Предложенный способ позволяет значительно упростить технологический процесс получения отливок с дифференцированными свойствами, сократить расход дефицитных и дорогих легирующих элементов, снизить себестоимость литья и не требует дополнительной установки плавильных агрегатов или другого оборудования.

Литература

1. Лузан П. П. Основные направления исследований в области получения отливок с дифференцированными физико-механическими свойствами / П.П. Лузан // Сб. "Многослойное литье". – ИПЛ АН УССР, Киев, 1970, с. 3...18.
2. Позняк Л. А. Основные направления производства литых биметаллов / Л.А. Позняк, Г.Д. Костенко А.А. Снежко // Сб. "Литье биметаллических изделий". – ИПЛ АН УССР, Киев, 1976, с. 3...15.
3. Фесенко М. А., Фесенко А. Н., Косячков В. А. Внутриформенное модифицирование для получения чугуновых отливок с дифференцированными структурой и свойствами / М.А. Фесенко, А.Н. Фесенко, В.А. Косячков // Литейное производство, 2010. – №1. – С.7...13.
4. Патент № 42795 U 2009 00009, B22D27/00. Спосіб виготовлення виливків з диференційованими структурою і властивостями // Фесенко М. А., Фесенко А. М., Косячков В. О., Ємельяненко К. В. Заявл. 05.01.2009, опубл. 27.07.2009. Бюл. № 14, 2009 р.

УДК 669.673

ПІДВИЩЕННЯ ЗНОСОСТІЙКОСТІ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT-9 АЗОТУВАННЯМ

І. С. Філіпченко, О. М. Соловар

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

З метою підвищення зносостійкості титанового сплаву було проведено ряд досліджень для визначення рівня зносостійкості після нанесення захисного покриття. Азотування проводили в печі шахтного типу. Випробування показали суттєву зміну триботехнічних характеристик азотованих та не азотованих зразків в умовах тертя-ковзання, а саме зміну маси зразків зі сплаву VT9 та чистого титану

Для повышения износостойкости титанового сплава был проведён ряд исследований, который показал уровень износостойкости после нанесения защитного покрытия. Азотирование проводили в печах шахтного типа. Испытания показали увеличение триботехнических характеристик азотированных и не азотированных образцов в условиях трения-скольжения, а именно изменение массы образцов из сплава VT9 и чистого титана

In order to improve the wear resistance of titanium alloy, a series of studies to determine the level of wear resistance after applying a protective coating. Nitriding was performed in a furnace shaft type. Tests showed significant change tribotechnical characteristics nitrided and nitrided samples not in terms of friction-slip, change in mass of the alloy samples VT9 and pure titanium

Вступ

Титан та його сплави, що відрізняються поєднанням ряду цінних властивостей, перспективні для застосування в багатьох галузях сучасної техніки. Висока вартість титану і його сплавів в багатьох випадках компенсується їх більшою працездатністю, а в деяких випадках вони є єдиним матеріалом, з якого можна виготовити устаткування або конструкції, здатні працювати в даних конкретних умовах [1, 2].

Мала питома вага і висока міцність (особливо при підвищених температурах) титану і його сплавів роблять їх дуже цінними авіаційними

матеріалами. В області літакобудування та виробництва авіаційних двигунів титан все більше витісняє алюміній і нержавіючу сталь. З підвищенням температури алюміній швидко втрачає свою міцність. З іншого боку, титан володіє явною перевагою стосовно міцності при температурі до 430 °С. Перевага заміни сталі титаном в авіації полягає в зниженні ваги без втрати міцності. Загальне зниження ваги з підвищенням показників при підвищених температурах дозволяє збільшити корисне навантаження, дальність дії і маневреність літаків. Цим пояснюються зусилля, спрямовані на розширення застосування титану в літакобудуванні при виробництві двигунів, будівництві фюзеляжів, виготовленні обшивки і навіть кріпильних деталей. При будівлі реактивних двигунів титан застосовується переважно для виготовлення лопаток компресора, дисків турбіни та багатьох інших штампованих деталей. Тут титан витісняє нержавіючу і термічно оброблювану леговані сталі. Економія у вазі двигуна в один кілограм дозволяє зберігати до 10 кг в загальній вазі літака завдяки полегшенню фюзеляжу [1]. Надалі намічено застосовувати листовий титан для виготовлення кожухів камер згорання двигуна. У конструкції літака титан знаходить широке застосування для деталей фюзеляжу, що працюють при підвищених температурах. Листовий титан застосовується для виготовлення всіляких кожухів, захисних оболонок кабелів і напрямних для снарядів. З листів легованого титану виготовляються різні елементи жорсткості, шпангоути фюзеляжу, нервюри і т. д. Кожухи, закрилки, захисні оболонки для кабелів, для снарядів виготовляються з нелегованого титану. Легований титан застосовується для виготовлення каркаса фюзеляжу, шпангоутів, трубопроводів і протипожежних перегородок.

Корозійна стійкість титану і його сплавів робить їх дуже цінним матеріалом на морі. Військово-морське міністерство США докладно досліджує корозійну стійкість титану проти дії димових газів, пари, масла і морської води. Майже таке ж значення у військово-морській справі має і високе значення питомої міцності титану. Мала питома вага металу в поєднанні з корозійною стійкістю підвищує маневреність і дальність дії кораблів, а також знижує витрати по догляду за матеріальною частиною і її ремонту. Застосування титану у військово-морській справі включає виготовлення вихлопних глушників для дизельних двигунів підводних човнів, дисків вимірювальних приладів, тонкостінних труб для конденсаторів і теплообмінників. На думку фахівців, титан, як ніякий інший метал, здатний збільшити термін служби вихлопних глушників на підводних човнах. Стосовно до дисків вимірювальних приладів, що працюють в умовах зіткнення з солоною водою, бензином або олією, титан забезпечить кращу стійкість. Досліджується можливість застосування

титану для виготовлення труб теплообмінників, які повинні мати корозійну стійкість в морській воді і одночасно протистояти впливу вихлопного конденсату, що протікає всередині них. Розглядається можливість виготовлення з титану антен і вузлів радіолокаційних установок, від яких вимагається стійкість до впливу димових газів і морської води. Титан може знайти застосування і для виробництва таких деталей, як клапани, пропелери, деталі турбін і т. д. [3].

Заміна конструкційних матеріалів, які використовуються в даний час підприємствами транспортного машинобудування, титаном повинна привести до зниження витрати палива, зростання корисної вантажопідйомності, підвищенню межі втоми деталей кривошипно-шатунних механізмів і т. п. На залізницях виключно важливо знизити мертвий вантаж. Суттєве зменшення загальної ваги рухомого складу за рахунок застосування титану дозволить заощадити в тязі, зменшити габарити шийок і букс. Важливе значення вага має і для причіпних автотранспортних засобів. Тут заміна сталі титаном при виробництві осей і коліс також дозволила б збільшити корисну вантажопідйомність. Всі ці можливості можна було б реалізувати при зниженні ціни титану з 15 до 2-3 доларів за фунт титанових напівфабрикатів [1, 2].

При виробництві обладнання для хімічної промисловості найважливіше значення має корозійна стійкість металу. Істотно також знизити вагу і підвищити міцність обладнання. Логічно варто припустити, що титан міг би дати ряд переваг при виробництві з нього обладнання для транспортування кислот, лугів і неорганічних солей. Додаткові можливості застосування титану відкриваються у виробництві такого обладнання, як баки, колони, фільтри і всілякі балони високого тиску. Застосування трубопроводів з титану здатне підвищити коефіцієнт корисної дії нагрівальних змійовиків в лабораторних автоклавах і теплообмінниках. Використовують титан і для виробництва балонів, в яких тривало зберігаються гази і рідини під тиском. Поєднання легкості та корозійної стійкості дозволяє підвищити точність хімічного аналізу.

Застосування титану доцільно в харчовій, нафтовій та електротехнічній промисловості, а також для виготовлення хірургічних інструментів і в самій хірургії.

Столи для підготовки їжі, пропарювальні столи, виготовлені з титану, за якими перевершують сталеві вироби [1, 2, 4].

У різних галузях промисловості починають застосовувати кріпильні деталі тієї чи іншої форми, виготовлені з титану. Подальше розширення застосування титану можливо для виготовлення хірургічних інструментів головним чином завдяки його корозійної стійкості. Інструменти з титану в

цьому відношенні перевершують звичайні хірургічні інструменти при багаторазовому кип'ятінні або обробці в автоклаві.

В області хірургії титан виявився кращим віталліума і нержавіючих сталей. Присутність титану в організмі цілком припустима. Гвинти з титану для кріплення кісток знаходилися в організмі тварини кілька місяців, причому мало місце проростання кістки в нитки різьблення гвинтів і в отвори. Перевага титану полягає також у тому, що на пластині утворюється м'язова тканина

Безперервне розширення області застосування титану і його сплавів матеріалів в різних галузях техніки пояснюється сприятливим поєднанням їх фізико-хімічних властивостей. Проте титанові сплави мають і недоліки, найбільш значні серед яких – висока ціна, низькі твердість поверхні і зносостійкість. Два останні фактори обмежують застосування титанових сплавів для роботи в умовах тертя і контактних навантажень. Тому для підвищення цих характеристик застосовують різноманітні технології обробки їх поверхні.

Одним з найбільш широко застосовуваних методів являється азотування. Азотування з газового середовища є найбільш перспективним в порівнянні з іншими методами завдяки простоті здійснення з точки зору використовуваного устаткування і багатоваріантності геометрії і розмірів оброблюваних деталей. Сформований в результаті азотування шар складається з двох зон: дифузійної, яка представляє собою пересичених азотом і легуючими елементами α - твердий розчин титану, та зони хімічних сполук, що складається в основному з нітридів титану TiN і Ti_2N .

Товщина шару твердого розчину зростає із збільшенням тривалості процесу і підвищенням температури обробки. Азотування титану при 850—900 °С протікає дуже повільно і за 24 години утворюється шар завтовшки в 30-35 мкм. При температурах 1000 °С і вище за той же час глибина азотування перевищує 1 мм. Проте при дуже високих температурах азотування та великих витримках спостерігається ріст зерна β -фази, що приводить до різкого погіршення механічних властивостей титана і його сплавів. Тому актуальним є розвиток нових способів азотування, що дозволяють отримувати нітридні сполуки у вигляді суцільних покриттів з хорошою адгезією до поверхні металу.

Постановка задач дослідження

Саме тому в роботі поставлено задачі щодо можливості підвищення триботехнічних характеристик титанового сплаву за рахунок азотування.

Задачі дослідження: 1) Дослідити хімізм та термодинаміку процесів, що протікають в реакційному просторі; 2) Показати можливість отримання нітридних покриттів; 3) Визначити фазовий склад, будову, товщину та

мікротвердість отриманих покриттів; 4) Показати вплив температурно-часових умов на товщину та мікротвердість покриттів та перехідної зони; 5) Показати вплив активації поверхні воднем на характеристики покриттів; 6) Дослідити зносостійкість отриманих покриттів.

Методика проведення експериментів

Для вирішення задач, поставлених у даній роботі, в якості об'єктів дослідження використовували титановий сплав марки ВТ9. Хімічний склад сплаву ВТ – 9 наведений в таблиці 1. ВТ9 – високоміцний титановий сплав (границя міцності вище 100 кгс/мм²). Для отримання гарантійної міцності сплави піддають зміцнювальній термічній обробці [10].

Таблиця 1 Хімічний склад сплаву ВТ9

Марка сплаву	Хімічний склад, %					НВ
	Ti	Al	V	Mo	Інші домішки	
ВТ9	85 – 91	5,5 – 6,5	3,5 – 5,3	-	03 – 0,5	250 – 300

Нанесення нітридних покриттів здійснювали на установці на базі шахтної печі типу СШОЛ 1.1.6/12. Схема установки для нанесення комплексних покриттів показана на рис. 1.

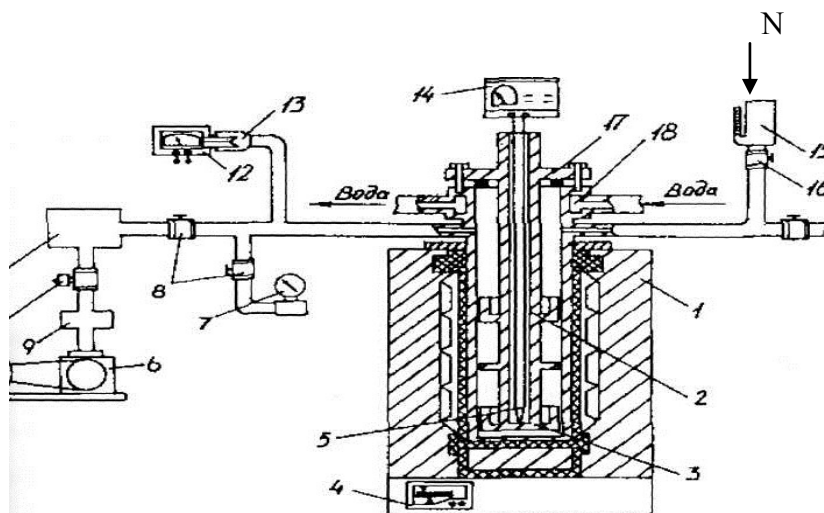


Рис. 1 Схема установки для нанесення комплексних покриттів:

- 1 — електронагрівальна піч; 2 — реакційна камера; 3 — контейнер;
- 4 — терморегулятор; 5 — вимірювальна термопара; 6 — вакуумний насос;
- 7 — манометр; 8, 10 — вакуумні гвинти; 9 — фільтр; 11 — форбалон;
- 12 — вакуумметр; 13 — манометрична лампа; 14 — потенціометр;
- 15 — ємкість; 16 — кран; 17 — кришка; 18 — водоохолоджувальна втулка

Нанесення покриттів здійснюють наступним чином: порошок гідриду титану поміщають в реакційну камеру, обезжирені зразки розташовують безпосередньо над гідридом таким чином щоб був відсутній контакт з контейнером вставки, яка розміщена в реакційній камері. Зверху камеру закривають кришкою, яка приварена до вставки. Для забезпечення герметичності та необхідного ступеня розрідження в камері між корпусом і кришкою поміщають вакуумне ущільнення. З метою запобігання розгерметизації камери при високих температурах нагріву, через можливість загорання вакуумного ущільнення, верхню частину реакційної камери охолоджують проточною водою, яка циркулює в привареної до корпусу втулки. Після герметизації в реакційній камері створюють вакуум з тиском 1370 Па за допомогою вакуумного насосу. Тиск вимірюють манометричною лампою, яка приєднана до вакуумметра. При досягненні вказаного тиску вакуумний насос виключають і проводять нагрівання камери з вмістом до температури необхідної температури в електропечі. Далі в реакційній камері повторно створюють вакуумне середовище вказаного вище тиску, після чого з ємкості через кран вводять азот (0,005-0,006) л/м² та здійснюють витримку на протязі 2 годин. У процесі напускання тиск в камері контролюють моновакуумметром, який після закінчення контролю виключають від системи вакуумпроводу і краном.

Охолодження зразків з нанесеним покриттям здійснюється разом з реакційною камерою, яку після завершення процесу виймали з печі. Для запобігання забруднення масла в вакуумному насосі продуктами хімічної реакції у системі передбачений фільтр.

Мікроструктурний аналіз був широко використаний при вивченні структури дифузійних шарів.

Візуальне вивчення та фотографування мікрошліфів виконували, використовуючи мікроскопи CamScan 4D і "Neophot-21", при збільшенні 300...1000 раз у світлому і темному полях. Для вивчення будови покриття та матриці твердого сплаву застосовували травник, який складався з 50 % HF та 50 % гліцерину.

Для попередження сколювання дифузійного шару в процесі виготовлення мікрошліфів були застосовані спеціальні струбцини з латунними прокладками, які щільно обтискають зразки з нанесеними покриттями.

Загальна товщина дифузійного шару приймалася рівною відстані від поверхні до структури серцевини. Вона, як і товщина окремих фаз, вимірювалася з використанням сітки окуляра 7^x, ціна поділки якого визначалася по об'єктмікрометру для всіх застосовуваних об'єктивів.

Рентгеноструктурний аналіз. Для встановлення фазового складу дифузійних покриттів на поверхні досліджуваних сталей та твердих сплавів була використана дифрактометрія.

Дифрактограми отримували, використовуючи монохроматичне Co-K_α випромінення, на дифрактометрі марки ДРОН-3М. В якості монохроматора використовували монокристал графіту, встановлений на дифрагованому пучку. Дифрактограми від поверхні зразків знімали в інтервалі кутів 2θ $0,1^\circ$, використовуючи метод крокового сканування, при кроці сканування $0,05^\circ$ і часі експозиції в точці 5...7 сек. Зйомку вели на шкалах 200...1000 імпульсів/сек зі швидкістю обертання лічильника $2^\circ/\text{хв}$ при швидкості руху діаграмної стрічки 1200 мм/год з відміткою кутів через один градус.

Розшифровку, індикування отриманих дифрактограм та розрахунки періодів кристалічної ґратки фаз проводили за допомогою стандартних програм PCPDFWIN 2.1, Powler Cell 2.4, Findepik 2.0.

Для визначення хімічного складу покриттів у даній роботі був застосований мікрорентгеноспектральний аналіз, який проводили, використовуючи електронний растровий мікроскоп CamScan 4D (з мікроаналізатором - приставка EDX до мікроскопу CamScan 4D) фірми Oxford Instruments.

Дослідження проводили в режимі пружновідбитих електронів (фазового контрасту) при збільшенні 1000 та 3000 раз, прискорюваній напрузі 20 кВ, струм емісії складав 100 мА, струм накалу – 2,38 А. В якості еталонів використовували технічно чистий кобальт.

Для обробки результатів вимірювання використовували програму Inca-200, помилка вимірювань складала $\pm 0,3\%$.

ДюрOMETричний аналіз. Вимірювання мікротвердості та уточнення товщини дифузійного шару, а також його окремих фаз проводили на пристроях ПМТ-3 і ПМТ-8 не менш, ніж в 20...25 полях зору. За отриманими даними розраховували середнє значення мікротвердості, використовуючи встановлені залежності [9]. Точність вимірювання твердості складала ± 500 МПа.

Дослідження на зносостійкість проводилися на установці 2070CMT-1 (рис. 2). Машина призначена для випробування металів, сплавів та жорстких конструкційних пластмас з реєстрацією отриманих даних в ПК.

Машина складається з випробувальної установки, пульта керування та системи збору даних для реєстрації в ПК. Принцип дії машини заключається в стиранні пари зразків, що притискаються один до одного із заданою силою. При випробуванні пари «диск – колодка» – диск обертається а колодка залишається нерухомою. Під час випробування реєструються частота обертання, момент тертя, сила притискування,

величина зносу та число циклів наробітки. Можливий запис температури та випробування в різних середовищах.



Рис. 2 Зображення установки 2070CMT-1

Результати досліджень

Азотування проводили в спеціально виготовленій установці на базі шахтної печі типу СШОЛ 1.1.6/12 при зниженому тиску. Зразки розміщували в реакційній камері, яка забезпечувала герметичність та необхідний ступень розрідження. Процес проводили при температурі $(850 - 1050)^{\circ}\text{C}$ впродовж $(2 - 10)$ годин.

Рентгеноструктурним аналізом показано, що під час азотування при 1050°C на поверхні титану та титанових сплавів утворюється шар нітриду титану TiN з параметром ґратки $a=0,4230$ нм, що має товщину $(1,5-2,0)$ мкм та мікротвердість $12,0$ ГПа. Під ним розташована зона твердого розчину азоту в α -титані. Мікротвердість її складає $7,0$ ГПа безпосередньо під шаром нітриду і поступово зменшується до твердості основи на глибині $(550-600)$ мкм. (рис. 3.)

Товщина шару твердого розчину зростає із збільшенням тривалості процесу і підвищенням температури обробки. Азотування титану при $850-900^{\circ}\text{C}$ протікає дуже повільно і за 10 години утворюється шар завтовшки в $30-35$ мкм. При температурах 1050°C і вище за той же час глибина азотування перевищує 1 мм (рис. 4). Проте при дуже високих

температурах азотування та великих витримках спостерігається ріст зерна β -фази, що приводить до різкого погіршення механічних властивостей титана і його сплавів. В той же час насичення впродовж 2-3 годин не призводить до значного зростання зерен навіть при температурі 1050 °С (рис. 5).

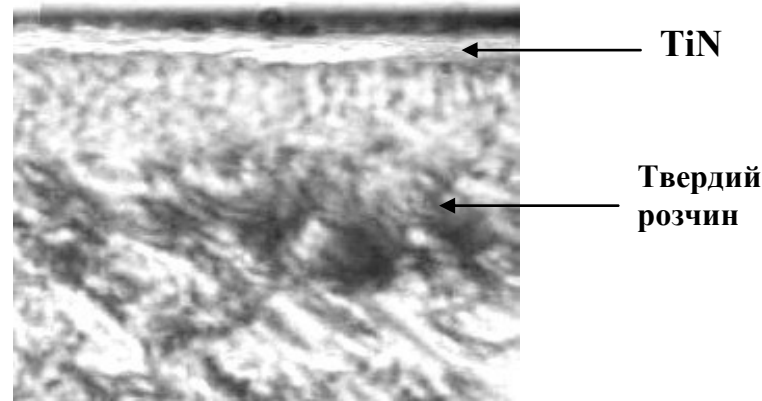


Рис. 3 Дифузійний шар, отриманий на сплаві ВТ9 після азотування (x600)

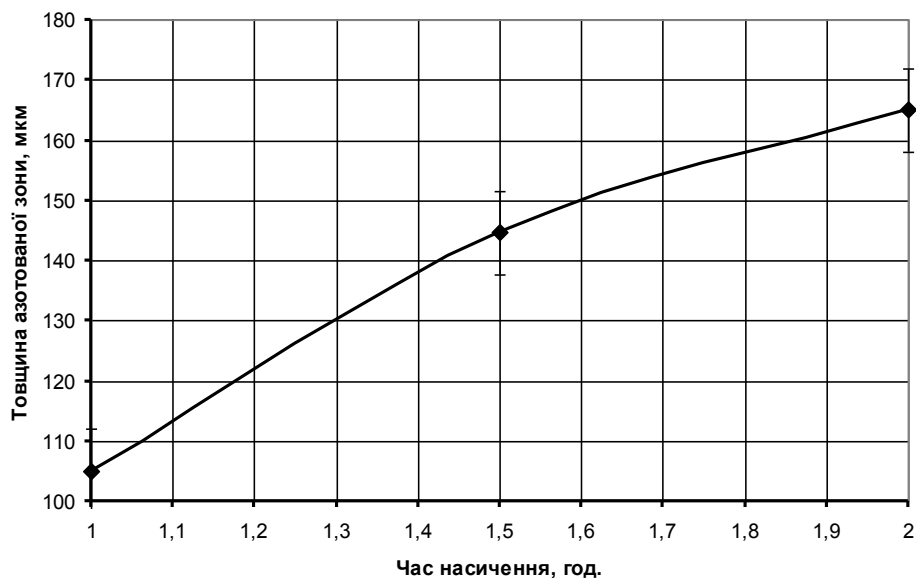


Рис. 4 Залежність товщини твердого розчину азоту в α -титані від часу азотування при $T=1050^{\circ}\text{C}$

Товщина твердого розчину азоту в α -Ті суттєво залежить від часу насичення (рис.5). В той же час товщина шару нітриду титану TiN змінюється незначно: навіть при витримці 10 годин вона не перевищує 3 мкм. Це можна пояснити відносно невеликою зміною вільної енергії

реакцій утворення цієї сполуки та великим коефіцієнтом дифузії азоту в титані.

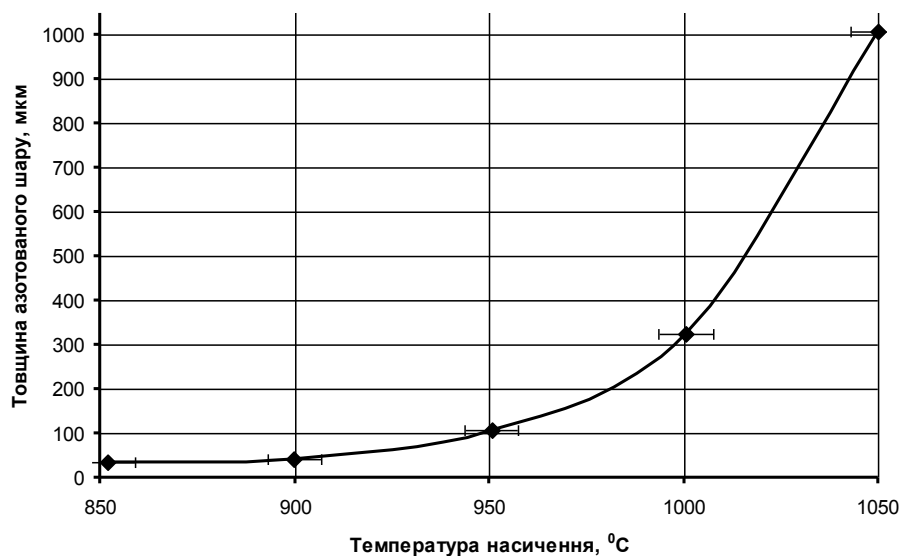


Рис. 5 Залежність товщини азотованого шару від температури процесу

Мікротвердість твердого розчину, отриманого при температурі насичення 1050°C впродовж 2 годин змінюється з 7,9 ГПа до мікротвердості основи (α -фази) на глибині (150-160) мкм (рис.6).

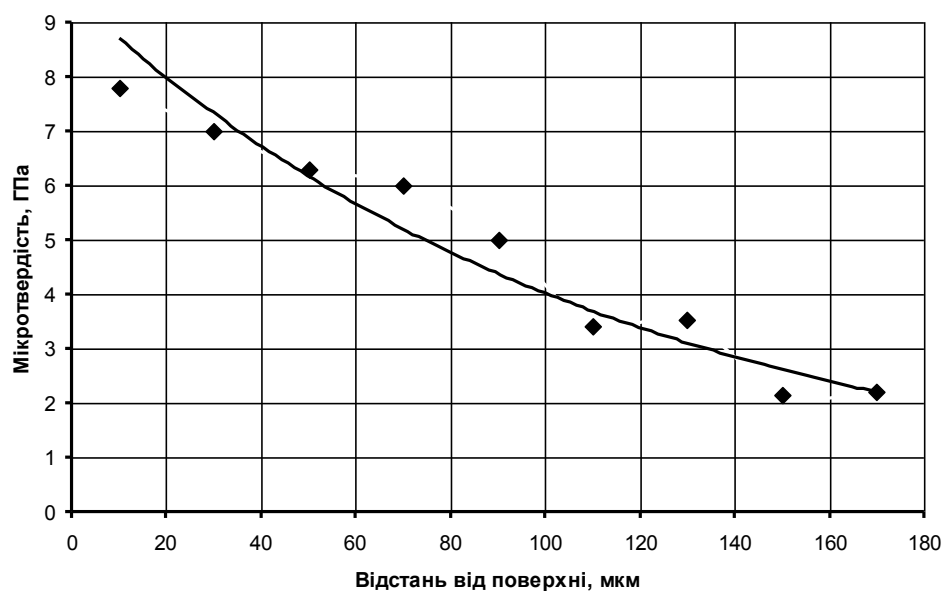


Рис. 6 Розподіл мікротвердості по товщині твердого розчину азоту в α -титані. $T=1050^{\circ}\text{C}$, $\tau=2$ години

Показано можливість нанесення на поверхню титану та титанових сплавів покриттів за участю азоту. Під покриттям завжди формується зона твердого розчину азоту в α -Ті.

При взаємодії насичуючого середовища з оброблюваною поверхнею виникає накопичення (підвищення концентрації) дифундуючого елемента (адсорбату) на металевій поверхні (адсорбент). Залежно від характеру взаємодії адсорбату з адсорбентом розрізняють фізичну адсорбцію і хемосорбцію. Адсорбція виникає за рахунок вільної енергії незрівноваженого поверхневого шару. При фізичній адсорбції молекули або атоми утримуються на поверхні ван-дер-ваальсовими силами, при хемосорбції адсорбат вступає в хімічний зв'язок, тобто здійснюється перенесення електронів. Теплота хемосорбції близька до теплоти хімічної реакції, а фізичної адсорбції - до теплоти конденсації. На відміну від хемосорбції фізична адсорбція не потребує енергії активації. Фізична адсорбція найчастіше спостерігається при температурах нижче точки кипіння адсорбату, тоді як хемосорбція можлива при більш високих температурах. При хемосорбції утворюється тонший (мономолекулярний) в порівнянні з фізичною адсорбцією шар адсорбату. Іноді адсорбент є каталізатором, тоді знижується енергія активації і зростає швидкість хімічної реакції. Так, наприклад, енергія активації реакції $\text{NH}_3 \rightarrow 1/2 \text{N}_2 + 3/2 \text{H}_2$ без каталізатора 296 кДж/моль, а на поверхні каталізаторів (Мо, W) вона зменшується до 163 кДж/моль при інших рівних умовах.

Більшість дослідників сходяться на тій думці, що першоджерелом всіх процесів азотування є молекулярний азот. Домішки і добавки інших елементів у газовому середовищі можуть або сприяти, або перешкоджати адсорбції азоту насичуємо поверхнею. Так, наприклад, кисень, маючи найбільшу спорідненість до електрона, адсорбується на поверхні металів більш міцно, ніж азот, і перешкоджає взаємодії азоту з поверхнею. Тому при нагріванні металів у повітряному середовищі протікає процес окислення, а не азотування. У зв'язку з цим перед азотуванням або іншими процесами дифузійного насичення оксидну плівку необхідно видаляти механічним або хімічним шляхом: катодним розпиленням в тліючому розряді; обробкою елементами, що мають більшу спорідненість до електрона, ніж кисень (фтор, хлор, бром, йод) ; відновленням воднем при підвищених температурах і т. д.

Адсорбція азоту на поверхні перехідних металів значно прискорюється в присутності водню. Цим пояснюється висока активність дисоційованого аміаку як азотуючого середовища в порівнянні з молекулярним азотом. Так як перехідні метали мають більшу спорідненість до електрону, ніж водень, то при наявності достатньої енергії, необхідної для активації, молекула водню при зіткненні з

поверхнею дисоціює на атоми, які віддають свої електрони металу, полегшуючи тим самим утворення негативних іонів азоту. Вважають, що при звичайному азотуванні в аміаку і молекулярному азоті хемосорбція завершується утворенням негативних іонів азоту на насичуючій поверхні.

Цей процес протікає важче в середовищі молекулярного азоту в порівнянні з сумішшю його з воднем (в дисоційованому аміаку). Електронна взаємодія молекулярного азоту з перехідними металами значно зменшується в міру заповнення електронами d-смуги і починаючи з марганцю і заліза, напевне, припиняється, тому що в кінцевому результаті при нагріванні в азоті на поверхні марганцю ($3d^5$) і заліза ($3d^6$) нітриди не утворюються, вони спостерігаються при взаємодії азоту з гафнієм, цирконієм і титаном ($3d^2$). Встановлено, що схильність перехідних металів до нітридоутворення, так само як і карбідоутворення, зростає в наступній послідовності $Ni \rightarrow Co \rightarrow Fe \rightarrow Mn \rightarrow Cr \rightarrow Mo \rightarrow W \rightarrow Nb \rightarrow V \rightarrow Ti \rightarrow Zr \rightarrow Hf$. При звичайному азотуванні молекула азоту, потрапляючи в силове поле металевго кристала, під впливом ван-дер-ваальсових сил починає рухатися до поверхні, втрачаючи потенціальну енергію і набуваючи кінетичну.

Іноді кінетична енергія стає настільки великою, що молекула азоту, переборюючи сили відштовхування, зближується з поверхнею на відстань, що допускає електронну взаємодію 0,1-0,2 нм. Молекула може розщепитися на два атоми, які втрачають потенціальну енергію і притягуються поверхнею в результаті приєднання вільних електронів металу до атомів азоту, тобто відбувається хемосорбція. Під дією хемосорбції в більшості випадків відбувається не тільки перерозподіл електронної густини, а й міграція на невеликі відстані хемосорбованих іонів, що викликає їх просторовий розподіл, близький до кристалічної ґратки нітридів. Так, в термодинамічно обґрунтованих випадках можуть виникати зародки нітридних фаз.

Аналіз вірогідних хімічних реакцій, які можуть протікати в реакційному середовищі, показав найбільша імовірність саме тих реакцій, у вихідних продуктах яких присутній водень. В якості джерела водню використовували гідрид титану TiH_2 , який розкладається при температурі $(400-700)^\circ C$ з виділенням водню $TiH_2 \rightarrow Ti + 2H$.

Дослідження на зносостійкість проводилися на установці 2070СМТ-1. Машина призначена для випробування металів, сплавів та жорстких конструкційних пластмас з реєстрацією отриманих даних в ПК. Машина (рис.7) складається з випробувальної установки, пульта керування та системи збору даних для реєстрації в ПК. Принцип дії машини заключається в стиранні пари зразків, що притискуються один до одного із заданою силою. При випробуванні пари «диск – колодка» – диск

обертається а колодка залишається нерухомою. Під час випробування реєструються частота обертання, момент тертя, сила притискування, величина зносу та число циклів наробітки. Можливий запис температури та випробування в різних середовищах.

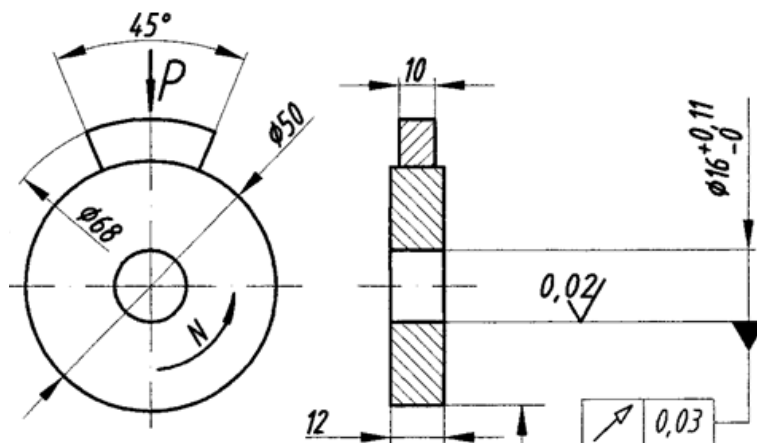


Рис. 7 Схема пари тертя типу «диск-колодка»

Проводилося випробування парою «диск – колодка». В дослідженні як матеріал контртіла була використана загартована та відпущена сталь У8 у вигляді диску радіусом 25 мм та товщиною 10, поверхнева твердість складала 62 HRC. Дослідження проводили при швидкостях обертання контртіла 200 та 300 об/хв. Та навантаженні 2 кг. Час випробування кожного зразка 3 хвилини. Результати випробувань наведені в таблиці 2 та 3.

Таблиця 2 Результати випробування на зносостійкість зразків

V, об/хв		BT-9 вихідний	BT-9 без активації	BT-9 активований	Ti азотування
200	Вихідна маса зразка, кг	0,006333	0,0061562	0,0063928	0,005431
	Втрата маси, кг/м ²	0,012	0,007	0,005	0,0095
300	Вих. маса зразка, кг	0,0063306	0,0061548	0,0063918	0,0053412
	Втрата маси, кг/м ²	0,042	0,006	0,0025	0,0065

Таблиця 3 Результати випробування на зносостійкість контртіла

V, об/хв		BT-9 вихідний	BT-9 без активації	BT-9 активований	Ti азотування
200	Вихідна маса контртіла, кг	0,1827202	0,1824316	0,1825314	0,1821982
	Зміна маси контртіла кг/м ²	0,0076	0,0020	0,0010	0,0012
300	Вихідна маса контртіла, кг	0,1813912	0,1811301	0,1812576	0,1810194
	Зміна маси контртіла кг/м ²	0,011	0,0026	0,0015	0,0006

Проведенні випробування показали суттєву зміну триботехнічних характеристик азотованих та неазотованих зразків в умовах тертя-ковзання, а саме зміну маси зразків зі сплаву BT9 та чистого титану.

Так при швидкості випробування 200 об/хв азотований BT9, без активації поверхні гідридом, втрачає 0,007 кг/м², а з активованою поверхнею 0,005 кг/м², втрата маси неазотованого зразка становила 0,012 кг/м², що свідчить про підвищення зносостійкості після азотування, в залежності від стану насичуючої поверхні (рис. 8).

При збільшенні швидкості обертання контртіла до 300 об/хв втрата маси збільшується до 0,042 кг/м² на вихідному зразку, а на азотованому зменшується, без активації воднем, до 0,006 кг/м², на активованому до 0,0025 кг/м².

На ряду з вимірювання маси зразків, також контролювалася зміна маси контртіла. Після випробування вихідного зразка при швидкості 200 об/хв маса контртіла зменшилась на 0,0076 кг/м², а після азотованого з воднем на 0,0010 кг/м², без водню на 0,0020 кг/м².

При збільшенні швидкості до 300 об/хв показники втрати маси змінилися: 0,011 кг/м² - на вихідному; 0,0015 кг/м² - азотований з воднем; 0,0026 кг/м² - азотований без водня (рис. 9).

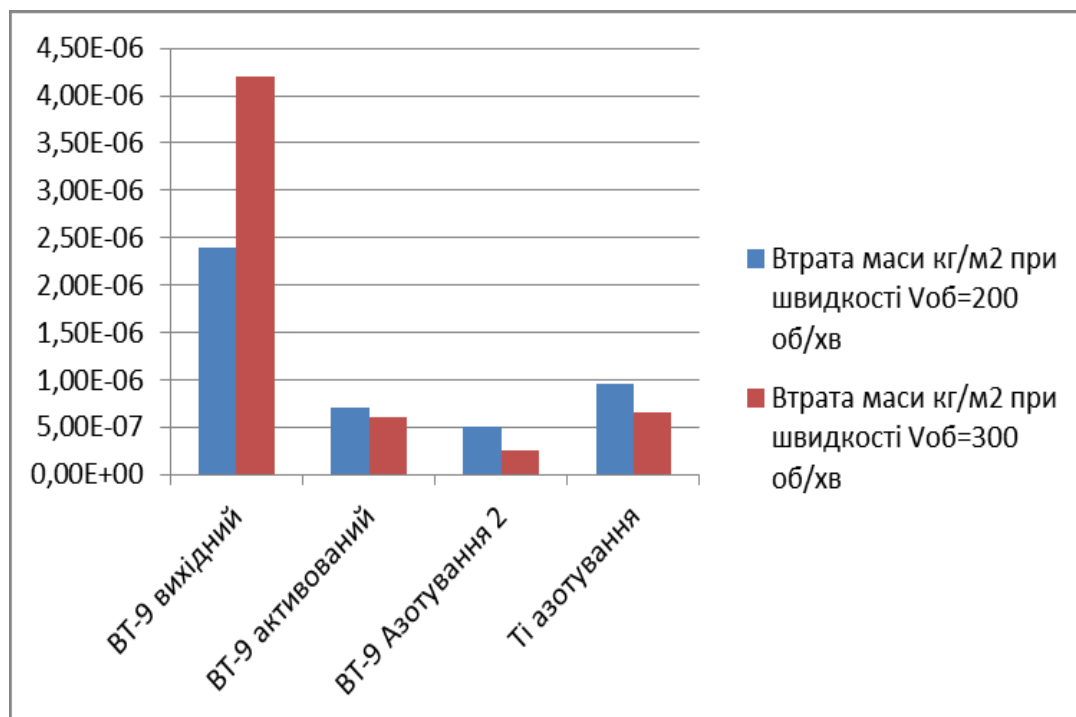


Рис. 8 Зміна маси зразків при дослідженні на зносостійкість

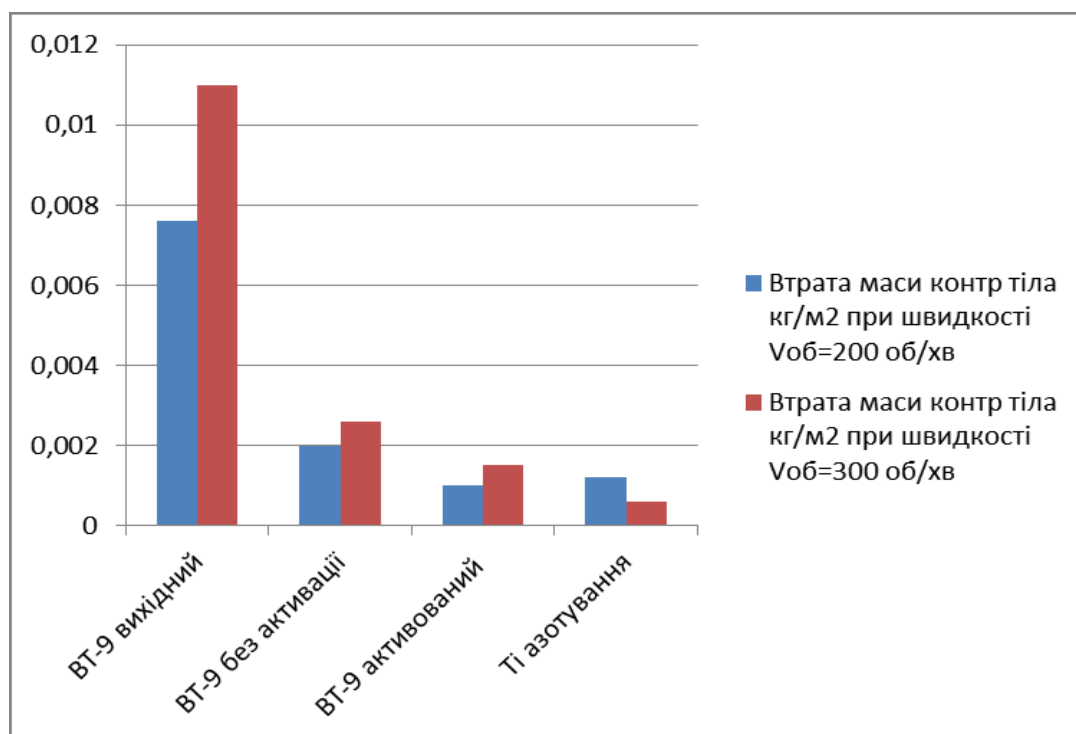


Рис. 9 Зміна маси контртіла при дослідженні на зносостійкість

Різниця зміни маси оброблених та не оброблених зразків пояснюється тим, що на не обробленій поверхні розвиваються процеси захоплення, а на обробленій – механічного зношування.

Процеси захоплення характеризуються не тільки підвищенням значень зносу, але і інтенсивним утворенням на контактуючих поверхнях надривів та виривів що чергуються між собою (рис. 10). Також спостерігається налипання титанового сплаву на поверхню контртіла, розмазування його в напрямку руху, що свідчить про інтенсивний розвиток пластичної деформації в поверхневих шарах досліджуваних сплавів під дією механічних сил, які виникають в процесі тертя. Поверхнева деформація, як відзначено в роботах [16,17] в цьому випадку сприяє утворенню ювенільних поверхонь тертя, їх сближенню, утворенню металевих зв'язків і обумовлює інтенсивність і характер руйнування поверхні тертя.

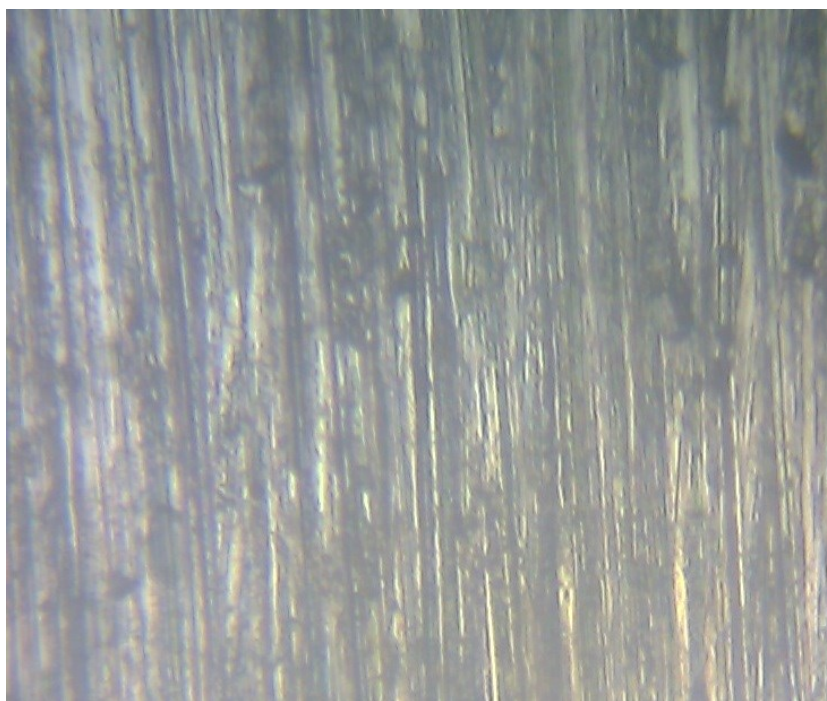


Рис. 10 Поверхня тертя контр тіла після випробування неазотованого титанового сплаву ВТ9 при швидкості обертання контртіла 200 об/хв (x100)

Висновки:

1. Розроблені способи підвищення триботехнічних властивостей титанових сплавів шляхом нанесення покриттів з нітриду титану на їх поверхню в замкненому реакційному просторі в середовищі технічного азоту.

2. Вивчено хімізм, термодинамічні умови, рівноважний склад реакційного середовища в широкому інтервалі температур при азотуванні титанового сплаву ВТ9.

3. Показано, що при комплексному насиченні титанового сплаву азотом - можливе утворення дифузійного шару нітриду титану та твердого розчину азоту в титані.

4. Наявність водню в атмосфері насичення титанових сплавів, відповідно до приведених розрахунків, приводить до зниження значення зміни вільної енергії ΔG , кДж / моль реакцій утворення TiN , що свідчить про більшу ймовірність їх протікання та пришвидшення утворення зазначених фаз. Термодинамічна імовірність утворення нітриду титану зменшується з підвищенням температури процесу.

5. Виходячи з того, що ймовірність утворення нітриду титану зменшується з підвищенням температури процесу, з метою отримання на поверхні нітриду доцільно проводити азотування титану при якнайнижчих можливих температурах, які забезпечують достатню дифузію азоту в титан.

6. На основі термодинамічних розрахунків та експериментальних даних встановлено оптимальні температурно часові умови отримання нітридних покриттів на титанових сплавах: температура процесу $1050^{\circ}C$, тривалість процесу 2 години. Товщина отриманого шару TiN складала 1,5 – 2 мкм, товщина твердого розчину азоту в титані – 150-160 мкм.

7. Показана можливість інтенсифікації процесів дифузійного насичення титану та титанових сплавів азотом за рахунок введення в реакційний простір визначеної кількості гідриду титану. Це дозволило знизити температуру азотування до $950^{\circ}C$. В залежності від кількості гідриду титану в реакційній камері формується поверхневий шар різного фазового складу та будови.

8. Оптимальною кількістю гідриду титану в реакційному просторі визначено 16 г/м^3 . При цьому на поверхні сплаву ВТ9 формується якісне покриття загальною товщиною до 25 мкм, який складається з зони нітриду титану TiN (2-2,5) мкм та твердого розчину азоту в титані.

9. Показано збільшення триботехнічних характеристик титанового сплаву ВТ-9 в сухого умовах тертя: при швидкості обертання контртіла зі сталі У8, обробленого на твердість 62 HRC, 200 об/хв для зразків, азотованих без активації процесу насичення та з активацією відповідно 1,7 та 2,4 рази та за швидкості 300 об/хв – у 7 разів та 16,8 разів.

10. Отримані результати дозволяють рекомендувати використання процесу азотування титанових сплавів з активацією процесу воднем для підвищення їх зносостійкості в умовах сухого тертя.

Література

1. Абковиц С. Термическая обработка титана: [Электронный ресурс] / С. Абковиц, Дж. Бурке, Р. Хильц // Титан в промышленности. - М.: ОБОРОНГИЗ, 1957 г. – Режим доступа: <http://www.domremstroy.ru/metall/titan16.html>.
2. Глазунов С. Г. Титановые сплавы: [Электронный ресурс] . – Режим доступа: <http://www.cultinfo.ru/fulltext/1/001/008/110/780.htm>.
3. Влияние методов отделочно – упрочняющей обработки лопаток из титановых сплавов на состояния их поверхностного слоя / А. В. Богуслаев, Г. В. Пухальская, А. Д. Коваль [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008.- № 3. - С. 24 – 30.
4. Федоров С. Е. Азотирование титана: [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://chemic – nitrid.ru/3-16.html>.
6. Погрелюк И. Н. Формирование карбонитридных покрытий на Ti при диффузионном насыщении / И. Н. Погрелюк, О. И. Яськив, С. В. Гурын // Металловедение и термическая обработка металлов.- 2006.- №5. - С. 26-29.
7. Малинов С. Связь микроструктуры и свойств промышленных титановых сплавов с параметрами процесса азотирования из газовой среды / С. Малинов, А. Зечева, В. Ша // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2004. - №7. - С. 21 – 27.
8. Proceedings of the 7-th International Seminar of IFHT. Hungarian Scientific Society of Mechanical Engineering / Dong H. – Budapest: Hungary, 1999. - P.73 – 80.
9. Минкевич А. Н. Химико - термическая обработка металлов и сплавов / Минкевич А. Н - М.: Машиностроение, 1965. - 491 с.
10. Физико-химические свойства оксинитридов и карбонитридов титана / Г. Л. Богомоллов, Г. Я. Швейкин, С. И. Алялювский [и др.] // Неорганические материалы. - 1971. - Т.7, № 1. - С. 67 - 72.
11. Bell T. Surface Engineering: Past, Present, and Future / T. Bell // Surf. Eng. - 1990 - Vol 6 (No. 1). – P. 31-40.
12. Яценко А. М. Титан и его сплавы: [Электронный ресурс]. – Режим доступа: <http://smb-student.ru/titan-i-ego-splavy/himiko-termicheskaya-obrabotka/vse-stranitsy.html>
13. Федирко В. Н. Азотирование титана и его сплавов / В. Н. Федирко, И. И. Погребок - К.: Наукова думка, 1995. - 220 с.
14. Гольдшмидт Х. Дж. Сплавы внедрения: в 2-х т. Т. 1 / Гольдшмидт Х. Дж. - М.: Мир, 1971. - 424 с.
15. Кулик А. Я. Диффузионное карбонитрирование титана / А. Я. Кулик, Ю. Я. Преслшн, Л. С. Ляхович. - [изд. 8]. – К.: Наукова думка, 1974. – 306 с.
16. Кашаев Н. Азотирование сплава Ti – 6% Al – 4% V в плазме тлеющего розряда / Н. Кашаев, Х. – Р.Шток, П. Майр // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2004.- №7. - С. 21 – 25.
17. Рутковский А. В. Ионно-плазменное азотирование: [Электронный ресурс]. – Режим доступа: www.Ionon.com.ua/technology.htm.

УДК 621.747.59.621

ПЕЧИ АЭРОДИНАМИЧЕСКОГО ПОДОГРЕВА ДЛЯ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ АЛЮМИНИЕВЫХ ЛИТЕЙНЫХ СПЛАВОВ

Д. А. Фурман, М. И. Прилуцкий

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Розглянуто доцільність застосування печей аеродинамічного нагрівання. Показано, що перепад температур 1-4 °С у об'ємі робочої камери печі дає можливість рівномірного нагріву литих виробів. Доведено економічну ефективність застосування аеродинамічного нагріву для термообробки алюмінієвих сплавів

Рассмотрено целесообразность применения печей аэродинамического нагрева. Показано, что перепад температур 1-4 °С по объему рабочей камеры печи дает возможность равномерного нагрева литых изделий. Доказано экономическую эффективность применения аэродинамического нагрева для термообработки алюминиевых сплавов

The viability of application furnaces aerodynamic heating is researched. The temperature drop is showed at 1-4 °C of furnace chamber volume that allows uniform heating of the mold articles. The economic efficiency is proved to be used for aerodynamic heating for heat treatment of aluminum alloys

Вступление

Рециркуляционные нагревательные печи аэродинамического подогрева (ПАП) дают большие возможности для получения равномерных температур по всему объему рабочей камеры с максимальным перепадом $\pm 1-4$ °С более простыми средствами, обеспечивает автоматический, с достаточной точностью регулируемый температурный режим. Это особенно важно для термической обработки алюминиевых сплавов, которые очень чувствительны к пережогам.

ПАП используются для различных технологических процессов: закалки, отжига и искусственного старения алюминиевых сплавов, отпуска титановых сплавов, закалки магниевых сплавов, нагрева деталей до сварки и после нее для снятия внутренних напряжений, сушки лакокрасочных покрытий, термообработки оргстекла, сушки древесины, полимеризации,

вакуумирования деталей из стеклотканей и многих других технологических процессов.

Широкий диапазон регулирования температур до 500-550 °С в ПАП имеет огромное значение для термической обработки деталей из цветных и легких сплавов, которые значительно эффективнее самых прочных сталей за счет разницы в их плотности. Исследования, проведенные в производственных условиях, показали, что при термообработке деталей из цветных и легких сплавов в рециркуляционных нагревательных установках типа ПАП производительность повышается в 1,5-2 раза, а цикл термообработки сокращается.

Использование установок для сушки древесины сокращает технологический цикл сушки в 2-3 раза; кроме того, их размещают вне помещений, высвобождая производственную площадь. Также ПАП обладают высокой производительностью, просты в изготовлении, экономичны, пожаро-взрывобезопасны и исключают возможность поражения электрическим током.

Принцип действия основан на вращении ротора центробежного вентилятора имеющего определенный расчетный профиль лопаток. Вентилятор, работая в замкнутой системе, превращает почти всю приложенную для его вращения энергию в теплоту, которая передается нагреваемым изделиям за счет конвективного теплообмена.

Постановка задач исследования

На большинстве машиностроительных заводов термическая обработка алюминиевых сплавов проводится в воздушных печах ЭТА или в селитровых ваннах.

При термообработке следует опасаться пережогов, возникающих из-за неравномерного и быстрого подъема температуры и температурных перепадов.

Наиболее часто встречающимися дефектами термической обработки из алюминиевых сплавов, вызывающими брак, являются неудовлетворительные механические свойства, коробление, трещины, пережог, коррозия и др.

Некачественная термообработка вызывает повышение прочности и снижение пластичности материала в отожженном состоянии и снижение прочности и пластичности в закаленном состоянии. Как при отжиге, так и при закалке основная причина брака - превышение или занижение температуры в рабочей камере.

Так как в установках типа ПАП, даже в период первоначального разогрева температура в рабочей камере не имеет резких перепадов, то

исключаются проявление вышеуказанных дефектов термической обработки.

За счет того, что рециркуляционные нагревательные установки работают на принципе нагрева без применения нагревателей и имеют высокий КПД (0,75-0,82), данная печь будет иметь высокие экономические показатели.

Методика проведения экспериментов

Проведем исследование условий нагрева алюминиевых сплавов в печи ПАП-3 в сравнении с печью ЭТА-2 и селитровой ванной, близкими по размерам рабочего пространства. Определение продолжительности нагрева различных полуфабрикатов до 500-515 °С проводилось с помощью термопар, заделанных в центры образцов из сплава Д16 (листы толщиной 0,8-10 мм, трубы с толщиной стенки 1-4 мм, прутки диаметром 40-200 мм) и сплава АК6 (поковки толщиной 40-100 мм). Образцы загружали в печи и в селитровую ванну с садками металла весом 80-350 кг.

Результаты исследований

Было установлено, что печь ПАП-3 обеспечивает более равномерное температурное поле в рабочем пространстве по сравнению с печью ЭТА-2, приближаясь по величине перепада температуры в рабочем пространстве к селитровым ваннам (Таблица 1).

Таблица 1 Характеристика печей ПАП-3, ЭТА-2 и селитровой ванны

Вид термического оборудования	Мощность, кВт	Размер рабочего пространства, мм	Максимальная рабочая температура, °С	Скорость циркуляции воздуха, м/с	Температура нагрева, °С	Перепад температур, °С
ПАП-3	55	1100×3100×1600	550	16-18	160	±1,5
					410	±2,0
					500	±3,0
ЭТА-2	129	1200×3200×1500	550	6	550	±5,0
Селитровая ванна	100	1000×3200×1100	540	-	500	±2,0

Нагрев воздуха в печи ПАП-3 от комнатной до 500 °С происходит в два раза быстрее (4 ч), чем в печи ЭТА-2 (8 ч) таких же габаритов, но мощностью, в два раза большей.

Несмотря на большее снижение температуры в печи ПАП-3 по сравнению с печью ЭТА-2 после загрузки садок металла весом 180-350 кг воздух до заданной температуры нагревается в 1,5-2 раза быстрее.

При загрузке металла в селитровую ванну из-за большой тепловой инерции снижение температуры селитры минимальное, а продолжительность нагрева до заданной температуры максимальное по сравнению с печами ЭТА-2 и ПАП-3.

Нагрев образцов прутков и поковок в садках весом 160-350 кг до 515 °С и образцов листов и труб в садках весом 80-180 кг до 500 °С в печи ПАП-3 происходит в 1,8-2,5 раза быстрее, чем в печи ЭТА-2.

Преимущества печи ПАП-3 в равномерности температурного поля в рабочем пространстве и скорости нагрева металла, несмотря на меньшую мощность (в 2 раза) в сравнении с печью ЭТА-2, объясняется большой скоростью циркуляции воздуха, малой тепловой инерцией, наличием одной тепловой зоны и полным отсутствием теплообмена лучеиспусканием.

Нагревательные установки типа ПАП относятся к установкам периодического действия, поэтому на их производительность влияет время, затраченное на первоначальный разогрев рабочей камеры. При равных величинах установленной мощности по отношению к объему рабочей камеры время первоначального нагрева до заданной температуры будет зависеть во многом от конструкции установок, материалов футеровки и изоляции, сложности электрической схемы нагревателей, скорости потока воздуха, производительности вентилятора.

К примеру вместо кирпичной футеровки агрегатов ЭТА-2 весом 21000кг, в установках типа ПАП используется шлаковая вата с высокими изоляционными характеристиками и малым весом. Для снижения звукового давления на рабочем месте, возникающего от вращения ротора центробежного вентилятора, слой шлаковой ваты увеличивается по сравнению с расчетным от теплотерь, примерно в 2-раза. Это значительно сокращает теплотери и расход электроэнергии.

Выводы

1. Печи ПАП экономичнее, более просты в изготовлении и безопасны при обслуживании по сравнению с электрическими печами и с селитровыми ваннами.

2. В печах ПАП обеспечивается более равномерное температурное поле в рабочем пространстве и в 2 раза меньшая продолжительность нагрева воздуха от комнатной до заданной температуры, чем в печах ЭТА.

3. Нагрев различных полуфабрикатов с толщиной сечения 40-200 мм в садках весом 80-350 кг до 500-515 °С в печи ПАП-3 происходит в 1,8-2,5 раза быстрее, чем в печи ЭТА-2 аналогичных габаритов, но в 2 раза большей мощности.

4. При нагрева деталей в селитровой ванне термист работает в условиях высоких температур, подвергаясь действию лучистой энергии. Очистка селитровых ванн и ремонт электронагревателей очень трудоемким. Кроме того, выделяющиеся пары селитры агрессивно действуют на металлические конструкции зданий и оборудования. Нагревательные установки ПАП не имеют таких недостатков.

5. Расположение закалочного бака под нагревательной установкой и отсутствие промывочных ванн обеспечивают экономию производственной площади не менее чем в 2 раза.

6. Для достижения равномерной температуры в установках типа ЭТА, кроме вентиляторов требуется разделение электронагревателей, каждый из которых имеет свою аппаратуру. Установки типа ПАП являются однозональными, равномерная температура в них достигается регулировкой одного потенциометра.

Литература

1. Тевис П. И. Рециркуляционные нагревательные установки типа ПАП [Текст] / П. И. Тевис, В. А. Ананьев, В. М. Крюков и др. / - М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ, 1970. – 71 с.

УДК 669.182.71

К ВОПРОСУ О КРИТИЧЕСКИХ КОНЦЕНТРАЦИЯХ ЭЛЕМЕНТОВ-ПРИМЕСЕЙ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ ВАННЫ

П. С. Харлашин

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Запропоновано новий підхід до оцінки «критичної» концентрації домішок в металургійних розплавах і показана не застосування традиційного методу їх розрахунку, заснованого на кінетичних дослідженнях процесів окислення, для елементів, спорідненість до кисню яких нижче, ніж у основного металу розплаву. На прикладі «критичної» концентрації миш'яку в розплаві Fe-As вперше показано, що в таких випадках роль окислюючого компонента переходить до металу розчинника (залізу), «критичну» концентрацію якого і слід визначати

Предложен новый подход к оценке «критической» концентрации примесей в металлургических расплавах и показана не применимость традиционного метода их расчета, основанного на кинетических исследованиях процессов окисления, для элементов, сродство к кислороду которых ниже, чем у основного металла расплава. На примере «критической» концентрации мышьяка в расплаве Fe-As впервые показано, что в таких случаях роль окисляющего компонента переходит к металлу растворителю (железу), «критическую» концентрацию которого и следует определять

A new approach to the assessment of the "critical" concentration of impurities in metallurgical melts and not shown the applicability of the traditional method of their calculation, based on kinetic studies of oxidation processes, for items that have an affinity for oxygen which is lower than the base metal melt. For example, "critical" concentration of arsenic in the melt Fe-As first shown that in such cases the role of the oxidizing component is transferred to the metal solvent (gland), the "critical" concentration of which should be determined

Експериментально с использованием разработанной установки доказано, что в реальных металлургических расплавах окисление мышьяка практически не происходит.

При рафинировании железоуглеродистых сплавов отмечается резкое замедление окисления некоторых примесей металлического расплава и переход от одного кинетического режима их окисления к другому. Концентрация примеси, при которой происходит смена одного кинетического режима процесса ее окисления другим, получила название «критической» [1,2].

Как показано в работе [2], скорость окисления примесей железа при концентрациях выше «критической» не зависит от состава металла (содержания в нем этих примесей) и лимитируется интенсивностью подвода кислорода к реакционной поверхности. Для установившихся условий питания металлической ванны кислородом (окислителем), когда кинетические факторы становятся постоянными величинами, скорость окисления примеси сохраняется неизменной вплоть до «критической» ее концентрации в расплаве и выражается простейшим кинетическим уравнением первого порядка:

$$\frac{-dc}{d\tau} = B, \quad (1)$$

где B - постоянная величина при заданных условиях плавки.

Такой характер окислительного процесса при концентрациях примеси выше «критической», установленный на большом количестве лабораторных и производственных данных, объясняется более высокой скоростью переноса окисляемого элемента, чем окислителя, из объема металла на поверхность реагирования, которая заполняется преимущественно частицами окисляемой поверхностно-активной примеси [1,2].

Перенос реагирующих компонентов в условиях сталеплавильной ванны происходит путем молекулярной и конвективной диффузии, в направлении которой имеется градиент концентраций. По мере снижения содержания примеси в металле по ходу окислительной плавки уменьшается и перепад ее концентрации, а, следовательно, и скорость доставки этой примеси в реакционную зону. При достижении определенной для заданных условий плавки концентрации окисляемого элемента и окислителя к поверхности реагирования выравниваются.

Очевидно, что ниже этой концентрации, которая и является «критической», лимитирующим звеном процесса окисления примеси становится диффузионный перенос ее из объема металла на реакционную поверхность, которая заполняется уже преимущественно частицами кислорода [1,2].

Кинетическое уравнение окисления примеси при концентрациях ее ниже «критической» в соответствии с теорией диффузионного массопереноса [3] имеет вид:

$$-\frac{dc}{d\tau} = \frac{S}{V_i} \cdot \gamma \cdot ([\tilde{n}] - [\tilde{n}]_n), \quad (2)$$

где S - поверхность реагирования примеси и кислорода, м^2 ;
 V_m - объем металлической ванны, м^3 ;
 γ - константа скорости переноса примеси в металле, м/с ;
 $[c]$, $[c]_n$ - концентрации примеси соответственно в объеме металла и на поверхности реагирования, моль/м^3 .

Если пренебречь величиной $[c]_n$ по сравнению с $[c]$ в связи с большим избытком кислорода на реакционной поверхности, то уравнение (2) упрощается:

$$\frac{dc}{d\tau} = \frac{S}{V_i} \cdot \gamma \cdot [c]. \quad (3)$$

Из уравнения (3) следует, что ниже «критической» концентрации примеси скорость ее окисления зависит от состава металла (содержания примеси) и возрастает с увеличением интенсивности перемешивания ванны. При неизменных условиях плавки линейной функцией времени становится логарифм концентрации примеси и при заданных условиях плавки (постоянстве интенсивности перемешивания ванны) часть кинетической кривой окисления в координатах «время - логарифм концентрации примеси» переходит в прямолинейный участок.

Таким образом, кинетические кривые окисления примесей, построенные в координатах «концентрация – время», обычно разделяются на две части: выше «критической» концентрации содержание примеси понижается со временем прямолинейно, т.е. с постоянной скоростью, а ниже «критической» - с замедлением.

Следовательно, «критическую» концентрацию примеси металла растворителя всегда можно определить по началу замедления окислительного процесса на экспериментальной кривой зависимости скорости окисления примеси от ее содержания в металле при постоянной интенсивности питания ванны кислородом [2] или же по началу прямолинейного участка на кинетической кривой окисления примеси в полулогарифмических координатах при заданных условиях окислительной плавки [4].

Если начальная концентрация примеси в металлической ванне ниже «критической», то последняя может быть рассчитана, например, с помощью уравнения, полученного из условия равенства потоков реагирующих веществ на реакционную поверхность [2]:

$$[c]_c = [\tilde{n}]_n + \frac{\alpha}{\gamma} m(p_0 - p_n), \quad (4)$$

где $[c]_c$, $[c]_n$ - массовая доля примеси соответственно «критическая» и на поверхности реагирования, %;

p_0 , p_n - содержание кислорода соответственно в объеме газообразного окислителя и на поверхности реагирования, моль/м³;

α - константа скорости переноса кислорода, м/с;

m - постоянный коэффициент пропорциональности;

γ - константа скорости переноса примеси в металле, м/с.

Из выражения (4) вытекает, что «критическая» концентрация примеси должна возрастать с увеличением интенсивности снабжения ванны кислородом и уменьшаться при усилении перемешивания металла, что подтверждается опытными данными [2,3].

В более поздней работе [4] на основании сопоставления результатов расчета по математической модели процессов, протекающих при продувке железоуглеродистых расплавов кислородом, с данными промышленных исследований сделан вывод, что «критическая» концентрация углерода зависит от соотношения между продолжительностью контакта газовой фазы с расплавом и временем полного восстановления железа из пленки оксидов, окружающей газовые пузырьки.

Следовательно, согласно имеющимся данным, для одной и той же примеси в зависимости от условий проведения окислительной плавки может быть получено различное значение «критической» концентрации. Например, в работе [4], изменяя содержание окислителя в дутье и интенсивность перемешивания металла на лабораторных плавках, получили значения «критической» концентрации углерода в пределах от 0,02 до 0,32 %.

Учитывая столь сильное влияние кинетических факторов окислительного процесса на величину «критической» концентрации каждой из примесей, представляется неправильным связывать «критические» концентрации элементов с экспериментальными значениями объемных характеристик бинарных металлических расплавов и их поверхностных свойств, как это сделано в работе [5]. Приведенные в ней «критические» концентрации элементов-примесей в двойных системах

на основе железа, при которых обнаруживаются максимальные значения изменения объема (ΔV) при плавлении сплавов и минимальные – энергии образования «дырок» в расплаве (E), а также экстремумы на изотермических кривых концентрационной зависимости поверхностного натяжения и адсорбции этих расплавов, получены, по существу, при строго равновесных условиях существования указанных расплавов и поэтому являются для них чисто термодинамическими характеристиками. Такой вывод подтверждается возможностью использования этой концентрации, для теоретических расчетов эффективного радиуса иона примеси в бинарном сплаве и коэффициента активности растворенного в нем элемента с помощью известных в теории твердых и жидких растворов соотношений.

Подобные расчеты были проведены для сплавов железа с окисляющимися (Si, Mn, Cr, C), трудноокисляющимися (P, Mo, S) и практически неокисляющимися (Ni, Co, Cu) в условиях сталеплавильных процессов элементами, а также для системы Fe-O. Полученное, таким образом, значение критической концентрации примеси железа, найденное по экспериментальным значениям ΔV и E соответствующего сплава, имеет иной физический смысл, чем «критическая» концентрация растворенного в железе элемента, которая обнаруживается при кинетических исследованиях процессов его окисления и удаления из расплава. Действительно, оно не зависит от кинетических параметров окислительного процесса (например, интенсивности перемешивания расплава, состава дутья, его расхода и т. п.) и для каждой примеси железа является своего рода физической константой, величина которой определяется природой соответствующего элемента, но при этом не связана с химическим сродством последнего к кислороду. Например, согласно расчетам авторов работы [6] по формуле:

$$c_{кр} = 100 \frac{V}{r_{эф}^3 \frac{4}{3} \pi N} \% \text{ (а.т.)} \quad (5)$$

где V - молярный объем бинарного сплава, м³;
 $r_{эф}$ - эффективный радиус действия иона примеси, м;
 N - общее число атомов сплава).

Физико-химическая (термодинамическая) критическая массовая доля Si в сплаве на основе железа составляет 0,35-0,45 %, для Mn она равна 0,5, для Mo и Ni это значение увеличивается до 1,0, а для Cu значение $c_{кр}$ снова уменьшается до 0,3 %.

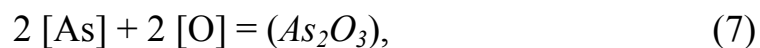
Между тем, если исходить из уравнения (4), то «критические» концентрации элементов $c_{кр}$, при которых начинается замедление процесса их окисления, в одних и тех же условиях окислительной плавки и снабжения ванны кислородом должны находиться примерно в таком же соотношении, как и концентрации этих элементов в реакционной зоне c_n , которые к моменту изменения кинетического режима процесса почти не отличаются от равновесных значений относительно кислорода c_p . Отсюда вытекает, что при одновременном наличии примесей в жидком железе и неизменных условиях питания металлической ванны кислородом кинетические «критические» концентрации различных элементов можно сравнить с некоторым приближением [6], пользуясь соотношением:

$$\frac{[c']_e}{[\tilde{n}']_e} = \frac{[c']_n}{[c'']_n} = \frac{[c']_p}{[c'']_p}, \quad (6)$$

которое показывает, и это подтверждается опытом [2], что чем меньше раскисляющая способность элемента, тем более высокой должна быть его «критическая» концентрация при равенстве всех прочих условий окислительной плавки. Очевидно, что в случае близости нормального химического сродства к кислороду у примеси и у основного металла (например, железа) «критическая» концентрация примеси должна стать сопоставимой с содержанием металла-растворителя. В условиях обычных сталеплавильных процессов концентрации подобных примесей в металлической ванне никогда не превышают «критических» значений, и поэтому для их определения необходимо ставить специальные опыты на сплавах с высоким исходным содержанием таких элементов либо применять расчетный метод, пользуясь соотношением (6).

Если же химическое сродство к кислороду у примеси ниже, чем у основного металла расплава, то в условиях окислительной плавки растворитель становится раскислителем по отношению к этой примеси, к которой понятие «критическая» концентрация в том виде, как оно сформулировано в [1,2], оказывается уже неприменимым, поскольку содержание ее в расплаве по ходу окислительного процесса будет не уменьшаться, а увеличиваться за счет окисления основного металла. В данной ситуации логичнее было бы определять «критическую» концентрацию самого металла растворителя, поскольку именно к нему в этом случае переходит роль окисляющегося компонента. Такой подход, очевидно, был бы вполне оправдан, например, по отношению к железу в его сплавах с никелем, кобальтом, медью и другими элементами, отличающимися меньшей химической активностью относительно кислорода по сравнению с железом.

Тем не менее была предпринята попытка определить «критическую» концентрацию мышьяка, входящего в группу тех элементов, химическое сродство которых к кислороду выше, чем у железа, и которые к тому же образуют летучие оксиды. Для этого были использованы результаты химического анализа металла опытных лабораторных плавов, проведенных при различной интенсивности подвода окислителя к железоуглеродистым расплавам с массовой долей As от 0,17 до 3,0 %. Справедливо полагая, что на всех этих плавках окислительный процесс протекал при концентрациях мышьяка значительно ниже «критических», авторы использовали для определения $[As]_{кр}$ выражение (6). При этом они исходили из предположения, что в конечном металле опытных плавов с очень низкой массовой долей углерода ($<0,03\%$) концентрация кислорода определяется мышьяком. Основываясь на этом допущении, ими была найдена для гипотетической реакции раскисления металла мышьяком

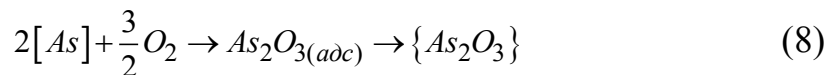


константа равновесия $K_{As} = \alpha_{As_2O_3} / [As]^2 \cdot [O]^3$, среднее значение которой для трех плавов с наименьшим содержанием углерода в конечном металле было получено равным 0,00077 при $\alpha_{As_2O_3}^3 = 1$. С учетом этого значения K_{As} и приняв величину «критической» концентрации углерода, равной 0,20 %, а соответствующую ей равновесную массовую долю кислорода - 0,162 %, получили расчетное значение «критической» концентрации мышьяка порядка 13,5%.

Этот расчет, даже как сугубо приближенный, по нашему мнению, не может быть применен на практике, поскольку выполнялся он на основе ряда некорректных допущений без учета экспериментальных данных при кислородном рафинировании расплавов системы Fe-C-As. Результаты их экспериментов, выполненных на стационарной лабораторной установке с замкнутым рабочим пространством показывают, что из синтетических железоуглеродистых расплавов как при их поверхностной обдувке, так и продувке мышьяк удаляется в очень небольших количествах (не более 2,5 % исходного его количества) и преимущественно в газовую фазу, при этом концентрация As в металлической ванне остается практически постоянной при высокой (более 2%) массовой доле углерода и быстро увеличивается с началом интенсивного окисления железа и появлением на поверхности расплава оксидной пленки, наличие которой оказывает тормозящее влияние на процесс перехода мышьяка в газовую фазу.

Аналогичные данные были получены и в наших исследованиях поведения мышьяка при окислительном рафинировании

железоуглеродистых сплавов, проводившемся примерно в таких же условиях. Удаление мышьяка из железоуглеродистых расплавов главным образом в газовую фазу и заметное ослабление этого перехода с появлением шлаковой пленки на поверхности жидкого металла послужило основанием для термодинамически обоснованного предположения, что окисление мышьяка происходит на поверхностях «металл - окисляющий газ» путем непосредственного взаимодействия с кислородом газовой фазы по схеме



Реальность такого механизма окислительного процесса, подобно предложенному в работе [8] для серы, основана на известных данных об удалении примеси в газовую фазу в оксидной форме при кислородной продувке чугуна, особенно заметном во вращающихся конвертерах. Допускаемая нами аналогия в поведении мышьяка и серы при кислородном рафинировании железоуглеродистых расплавов находит подтверждение в том, что мышьяк, подобно сере, является по отношению к железу поверхностно-активным элементом [9] и образует при окислении кислородом высоколетучий оксид As_2O_3 с температурой кипения 465 °С.

Очевидно, что реализация предполагаемого механизма процесса окисления мышьяка должна стать невозможной или затруднительной в случае кислородного рафинирования чугуна, поскольку вследствие окисления химически активных Si и Mn на поверхности зеркала металлической ванны и на границах раздела «металл - газовый пузырь» в объеме расплавленного металла при его продувке образуется шлаковая прослойка, нарушающая контакт металла с окислительной газовой фазой. Результаты выполненных нами экспериментов подтверждают этот вывод.

Опыты проводились на специальной лабораторной установке с неподвижным замкнутым рабочим пространством, конструкция которой позволяла осуществлять обдувку и продувку жидкого чугуна кислородом с интенсивностью до $(5,8-6,7) \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{с}$ через специальные фурмы с диаметром сопла 3 мм, отбирать пробы металла и шлака по ходу рафинирования и улавливать мышьяк из отходящих газов. Масса чугуна составила 25-40 кг, продувку начинали при температуре 1350 °С.

Данные, полученные при рафинировании мышьяксодержащего передельного чугуна металлургического комбината «Азовсталь», приведены на рис. 1, из которых следует, что как при поверхностной обдувке зеркала жидкого металла, так и при его продувке кислородной струей концентрация мышьяка остается, по существу, на постоянном

уровне с понижением массовой доли углерода до 0,8-0,9%. В этом периоде рафинирования чугуна мышьяк в газовой фазе отсутствовал. Дальнейшая продувка чугуна сопровождается быстрым нарастанием содержания мышьяка в расплаве в связи с интенсивным окислением железа.

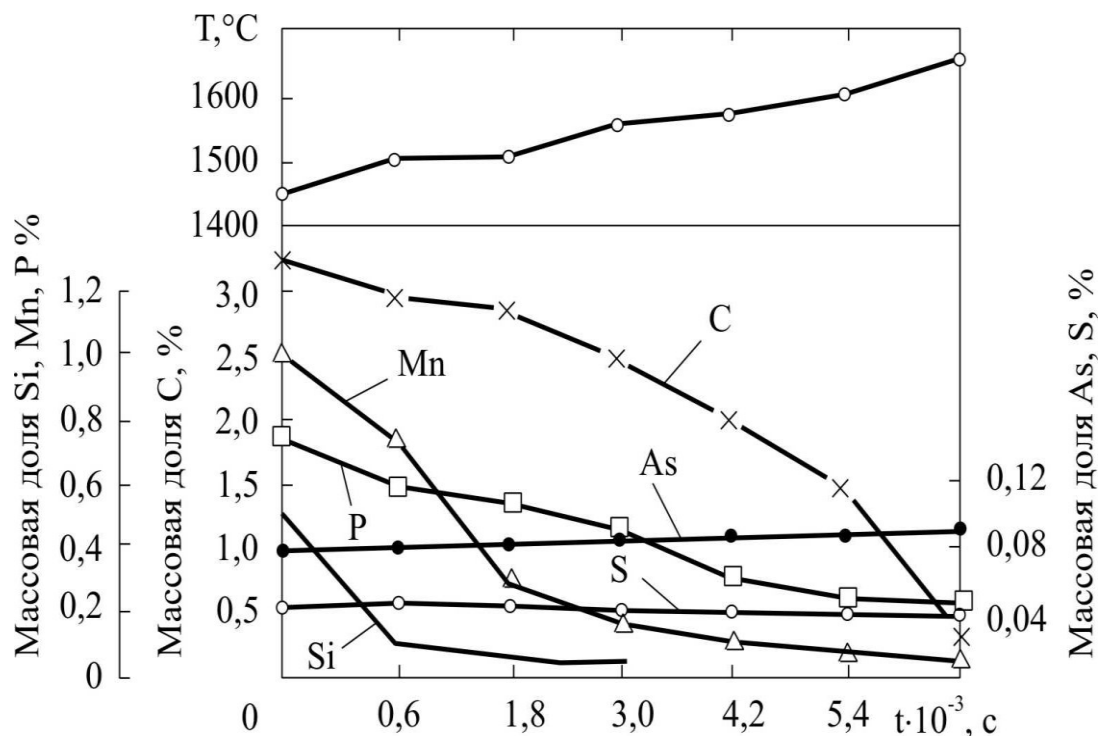


Рис. 1 Изменение состава металла и температуры ванны при продувке кислородом сверху пердеельного чугуна металлургического комбината «Азовсталь»

Переход мышьяка в газовую фазу должен, по-видимому, заметно усиливаться при окислительном рафинировании мышьяковистого чугуна во вращающихся конвертерах благодаря происходящему в них частичному обнажению металлической ванны. Подтверждением этого допущения служат экспериментальные данные, полученные при проведении окислительной плавки пердеельного чугуна из керченских руд в лабораторной роторной печи [9].

Из вышесказанного вытекает, что критическая концентрация мышьяка возможна и может быть обнаружена лишь при определенных условиях проведения окислительного рафинирования, обеспечивающих его переход с поверхности реагирования в газовую фазу в виде паров As_2O_3 . Поскольку скорость этого процесса, как отмечалось, очень мала даже при содержаниях As до 6,5 %, удаление мышьяка из расплава по ходу рафинирования, если оно имеет место, перекрывается увеличением его

концентрации за счет окисления других компонентов расплава, в том числе железа, и связанного с этим уменьшением количества металла.

Литература

1. Филиппов С. И. Теория процесса обезуглероживания стали. – М.: Металлургиздат, 1956. - 168 с.
2. Филиппов С. И. Развитие учения о кинетике сталеплавильных процессов в СССР. Металлургия СССР (1917-1957). - М.: Металлургиздат, 1958. - Ч. I. - С. 360-380.
3. Дун Э., Филиппов С. И. Исследование кинетики и механизма окисления примесей расплавленного железа на основе представлений о критических концентрациях // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1960. - № 5. - С. 28-38.
4. Новик А. Л., Девятков Д. К. О «критической» концентрации углерода в железоуглеродистом расплаве // Тепло- и массообменные процессы в ваннах сталеплавильных агрегатов: Тез. докл. III науч. конф. - Жданов, 1982. – С. 129-130.
5. Филиппов Е.С., Вертман А. А. Связь объемных характеристик расплавов железа с «критическими концентрациями» // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1965. - № 5 – С.5-8.
6. Филиппов Е. С., Филиппов С. И. О физической природе критических концентраций. Определение коэффициентов активности по критической концентрации // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1966. - № 5. - С.10-16.
7. Харлашин П.С., Чаудри Т.М. Теоретические основы современных сталеплавильных процессов. Учебное пособие/ Донецк. Норд – Пресс, 2008. – 306с.
8. Харлашин П. С., Молонов Г. Д., Кирюшкина Ю. И. К вопросу о механизме окисления мышьяка при кислородном рафинировании железомышьяковистых расплавов // Тепло- и массообменные процессы в ваннах сталеплавильных агрегатов: Тез. докл. III науч. конф. - Жданов, 1982. - С. 124-125.
9. Яворский В. И., Вишкарев А. Ф. Окисление примесей расплавленного металла в процессе производства стали (Сообщ.1) // Изв. вузов. Чер. металлургия. – 1968. - № 5. – С. 39-48.
10. Самсонов Г. В. Физико-химические свойства окислов: Справ. – М.: Металлургия, 1965. – 456 с.
11. Харлашин П. С., Шумилов М. А., Якушечкин Е. И. Влияние мышьяка на свойства . металлических систем и качество стали–К.:Вища шк.,1991–344 с.

УДК 669.18.001

МОДЕЛИРОВАНИЕ СИЛ МАГНУСА И САФМЕНА ПРИ ДВИЖЕНИИ ГАЗОВЗВЕСИ В ТРАНСПОРТНОМ ПЫЛЕПРОВОДЕ УСТАНОВКИ ФАКЕЛЬНОГО ТОРКРЕТИРОВАНИЯ ФУТЕРОВКИ КОНВЕРТЕРОВ

П. С. Харлашин, Ассил Кадхим Мохаммед, Р. Д. Куземко

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Розраховано параметри газодисперсної течії в пылепроводе, які дозволили для тонкодиспергированного потока встановити вплив тиску газосуспензії, діаметра частинок, градієнта швидкості, різниці швидкостей фаз, швидкості обертання частинок на поперечні сили Магнуса і Сафмена

Рассчитаны параметры газодисперсного течения в пылепроводе, которые позволили для тонкодиспергированного потока установить влияние давления газовзвеси, диаметра частиц, градиента скорости, разности скоростей фаз, скорости вращения частиц на поперечные силы Магнуса и Сафмена

The parameters of gas-dispersed flow in pyleprovode , which allowed for a finely dispersed stream determine the effect of the pressure of the gas suspension, the particle diameter, velocity gradient , the difference between the phase velocities, rotational speeds of the particles on the lateral forces Magnus and Safmen

Введение

Одной из главных задач в программах перевооружения металлургии, является внедрение энерго- и ресурсосберегающих наукоёмких технологий при производстве чугуна и стали. Современное состояние таково, что металлургическая отрасль стала одной из самых крупных потребителей различных порошкообразных материалов. Известно, что на подачу технологических порошков по системам пневмотранспорта затрачивается в ~ 6 раз больше энергии, чем при использовании других видов транспортирования материалов (железнодорожный и автомобильный транспорт, ленточные транспортёры и др.).

При проектировании надежного и экономичного пневмотранспорта необходим более полный учет всех существующих физических воздействий на отдельно взятую частицу и на дисперсный поток в целом. В полёте на частицу могут действовать следующие силы: аэродинамического сопротивления, трения о стенку, межфазного взаимодействия, тяжести, Магнуса, Сафмена, Бассе, термофореза, турбофореза, диффузиофореза и другие. В полидисперсном потоке, где частицы летят с разной скоростью, происходит постоянное их соударение между собой, а также со стенкой канала. В результате отскока от стенки трубы возникает движение частицы в поперечном направлении и частица начинает вращаться. Причиной вращения частицы порошка являются также такие факторы, как неравномерное поле скоростей, постоянное столкновение частиц между собой, когда в полидисперсном потоке они, все без исключения, имеют разные диаметры, форму и летят в трубопроводе с разными скоростями. В этом случае более мелкие частицы ударяют в более крупные и отскакивают от них под определенным углом. При непрямом ударе частиц о стенку трубы также происходит вращение этой частицы. Частицы вращаются при наличии поперечного градиента скорости в потоке несущего газа, под действием массовых сил, при несовпадении центра тяжести с центром приложения силы аэродинамического сопротивления. Таким образом, в движущемся потоке транспортного пылепровода, где течение всегда является сдвиговым и происходит столкновение частиц друг с другом, перемещение частицы без вращения физически невозможно. Поэтому без учета поперечной миграции частиц любые модели движения газодисперсных многоскоростных потоков в каналах дают только приближенное решение. В работе [1] показано, что неучет поперечных сил Сафмена и Магнуса приводит к существенным погрешностям при расчетах параметров в пылетранспортных системах.

Сила Магнуса F_M

Она возникает при обтекании вращающегося тела потоком жидкости или газа. Образуется сила, действующая на частицу и направленная перпендикулярно потоку. Вращающаяся частица создаёт в среде вокруг себя вихревое движение. С одной стороны частицы направление вихря совпадает с направлением обтекающего потока и, соответственно, скорость движения среды с этой стороны увеличивается. С другой стороны частицы направление вихря противоположно направлению движения потока, и скорость движения среды уменьшается. Из-за этой разности скоростей возникает разность давлений, порождающая поперечную силу F_M от той стороны вращающегося тела, на которой направление вращения

и направление потока противоположны, к той стороне, на которой эти направления совпадают. Вследствие этого возникает поперечная сила F_M , под действием которой частица перемещается в область пониженных давлений.

Сила Сафмена F_S

Такая сила появляется в течениях газодисперсных потоков со сдвигом, то есть в любых течениях с неравномерным распределением скорости.

Таким образом, движение частиц в полидисперсном потоке без их вращения физически невозможно.

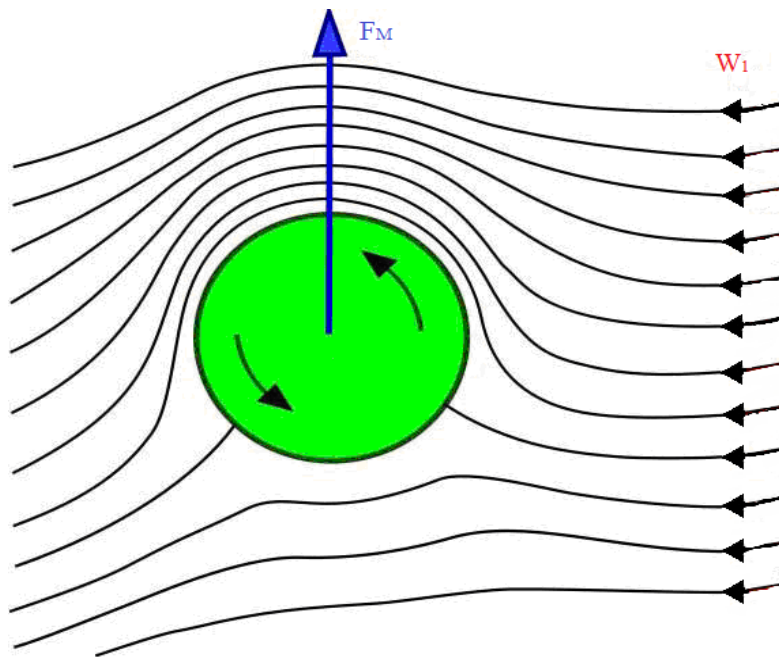


Рис. 1 Схема обтекания вращающейся частицы

Постановка задачи исследования

Для снижения энергозатрат при транспортировании порошков необходимо более глубоко изучить влияния различных факторов и физических воздействий на дисперсный поток

В настоящей работе исследуется вклад только двух сил – F_M и F_S – в сложном движении газодисперсного потока.

Цель настоящей работы – используя модель тонкоодиспергированного полидисперсного течения, определить скорости фаз, плотность несущего газа и другие параметры потока, а по ним рассчитать и установить влияние размера частиц δ , давления несущего газа

p , разности скоростей фаз \square , градиента скоростей $\partial w / \partial y$ и скорости вращения частицы ω_2 на поперечные силы Магнуса F_m и Сафмена F_s .

Физическая модель

В кислородно-конвертерном цехе ПАО «ММК им. Ильича» накопился производственный опыт по вертикальному торкретированию футеровки 160 т конвертера и отработана технология нанесения на неё высокопрочного огнеупорного покрытия. Торкрет-масса перекачивается в два приемных камерных питателя 1 (рис. 2).

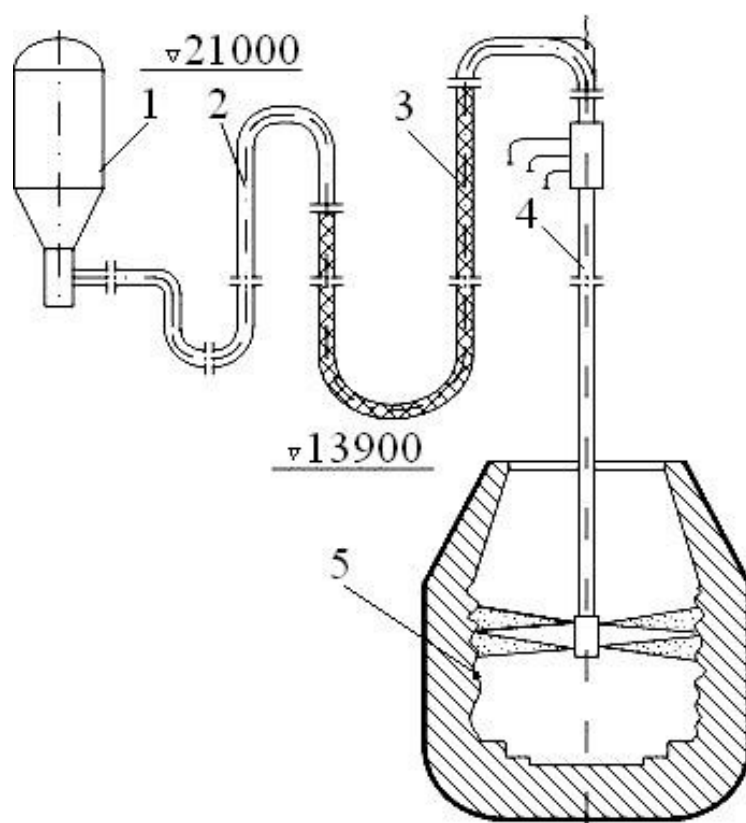


Рис. 2 Схема торкрет – фурмы и прилегающего порошкопровода 160 т конвертера: 1 – рабочий питатель; 2 – материалопровод; 3 – гибкий металлорукав; 4 – торкрет-фурма; 5 – ремонтируемая поверхность футеровки конвертера

Подготовленная огнеупорная смесь по пневмопроводу 2 и гибкому рукаву 3, где давление газозвеси $p = 0,6 - 0,7$ МПа, транспортируется до торкрет-фурм 4. По внутренней трубе фурмы 4 торкрет-масса подается к соплам, через которые газозвесь истекает на ремонтируемую поверхность футеровки 5. Расход порошка составляет $400 - 800 \text{ кг/мин}$, расход кислорода равен $200 - 400 \text{ м}^3_{\text{н}}/\text{мин}$ при давлении перед фурмой $p = 1,4 -$

1,6 МПа. Используют подготовленную торкрет-массу следующего состава: углеродосодержащая составляющая (кокс или антрацит) (~ 23%), остальное – огнеупорный порошок. Перед началом торкретирования температура на поверхности футеровки более 1200 °С. При подаче кислорода начинается процесс торкретирования. Топливная составляющая порошка торкрет-массы смешивается с кислородом, воспламеняется и сгорает. В конвертере и на поверхности футеровки создается высокая температура (1600 – 1950 °С).

Огнеупорный порошок в факеле горения нагревается до пластического состояния и при попадании на футеровку приваривается к ней, образуя плотное, прочное, высокоогнеупорное покрытие, хорошо работающее в условиях интенсивного шлакоразъедания, резких и глубоких колебаний температуры в конвертере.

Чтобы радикально сократить время внедрения современной ресурсосберегающей технологии, особенно при комбинированных способах ремонта футеровки – раздувки шлака и торкретирования – необходимо освоить методы моделирования процессов течения дисперсной среды в порошкопроводе и фурме, расход газозвеси через которую переменный.

Математическая модель

Система уравнений неизотермического полидисперсного течения газозвеси в цилиндрическом канале в одномерном приближении с учётом сжимаемости газа имеет вид ($i = 2, \dots, N$; N - количество фракций дисперсного порошка). Например, для дисперсной фазы уравнение движения представляли в форме [2],[3]

$$\varepsilon_i \frac{dp}{dx} = -G_i \frac{dw_i}{dx} + \sum_{j=2}^N F_{ji} - F_{iw} + F_M + F_S + \varepsilon_i \rho_i g \sin \alpha + \sum_{j=2}^N I_{ij}, \quad (1)$$

где G_i - приведенный расход i -той фракции, кг/(с·м²);

w_i – скорость частиц i – той фракции, м/с;

ε_i – местная объемная доля газа и частиц i – той фракции;

p – статическое давление газозвеси, Па;

ρ_i – плотность частиц i – той фракции, кг/м³;

F_{ji} – сила межфазного взаимодействия, Н/м³;

F_{iw} – сила трения i – той фазы о стенку, Н/м³;

F_M, F_S – поперечные силы Магнуса и Саффена, Н/м³;

I_{ij} – силы внутрифазного взаимодействия, Н/м³.

Уравнение неразрывности для каждой из фаз использовали в форме

$$G_1 = \varepsilon_1 \rho_1 w_1 = \text{const}; \sum_{i=2}^N G_i = \varepsilon_i \rho_i w_i = \text{const}. \quad (2)$$

В уравнении для силы межфазного взаимодействия

$$F_{li} = \frac{3}{4} \rho_1 C_D \varepsilon_1 |w_1 - w_i| (w_1 - w_i) / \delta \quad (3)$$

коэффициент аэродинамического сопротивления C_D в зависимости от числа Рейнольдса вычисляли как

$$C_D = \frac{24}{\text{Re}_{li}} \varepsilon_1^{-2n} (1 + 0,179 \sqrt{\text{Re}_{li}} + 0,013 \text{Re}_{li}); \quad \text{Re}_{li} = \frac{|w_1 - w_i| \rho_1 \delta_i}{\eta}, \quad (4)$$

где n – коэффициент структуры потока, равный $n = 2,25 \div 4,5$.

Так, как течение моделируется двухскоростным двухтемпературным континуумом, целесообразно потери импульса газа и частиц на трение о стенку вычислять отдельно по фазам:

$$F_{iw} = \frac{\zeta_i \varepsilon_i \rho_1 w_1^2}{2D}. \quad (5)$$

При $\text{Re}_{l2} < 1$ сила Магнуса и сила Сафмена определяли как

$$\vec{F}_m = \frac{\rho_1}{8} \delta^3 \left[(\vec{w}_1 - \vec{w}_2) \omega_2 \right], \quad (6)$$

$$F_s = 1,61 \sqrt{\nu} \rho_1 \delta^2 (w_1 - w_2) \sqrt{\frac{\partial w_1}{\partial y}}. \quad (7)$$

Полагали, что все частицы i -й фракции имеют одинаковые размеры δ_i , скорости w_i и температуры T_i . Поэтому частицы одной фракции между собой не взаимодействуют. Дискретное взаимодействие частиц различных фракций аналогично условно заменяли непрерывным. Изменение импульса частиц i -й фракции в результате взаимодействия с частицами j -й фракции рассчитывали, как

$$I_{ij} = \frac{\varepsilon_i \rho_2 \Delta w_{ij}}{\Delta \tau_{ij}}, \quad (8)$$

где при прямом центральном ударе Δw_{ij} - изменение скорости частицы массой m_i за счёт единичного столкновения с частицей массой m_j , составляет

$$\Delta w_{ij} = -\frac{(1 - k_{ij})(w_i - w_j)m_i}{(m_i + m_j)}. \quad (9)$$

Если длина динамической релаксации частицы значительно превышает длину её свободного пробега между двумя последовательными столкновениями с j -ми частицами, то время свободного пробега i -й частицы вычисляли как

$$\Delta \tau_{ij} = \frac{1}{k_{ij}n_j}. \quad (10)$$

Постоянную взаимодействия определяли по формуле

$$k = \frac{\pi}{4} E_{ij} (\delta_i + \delta_j)^2 |w_j - w_i|, \quad (11)$$

С учётом (8) и (9) получили выражение для I_{ij} . При этом учитывали, что удары частиц могут быть не центральными и необходимо усреднить по всевозможным углам удара в проекции на продольную ось трубопровода.

Изменение импульса частиц i -й фракции в результате взаимодействия с частицами всех других фракций получим суммированием изменений импульса от ударов каждой из фракции $I_j = \sum_{i=2}^N I_{ji}$, при $I_{ji} = -I_{ij}$.

Полагаем, что температуры частиц при ударах вследствие их малого времени взаимодействия не изменяются.

Система уравнений типа (1) содержит нелинейные дифференциальные уравнения первого порядка. Для решения дифференциальных уравнений использовался метод конечно – разностной аппроксимации.

Результаты исследований и их анализ

Силы F_m и F_s с увеличением δ возрастают при любом значении давления p (рис. 3). Например, с ростом δ от 3 мкм до 10 мкм при $p = 0,4$ МПа сила F_m увеличивается с $0,88 \cdot 10^{-14}$ Н до $32,7 \cdot 10^{-14}$ Н, сила F_s при этих же условиях возрастает – с $0,03 \cdot 10^{-13}$ Н до $0,33 \cdot 10^{-13}$ Н. Из рис.3 также видно, что, например, если при $\delta = 10$ мкм, давление p возрастает с 0,2 до 0,6 МПа, то это приводит к увеличению сил F_m с $16,4 \cdot 10^{-14}$ Н до $40 \cdot 10^{-14}$ Н, а F_s – с $0,23 \cdot 10^{-13}$ Н до $0,35 \cdot 10^{-13}$ Н.

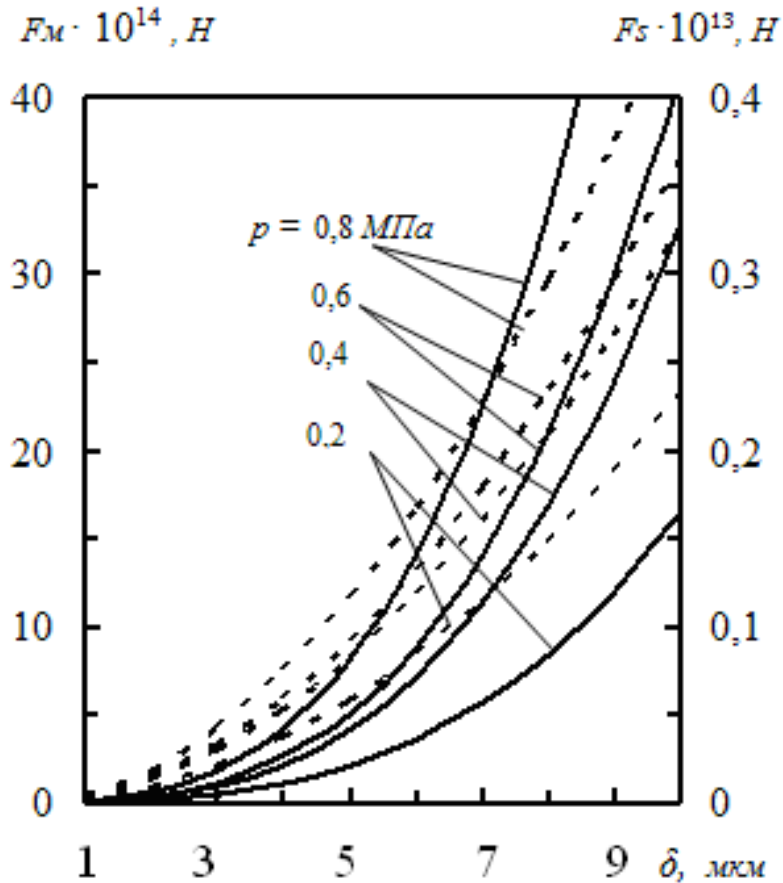


Рис. 3 Зависимость сил Магнуса F_M (сплошные линии) и Сафмена F_S (пунктир) от диаметра частиц δ при различном давлении p газозвеси в пылепроводе. Исходные данные: $\Delta w = 1 \text{ м/с}$, $t = 50^\circ \text{C}$, $\text{grad}w = 5 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 100 \text{ с}^{-1}$

С повышением разности скоростей фаз Δw силы F_M и F_S возрастают при любом давлении p (рис. 4). Так, если при $p = 1,0 \text{ МПа}$ разность скоростей Δw увеличивается с $0,5$ до $1,7 \text{ м/с}$, то сила F_M возрастает с $2,3 \cdot 10^{-14} \text{ Н}$ до $8,4 \cdot 10^{-14} \text{ Н}$, сила F_S при этих условиях увеличивается с $0,048 \cdot 10^{-13} \text{ Н}$ до $0,16 \cdot 10^{-13} \text{ Н}$. Если разность скоростей $\Delta w = 1,3 \text{ м/с}$, а давление p увеличивается с $0,4 \text{ МПа}$ до $0,8 \text{ МПа}$, то сила F_M возрастает с $3,7 \cdot 10^{-14} \text{ Н}$ до $6,4 \cdot 10^{-14} \text{ Н}$, а F_S – с $0,085 \cdot 10^{-13} \text{ Н}$ до $0,15 \cdot 10^{-13} \text{ Н}$.

Такие же закономерности получены при численном исследовании течения газозвеси в пылепроводах подачи порошкового потока высокого давления (рис. 4).

Наиболее существенно на силу F_M влияет градиент скорости (рис. 5). Так, при $\delta = 10 \text{ мкм}$ увеличение градиента $\partial w / \partial y$ с 7 с^{-1} до 10 с^{-1} приводит к возрастанию F_M с $0,4 \cdot 10^{-12} \text{ Н}$ до $4 \cdot 10^{-12} \text{ Н}$. Второй пример: если градиент

скорости равен 9 с^{-1} , то при увеличении δ с 1 мкм до 10 мкм сила F_m возрастает с $0,03 \cdot 10^{-12} \text{ Н}$ до $3 \cdot 10^{-12} \text{ Н}$.

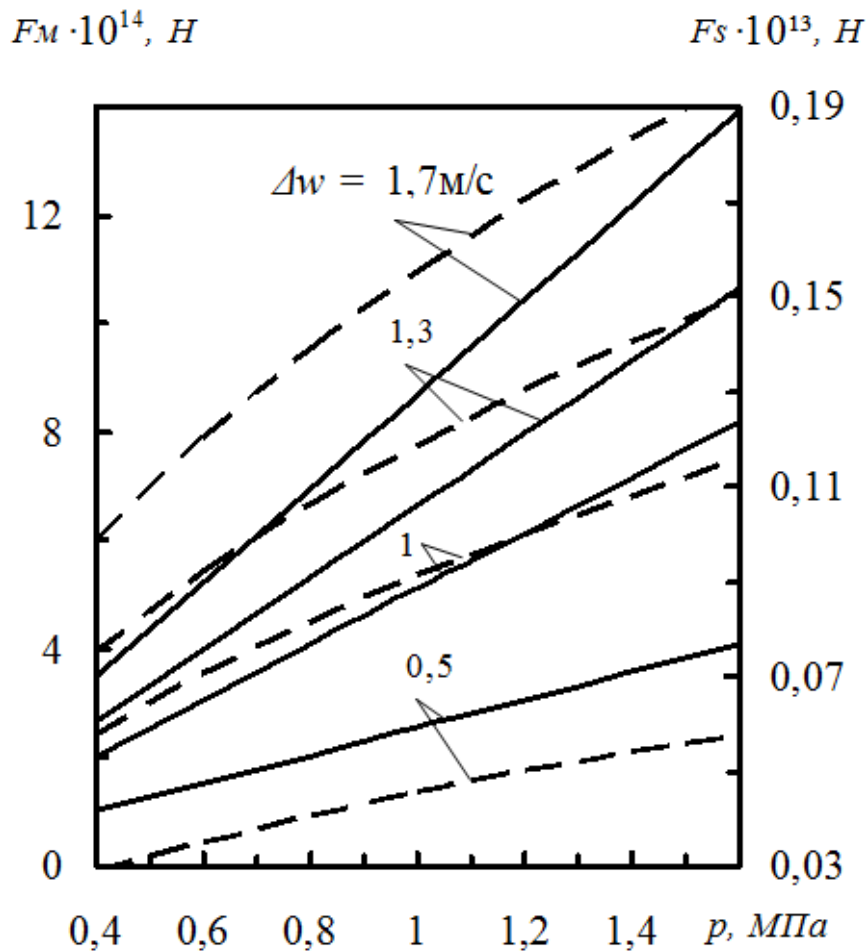


Рис. 4 Влияние разности скоростей фаз Δw на силы Магнуса F_m (сплошные линии) и Сафмена F_s (пунктир) при различном давлении p газовзвеси в пылепроводе. Исходные данные: $\delta = 5 \text{ мкм}$, $t = 50^\circ \text{ C}$, $\text{grad}w = 5 \text{ с}^{-1}$, $\omega_2 = 100 \text{ с}^{-1}$

Представляет научный интерес влияние скорости вращения частиц ω_2 на силу Сафмена F_s . Из рис. 6 видно, что с повышением скорости ω_2 сила F_s возрастает при любом значении разности скоростей фаз Δw . Так, если $\Delta w = 1,3$, то увеличение ω_2 с $1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ до $9 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ сила F_s увеличивается с $0,21 \cdot 10^{-13} \text{ Н}$ до $0,35 \cdot 10^{-13} \text{ Н}$. При повышении Δw сила F_s также возрастает при любой скорости ω_2 . Например, если $\omega_2 = 9 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$, то с увеличением Δw с $0,5 \text{ м/с}$ до $1,7 \text{ м/с}$ сила F_s возрастает с $0,13 \cdot 10^{-13}$ до $0,5 \cdot 10^{-13}$, т.е. в ~ 4 раза.

Расчеты сил Магнуса F_m и Сафмена F_s выполняли для единичной частицы и эти силы действительно малы. Однако, следует помнить, что в одном сечении пневмопровода частиц порошка очень много. Приведем пример. Если принять, что в транспортном пылепроводе для подачи торкрет массы (смесь огнеупорного порошка и твёрдого топлива) к трём 160 т конверторам ПАО ММК им.Ильича концентрация порошка $\mu = 50$ кг/кг, давление газозвеси $p = 0,6$ МПа, коэффициент динамического запаздывания частиц $\psi = w_2/w_1 = 0,8$, температура газозвеси $t = 27^\circ\text{C}$, плотность порошка $\rho_2 = 1700 \text{ кг/м}^3$, диаметр частиц $\delta = 0,1$ мм, то местная объемная концентрация $\varepsilon_2 = 1/(1 + \psi\rho_2/(\mu\rho_1)) \approx 0,2$. Количество частиц, которые находятся только в одном сечении трубы диаметром $\varnothing 100$ мм, составляет $z = 0,2 \cdot 100^2 / 0,1^2 = 200$ тыс. штук. Большинство этих частиц увлекает во вращательное движение окружающий газ и поперечное их перемещение будет препятствовать движению основного газодисперсного потока, затраты энергии на транспорт газозвеси нужно увеличивать.

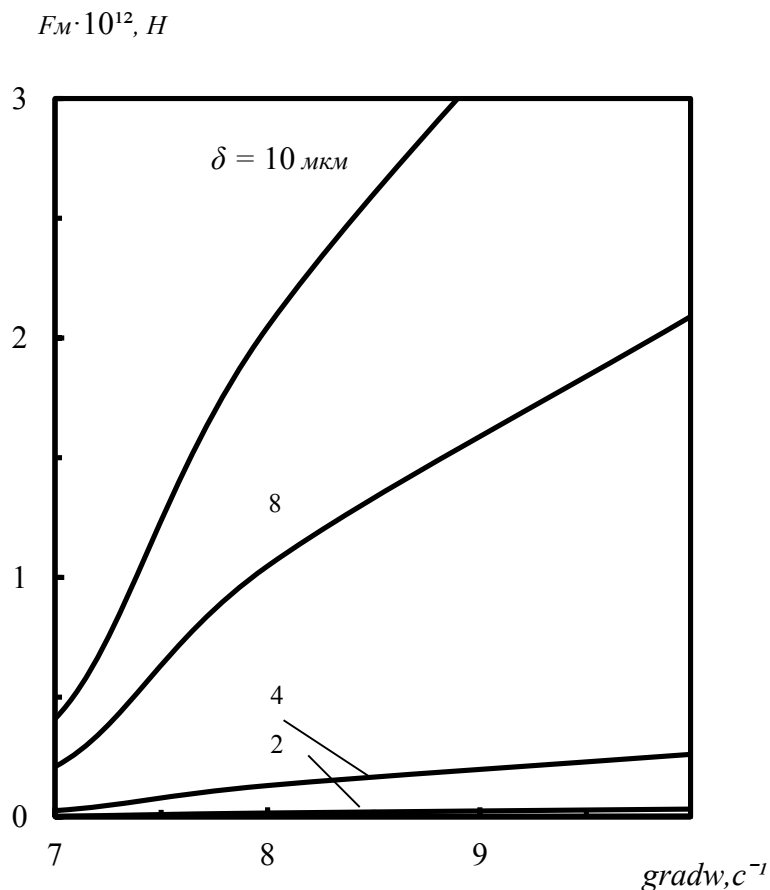


Рис. 5 Зависимость силы Магнуса F_m от градиента скорости $grad d$ при различном диаметре частиц δ . Исходные данные: $\Delta w = 1 \text{ м/с}$, $p = 0,1 \text{ МПа}$, $t = 50^\circ\text{C}$

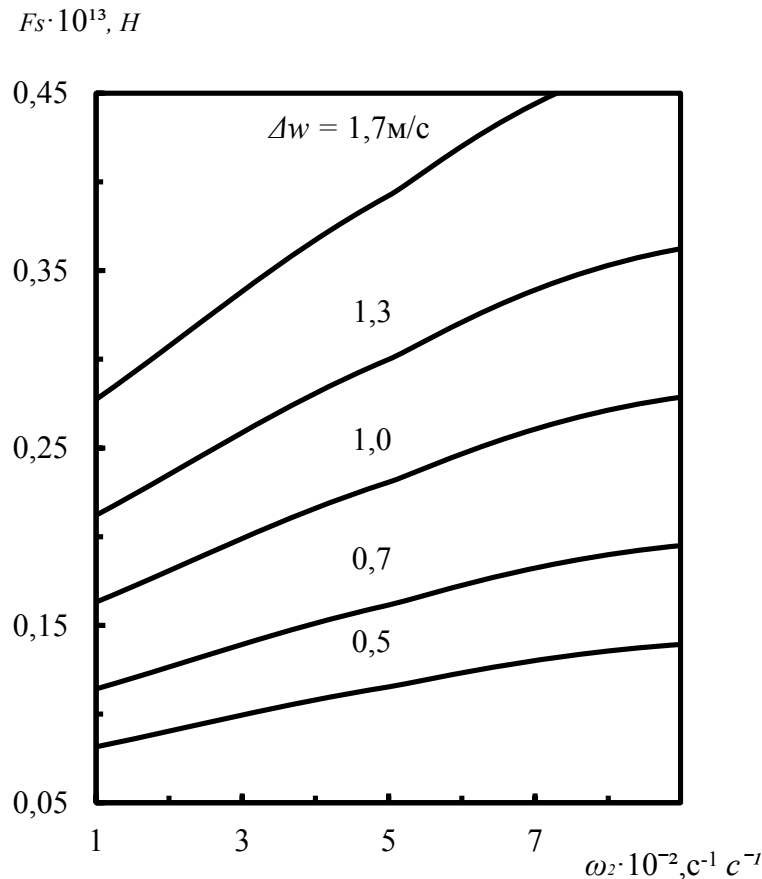


Рис. 6 Зависимость силы Сафмена F_S от скорости вращения частицы ω_2 при различной разности скоростей Δw . Исходные данные: $\delta = 10 \text{ мкм}$, $p = 0,1 \text{ МПа}$, $t = 50^\circ \text{C}$

По рассмотренной в статье проблеме перспективным является исследование влияние нагрева газа – носителя на силы Магнуса и Сафмена при течении полидисперсной газовзвеси в корпусе газоохлаждаемой торкрет – фурмы, находящейся в полости конвертора.

Проверка правильности решения задачи численным методом

Так как провести прямой физический эксперимент при припятых выше условиях нереально, для проверки адекватности модели применим метод частных случаев. Так, если:

- диаметр $\delta \rightarrow 0$, то при любом давлении p газоносителя силы $F_M \rightarrow 0$ и $F_S \rightarrow 0$, что естественно (рис. 3);
- давление $p \rightarrow 0$, то при любой разности скоростей Δw сила $F_M \rightarrow 0$ и $F_S \rightarrow 0$, что не вызывает сомнений (рис. 4);
- $\text{grad } w \rightarrow 0$, то при любом диаметре δ частиц $F_M \rightarrow 0$, что в классической газодинамике подтверждено экспериментально (рис. 5);

– скорость $\omega_2 \rightarrow 0$, то при любой разности скоростей фаз Δw сила $F_s \rightarrow 0$, что не требует доказательств (рис. 6).

Таким образом, рассмотренные тестовые задачи полностью подтверждают физические эффекты, происходящие в реальных газодисперсных потоках.

Выводы

1. Поперечные силы Магнуса и Сафмена рассчитаны путём решения дифференциального уравнения движения полидисперсной газовзвеси, подаваемой по транспортному пылепроводу к торкрет – фурме 160т кислородного конвертера.

2. Показано, что в зависимости от различных факторов и физических воздействий поперечные силы F_M и F_S могут изменяться в несколько раз (иногда до 10 раз).

3. Установлено, что на поперечные силы наибольшее влияние оказывают градиент скорости $\partial w / \partial y$ газоносителя, диаметр δ частиц, давление p газовзвеси и другие параметры газодисперсного потока.

Литература

1. Кузнецов Ю .М. Пневмотранспорт металлургических порошков на большие расстояния / Ю. М. Кузнецов, С. В. Ли, Л. К. Шляпников и др. // Сталь. – 1998. – № 10. – С. 66 – 69.
2. Харлашин П. С. Исследование поперечных сил в газодисперсных потоках / П.С. Харлашин, Ассил Кадхим Мохаммед, Р. Д. Куземко // Металл и литьё Украины. – 2013. – № 11. – С .3 – 8 .
3. Шрайбер А. А. Турбулентные течения газовзвеси/ А. А. Шрайбер, Л. Б. Гавин, В. А. Наумов и др. // Киев: Наук. думка, 1987. – 240 с.

УДК 669.18

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖЕЛЕЗО-МЫШЬЯКОВИСТЫХ РАСПЛАВОВ И ПОВЕДЕНИЕ МЫШЬЯКА В ПРОЦЕССАХ ВЫПЛАВКИ СТАЛИ

П. С. Харлашин, М. А. Григорьева, Ю. В. Хавалиц

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Недостатне вивчення фізико-хімічних властивостей і термодинамічних характеристик залізо-миш'яковистих розплавів при високих температурах не дає можливості здійснити строго науковий підхід при обґрунтуванні умов видалення миш'яку з металу, не дозволяє прогнозувати поведінку миш'яку в різних металургійних процесах і, кінцею кінцем, утрудняє розробку раціональної технології здобуття якісної сталі з миш'яковистих чавунів, у тому числі в кисневих конвертерах.

У зв'язку з цим, в Ждановському металургійному інституті (н. ч. ПДТУ) протягом ряду років проводилися систематичні дослідження термодинамічних характеристик та деяких фізико-хімічних властивостей залізо-миш'яковистих розплавів, впливу миш'яку на фізико-хімічні властивості рідкого заліза і його поведінки в умовах окислювальної плавки, зокрема при кисневому рафінуванні залізовуглецевих сплавів

Недостаточная изученность физико-химических свойств и термодинамических характеристик железо-мышьяковистых расплавов при высоких температурах не дает возможности осуществить строго научный подход при обосновании условий удаления мышьяка из металла, не позволяет прогнозировать поведение мышьяка в различных металлургических процессах и, в конечном счете, затрудняет разработку рациональной технологии получения качественной стали из мышьяковистых чугунов, в том числе в кислородных конвертерах.

В связи с этим, в Ждановском металлургическом институте (н.в. ПГТУ) в течение ряда лет проводились систематические исследования термодинамических характеристик и некоторых физико-химических свойств железо-мышьяковистых расплавов, влияния мышьяка на физико-химические свойства жидкого железа и его поведения в условиях окислительной плавки, в частности при кислородном рафинировании железоуглеродистых сплавов

Insufficient knowledge of the physico-chemical properties and thermodynamic characteristics of the iron-arsenic melts at high temperatures is not possible to carry out a strictly scientific approach to the justification of the terms of arsenic removal from metal, it is not possible to predict the behavior of arsenic in various metallurgical processes and, ultimately, hinders the development of rational technology of obtaining high-quality steel from arsenical iron, including BOF.

In this regard, Zhdanov metallurgical Institute (o. t. PSTU) for a number of years carried out a systematic study of the thermodynamic characteristics and some physico-chemical properties of iron-arsenic melts, the influence of arsenic on the physico-chemical properties of liquid iron and its behavior under conditions of oxidative melt, in particular for oxygen refining of alloys

В условиях, близких к реальным металлургическим процессам, при продувке ванны кислородом нами была исследована возможность удаления мышьяка при окислительной плавке сплавов Fe-As и Fe-C-As высокой степени чистоты и переделе чугуна текущего производства металлургического комбината «Азовсталь», содержащего мышьяк.

Примененная установка [5] и методика [1] обеспечили плавление металла, в контролируемых режимах питания ванны газами, отбор пробы металла по ходу плавки и улавливание мышьяка из газообразной фазы. Для подачи струи окислителя на поверхность расплава (обдувки) или внутрь металлической ванны (продувки) использовали корундовые трубки-фурмы, защищенные кварцевыми чехлами. Расход технически чистого кислорода составлял $(5,8 - 6,7) \cdot 10^{-6} \text{ м}^3/\text{с}$.

Для отбора проб металла по ходу плавки использовали кварцевые ампулы и метод засасывания в кварцевую трубку. Температуру жидкого металла, расплавлявшегося в магнезитовом тигле, измеряли термопарой погружения ПР 30/6. Отбор проб для химического анализа на содержание мышьяка и углерода в расплаве и измерение температуры расплава производили через каждые $6,0 \cdot 10^2 \text{ с}$ его продувки (обдувки).

Результаты исследования, представленные на рис. 1, показали, что в процессе обдувки осушенные кислородом высокоуглеродистого железомышьяковистого расплава с массовой долей As 0,152 % концентрация мышьяка практически не изменяется, несмотря на окисление углерода, что должно свидетельствовать о частичном удалении мышьяка из расплава.

Как показали результаты проведенных анализов, некоторое количество мышьяка действительно уходит в газовую фазу (до 1,0% исходного его содержания в сплаве), значительно меньшая его часть (~

0,2%) переходит в стенки тигля и около 0,008% были обнаружены в шлаковой пленке, образующейся в конце обдувки.

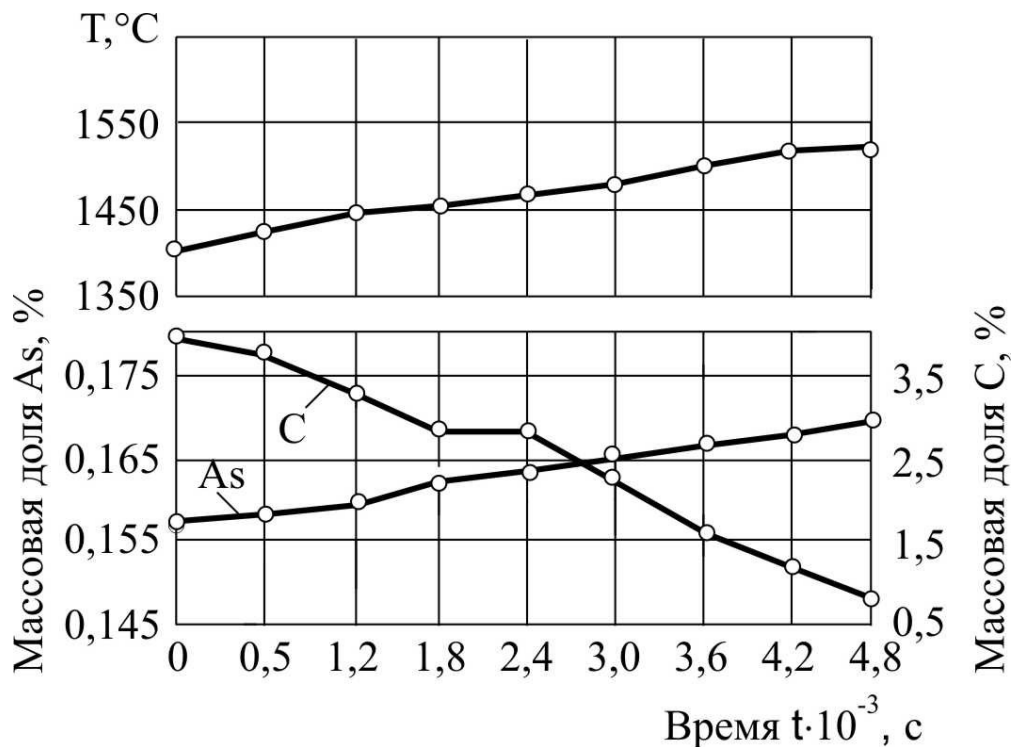
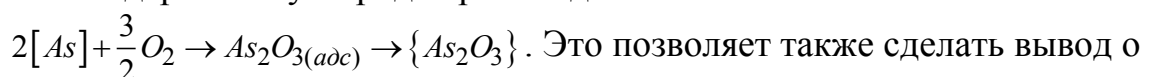


Рис. 1 Изменение состава и температуры расплава Fe-C-As по ходу опытных плавов (обобщенные результаты семи плавов)

На основании этих данных можно предположить, что удаление мышьяка из высокоуглеродистого расплава путем его обдувки при отсутствии шлака и подавлении процесса окисления железа ввиду высокого содержания углерода происходит по схеме



том, что появление шлака на поверхности расплава должно резко затормозить процесс удаления мышьяка в газовую фазу.

Путем химического анализа конечных шлаков плавов, в которых безуглеродистый металл с массовой долей мышьяка от 0,5 до 23,0 % интенсивно продувался кислородом, определено, что доля пентавалентного мышьяка в них составляла незначительную величину: даже при общей массовой доле мышьяка в конечном шлаке, равной 2,69 %, массовая доля пентавалентного мышьяка составляла 0,087 %, а при общем содержании 0,23 % - всего лишь 0,008 %, что согласуется с известными данными о преимущественном наличии в шлаках оксида мышьяка (III) [1].

Это положение было принято во внимание при исследовании распределения мышьяка между железом и окислительным шлаком, результаты которого приведены на рис. 2 в координатах $\lg L_{As}$ и T^{-1} . По сравнению с фосфором коэффициент распределения L_{As} при 1600 °С на порядок ниже, что, по-видимому, зависит от того, что фосфор содержится в шлаке в виде оксида высшего порядка P_2O_5 и теплота его образования значительно выше этого показателя для мышьяка, равного 56,9 кДж. Как сильная кислота, P_2O_5 реагирует даже с оксидом железа (II), являющимся весьма сильным основанием, в результате чего фосфор активно переходит в шлак.

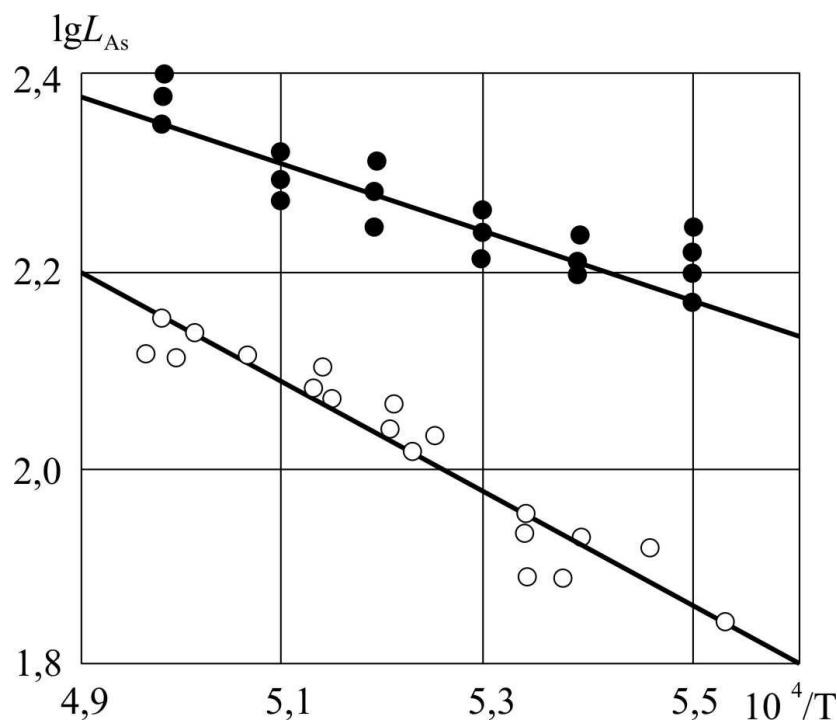


Рис. 2 Зависимость $\lg L_{As}$ от T^{-1} :

1 – данные автора; 2 – М. Л. Самсонова, Л. А. Шварцмана

Существенное влияние на распределение фосфора между металлом и шлаком оказывает сродство к кислороду, которое у него намного сильнее, чем у мышьяка.

Этот вывод нашел подтверждение при проведении опытов по продувке кислородом железомышьяковистых расплавов с низким содержанием углерода, результаты которых показаны на рис. 3. В этом случае содержание As в металле по ходу продувки быстро увеличивается вследствие интенсивного окисления железа, образующего железистый шлак, в котором обнаруживались лишь следы мышьяка.

Очевидно, мышьяк, окисляющийся в первичной реакционной зоне до

As_2O_3 , плохо стабилизируется оксидом железа (II) шлака вследствие своих слабо выраженных кислотных свойств. Небольшое количество мышьяка, обнаруженное в газовой фазе (0,6 % исходного содержания в сплаве), попадает туда, по-видимому, вместе с пузырьками непрореагировавшего кислорода, находясь в них в виде паров As_2O_3 , обладающих высокой летучестью при температурах экспериментов (1575-1595 °C).

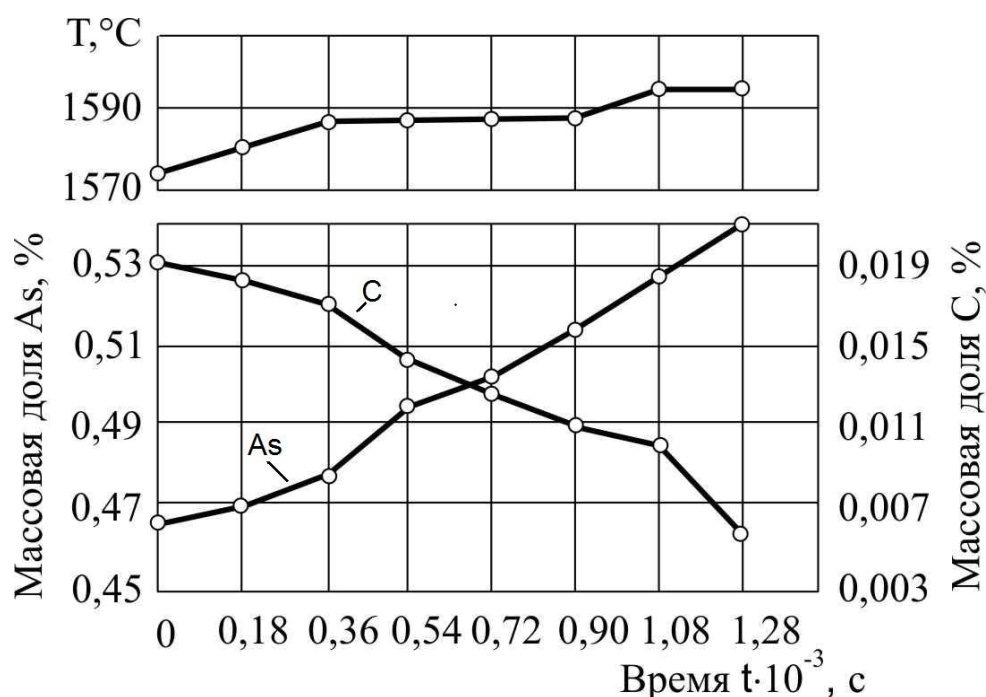


Рис. 3 Изменение состава и температуры расплава Fe-As по ходу продувки (обобщенные результаты пяти плавов)

Весьма сходные результаты были получены и при кислородном рафинировании передельного чугуна металлургического комбината «Азовсталь». Как видно из (рис. 4, б), при обдувке чугуна кислородом концентрация мышьяка в расплаве сохраняется практически на неизменном уровне до самого конца плавки, когда массовая доля углерода в металлическом расплаве снижается до 0,9 %.

Раннее образование шлака на поверхности металлического расплава вследствие окисления примесей, обладающих высоким химическим сродством к кислороду (Si и Mn), препятствовало окислению мышьяка и переходу его в газовую фазу, в которой он практически отсутствовал. Небольшое количество мышьяка (около 0,1% исходного его содержания в чугуне) было обнаружено только в стенках тигля.

При продувке чугуна кислородом окисление углерода происходило с большей скоростью вплоть до достижения его «критической» массовой

доли, равной 0,2% (рис. 4, б). В этом периоде продувки концентрация мышьяка, как и в предыдущем опыте, не изменялась. Очевидно, условия на границе раздела «металл-газовый пузырь» в первой половине процесса неблагоприятны для удаления мышьяка в газовую фазу и предположительно аналогичны возникающим на поверхности чугуна при его обдувке. Во второй половине процесса продувки, когда окисление основных примесей чугуна практически завершилось, начинается интенсивное окисление железа, что вызывает быстрый рост содержания мышьяка в металле. Механизм перехода мышьяка в газовую фазу в этих условиях, по-видимому, идентичен предложенному выше для опыта с продувкой сплава Fe-As.

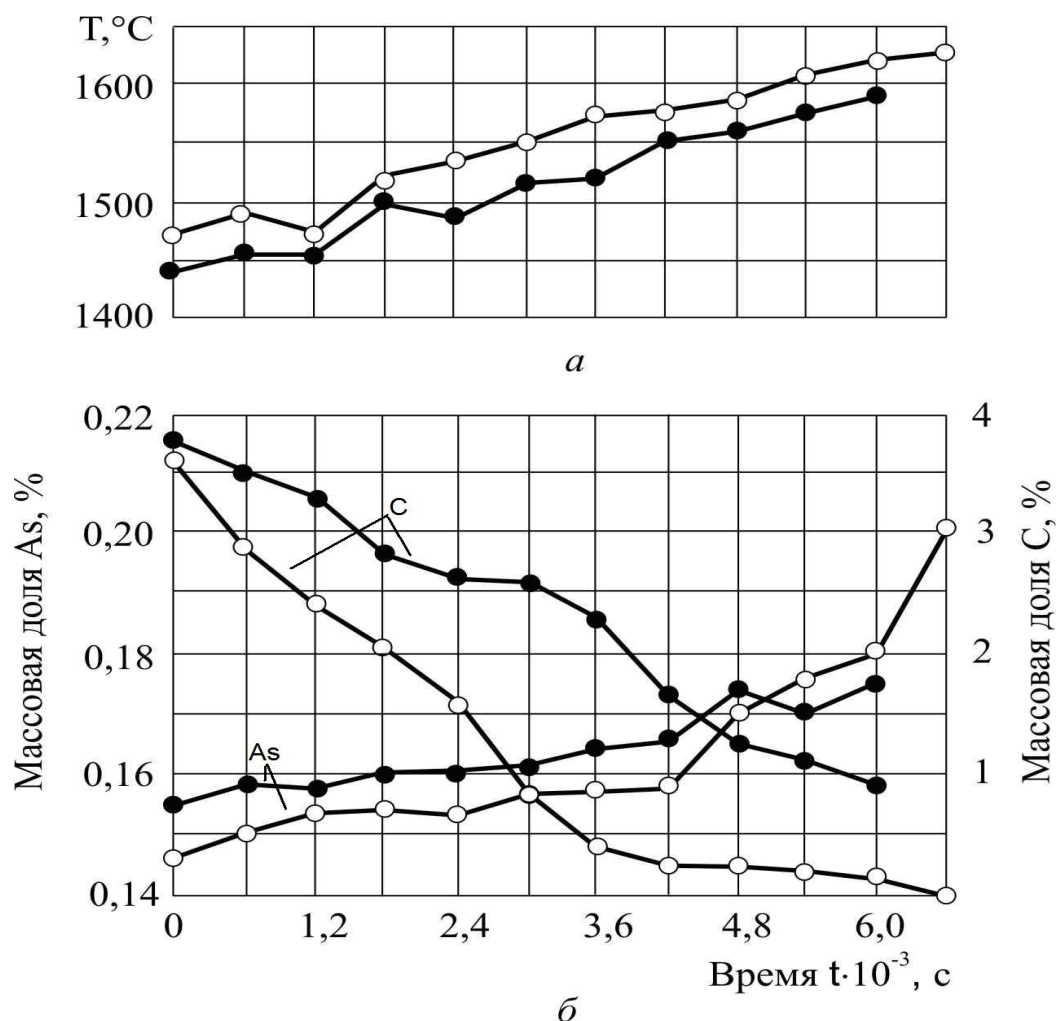


Рис. 4 Изменение содержания углерода и мышьяка и температуры передельного чугуна комбината «Азовсталь» опытных плавов:
 • – с подачей струи окислителя на поверхность расплава;
 ○ – с продувкой кислородом (обобщенные результаты десяти плавов)

Таким образом, при рафинировании железомышьяковистых расплавов кислородом концентрация мышьяка в металле, в зависимости от условий процесса, или остается постоянной, или увеличивается. Удаление мышьяка из металла в небольших количествах (до 1,0 % исходного его содержания) происходит главным образом за счет перехода его в газовую фазу в виде паров As_2O_3 при условии отсутствия шлака на поверхности расплава и высокого содержания в нем углерода.

Этот вывод нашел убедительное подтверждение при проведении опытных плавов по получению углеродистой стали БСГ-3сп в 350-тонном конвертере металлургического комбината «Азовсталь», в состав шихты которых входило 150 и 100 т соответственно жидкого мышьяковистого и низкофосфористого чугуна и 100 т металлического лома, содержащего мышьяк. Массовая доля элементов в мышьяковистом высокофосфористом чугуне, %: Si - 0,25-0,70; Mn - 0,15- 0,50; S - 0,025-0,070; P- 0,8-1,5; As - 0,16. В процессе плавки вводили в конвертер плавиковый шпат и известь, в сталеразливочный ковш - ферросилиций, силикомарганец и алюминий. Металл в ковше продували аргоном и разливали на МНЛЗ.

Оценка степени выделения мышьяка в газовую фазу по загрязнению воздуха рабочих зон показала, что в процессе выплавки опытных плавов на всех переделах мышьяковистого чугуна в сталь (при заливке чугуна в конвертер, продувке, скачивании шлака, сливе металла в ковш, разливке на МНЛЗ) воздух рабочих зон не загрязняется соединениями мышьяка, концентрации которых остаются на уровне ПДК.

Литература

1. Арсентьев П. П., Филиппов С. И. Критические концентрации мышьяка и возможность его удаления при рафинировании железоуглеродистых расплавов // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1962. - № 5. - С. 25-33.
2. Новик А. Л., Девятков Д. К. О «критической» концентрации углерода в железоуглеродистом расплаве // Тепло- и массообменные процессы в ваннах сталеплавильных агрегатов: Тез. докл. III науч. конф. - Жданов, 1982. - С. 129-130.
3. Харлашин П. С., Молонов Г. Д., Кирюшкина Ю. И. К вопросу о механизме окисления мышьяка при кислородном рафинировании железомышьяковистых расплавов // Тепло- и массообменные процессы в ваннах сталеплавильных агрегатов: Тез. докл. III науч. конф. - Жданов, 1982. - С. 124-125.
4. Яворский В. И., Вишкарёв А. Ф. Окисление примесей расплавленного металла в процессе производства стали (Сообщ. 1) // Изв. вузов. Чер. металлургия. - 1968. - № 5. - С. 39-48.
5. Самсонов Г. В. Физико-химические свойства окислов: Справ. - М.: Металлургия, 1965. - 456 с.
6. Харлашин П. С., Шумилов М. А., Якушечкин Е. И. Влияние мышьяка на свойства металлических систем и качество стали - К.: Вища шк., 1991 - 344 с.

УДК 669.187.243

ИССЛЕДОВАНИЕ СООТНОШЕНИЙ МЕЖДУ ТЕПЛОМ И ДРУГИМИ ФАКТОРАМИ, ВЛИЯЮЩИМИ НА ТЕЧЕНИЕ ГАЗОВЗВЕСИ В ТОРКРЕТ ФУРМЕ 160-ТОННОГО КОНВЕРТЕРА

П. С. Харлашин, Ю. В. Хавалиц, Ассиил Мохаммед Кадхим

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Енергетичний потенціал газо-дисперсної течії значно змінюється, якщо корпус стає тепловим провідником, через таку конструктивну пружність розчинення, швидкість та щільність змінюється стрибкоподібно. Тому, щоб зменшити втрати у течії газосуспензії, рекомендується зробити трубу фурми ступінчастою

Энергетический потенциал газо-дисперсного течения значительно меняется, если корпус становится тепловым проводником, из-за такой конструктивной упругости растворения, скорость и плотность меняется скачкообразно. Поэтому, чтобы уменьшить потери при течении газозвеси, рекомендуется сделать трубу фурмы ступенчатой

The energy potential of the gas-dispersed flow significantly changes if the body becomes heat exchanger, because of such a constructive solution pressure, velocity and density change in leaps and bounds. So, in order to reduce the loss of the compressed gas suspension flow, it is recommended to perform the pipe of the lance stepped

Постановка проблемы

Снижение энерго– и ресурсозатрат при внедрении высоких технологий в металлургии – проблема общенационального масштаба. При производстве стали в кислородных конвертерах одной из ключевых задач является повышение стойкости футеровки. Стоимость перефутеровки во время горячего ремонта 160 т конвертера достигает 1 млн \$.

При опытно-промышленном опробовании ошлаковки футеровки использована газоохлаждаемая газопорошковая фурма, при движении в стволе нагревался азот. Если нагревать газозвесь, то целесообразно использовать газоохлаждаемую фурму, корпус которой выполняет роль теплообменника. Актуальность технического решения очевидна – ранее теряемую теплоту можно использовать для нагрева газозвеси в фурме и

повышение его энергетического потенциала при истечении газопылевого потока в полость конвертера. Кроме того, в настоящее время разрабатываются технологии, в которых перед торкретированием футеровки пустой конвертер заливают лом, а сверху его засыпают углем. Уголь проникает в бесформенную массу лома, от теплоты торкрет-факела происходит его зажигание и объемное горение. Использование части ранее теряемой теплоты факела для нагрева лома улучшает тепловой баланс следующей плавки.

Разработана математическая модель течения газозвеси в фурме для продувки расплавов с учетом скоростной неравновесности фаз, в которой учтены соударения частиц со стенками, нестационарный теплоподвод к потоку через стенки канала, прогрев газа и частиц в фурме. Заметим, что двухскоростная и двухтемпературная модель течения газозвеси должна применяться для крупнодисперсного порошка.

Цель работы

Решая уравнения движения и энергии, газопорошкового потока, а также целый ряд замыкающих соотношений, показать, как теплоподвод от разогретой стенки торкрет-фурмы с переменным расходом газозвеси, массовая концентрация порошка (μ), изменение расхода m_{12} газозвеси торкрет-фурмы с переменным расходом на разных уровнях влияют на распределение давления p и скорость смеси w_{12} по длине l фурмы, а также плотность ρ_{12} , объемную долю ε_2 твердой фазы в поперечном сечении фурмы.

Физическая модель. Схема установки для факельного торкретирования представлена в работе [1]. На рис. 1 показан элемент газоохлаждаемой торкрет-фурмы, из которого видно, как расположены сопла для подачи газопорошковой смеси и кислорода в фурме с различными уровнями расхода. При таком конструктивном решении газозвесь нагревается от стенки корпуса фурмы за счет конвективного теплового потока, передаваемого стенкой несущему газу. За счет термического сопротивления температура t_{12} газозвеси будет всегда ниже, чем температура t_w стенки корпуса фурмы. Учитывая, что кислорода ($V_{O_2} \approx 300 \text{ м}^3/\text{мин}$) в 40 раз больше, чем несущего азота ($V_{N_2} \approx 480 \text{ м}^3/\text{мин}$), то нет опасности его нагрева через разделительную стенку трубы, но повышение температуры O_2 желательно. Чтобы не допустить износ трубки кислородного сопла в момент поворота газопорошкового потока на 90° , следует предусмотреть установку керамических вставок.

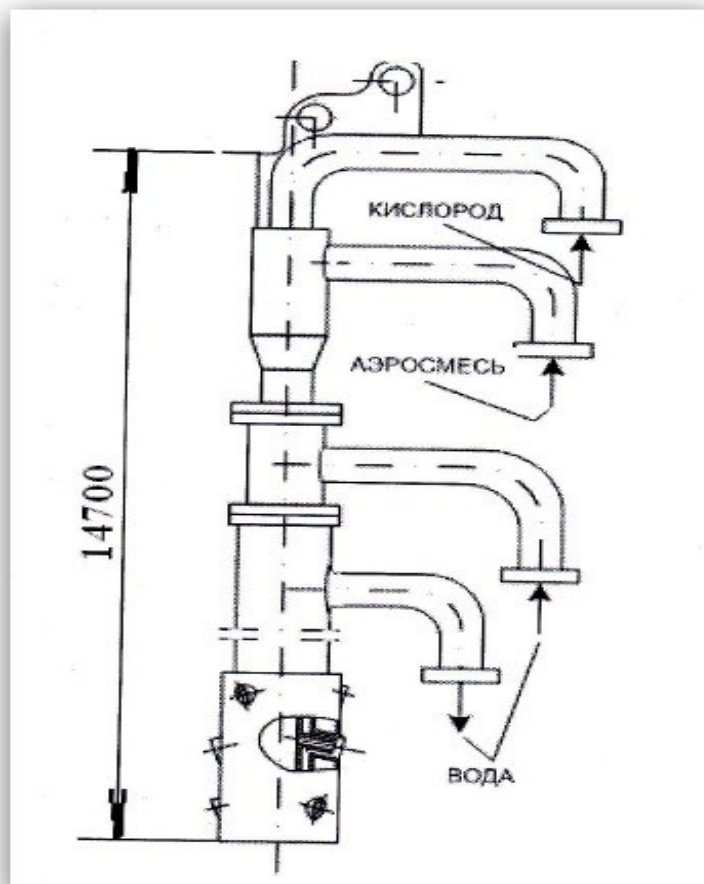


Рис. 1 Торкрет-фурма 160т конвертера с соплами на трех уровнях

Математическая модель. Запишем систему уравнений газодисперсного течения в односкоростном и однотемпературном приближении с учетом уменьшения расхода газовой смеси G_{12} по длине канала:

- уравнение движения

$$\frac{d}{dx}(G_{12}w_{12}) = -\frac{dp}{dx} - F_w + \rho_{12}g - \chi w_{12} ; \quad (1)$$

- уравнение энергии

$$\frac{d}{dx}(G_{12}c_{p_{12}}T) = w_{12}\frac{dp}{dx} + Q_w - \chi c_{p_{12}}T \quad (2)$$

При движении смеси мимо сопловых отверстий в канале $\chi \neq 0$:

$$\chi = n_i G_i / D \quad (3)$$

В уравнениях (1) – (3) приняты следующие обозначения параметров равновесного потока газовзвеси (псевдогаза): G_{12} – приведенный расход, $\text{кг}/(\text{с} \cdot \text{м}^2)$; w_{12} – скорость потока, $\text{м}/\text{с}$; p – статическое давление, Па ; F_w – сила трения псевдогаза о стенку трубы корпуса фурмы, $\text{Н}/\text{м}^3$; ρ_{12} – плотность, $\text{кг}/\text{м}^3$; $c_{p_{12}}$ – теплоемкость, $\text{кДж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$; T – статическая температура, К ; Q_w – количество теплоты, передаваемой конвекцией от стенки к газовзвеси, $\text{Вт}/\text{м}^3$; n_i – количество сопел на i – том уровне; D – внутренний диаметр торкрет-фурмы, м .

В уравнениях (1) – (3) и далее приняты следующие обозначения параметров: 1 – несущего газа; 2 – твердой фазы; 12 – равновесной газовзвеси; w – стенки фурмы; p – при постоянном давлении; i – уровень истечения газовзвеси; 01 – изотропного торможения газа.

Интенсивность теплообмена несущей среды со стенкой канала определяется по уравнению

$$Q_w = \frac{4St}{D} \rho_{12} c_p w_{12} \frac{T_w - T_1}{D_e T_1} \approx T_{01} \quad (4)$$

где критерий Стентона $St = Nu / (Re Pr)$ для высокоскоростных дозвуковых течений вычисляются по формуле Гухмана

$$St = 0.0167 / (Re_{12} Pr_{12})^{-0.18} (T_{01} / T_w)^{0.35} \quad (5)$$

Расчет вели при условии, что температура T_w – стенки трубы была заданной и по всей длине l фурмы оставалась постоянной. Естественно, что температура t_{12} по длине неводоохлаждаемого корпуса торкрет-фурмы по длине l растет.

Силу F_w , характеризующую трение о стенку при течении газовзвеси в трубе, можно определить по формуле Дарси-Вейсбаха [2]

$$F_w = \zeta_{12} \rho_{12} w_{12}^2 / (2D) = \zeta_{12} G w_{12} / (2D) \quad \zeta_{12} = \zeta_1 + \zeta_2 \quad (6)$$

Коэффициент гидравлических потерь ζ_1 , учитывающий трение газа о стенки канала, можно вычислить по формуле Альштуля

$$\zeta_1 = 0.11 (\Delta / D + 0.68 / Re_{12})^{0.5}; \quad Re_{12} = D w_{12} \rho_1 / \eta, \quad (7)$$

где Δ – высота выступов шероховатости, м ;

D – диаметр трубы, м ;

ρ_1 – плотность несущего газа, $\text{кг}/\text{м}^3$;

η - коэффициент динамической вязкости газа – носителя, Па·С.

Для расчета коэффициента гидравлических потерь ζ_2 , обусловленного дисперсной фазой, наилучшие результаты дает формула Михаелидиса [5], в которой расчет проводится через число Фруда

$$\zeta_2 = K\mu / Fr_{12}^{0.5}, \text{ где число Фруда } Fr_{12} = w_{12}^2 / (gD) \quad (8)$$

Эмпирический коэффициент потерь Михаелидиса K зависит от материала частиц и стенки. K для стальных труб изменяется в пределах 0,041-0,194 в зависимости от смазочной способности материала (стекло, уголь и др.). Для системы «стальная труба – угольный порошок» $K=0,058$.

Для решения системы уравнений (3-5) задавались граничные условия: на входе фурмы ($x=0$) – расходы обеих фаз $G_{12} = G_1 + G_2$, температура T_{01} , на выходе ($x=l$) - противодавление $p_{o.c.}$

Исходные данные. Численные эксперимент был проведен применительно к торкрет-фурме 160т конвертера одного из металлургических предприятий г. Мариуполя, расчеты были выполнены при следующих исходных данных: внутренний гидравлический диаметр трубы торкрет-фурмы $D=98$ мм, длина фурмы в области высокой температуры $l=12$ м, расход несущего газа N_2 составлял $V=480$ м³/ч, расход порошка изменяли в диапазоне $m_2=200-800$ кг/мин, чему соответствовала массовая концентрация $\mu=40-80$ кг/кг. Принимали, что теплоемкость частиц $c_2=800$ кДж/(кг·К), эквивалентный диаметр частиц и их плотность были равны $\delta_2=0,05$ мм, $\rho_2=1900$ кг/м³, число сопел на одном уровне $n=2$, количество уровней $z_1=3$, внутренний диаметр сопла $D_0=39$ мм, расстояние от верхнего уровня сопла $l_1=1,5$ м, эквивалентная шероховатость трубы фурмы $\Delta=0,06$ мм, коэффициент потерь Михаелидиса $K=0,06$, коэффициент концевой части фурмы $\zeta_k=0.4$.

Температуры стенки корпуса водоохлаждаемой фурмы принимали равной $t_w=30^\circ\text{C}$, температуру пылегазового потока на входе $t_{01} = 27^\circ\text{C}$. Количество расчетных узлов $N_l = 300$. В настоящей работе теплообмен между высокотемпературным газом полости конвертера и наружной стенкой корпуса фурмы не рассчитывали, а только принимали ее, равной $t_w = 30-700^\circ\text{C}$.

Если корпус торкрет-фурмы газоохлаждаем, т.е. он служит теплообменником, то идет интенсивная теплопередача от высокотемпературного факела полости конвертера к газодисперсному потоку через разделительную стенку самой фурмы с заданной температурой t_w .

Результаты расчета и их анализ. Используя приведенную выше методику, покажем влияние определяющих факторов, в том числе с трудом поддающихся прогнозу, на примере течения топливо-огнеупорного порошка в торкрет-фурме 160т конвертера.

Длина l фурмы. Из рис. 2 следует, что с повышением температуры стенки t_w газозвесь интенсивно нагревается, ее плотность ρ_{12} падает и выполнение уравнения неразрывности $m_{12} = \rho_{12} w_{12} f = const$ вызывает необходимость повысить давление p по всей длине l . Например, увеличение температуры t_w с 30°C до 700°C вызывает необходимость повысить давление p на входе в фурму с 0,46 МПа до 0,82 МПа. Это объясняется тем, что с нагревом псевдогаза возникает дополнительное, так называемое тепловое сопротивление, для преодоления которого требуется более высокое давление.

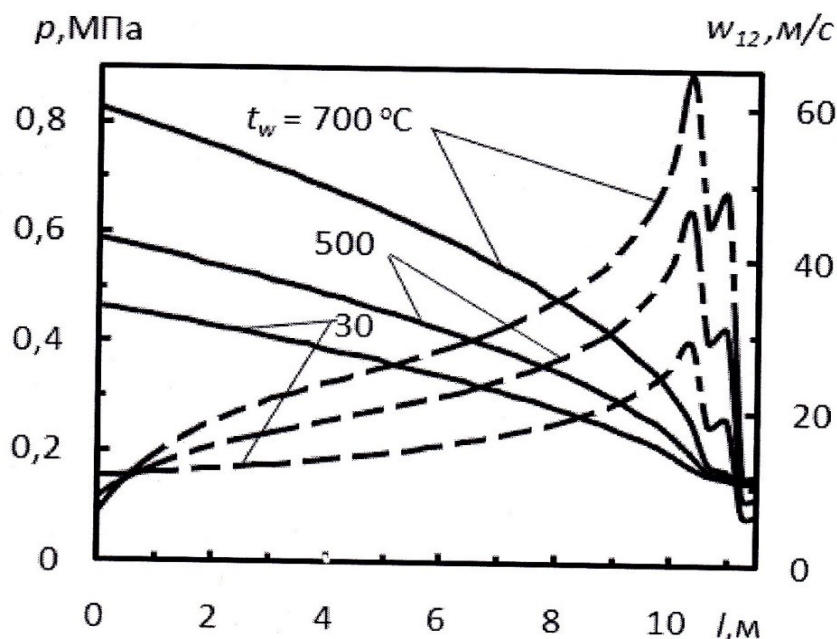


Рис. 2 Влияние температуры t_w стенки трубы на распределение статического давления p (-) и скорости w_{12} (--) газозвеси по длине l торкрет-фурмы с тремя уровнями расхода

При снижении плотности ρ_{12} газозвеси несколько увеличивается ее скорость w_{12} в торкрет-фурме и повышается давление p перед сопловыми блоками на различных горизонтах наконечника торкрет-фурмы.

Подтверждением правильности расчетов с использованием рассматриваемой математической модели являются результаты, представленные на рис. 2. Например, если фурма выполнена с несколькими уровнями отвода расхода газозвеси, то параметры в

сопловом блоке с несколькими горизонтами вывода порошка не будут подчиняться известным закономерностям для случая с постоянным расходом m_{12} . Например, при $t_w = 700^\circ\text{C}$ скорость газовой взвеси на участке от 8 м до 10,3 м растет, а затем происходит ее резкое падение с максимального значения - 64,4 м/с до 44,7 м/с, а, во втором уровне, который отстает от предыдущего на 61 мм, скорость падает с 48 м/с до 12,1 м/с (рис. 3).

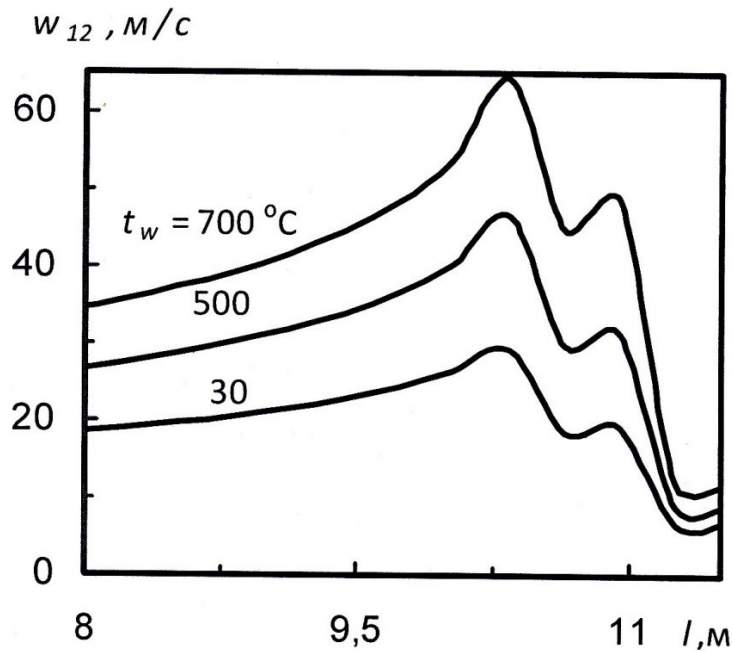


Рис. 3 Изменение скорости w_{12} по длине l of трубы с переменным расходом порошка m_2 на 3 уровнях при различной температуре t_w стенки торкрет-фурмы

Если же температура стенки t_w снижается до 30°C , то падение скорости произойдет с 29,2 м/с до 18,4 м/с. Именно в этом заключается ценность модели. Никакие интегральные методы расчета, например, с использованием уравнения Бернулли, не позволили бы зафиксировать резкое снижение скорости газовой взвеси w_{12} за счет вывода ее части на 2-3 уровнях (рис. 2, 4).

Для фурмы с переменным расходом самые интересные процессы протекают в конечной части фурмы, где газовая взвесь выводится на нескольких горизонтах. Рассмотрим более детально характер течения на длине фурмы $l=8,5-12$ м, который на предыдущих участках нельзя было представить в более детальном виде.

На рис. 2 видно, что нагрев газовой взвеси полностью изменяет картину течения газопорошкового потока в фурме. Так, увеличение температуры стенки с $t_w = 30^\circ\text{C}$ до $t_w = 700^\circ\text{C}$ приводит к значительному увеличению так

называемого теплового сопротивления движению потока. Что вызывает необходимость повысить давление p с 0,46 МПа до 0,82 МПа. При этих условиях, например, на длине фурмы $l=10$ м скорость w_{12} псевдогаза возрастает с 26 м/с до 50 м/с. Это повышение скорости с одной стороны, обусловлена уравнением обращения воздействия, а с другой соответствует уравнению неразрывности $m_{12} = \rho_{12} w_{12} f = \text{const}$.

Ниже рассмотрен способ регулирования концентрации газовой взвеси μ при котором расход порошка оставался постоянным ($m_2=400$ кг/с), а расход несущего газа V_n изменялся в диапазоне 240-960 м³/ч.

Из рис. 3 также следует что с повышением температуры t_w скорость w_{12} возрастает. Так, например, на расстоянии $l=9,5$ м при увеличении температуры t_w стенки ствола фурмы с 30°C до 700°C скорость w_{12} возрастает с 22 м/с до 45 м/с. Этим значениям t_w соответствуют газовые взвеси $t_{12}=30^\circ\text{C}$ и $t_{12}=697^\circ\text{C}$.

Концентрация торкрет-массы μ . Из рис. 4 следует, что с повышением концентрации μ давление p перед фурмой растет при любой температуре t_w . Так, при $t_w=500^\circ\text{C}$ увеличение μ с 20 кг/кг до 70 кг/кг приводит к повышению p с 0,41 МПа до 0,8 МПа, т.е. почти в два раза. В то же время с повышением концентрации μ давление на входе в фурму существенно возрастает. Например, при увеличении t_w с 30°C до 700°C давление p увеличивается с 0,59 МПа до 0,9 МПа.

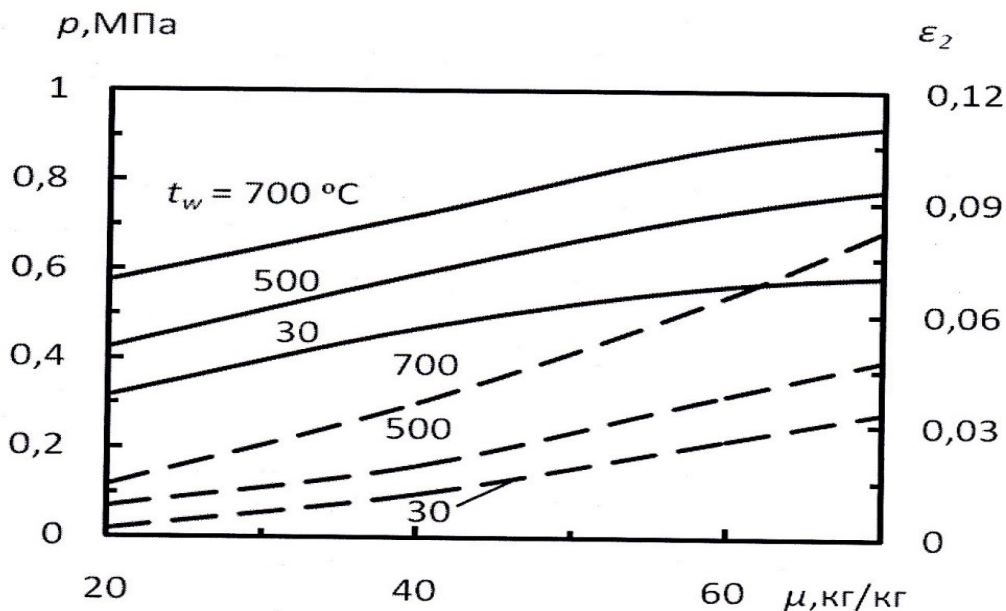


Рис. 4 Влияние температуры стенки t_w и концентрации μ порошка на изменение давления p (-) перед фурмой и объемной концентрации ϵ_2 (--) перед сопловым блоком

Как следует из рис.4 объемная доля твердой фазы ε_2 повышается с увеличением μ при любой температуре стенки t_w . Например, при $t_w = 700^\circ\text{C}$ увеличение μ с 20кг/кг до 70кг/кг приводит к увеличению объемной доли твердой фазы ε_2 с 0,015 до 0,08. Это объясняется тем, что с увеличением μ и всех прочих равных условиях коэффициент $\varepsilon_2 = \left(1 + \frac{\psi}{\mu} \cdot \frac{\rho_2}{\rho_1}\right)^{-1}$ только возрастает. Это также следует из уравнения неразрывности $m_2 = \varepsilon_2 \rho_2 w_2 F = \text{const}$ - так как t_w с повышением μ только понижается, а ε_2 повышается.

Из рис.5 видно, что скорость w_{12} газозвеси с уменьшением концентрации μ снижается при любой температуре стенки t_w корпуса фурмы. Например, увеличение μ с 20кг/кг до 80кг/кг при $t_w = 500^\circ\text{C}$ приводит к снижению скорости w_{12} с 76м/с до 38м/с. Это объясняется тем, что плотность ρ_{12} при этих же условиях возрастает с 39м до 90кг/м³, что следует из уравнения неразрывности $m_1 = \rho_{12} w_1 F = \text{const}$. Что касается плотности ρ_2 , то как следует для условия псевдогаза $m_1 = \rho_1(1 + \mu)$ - чем больше μ , тем выше значение ρ_{12} . Например, при $t_w = 500^\circ\text{C}$ увеличения μ с 20кг/кг до 80кг/кг приводит к повышению ρ_{12} с 40кг/м³ до 90кг/м³.

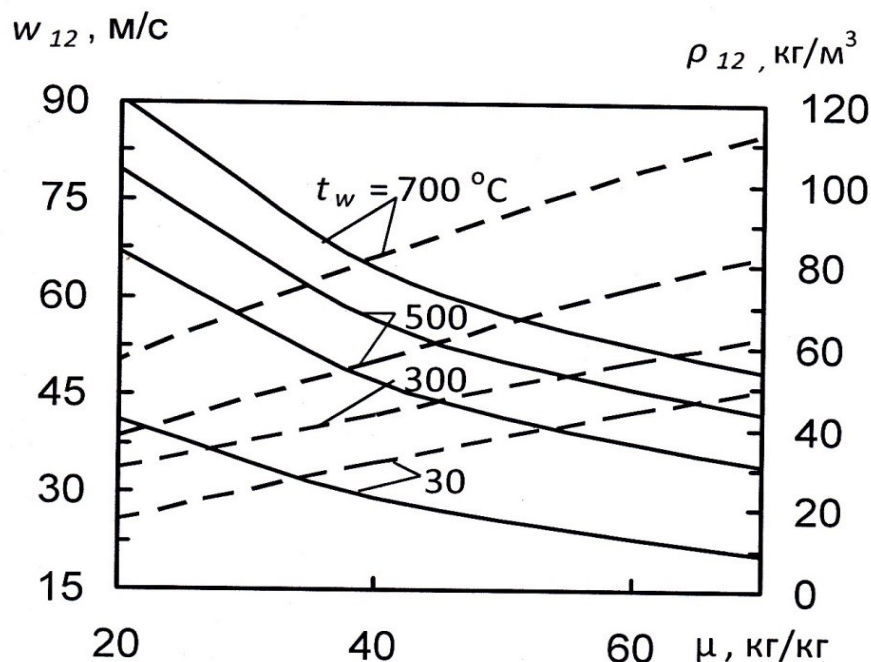


Рис. 5 Влияние массовой концентрации μ порошка на изменение скорости w_{12} (-) газозвеси и ее плотности ρ_{12} перед первым уровнем расхода m_{12} ($l = 10,34$ м) при различной температуре t_w стенки фурмы

Температура t_w стенки фурмы. Значительный интерес для специалистов представляет влияние δ на распределение термогазодинамических параметров при течении газозвеси в фурме. Из рис. 6 видно. Что с увеличением δ скорость w_{12} возрастает. Например, при разогретой стенке трубы до $t_w = 700^\circ\text{C}$ с повышением δ в 10 раз, с 0,01мм до 0,1мм скорость w_{12} возрастает почти вдвое, с 46м/с до 91м/с. Это объясняется тем, что при повышении δ , например, в 10 раз межфазная поверхность трения уменьшается в 100 раз!

При одном и том же диаметре δ повышение температуры t_w приводит к увеличению w_{12} . Например, при $\delta = 0,07\text{мм}$ и увеличении температуры стенки t_w с 30°C до 700°C поток ускоряется с $w_{12} = 30\text{м/с}$ до $w_{12} = 65\text{м/с}$, а плотность газозвеси ρ_{12} при этом снижается с 91кг/м^3 до 33кг/м^3 . Это следует из формулы для псевдогаза $\rho_{12} = (p_1 / RT_1)(1 + \mu)$ - чем выше T_1 несущего газа, тем ниже ρ_{12} . Еще раз заметим, что приведенные на рис.6 результаты получены путем численного решения уравнений (1-8).

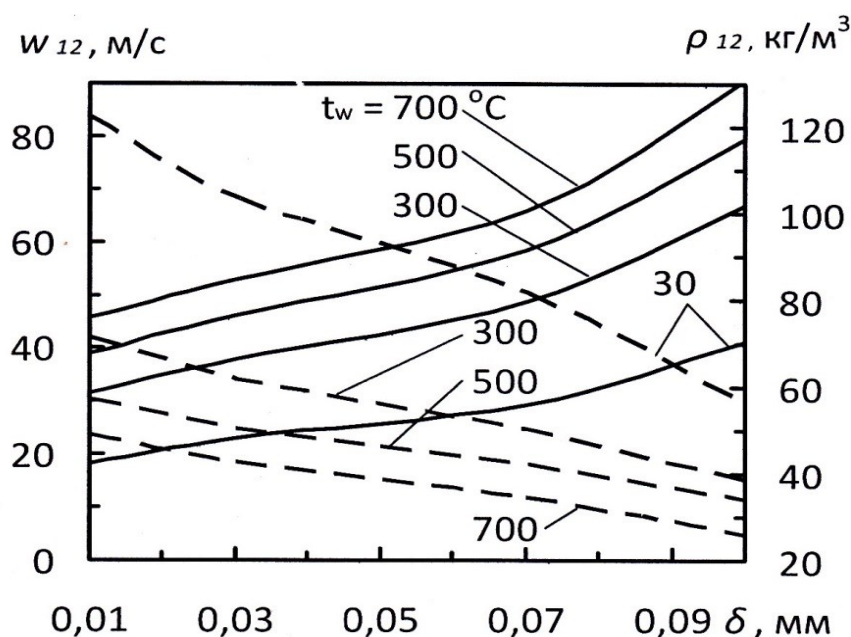


Рис. 6 Изменение скорости w_{12} газозвеси и ее плотности ρ_{12} в зависимости от диаметра δ частиц порошка при различной температуре t_w стенки корпуса торкрет-фурмы

На рис. 7 представлены результаты расчета, выполненного, как и предыдущие при условии, что расход порошка оставляли постоянным ($m_2 = 400$ кг/мин), а расход газоносителя изменяли в пределах $V_H = 240-480$ м³/ч.

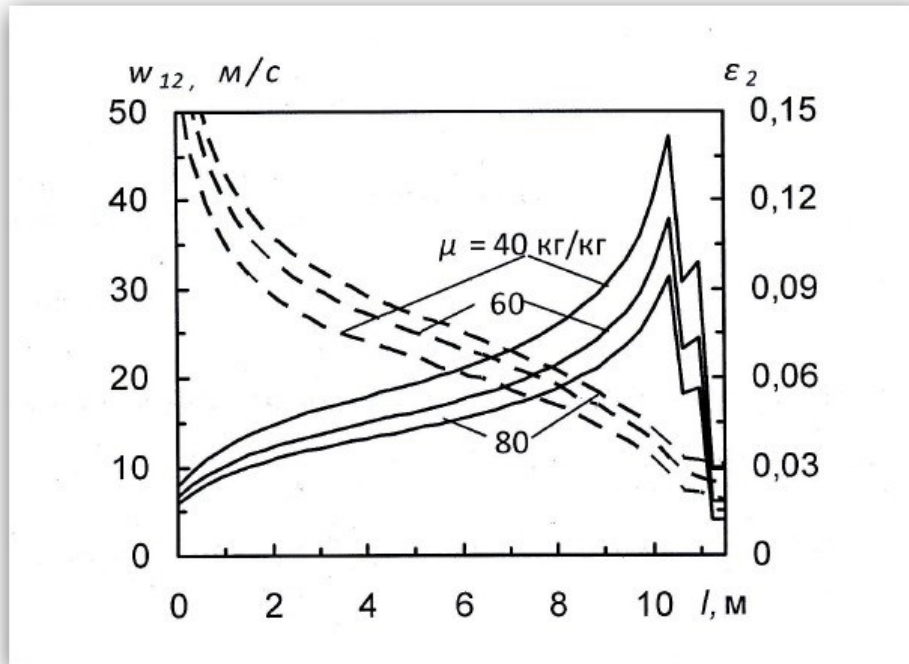


Рис. 7 Влияние концентрации μ порошка на распределение скорости газовой смеси w_{12} (-) и объемной доли ε_2 по длине l торкрет-фурмы с тремя уровнями расхода

Видно, что если концентрация μ регулируется V_n газа, то картина существенно изменяется. Как и при ранее рассмотренных режимах, скорость газовой смеси w_{12} по длине фурмы $l = 0-10$ м возрастает при любом значении μ .

Это, с одной стороны, вытекает из закона обращения воздействия, а с другой – из уравнения неразрывности $m_1 = \rho_{12} w_{12} f = \rho_1 (1 + \mu) w_{12} f = const$, в соответствии с которым по длине фурмы давление p и его плотность ρ_1 снижаются, а поток только ускоряется. Например, при $\mu = 40$ кг/кг газодисперсный поток ускоряется от $w_{12} = 8$ м/с (входное сечение, $l = 0$ м), до 48 м/с (на длине $l = 10$ м), далее по длине фурмы с переменным расходом m_{12} скорость w_{12} изменяется скачкообразно (рис.7), что соответствует конструктивному решению фурмы.

Проверка результатов численного исследования. Так как провести физический эксперимент в фурме, находящейся в полости конверера, затруднительно, правильность численных расчетов проверим, применив метод тестирования. Так.если:

- газоноситель нагревается, его плотность ρ_1 снижается и требуется более высокое давление p , чтобы обеспечить один и тот же расход

($m_{12} = \text{const}$) менее плотного газа через трубу постоянного сечения ($f = \text{const}$) (рис.2-4);

- несущий газ нагревается, то по закону обращения воздействия дозвуковой поток (наш случай) в трубе постоянного сечения при $m_{12} = \text{const}$ только ускоряется (рис.2,3);

- по длине трубы расход m_{12} на трех уровнях уменьшается, то из уравнения неразрывности для газозвеси следует, что скорость потока газозвеси по длине l трубы фурмы должна снижаться (рис.2,3), а не возрастать, как было до первого уровня вывода расхода;

- диаметр δ порошка возрастает, то поток ускоряется из-за снижения количества частиц в газозвеси (рис.6), что очевидно.

Тестовый анализ показал, что полученные закономерности газодисперсного течения в торкрет-фурме полностью соответствуют хорошо изученным законам движения газопорошковых потоков в трубах, а результаты приведенных исследований являются представительными.

Выводы

1. Численные исследования течения газозвеси в торкрет-фурме с использованием дифференциальных и алгебраических уравнений позволили получить распределения параметров газодисперсного потока – давления p , скорости w_{12} , плотности ρ_{12} , объемной доли твердой фазы ε_2 - в любом произвольном сечении торкрет-фурмы с учетом нескольких уровней вывода торкрет-масс.

2. Используемые уравнения движения и энергии обладают высокой информативностью – помогают учесть пороговый характер как течения газозвеси, так и теплообмена на нескольких горизонтах фурмы с переменным расходом.

3. Если корпус торкрет-фурмы выполняет роль теплообменника, то существенно возрастает энергетический потенциал газопорошкового потока перед сопловым блоком торкрет-фурмы, улучшаются аэродинамические характеристики торкрет-факела.

Литература

1. Сигарев Е. Н. Численное исследование термо-газодинамических особенностей торкретирования футеровки конвертера/ Е. Н.Сигарев, А. Г.Чернятевич, Е.А. Чубина // Известия вузов. Черная металлургия. - 2007. - 2. - с. 17-24.
2. Волошин А. И. Механика пневмотранспортирования сыпучих материалов/ А. И.Волошин, Б. В. Пономарев // Киев.: - Наукова думка, 2001. - 521 с.
3. Сигарев Е. Н. Разработка фурменных устройств в технологии газопорошкового ошлакования футеровки 160-т конвертеров ОАО "АрселорМиттал Кривой Рог"/ Е. Н.

Сигарев, А. Г. Чернятевич, Е. А. Чубина и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2010. - 7. - с. 134. - 137.

4. Теория и практика факельного торкретирования футеровки 160-т кислородных конвертеров/ П. С. Харлашин, А. А. Ларионов, А. К. Харин, Н. О. Чемерис // Новые огнеупоры. - 2010. - 7. - с. 5-7.

5. Михаелидис Е. Е. Движение частиц в газовом потоке. Средние скорости и потери давления // Теоретические основы инженерных расчетов. - 1988. - 1. - с. 276. - 288.

УДК 664.2.032.1

ОСОБЕННОСТИ СЖИГАНИЯ ВОДОМАЗУТНЫХ ЭМУЛЬСИЙ

Ю. Н. Хмарук

Днепродзержинский металлургический колледж

У роботі наводяться експериментальні дані про вплив різних факторів на процеси формування складу продуктів згоряння водомазутного емульгованого палива. Запропоновано методику й математичну модель, що дозволяє прогнозувати кількість NO_x у відпрацьованих газах

В работе приводятся экспериментальные данные о влиянии различных факторов на процессы формирования состава продуктов сгорания водомазутного эмульгированного топлива. Предложена методика и математическая модель, позволяющая прогнозировать количество NO_x в отработанных газах

In work the experimental data about influence of the various factors on processes of formation of structure of products of combustion water black oil of fuel are resulted. The technique and mathematical model allowing to predict the quantity NO_x in fulfilled gases is offered

Введение

Понятие экологизации технологий производства состоит в проведении мероприятий, направленных на предотвращение отрицательного воздействия производственных процессов на окружающую среду. В отношении применения жидких топлив, являющихся основными составляющими в балансе потребления при производстве энергии, экологизация означает предотвращение выбросов в атмосферу образующихся при сжигании различных вредных веществ, а также предотвращение загрязнения гидросферы и литосферы сточными водами, содержащими нефтепродукты.

В настоящее время природоохранные мероприятия, проводимые на действующих ТЭС и котельных, направлены на снижение выбросов оксидов азота, оксида углерода, а также оксидов серы. Многие широко применяемые сейчас методы организации процесса сжигания топлив преследуют цель подавления образования NO_x : ступенчатое сжигание,

рециркуляция дымовых газов, сжигание топлива при пониженных избытках воздуха.

Выполненные нами исследования показывают, что одной из таких технологий для теплоэнергетики, направленной на защиту атмосферного воздуха от выбросов различных ингредиентов NO_x , CO , сажи, многоядерных углеводородов и других вредных веществ является сжигание мазута в виде водомазутных эмульсий (ВМЭ).

Постановка задач исследования

Методы сжигания водомазутной эмульсии широко известны. В исследованиях, посвященных этому вопросу [1...4], установлено, что для достижения поставленной задачи ВМЭ должна быть приготовлена в виде однородной смеси мазута и добавляемой влаги по типу "вода-масло", в которой вода как дисперсная фаза в виде частиц диаметром несколько микрометров находится внутри топливной оболочки. Повышенная эффективность процесса горения эмульсии (даже при предельно низких избытках воздуха) обусловлена микровзрывом ее капель вследствие различия температур кипения воды и мазута. При дополнительном дроблении капель эмульсии достигается ускорение их испарения и улучшается процесс перемешивания топлива с воздухом, в результате чего с учетом наличия в зоне горения продуктов диссоциации воды процесс сгорания мазута существенно интенсифицируется. Эти особенности сжигания водотопливной эмульсии в литературных источниках представлены только качественно. Поэтому целью данной работы является поиск функциональной взаимосвязи влияния различных факторов и параметров эмульсии на количество NO_x в отработанных газах.

Методика проведения экспериментов

С помощью физико-химических методов анализа продуктов сгорания топлива можно определить их количественный состав. Для реализации этой методики измерения используют прибор «Газохром 3201», который фиксирует в отработанных газах наличие NO_x , CH_4 , CO , CO_2 и т.п.

Обработку полученных данных по содержанию NO_x в продуктах сгорания водо-мазутной эмульсии с добавками дизельного топлива производили с использованием методов планирования экспериментов. Принимаем, что NO_x определяется отношением содержания мазута к содержанию воды, содержанием дизельного топлива, выдержкой эмульсии и коэффициентом избытка воздуха. Условия экспериментов представлены в таблице 1.

Таблица 1 Условия экспериментов

Фактор	Код	Уровни варьирования					Интервал варьирования, Δ
		-1,414	1	0	1	+1,414	
Отношение содержания мазута к содержанию воды, %	X_1	0.6	0.7	0.8	0.9	1.0	0.1
Содержание дизельного топлива, %	X_2	0	5	15	25	30	10
Выдержка эмульсии, час	X_3	0	1	6	11	12	5
Коэффициент избытка воздуха	X_4	1	1.1	1.25	1.4	1.5	0.15

В качестве зависимой переменной Y рассматривали содержание NO_x в продуктах сгорания. Для исключения систематической ошибки устанавливали случайный порядок постановки опытов во времени.

Для описания многофакторной зависимости выбран ортогональный многокомпозиционный план 2^4 и квадратичная модель. Математико-статистическую обработку экспериментов производили по принятой методике [5]. Проверку воспроизводимости опытов проводили по критерию Кохрена. Значимость полученных коэффициентов уравнения регрессии определяли критерием Стьюдента. Адекватность полученной математической модели оценивали с помощью F –критерия Фишера. После обработки результатов экспериментов получено уравнение регрессии для вычисления параметра оптимизации с точностью до 0.7%.

$$Y = 1.387 - 3.6 \cdot 10^{-2} X_1 + 4.08 \cdot 10^{-2} X_4 + 8.54 \cdot 10^{-3} X_3^2 - 2.187 \cdot 10^{-2} X_1 \cdot X_2 - 0.0194 X_1 \cdot X_3 - 2.187 \cdot 10^{-2} X_1 \cdot X_4 + 0.0118 X_2 \cdot X_4 \quad (1)$$

Влияние исследуемых факторов показано на диаграмме (рис. 1).

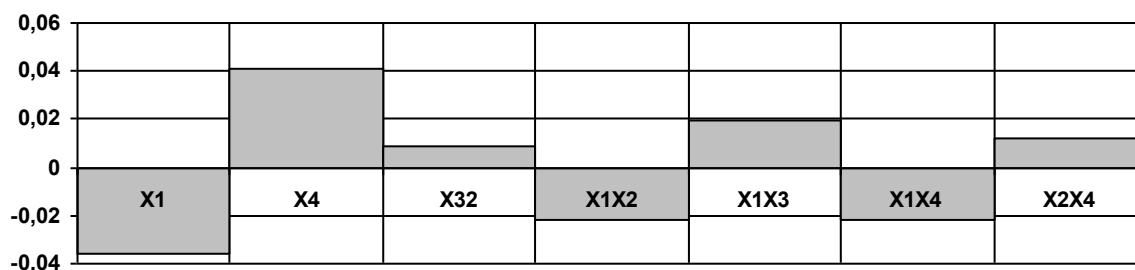


Рис. 1 Диаграмма значимости факторов модели

Результаты исследований

Анализ полученных результатов показывает, что наибольшее влияние на содержание NO_x в продуктах сгорания оказывает отношение содержания мазута к содержанию воды (X_1), причем это влияние проявляется и во взаимодействии с X_2 (содержание дизельного топлива) и X_4 (коэффициент избытка воздуха).

Очевидно, что с увеличением количества воды в соотношении C_m/C_v содержание NO_x в продуктах сгорания уменьшается. Сравнительный анализ процесса горения мазута и водо-мазутной эмульсии показал, что диспергированная влага оказывает как физическое, так и химическое воздействие на топочные процессы. Физическое воздействие заключается в явлении микровзрывов мельчайших капелек воды, находящихся внутри топливной оболочки. При этом происходит дополнительное перемешивание топлива с воздухом. Диссоциация водяных паров, высвободившихся в результате микровзрывов, приводит к увеличению концентрации активных центров реакции. Значительные концентрации гидроксильного радикала увеличивает скорость выгорания окиси углерода. Дополнительно улучшает выгорание водо-мазутной эмульсии реакция водяного пара- реакция между паром и раскаленным углеродом. Улучшение перемешивания частиц топлива и воздуха за счет «микровзрывов» позволяет снизить избыток воздуха до критического значения и таким образом повысить КПД котла (рисунок 2) [6].

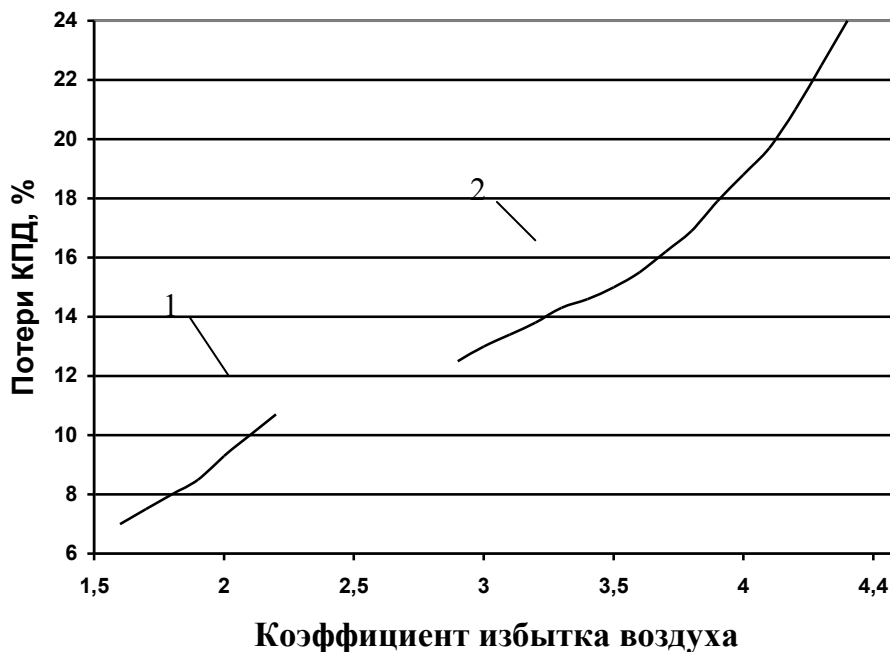


Рис. 2 Зависимость потерь КПД от коэффициента избытка воздуха:
1- работа на водомазутной эмульсии, 2 - работа на мазуте

Сжигание эмульсий приводит к уменьшению количества окислов азота в продуктах сгорания, так как снижается температура пламени. Кроме того, увеличение количества активных центров реакции активизирует горение и соответственно снижает концентрацию атомарного кислорода. В результате этого снижается скорость окисления азота.

Что касается влияния фактора X_4 -коэффициента избытка воздуха, отметим следующее. По степени влияния на Y он доминирует и проявляется прямопропорциональная зависимость. В работе экспериментально установлено, что она имеет экстремальный характер (рисунок 3). Увеличение выхода NO_x до критического значения объясняется повышением концентрации свободного кислорода. При дальнейшем повышении α на выход NO_x оказывает влияние температура горения. При изменении α изменяется также и теоретическая температура горения. При постоянной температуре с увеличением α выход NO увеличивается.

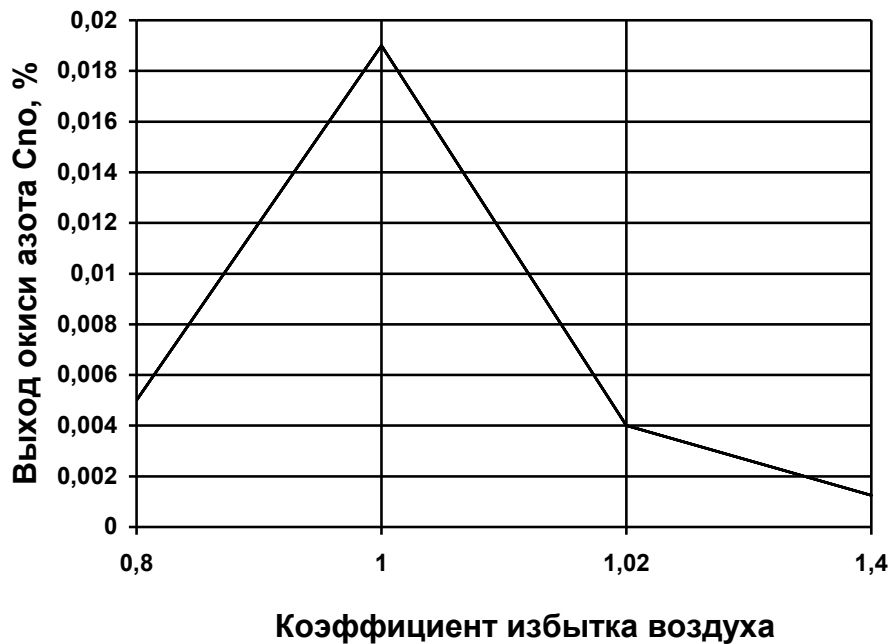


Рис. 3 Выход окислов азота в зависимости от коэффициента избытка воздуха

Зависимость Y от выдержки эмульсии X_3 имеет нелинейный характер, обусловленный скорее всего кинетикой коагуляции частиц дискретной фазы. Но нами установлено, что при значительной устойчивости ВМЭ это влияние практически не значимо.

В эффектах взаимодействий проявляется влияние доминирующего фактора. Исключение составляет $X_1 \cdot X_4$. Видимо увеличение концентрации

воды в ЭТС способствует образованию дополнительного атомарного кислорода в реакции горения при диссоциации воды или снижению температуры. В результате чего уменьшается и выход окислов азота. Таким образом, чем большие значения принимает соотношение $X_1 \cdot X_4$, тем меньше Y .

Выводы

1. Сжигание ВМЭ приводит к интенсификации выгорания топлива, уменьшению длины факела и увеличению надежности работы пароперегревателя. Температура уходящих газов при переходе на ВМЭ практически не изменилась. Расчетные оценки [9] показали, что экономические показатели работы котла для традиционного и рекомендуемого вариантов практически одинаковы.

2. Следует особо подчеркнуть, что высокий уровень влажности ВМЭ целесообразно устанавливать только в целях огневого обезвреживания большего количества сточных вод. Если такой необходимости нет, то для значительного снижения газообразных вредных выбросов вполне достаточно поддерживать соотношение объемов воды и топлива на уровне 3-5% при соответствующей организации процесса сжигания топлива. В этом случае увеличение потери теплоты с уходящими газами (из-за испарения добавляемой влаги) незначительно и вполне компенсируется интенсификацией процесса сжигания топлива и возможностью перехода на более, низкие значения коэффициента избытка воздуха.

3. При соблюдении описанных выше условий увеличения интенсивности низкотемпературной коррозии не наблюдается.

Все эти выводы верны в условиях проведения эксперимента.

Литература

1. Иванов В. М. Топливные эмульсии. М.: изд-во Академии наук СССР. 1962.
2. Акчурина Р. Ю., Балахничев Н. А. Подготовка мазута к сжиганию в кавитационном реакторе // Энергетик. 1986. №9. С. 8-9.
3. Попов А. И., Голубь Н. В., Ерофеева В., Харитонов А. К., Щупарский А. И. Уменьшение вредных выбросов при сжигании водомазутной эмульсии — Энергетик. 1983. №2. С. 11-14.
4. Кормилицын В. И., Лысков М. Г., Третьяков Ю. М. Экономичность работы парового котла при управлении процессом сжигания топлива вводом влаги в зону горения // Теплоэнергетика. 1988. № 8. С. 13-15.
5. Адлер Ю. П., Маркова Е. В., Грановский Ю. В. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий. — 2-е изд., перераб. и доп. — М.: Наука, 1976. — 279с.
6. Хзмалян Д. М., Каган Я. А. Теория горения и топочные устройства. Под ред. Д. М. Хзмаляна. Учеб. Пособие для студентов высш. учеб. заведений. М.: Энергия, 1976. — 488 с.

УДК 662.749.2

ПОКАЗНИКИ ЯКОСТІ ДОМЕННОГО КОКСУ

О. В. Хромоногіх, В. М. Рибак, Р. О. Лисюк, І. Г. Куцик

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив основних параметрів доменного коксу на техніко-економічні показники доменної плавки та якість чавуну. Розглянуто методи оцінки якості доменного коксу та надано рекомендації щодо вибору оптимальних методів

Рассмотрено влияние основных параметров доменного кокса на технико-экономические показатели доменной плавки и качество чугуна. Рассмотрены методы оценки качества доменного кокса и предложены рекомендации по выбору оптимальных методов

The influence of the main parameters of coke on the technical and economic performance and quality of blast furnace iron. Methods for assessing the quality of coke and recommendations on the choice of optimal methods

Вступ

Найбільша кількість коксу, що виготовляється в світі, використовується в доменному виробництві.

Сучасний доменний процес характеризується високою інтенсивністю, яка досягається за рахунок попередньої підготовки залізомісткої частини шихти (використання офлюсованого агломерату і окатишів), високої температури дуття (до 1000 °С і вище), використання природного газу та інше. Це знижує витрати коксу на тонну чавуну, але до якості коксу вимоги стають все більш жорсткими [1].

Крупність і механічна міцність коксу відображає вплив усіх генетичних і технологічних факторів його виробництва: склад і властивості вугільних шахт, їх підготовки, умов коксування, тушіння і сортування. Вони визначають роботу доменних печей, а також інших споживачів, і тому являються найбільш важливими показниками якості коксу [2]. Для їх оцінювання у поставника і споживача обрані і використовуються наступні показники: зольність, вологість, гранулометричний склад, механічна міцність та реакційна здатність.

Позакамерні процеси можуть впливати на кожну із наведених властивостей якості коксу [3].

Гранулометричний склад коксу

Для забезпечення найкращих умов нагріву і протікання хімічних реакцій, необхідно забезпечити однаковий контакт речовин, що реагують, на кожній ділянці будь-якого перетину доменної печі. Ця вимога виконується не тільки за рахунок рівномірного розподілу плавильних матеріалів по перетину печі, але й за рахунок рівномірної їх газопроникності. Якщо газопроникність на якомусь рівні буде по перетину різною, гази будуть проходити через канали з меншим опором, що несприятливо вплине на процес.

В доменній печі об'єм коксу за останній час суттєво знизився, але якщо врахувати те, що плавильні матеріали до нижніх частин печі підходять у рідкому стані, а кокс є єдиним твердим матеріалом, роль коксу як основного наповнювача і розпушувача стовбура шихтових матеріалів залишається дуже високою.

В результаті вдосконалення підготовки залізорудних матеріалів до доменної плавки значно знижується їх крихкість (сортований агломерат до 10-30 мм, окатиші до 10-15 мм), збільшується міцність і абразивність. Тому актуальне зниження верхньої межі крихкості і збільшення рівномірності гранулометричного складу коксу, що повинно сприяти зниженню його питомих витрат на виплавку чавуну [4].

Кокс, як і раніше, залишається важливим джерелом тепла, відновником і розпушувачем. Але споживання коксу визначається вже не стільки тепловим балансом доменної плавки, скільки необхідністю забезпечити визначену газопроникність стовбура шихтових матеріалів, яка у більшості залежить від крупності і рівномірності шматків коксу. У зв'язку з цим, роль цих характеристик зростає. Гранулометричний склад коксу повинен бути близьким до гранулометричного коксу іншої частини шихти [5].

При русі зверху донизу в доменній печі кокс стирається в результаті тертя шматків. Цьому сприяє потік газів, який насичений пиловидними частками шихтових матеріалів, і який підіймається вгору. Коксовий дріб'язок, який утворюється в результаті стирання, та інші дрібні матеріали зосереджуються в осьовій частині доменної печі, що не дозволяє в цю зону проникати газам. По цій причині небажано руйнування крупних шматків коксу всередині доменної печі, що обов'язково призводить до утворення дріб'язку. Коксовий дріб'язок збільшує в'язкість шлаків, що призводить до появи ряду інших наслідків, які викликають розлад

нормальної роботи печі. Тому велике значення має постачання доменних печей міцним коксом.

Нижню межу крупності коксу на більшості заводів України і Росії приймали 25 або 40 мм (40 мм для крупних доменних печей). В окремих випадках використовували вузькі класи крупності коксу 40-60 мм, 40-80 мм і 25-60 мм, а для невеликих доменних печей – клас крупності 25-40 мм. У всіх випадках збільшення рівномірності гранулометричного складу позитивно впливало на показники доменної плавки [5].

Характеристикою крупності був вміст в коксі шматків розмірами більше 60 мм (% по масі). Особлива увага приділялася на збільшення вмісту коксу класу 60-80 мм у зв'язку зі збільшенням розмірів доменних печей і зниженням витрат коксу на тонну чавуну. Багато спеціалістів України і Росії вважають, що в сучасних умовах доцільно використовувати в доменних печах кокс крупністю 30-60 мм [6].

Можна передбачити, що в перспективі основною вимогою до гранулометричного складу буде вміст в ньому класу 40-60 мм, сукупність механічних властивостей якого в найбільшому ступені відповідає вимогам доменного процесу. В той же час немає достатніх підстав для відмовлення від використання в доменній плавці коксу крупністю 60-80 мм і від сортування товарного коксу крупністю 25-80 мм на вузькі класи 25-40 і 40-80 мм з роздільною їх подачею в доменні печі.

За кордоном для доменної плавки використовують класи коксу більше 40 мм, більше 60 мм і навіть більше 80 мм. В США, наприклад, для доменних печей використовується кокс з розмірами шматків не менше 70 мм. Є дані про використання коксу з крупністю 20-50 мм. В Японії використовують кокс крупністю від 25 мм, але в деякі доменні печі працюють на вузьких класах дрібного коксу (20-40 мм, 25-60 мм, 25-70 мм і навіть 10-40 мм) [7].

Таким чином, гранулометрична характеристика коксу доволі різноманітна. Ймовірно, це пов'язано з умовами технології і специфікою конкретного виробництва. Звідки витікає, що ця характеристика повинна визначатися споживачем, а коксохіміки повинні мати можливість виготовляти кокс з необхідними гранулометричними характеристиками.

Міцність коксу

Міцність коксу визначається ступенем зміни його гранулометричного складу під дією руйнівних зусиль. Розрізняють дробильність шматків (схильність до розділення на більшу кількість шматків менших розмірів) та стиранність (схильність до втрати дріб'язку з поверхні шматків) [8]. У всьому світі широко використовувалися і використовуються методи визначення механічних властивостей коксу по його міцності в холодному

стані (I_{40} , I_{10} , M_{40} , M_{25} , M_{10}). Ці та подібні до них характеристики знаходять по остачі коксу крупності більше 40 або 25 мм, а також кількості дріб'язку менше 10 мм після стандартизованого руйнування в барабані або скидання [9].

Розроблений ще в 1984 році галузевий стандарт містить відповідні залежності питомих витрат коксу й продуктивності доменної печі від показників якості коксу (табл. 1).

Таблиця 1 Зв'язок між якістю коксу і продуктивністю доменної печі

Фактори і одиниці вимірювання	Зниження витрат коксу, %	Продуктивність, %
Підвищення міцності коксу по індексу M_{25} на 1%	0,6	+0,6
Зменшення стираності по індексу M_{10} на 1%	2,8	+2,8
Зниження кількості коксу > 80 мм на 1%	0,2	-

Дослідження, проведені в кінці 1990-х – на початку 2000 року, і використання теорії перетворення гранулометричного складу коксу під впливом навантаження різної інтенсивності (як по величині разових навантажень, так і по їх кількості) дозволили довести можливість перерахунку результатів дослідження в одних умовах на результати дослідження в інших. Запропонована методика такого перерахунку. Одночасно з цим було показано, що доцільно оцінювати кокс по динаміці трансформації гранулометричного складу і запропоновані показники оцінки дробильності і стираності коксу [10].

В останній час отримала поширення оцінка гарячої міцності і хімічної активності коксу. Запропоновані фірмою Nippon Steel Corporation методи визначення реакційної здатності (CRI) і міцності коксу після його високотемпературної взаємодії з CO_2 (CSR) почали використовуватися в багатьох країнах і стали ледь не основними показниками якості коксу. Оптимальні величини складають: $CRI < 32\%$, $CSR > 58\%$. На деяких заводах визначено, що ці показники суттєво впливають на експлуатаційні характеристики доменної печі. При зростанні критерію CSR зменшується руйнування коксу, покращується проникність газів, рідкого шлаку і металу в зоні плавлення печі, підвищується її продуктивність, знижується питомі витрати коксу на виплавку чавуну [11, 12].

Однак наступні дослідження, проведені в різних країнах, поставили під сумнів високу ефективність і доцільність оцінювати якість коксу по цим показникам. В першу чергу це стосується виробництва коксу і вугілля

басейнів колишнього СРСР. Крім цього, встановлений достатньо тісний зв'язок між показниками міцності, які використовувалися раніше, і особливо, реакційної здатності коксу з показниками, які були запропоновані Nippon Steel Corporation, а також взаємозв'язок цих показників між собою [13].

Згідно з прийнятими у Європі стандартами, якість доменного коксу повинна відповідати параметрам, наведеним в табл. 2 [14].

Таблиця 2 Вимоги до якості коксу в Європі

Показник	Значення
Фізичні властивості, %	
CSR (> 10 мм)	> 65
CRI	< 23
I ₄₀ (> 40 мм)	> 57
I ₁₀ (< 10 мм)	< 18
Вологість	
Гранулометричний склад	
< 10 мм	< 3
< 40 мм	< 18
> 80 мм	< 10
> 100 мм	0

В Китаї, самому крупному у світі виробнику коксу, пред'являють вимоги до якості коксу диференційно, в залежності від об'єму доменних печей (табл. 3) [15].

Таблиця 3 Вимоги до якості коксу для доменних печей в Китаї

Показник якості	Об'єм доменної печі, м ³				
	1000	2000	3000	4000	5000
M ₄₀ , %	≥ 78	≥ 82	≥ 84	≥ 85	≥ 86
M ₁₀ , %	≤ 8,0	≤ 7,5	≤ 7,0	≤ 6,5	≤ 6,0
CSR, %	≥ 58	≥ 60	≥ 62	≥ 64	≥ 65
CRI, %	≤ 28	≤ 26	≤ 25	≤ 25	≤ 25
Зольність, %	≤ 13	≤ 13	≤ 12,5	≤ 12	≤ 12
Сірчистість, %	≤ 0,8	≤ 0,7	≤ 0,7	≤ 0,6	≤ 0,6
Клас крупності, мм	75-22	75-22	75-22	75-25	75-30

Також є дані щодо впливу якості коксу на основні характеристики роботи доменних печей (табл. 4). Ці дані можуть бути використані для побудови економічних взаємовідносин між металургами і коксовиками.

Таблиця 4 Вплив якості коксу на роботу доменних печей в Китаї

Зміна якісних характеристик коксу, %	Витрати палива	Вихід чавуну, %
M ₄₀ , +1,0	-5 кг/т	+1,5
M ₁₀ , -0,2	-7,0 %	+4,0
Зольність на суху масу, +1,0	+(1,0-2,0) %	+(2,0-2,5)
Сірчистість на суху масу, +0,1	+(1,5-2,0) %	-(2,0-5,0)
Вологість, +1,0	+(1,1-1,3) %	-5,0
CSR, +1,0	-(5-11) %	-
CRI, + 1,0	+(2-3) %	-
Розмір шматків < 5 мм	+7%	-

Хімічна активність коксу

Роль хімічної активності коксу неоднозначна на різних горизонтах доменної печі. Існувала думка про те, що при більших питомих витратах коксу у фурменій зоні кокс повинен бути більш хімічно активним (швидко згорати біля фурм), визначаючи цим більш швидке опускання шихтових матеріалів і утворення більшої кількості відновлювального газу [16].

Представники компанії Nippon Steel Corporation висунули нову концепцію: робота доменних печей доцільна на високореакційному коксі. Це припущення ґрунтується на підвищенні ефективності хімічних реакцій в доменній печі при зниженні температури теплового резерву [13].

Розміри шматків коксу та їх міцність повинні бути збільшені. Це дозволить зберегти газову проникність стовбура шихтових матеріалів в доменній печі від верхніх до нижніх горизонтів. Запропоновано регулювати реакційну здатність коксу введенням в вугільну шихту кальцію.

Але велике значення повинно приділятися не тільки якісним показникам коксу, але й їх стабільності. Аналіз роботи деяких металургійних заводів показав, що різкі коливання якості коксу протягом доби в більшому ступені знижує продуктивність, аніж стабільне погіршення якості коксу. Постійності показників якості коксу приділяється велика увага в США. Інститут чорної металургії США встановив наступні кількісні залежності між рівнем деяких показників якості коксу і витратами коксу на тонну чавуну (табл. 5) [7].

Спеціалісти, які мають досвід експлуатації доменних печей великих об'ємів, вважають, що сучасна форсована доменна плавка вимагає коксу зниженої реакційної здатності [17]. Справедливо також і те, що чим краще підготовлені плавильні матеріали, тим менше реакційна здатність коксу впливає на його витрати і інтенсивність плавки [18].

Таблиця 5 Вплив індексу стабільності і CSR на питомі витрати коксу

Вплив на роботу	Значення індексу стабільності			Значення CSR, %	
	< 55	55-62	> 62	> 58	< 58
Зміна на 1 % показників якості змінює витрати коксу, кг/т, на	8,0	4,0	2,0	1,5	0,75

Вологість коксу

Абсолютні показники вологості коксу в доменному виробництві практично не мають значення, тому що волога випаровується на колошнику доменної печі. Там бажано знизити температуру. Таким чином, на відновлення рудної частини шихти і утворення продуктів доменної плавки вологість коксу не впливає. Але вміст води в коксі повинен бути постійним, тому що його подають в доменну піч по масі. Так як вимірювання вологості відображаються на вмісті вуглецю в одиниці маси коксу, то коливання її можуть позначитися на тепловому стані доменної печі [19].

Висновки

Якість доменного коксу у великій мірі визначає роботу доменної печі, що впливає як на техніко-економічні показники доменної плавки, так і на якість продукту доменної плавки – чавуну.

Оцінку якості доменного чавуну доцільно проводити по п'яти показникам: гранулометричному складу, міцності, вологості, зольності та хімічній активності.

При виробництві доменного коксу можна в деякій мірі впливати на показники його якості. При цьому значення показників якості доменного коксу необхідно обирати використовуючи параметри доменної печі та умов процесу, в яких кокс буде використовуватися. Параметри якості коксу необхідно закладати ще на етапі його виробництва.

Ще однією необхідною умовою ефективної і правильної роботи сучасних доменних печей є постійність усіх показників якості коксу.

Література

1. Мучник Д. А., Бабанина В. И. Возможности улучшения качества кокса вне печной камеры. – М.: Инфра-Инженерия, 2014. – 368 с.
2. Ганиева Г. Р., Рябиченко А. Д., Никитин Л. Д. и др. Составление шихт для коксования по минеральным составляющим золы и углей // Кокс и химия. – 2003. - № 10. – С. 18-28.
3. Сторовойт А. Г., Пинчук С. И. К вопросу о методах оценки качества кокса // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2003. - № 2. С. 17-20.

4. Мучник Д. А., Гуляев В. М. Производство кокса заданных физико-механических свойств // Кокс и химия. – 2006. – № 7. – С. 12-16.
5. Карунова Е. В., Гюльмалиев А. М., Гагарин С. Г. и др. Формирование гранулометрического состава кокса. Его взаимосвязь с показателями механической прочности // Кокс и химия. – 2006. – № 2. – С. 23-31.
6. Гуляев В. М., Мучник Д. А. Возможная точность прогноза качества механически обработанного кокса // Кокс и химия. – 2005. – № 6. – С. 29-32.
7. Ухмылова Г. С. Требования к качеству кокса в Северной Америке (по материалам 4-го Европейского конгресса по коксохимическому и доменному производствам) // Кокс и химия. – 2001. – № 6. – С. 28-29.
8. Морозов О. С., Мурят С. Г., Зотов А. Н. и др. Зависимость «холодной» прочности кокса от показателей CSR и CRI // Кокс и химия. – 2003. – № 1. С. 20-21.
9. Мучник Д. А. Свойства и управление прочностью кокса различных классов крупности // Кокс и химия. – 2008. № 6. – С. 15-21.
10. Венц В. А., Черемискина А. Н., Киселева Н. И. и др. Исследование зависимости параметров прочности металлургического кокса от его гранулометрического состава // Кокс и химия. – 2010. – № 11. С. 12-17.
11. Ухмылова Г. С. Влияние качества сырьевых материалов и эксплуатационных параметров коксовых печей на показатели качества CSR и CRI // Новости черной металлургии России и зарубежных стран. – 1988. – № 1. – С. 103-110.
12. Степанов Ю. В., Кошкарров Д. А. О крупности и массе пробы для определения показателей CRI и CSR // Кокс и химия. – 2010. – № 7. – С. 28-31.
13. Каргопольцев В. П. О методе фирмы «Ниппон Стил Корпорейшн» - определение прочности кокса после газификации и индекса реакционной способности кокса // Кокс и химия. – 2004. – № 10. – С. 11-15.
14. Ухмылова Г. С. Требования европейских доменщиков к качеству кокса // Кокс и химия. – 2001. – № 4. – С. 24-26.
15. Ухмылова Г. С. Состояние и перспективы развития коксохимической промышленности Китая // Новости черной металлургии за рубежом («Коксохимическое производство»). – 2003. – № 1. – С. 3-40.
16. Ганиева Г. Р., Наймарк М. М., Завалишин Д. А. Марочный состав угольной шихты. Его влияние на реакционную способность доменного кокса // Кокс и химия. – 2005. – № 11. – С. 10-12.
17. Коновалова Ю. В., Афанасьев А. С., Султангузин И. А. и др. Реакционная способность и прочность доменного кокса коксохимического производства «ОАО «Северсталь» // Кокс и химия. – 2003. – № 1. – С. 15-20.
18. Гайниева Г. Р., Чуднова Н. Т., Бызова В. И. и др. Комплексная оценка свойств доменного кокса // Кокс и химия. – 2002. – № 6. С. 10-12.
19. Гуляев В. М., Мучник Д. А. Прогноз качества скипового кокса и потерь от измельчения // Кокс и химия. – 2005. – № 2. С. 7-16.

УДК 669.162.2:541.454

РАСПРЕДЕЛЕНИЕ, ЦИРКУЛЯЦИЯ И БАЛАНС K_2O И Na_2O В ДОМЕННОЙ ПЕЧИ

Н. А. Циватая, Д. Н. Тогобицкая, А. И. Белькова, Н. Е. Ходотова

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины

Виконано аналіз та узагальнення накопичених до теперішнього часу дослідних і промислових даних про вплив лугів на фізико-хімічні процеси, що протікають в доменній печі, яка працює на шихті з підвищеним їх вмістом. Проведено аналіз балансів лугів для доменної печі, об'ємом 2000м^3 і виявлено вплив технологічних параметрів доменної плавки на вихід лугів з доменним шлаком

Выполнен анализ и обобщение накопленных к настоящему времени исследовательских и промышленных данных о воздействии щелочей на физико-химические процессы протекающие в доменной печи, работающей на шихте с повышенным их содержанием. Проведен анализ балансов щелочей для доменной печи, объемом 2000м^3 и выявлено влияние технологических параметров доменной плавки на выход щелочей с доменным шлаком

The analysis and generalization of accumulated by now research and industrial data on the effects of alkalis on the physical-chemical processes occurring in the blast furnace operating on charge materials with high their content is performed. The analysis of the balance of alkalis for blast furnace volume 2000м^3 is fulfilled and the effect of technological parameters of on the output of alkalis of blast furnace with a blast furnace slag are revealed

Вступление

Рост производительности доменных печей и снижение расхода кокса сдерживается уровнем подготовки железорудных материалов к плавке и ухудшением качества кокса, усугубляемым негативным влиянием щелочей. Реализация путей ослабления такого воздействия является дополнительным резервом повышения экономичности выплавки чугуна.

Изменение свойств железосодержащих шихтовых материалов под воздействием щелочей оказывает отрицательное влияние на ход доменной плавки. К таким изменениям относятся разрушение, т.е. образование мелочи при высоких температурах, разбухание, преждевременное

размягчение и образование тестовидной фазы. Эти изменения могут проходить в широком диапазоне температур и распространяться на значительные области печи. Следствием этого является расширение температурных диапазонов жидкообразования, изменения соотношения в протяженностях зон существования материалов в твердом, размягченном и капельножидком состоянии. В результате этого заметно отклоняется от рационального распределение газов по сечению печи, возрастает сопротивление его движению (нижний перепад), нарушается теплообмен в зоне формирования расплавов, возрастает колеблемость состава продуктов плавки, снижается ровность хода печи и ее экономичность.

Существующая технология подготовки сырья и топлива к доменной плавке пока не позволяет заметно снизить в них содержание щелочей. Поэтому остается единственный путь – технологические приемы борьбы со щелочами в доменной печи, реализация которых возможна лишь на основе установленных зависимостей между характером удаления щелочей из печи и параметрами плавки (тепловое состояние, интенсивность, шлаковый режим) в количественной форме.

Доменный шлак является основным носителем щелочей, удаляемых из доменной печи. Химический состав и количество шлака определяют его поглотительную способность в отношении щелочей. Количество щелочей, удаляемых со шлаком, обусловлено его основностью, содержанием в нем магнезии и собственно выходом шлака.

Анализ литературных источников свидетельствует о необходимости проведения более детальных исследований по выявлению закономерностей поведения щелочей при изменении состава и свойств шлака, как главного фактора удаления их из печи.

Получение данных о долевом участии отдельных компонентов минеральной шихты и дутьевого режима на разных этапах процесса агрегатного превращения материалов в доменной печи позволит рассмотреть качественную и количественную стороны процессов адсорбции и десорбции щелочных оксидов, а также произвести анализ их влияния на ход процесса шлакообразования. В связи с этим актуальной остается организация контроля полного химического состава всех материалов аглодоменного производства от шихтовых компонентов до продуктов доменной плавки.

Постановка задач исследования

Установлено [1,2], что поступление щелочей в печь свыше допустимой нагрузки приводит к накоплению в объеме печи разновидностей их летучих соединений (пара К и Na, цианидов и др.), существенно ухудшающих условия плавки, вызывая расстройства

газодинамического и теплового состояния печей, снижая форсировку их хода из-за усиления процесса разрушения кокса и растягивания по высоте зоны вязкопластичного состояния, что ухудшает качество чугуна и общие технико-экономические показатели.

Зарубежные и отечественные исследования свидетельствуют, что каждый 1 кг щелочей на тонну чугуна, оставшийся циркулировать в печи, обуславливает перерасход кокса в среднем до 33 кг/т [1,2]. В то же время, каждый выведенный из оборота в печи 1 кг/т чугуна щелочей вызывает экономию кокса до 12 кг/т чугуна.

Каждый час из шихты доменной печи в восходящие газы выделяются сотни килограмм щелочей. Часть из них насыщает футеровку, что в значительной степени изменяет физико-химические свойства и фазовый состав огнеупоров. Щелочные соединения (окислы, карбонаты, хлориды, сульфаты, сульфиты и др.) с 800°C начинают реагировать в газообразном состоянии с алюмосиликатными огнеупорами с образованием щелочных алюмосиликатов [3,10].

По мере опускания шихтовых материалов в горячую зону доменной печи происходит восстановление и испарение щелочных соединений, и этот цикл повторяется неоднократно. В результате этого повторяющегося неоднократно цикла происходит накопление определенного количества щелочей в доменной печи до того момента, когда накопленное количество щелочей будет приводить к существенному изменению физической структуры шихты и очень низкому неэффективному уровню производства [4].

Кокс является одним из «материалов – накопителей щелочей» (например, одно из соединений C_8K содержит 29%K), однако распределение парциального давления щелочей в доменной печи зависит во многом от количества цианидов и силикатов. Промежуточные включения (например, C_8K , $C_{24}K$ и т.д.), которые образуются в результате реакции между парами щелочей и коксом, являются химически стабильными при низких температурах. Модель внутренних контуров циркуляции щелочей по данным [5] показана на рисунке 1. Циркуляция силикатов происходит между жидким шлаком и зоной размягчения шихтовых материалов. По мере повышения основности шлака кремнезем силикатов щелочных металлов усиленно отнимается основаниями, содержащимися в шлаке, так что в области шлакообразования выделяются щелочи, которые затем вновь поглощаются в зоне размягчения шихтовых материалов.

Способность доменной печи принимать щелочи в виде цианидов и карбонатов теоретически очень высока. Эти соединения в

конденсированной форме обладают в определенных зонах доменной печи достаточно большой химической стабильностью.

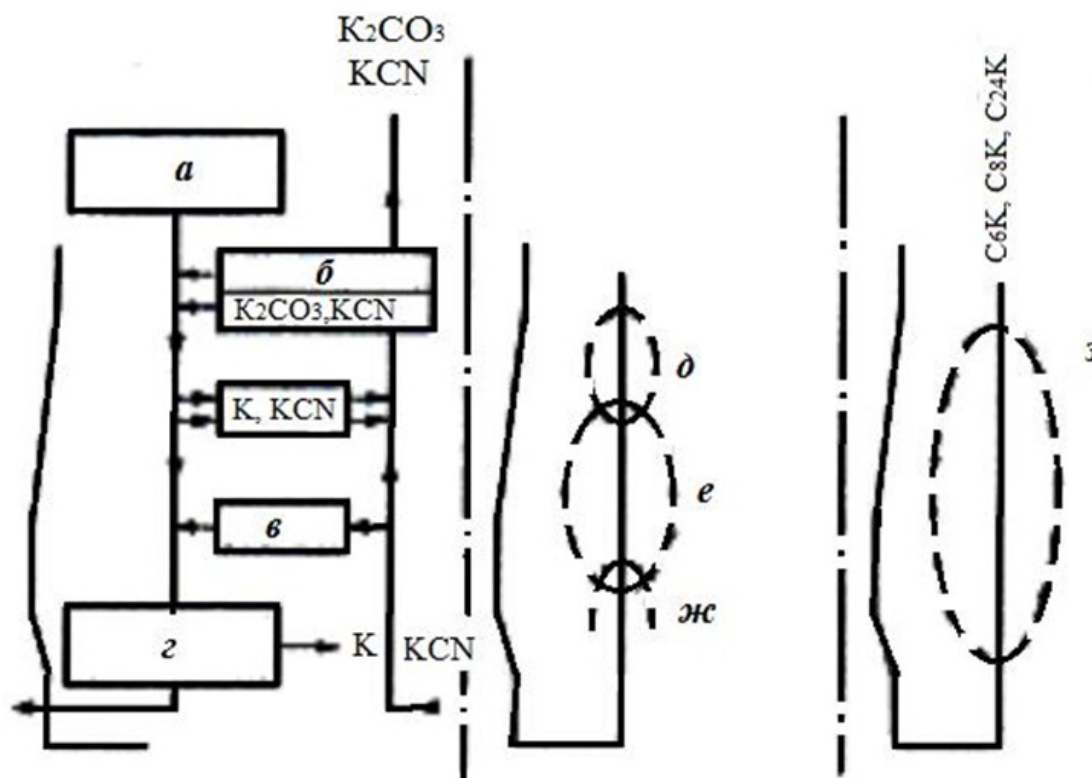
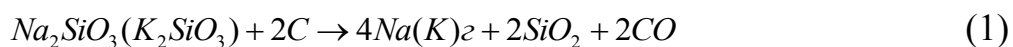
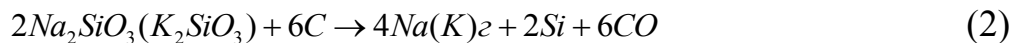


Рис. 1 Модель внутреннего контура циркуляции щелочей:
 а – сложные силикаты, б – конденсация, в – силикаты, г – газация силикатов, д – циркуляция карбонатов, е – циркуляция цианидов, ж – циркуляция силикатов, з – циркуляция калия с соединениями типа C_6K , C_8K , $C_{24}K$ и т.д., а также паров калия

Самые благоприятные условия восстановления оксидов, галогенных соединений или силикатов щелочей в металлическую форму отмечаются в зоне заплечиков и горна [6]. Щелочные силикаты можно восстанавливать при помощи углерода в высокотемпературной зоне в парообразную фазу металла с щелочью и кремнезем или кремний. В низкотемпературной зоне предварительного восстановления восстановление силикатов не происходит.

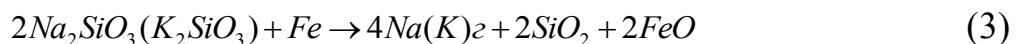
Восстановление щелочных силикатов углеродом происходит согласно следующим реакциям:





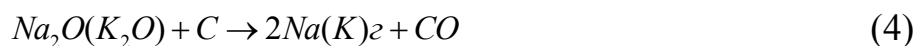
Прохождение этих реакций зависит от парциального давления окиси углерода и температуры. Реакция восстановления силиката натрия твердым углеродом протекает при температуре 1550 °С, а силиката калия при температуре 1700 °С.

Кроме этого восстановление щелочных силикатов может также осуществляться в зоне высоких температур при помощи восстановленного металлического железа согласно следующей реакции:

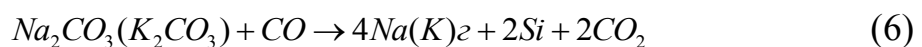


Пары щелочей, образующиеся в результате реакций (1-3), уносятся в верхнюю часть доменной печи газовым потоком.

Необходимо также отметить, что восстановление щелочных оксидов может осуществляться в температурном диапазоне 815-1100 °С под воздействием твердого углерода или газообразной окиси углерода согласно следующих реакций:



Щелочные карбонаты не восстанавливаются углеродом в доменной печи при атмосферном давлении и не образуют парообразные щелочи при температуре ниже 1200 °С. В низкотемпературных зонах шахты печи может происходить восстановление щелочных карбонатов при помощи СО согласно следующей реакции:



Согласно вышеуказанным реакциям происходит восстановление натрия и калия в паровой фазе вследствие их низких температур плавления, которые соответственно составляют 890 и 766°С [6]. Вследствие высокой активности углерода и азота при высоких температурах образуется также определенное количество цианидов вне фурменной зоны окисления.

Образовавшиеся цианиды отличаются стабильностью в условиях доменной печи и их состояние зависит от температуры окружающей среды. Цианид калия расплавляется при температуре 622°С, его точка

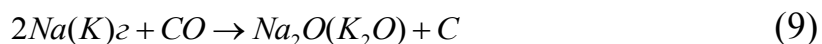
кипения составляет 1625 °С. Цианид натрия плавится при температуре 562 °С и кипит при температуре 1530 °С. Таким образом, щелочные цианиды имеют жидкую фазу в нижних зонах шахты и заплечиков доменной печи и газообразную фазу в фурменной зоне и горне.

Газы, покидающие зону горна, содержат небольшое количество цианидов (KCN и NaCN) вместе со свободными парообразными калием и натрием. Большинство цианидов находится в сжиженном виде. Определенное количество паров цианида проникает в футеровку шахты печи перед конденсацией. Цианиды калия и натрия, а также пары металла в зоне шахты печи окислены в достаточной степени и образуют более стабильные карбонаты согласно следующим реакциям:



Щелочные карбонаты могут также образовываться в результате реакции между оксидами углерода и двуокисью углерода.

При перемещении паров щелочей в верхние зоны через шахту снижается температура газов и происходит окисление газа по отношению к парообразной металлической фазе. Происходит обратное превращение паров в очень мелкие твердые частицы щелочных оксидов согласно следующей реакции [6]:



Эти мелкие частицы прилипают к более холодным частям внутренней поверхности стенок, что приводит к образованию настывей. Образование настывей также происходит за счет щелочных цианидов, которые имеют жидкую фазу при температуре выше 562 °С, это приводит к накоплению мелких частиц руды и кокса и образованию настывей.

С другой стороны некоторые частицы Na₂O и K₂O налипают на холодные куски железной руды. При повышении температуры этих кусков железной руды при их опускании вниз пары окислов вступают с ними в реакцию. В результате чего образуются такие соединения, как (K₂O)2×Fe₂O₃, (K₂O)4×Fe₂O₃ и K₂FeO₂. Подобные соединения образует также натрий. Реакция K₂O с окисью железа приводит к разбуханию и растрескиванию кусков при их восстановлении окисью водорода. В результате этой реакции происходит также понижение температуры плавления кусков железной руды и снижение проницаемости, а также

возникают проблемы, связанные с зависанием и образованием каналов в столбе материалов

Влияние щелочей на разрушение рудных материалов в литературе описано противоречиво. Оно однозначно оценивается как отрицательное, если калий и натрий находятся в железорудных материалах до их окускования. В этом случае щелочи вызывают сильное разбухание и распад окатышей. В случае проплавки окатышей, содержащих мало пустой породы, которые после обжига были пропитаны щелочами, разбухание достигало несколько сот процентов. Некоторые авторы утверждают, что, напротив, щелочи, испарившиеся на окатышах или содержащиеся в них в растворенном состоянии, улучшали восстановимость и не вызывали повышенного разрушения окатышей [9].

Влияние щелочей на снижение температуры плавления рудных материалов шихты нельзя оценить однозначно. В результате снижения температуры плавления можно повысить количество жидкой фазы и тем самым увеличить производительность [9]. Однако эти воздействия в большей степени зависят от режима эксплуатации доменной печи и газопроницаемости.

Успешная эффективная работа доменных печей возможна только на качественном кусковом сырье, позволяющем создавать в слое восстанавливаемой шихты определенные газодинамические условия. Однако постепенное истощение месторождений, обеспечивающих металлургическое производство богатыми кусковыми рудами, заставляет обращать внимание на рудные материалы, считающиеся некондиционными именно из-за своей мелкодисперсности и низкой механической прочности.

В работе [7] выполнена оценка уровня подготовки шихтовых материалов к доменной плавке и сделан вывод, что в Украине сегодня качество сырья хуже, чем на зарубежных печах, но эффективность доменной плавки может быть существенно увеличена, если качество сырья будет соответствовать следующим требованиям по железорудным материалам: содержание кремния $< 3\%$; содержание железа $> 56\%$; содержание серы $< 0,3$; содержание фосфора $< 0,7$; по коксу: CSR $> 60\%$, CRI $< 30\%$, I40(500 об) $> 50\%$, I10 $< 19\%$, M40 $> 82,5\%$, M10 $< 8\%$, зольность $< 10,0\%$, сернистость $< 0,75\%$, летучие $< 1,0\%$, влажность $< 5,0\%$, щелочи $< 0,3\%$. Работа доменных печей на таком сырье позволяет при существующей технологии плавки уменьшить расход кокса на 30-50 кг/т или использовать до 200 кг/т чугуна угольной пыли и получить удельный расход кокса < 350 кг/т чугуна.

Специалистами НЛМК и Криворожского металлургического комбината были рассмотрены шлаковый и тепловой режимы плавки,

газодинамический режим и приход щелочей в качестве факторов, влияющих на вынос щелочей из доменной печи [8].

Шлаковый режим, который при относительно стабильном сырье определяется главным образом основностью, в значительной мере связан с нагревом горна. Чем выше содержание кремния в чугунах, тем меньше SiO_2 в шлаке и больше отношение CaO/SiO_2 . Повышение основности шлака приводит к уменьшению содержания $\text{Na}_2\text{O} + \text{K}_2\text{O}$ в выпускаемом шлаке, увеличению количества щелочных соединений в циркуляционном контуре и невязки баланса.

Авторами [8] отмечено, что одновременно с повышением нагрева печей и ростом основности шлака происходит увеличение массы щелочных соединений, удаляемых с газом и колошниковой пылью, так как в доменных печах действует саморегулирующийся контур щелочных соединений.

Характер поведения щелочных соединений в доменной печи во многом, если не в основном, определяется ее тепловым состоянием. Сравнительно низкие температуры кипения и парообразования щелочных соединений (700—1200 °C) обуславливают их высокую активность в ходе доменной плавки. С другой стороны, активизировать процесс удаления щелочей со шлаком можно за счет снижения их газификации в горне доменной печи. Добиваются этого снижением физического и химического нагрева горна, критерием которого может служить теоретическая температура горения. Чаще всего она является комплексным показателем, отражающим тепловое состояние горна, а, следовательно, и всей доменной печи в целом. Исследованиями [8] установлено, что увеличение температуры горения от 2100 до 2400 °C приводит к снижению содержания щелочей в конечном шлаке на 0,25 %.

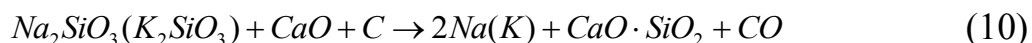
Газодинамический режим доменной плавки в значительной мере подвержен влиянию щелочей. Это объясняется склеивающей способностью щелочных элементов, проявляющихся в зоне первичного шлакообразования и выше нее, а также разрушающим действием на агломерат, окатыши и кокс. Главную роль в этом процессе играют щелочи, циркулирующие в объеме печи. Они трудноудаляемы и непрерывно пополняются за счет щелочей золы кокса (возгонка в фурменной зоне при высоких температурах). Качество кокса, его прочность в этом аспекте приобретают особо важное значение.

Вынос щелочей с колошниковым газом в результате сильного осевого хода печи с повышенными скоростями и температурами газа [9] приводит к необходимости (при использовании доменного газа на газопаротурбинных электростанциях) дорогостоящего фильтрования, а в следствие образования NO_x при сгорании выносимых с колошниковым

газом цианидов щелочей ведет к повышенному загрязнению окружающей среды. Повышение выноса щелочей через колошник ведет к образованию внепечной циркуляции щелочей. Колошниковая пыль попадает на аглофабрику и снова возвращается в печь.

Возможность удаления щелочей из печи со шлаком обеспечивается при их достижении нижней части печи. Это достигается путем загрузки менее основной шихты и тем самым работы шахты с более пониженной основностью шлака. Щелочи уже на ранних стадиях связываются в стабильные силикаты или алюмосиликаты. Циркуляция щелочей в области шахты и пластичной зоны ограничивается и вывод щелочей с колошниковым газом снижается. К тому же более кислые обогащенные щелочами шлаки обладают меньшей вязкостью, в следствие чего может быть обеспечено хорошее стекание в области жидкотекучих фаз (т.е. в зоне образования первичных шлаков) и тем самым достигнута хорошая газопроницаемость этой зоны [9].

В работе [6] отмечено, что щелочи удерживаются в шлаке в результате медленного прохождения реакции, нежели под влиянием каких либо термодинамических характеристик системы. Если создать условия для вступления щелочей в реакцию с кремнеземом с образованием силикатов, то можно будет удалять их из доменной печи со шлаком и, таким образом, избежать проблем, связанных с рециркуляцией K_2O и Na_2O . Введение добавок извести в количествах, превышающих допустимые пределы, для прохождения реакции с кремнеземом и образования стабильного силиката кальция, приводит к выделению кремнезема из окислов щелочей, марганца и железа, согласно реакции:



Эта реакция (10) происходит при температуре $1450^\circ C$. С целью удаления максимального количества щелочей в шлаке необходимо поддерживать основность шлака $(\%CaO + \%MgO) / (\%SiO_2 + \%Al_2O_3)$ на сравнительно низком уровне. Однако кислый шлак имеет определенные существенные недостатки, а именно высокую вязкость, высокое содержание окислов железа и снижение температуры жидкого металла.

Шлак всегда находится в контакте с газовой фазой, в которой может растворяться калий и натрий, и металлической фазой, в которой может растворяться марганец. Это означает, что в реакции газ-шлак участвуют щелочи, а в реакции шлак-металл участвует марганец. Таким образом, между двумя коэффициентами распределения, основанными на теоретических расчетах, в работе [6] получено следующее отношение:

$$\%K_2O/P_K = (\%Mn)/[\%Mn] \quad (11)$$

где ($\%K_2O$) – содержание окиси калия в шлаке;

P_K – парциальное давление паров калия;

($\%Mn$) – содержание марганца в шлаке;

$[\%Mn]$ – содержание марганца в металле.

Такой характер зависимости говорит о ее эмпирическом происхождении и выполнения ее скорее всего для первичных шлаков, хотя эта зависимость прослеживается и для конечных шлаков. Так для печи А зависимость содержания щелочей в шлаке от коэффициента распределения марганца выглядит следующим образом ($R^2=0,3$):

$$\%K_2O = 0.15 \times (\%Mn)/[\%Mn] + 0.28 \quad (12)$$

Средством устранения негативного влияния щелочей на доменный процесс является реализация, в сочетании с технологическими мерами, системы направленных промывок, обеспечивающих вывод щелочей в шлак и удаление их из печи. На каждом металлургическом предприятии, исходя из накопленного опыта и особенностей плавки, разработаны методики промывок, составлены соответствующие графики их реализации, подобраны промывочные агенты или разработана технология их приготовления.

Выполняемые при этом промывки не всегда являются эффективными, а в ряде случаев приводят и к негативному результату, вследствие чего доменные печи в течение суток могут находиться в расстроенном состоянии. Обусловлено это, в частности, отсутствием данных о характере накопления и количестве щелочей в зонах циркуляции, а также отсутствием достоверных данных о свойствах, поведении и характере воздействия промывочных средств на различные области доменной печи.

В связи с этим проведение количественных балансов щелочей в доменной печи и определение распределения щелочей между шлаком, колошниковым газом и внутренним пространством печи, позволит выполнить полный контроль над поступлением и выведением щелочей из печи, а также позволит повысить эффективность проведения промывок.

Результаты исследований

С целью выявления закономерностей о распределении щелочных соединений в доменной печи проведен баланс щелочей для печи А, объемом 2000 м³ завода Украины.

Проведенные исследования показали, что за период июнь-октябрь 2014 года в печь поступает от 2,09 до 2,63 кг/т чугуна Na_2O и от 1,97 до 2,74 кг/т чугуна K_2O . Таким образом щелочная нагрузка для печи А составляет в среднем 4,72 кг/т чугуна. Основная масса щелочей в доменную печь А вносится с агломератом и коксом. При этом приход Na_2O с агломератом составляет в среднем 1,55 кг/т чугуна, а K_2O - 0,94 кг/т чугуна, с коксом - 0,76 кг/т Na_2O и 1,39 кг/т K_2O . Такое высокое содержание щелочей в агломерате обусловлено использованием значительной части металлургических отходов при его производстве.

Таблица 1 Баланс оксидов щелочных металлов

№ п/п	Приход, кг/т			Выход (шлак), кг/т			Выход (колошниковый газ), кг/т			Остаток, кг/т		
	Na_2O	K_2O	Всего	Na_2O	K_2O	Всего	Na_2O	K_2O	Всего	Na_2O	K_2O	Всего
1	2.09	2.57	4.66	1.44	1.76	3.19	0.11	0.21	0.32	0.55	0.59	1.14
2	2.15	2.68	4.82	2.01	1.43	3.44	0.11	0.21	0.32	0.03	1.03	1.06
3	2.15	2.49	4.64	1.52	2.23	3.75	0.11	0.21	0.32	0.53	0.04	0.57
4	2.28	2.74	5.02	1.32	2.03	3.35	0.11	0.21	0.32	0.85	0.50	1.35
5	2.27	2.63	4.89	1.29	2.06	3.36	0.11	0.21	0.32	0.87	0.35	1.22
6	2.63	2.74	5.36	1.12	1.74	2.86	0.11	0.21	0.32	1.40	0.78	2.18
7	2.39	2.48	4.87	1.83	2.64	4.47	0.11	0.21	0.32	0.45	-0.37	0.08
8	2.40	2.51	4.92	1.37	0.87	2.25	0.11	0.21	0.32	0.92	1.42	2.34
9	2.43	2.50	4.93	1.43	1.47	2.91	0.11	0.21	0.32	0.89	0.81	1.70
10	2.20	1.97	4.17	1.38	1.89	3.28	0.11	0.21	0.32	0.71	-0.14	0.57
11	2.21	1.99	4.19	1.54	0.99	2.54	0.11	0.21	0.32	0.56	0.78	1.34
12	2.45	2.23	4.68	1.30	1.38	2.69	0.11	0.21	0.32	1.04	0.63	1.67
13	2.44	2.25	4.69	1.67	1.75	3.42	0.11	0.21	0.32	0.67	0.29	0.95
14	2.25	2.08	4.33	0.94	0.90	1.84	0.11	0.21	0.32	1.21	0.97	2.17
15	2.41	2.39	4.80	1.59	1.55	3.15	0.11	0.21	0.32	0.70	0.63	1.33
16	2.31	2.27	4.59	1.39	1.91	3.31	0.11	0.21	0.32	0.81	0.14	0.95
17	2.31	2.29	4.61	1.43	1.56	2.99	0.11	0.21	0.32	0.77	0.53	1.30

Баланс щелочей приведенный в таблице 1 для печи А показывает, что в зависимости от условий плавки со шлаком в среднем уходит 1,45 кг/т Na_2O и 1,56 кг/т K_2O , а с колошниковым газом - 0,107 кг/т Na_2O и 0,215 кг/т K_2O , соответственно в печи остается 0,77 кг/т Na_2O и 0,53 кг/т K_2O . Исходя из проведенного баланса для печи А объемом 2000м^3 и производством в среднем 3340 тонн чугуна в сутки, накопление составляет 2547 кг Na_2O и 1760 кг K_2O . А это значит, что в среднем за сутки в печи остается циркулировать 4,31 тонн щелочей, или $2,15\text{ кг/м}^3$ печи.

Таким образом, в зависимости от состава шихты и термодинамических условий работы печи, в среднем со шлаком выходит 65,91% щелочей пришедших в печь, с колошниковым газом – 6,84%, остается в печи – 27,25%.

Такой характер распределения щелочных оксидов в доменной печи позволяет сделать вывод о том, что доменный шлак является основным носителем щелочей в доменной печи. Распределение щелочей между шлаком и газовой фазой зависит от термодинамических условий работы доменной печи, поэтому получение данных о влиянии параметров плавки и отдельных компонентов минеральной шихты на разных этапах процесса агрегатного превращения материалов в доменной печи позволит рассмотреть качественную и количественную стороны процессов адсорбции и десорбции щелочных оксидов шлаком. А выявление наиболее значимых параметров при ведении плавки с целью максимально вывода щелочей через шлак, позволит эффективно управлять процессом доменной плавки.

Как показали исследования, проведенные для печи А (рис. 2), основными параметрами доменной плавки, влияющими на вынос щелочей с доменным шлаком являются: приход щелочей с шихтовыми материалами и коксом, расход кислорода, расход дутья, содержание кислорода в дутье, степень использования CO_2 , теоритическая температура горения, выход доменного газа и расход природного газа.

При повышении прихода щелочей их выход со шлаком увеличивается, что объясняется следующим. Приход щелочей в доменную печь зависит от состава и массы шихтовых материалов и кокса поступивших на плавку, соответственно чем больше вес шихты, тем больше вес выпуска и шлака, а соответственно и щелочей.

При повышении расхода кислорода и содержания кислорода в дутье, увеличивается количество реакций горения, а соответственно и приход тепла в горн, а при повышении температуры горна способность шлака удерживать щелочи уменьшается в следствие разрушения щелочных кремнекислородных комплексов, щелочи улетучиваются из шлака и соответственно их выход из печи со шлаком уменьшается. То же самое происходит и при повышении теоретической температуры горения, которая отражает тепловое состояние горна и печи в целом. При увеличении вдувания природного газа увеличивается количество восстановительных газов H_2 и CO , которые также увеличивают температуру горна за счет прохождения реакции горения.

Степень использования CO_2 говорит о прохождении степени косвенного и прямого восстановления. То есть, чем больше степень использования CO_2 тем больше доля косвенного восстановления. А чем

больше содержание H_2 в колошниковом газе тем хуже прошел процесс восстановления железа водородом. Степень использования CO_2 и содержание H_2 в колошниковом газе говорит о том, что при увеличении выхода восстановительных газов CO и H_2 выход щелочей со шлаком уменьшается за счет уменьшения степени косвенного восстановления.

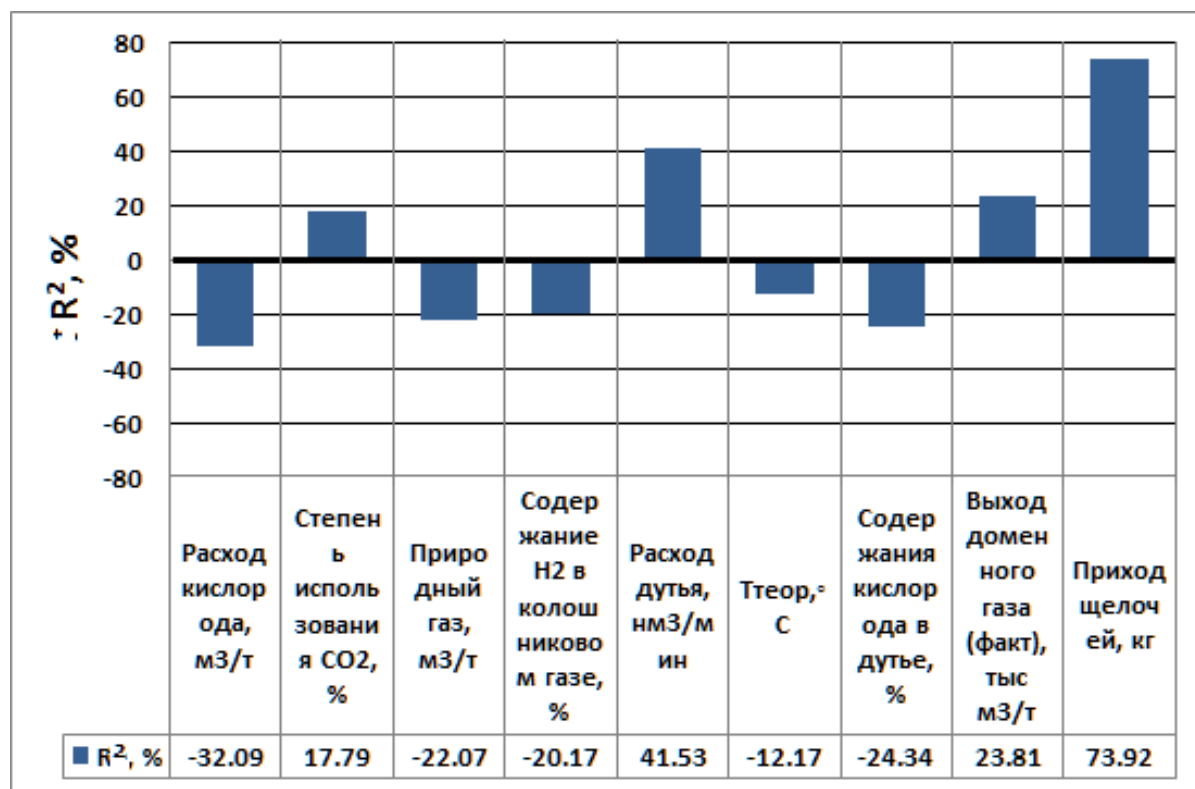


Рис. 2 Влияние параметров плавки на вынос щелочей доменным шлаком (знак «+» или «-» при R^2 свидетельствует о прямой (+) или обратной связи параметра с содержанием щелочей в шлаке)

Увеличение расхода дутья приводит к охлаждению горна за счет того, что температура дутья (в среднем 1050 °С) значительно ниже температуры горна. Соответственно чем ниже температура горна – тем более устойчивыми будут щелочные кремнекислородные комплексы и тем больше щелочей останется в шлаке.

Таким образом, эффективное выведение щелочей из доменной печи со шлаком возможно за счет правильного сочетания технологических приемов направленных на изменение термодинамических условий работы печи, обеспечивающих максимальную щелочепоглотительную способность шлака при неизменных шихтовых условиях работы печи. Эффективное ведение технологии доменной печи позволит оперативно

управлять процессом плавки с целью максимального вывода щелочей через шлак.

Выводы

Анализ рассмотренных выше процессов объясняет усиленное внимание к реализации возможностей по уменьшению количества вносимых в доменную печь щелочей. Шихтовые и технологические условия работы доменных печей Украины, особенно с использованием в последнее время возврата остаточных металлургических материалов, обуславливают накопление в доменных печах большого количества щелочных элементов, часто превышающих критический уровень.

Исследования, проведенные для печи А позволили определить, что в зависимости от состава шихты и термодинамических условий работы печи, в среднем со шлаком выходит 65,91% щелочей пришедших в печь, с колошниковым газом – 6,84%, остается в печи – 27,25%. Основными параметрами доменной плавки, влияющими на вынос щелочей с доменным шлаком являются: приход щелочей с шихтовыми материалами и коксом, расход кислорода, расход дутья, содержание кислорода в дутье, степень использования CO_2 , теоретическая температура горения, выход доменного газа и расход природного газа.

Правильное сочетание технологических приемов, направленных на изменение термодинамических условий работы печи, позволит оперативно управлять процессом плавки с целью максимального вывода щелочей через шлак.

Литература

1. Гладков Н. А. Влияние щелочей на процесс доменной плавки / Н. А. Гладков, С. А. Николаев, Л. Г. Будник // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2004. – № 2. – С. 12 – 14.
2. Янц Й. Использование в промышленной доменной печи кокса с различным содержанием щелочей / Й. Янц, Х. Монкерн // Черные металлы. –1995. –№2. С.23–30.
3. Сорокин И.Н. Механизм коррозии алюмосиликатных материалов первичным доменным шлаком / И.Н. Сорокин, А.С. Фрейденберг // Взаимодействие огнеупоров с материалами и шлаками (Сборник трудов ГИО).–Ленинград.–1981. –С.36-39.
4. Будников П. П. Химическая технология керамики и огнеупоров / Будников П. П., Балкевич В. Л. и др.// М.: Издательство литературы по строительству. – 1972. – С. 139-141.
5. Альтпетер В. Роль щелочей в доменной печи / В. Альтпетер, Беплер Э., Герстерберг Б., Каннапель М. // Черные металлы. – 22 августа 1988. - №17. – С.3-13.
6. El-Geassy Effect of Alkalies on the performance of Blast Furnace / El-Geassy // Transactions ISU. – 1986. - №10. – p. 865-874

7. Большаков В. И. Современные тенденции развития доменного производства / В. И. Большаков // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2006. – № 2. – С.6-12
8. Курунов И. Ф. Анализ поведения щелочей в доменной печи / И.Ф. Курунов, В.Н. Титов и др. // Металлург. – 2009. - № 9. – С. 34-39.
9. Гуденау Г. В. Удаление щелочей в доменной плавке / Г.В. Гуденау, Г.П. Йохан, Ш. Маймет // Черные металлы. – 1997. - №2. – с. 14-22
10. Тогобицкая Д. Н. Коррозионная активность щелочесодержащих шлаков по отношению к огнеупорной футеровке доменной печи / Тогобицкая Д.Н., Хамхотко А. Ф., Циватая Н. А., Степаненко Д. А. // Новые огнеупоры. – 2013. - №6. – С.5-10

УДК 669.162.21:669.162.212:536.7.001.5

О ЦЕЛЕСООБРАЗНОСТИ АВТОМАТИЗИРОВАННОГО КОНТРОЛЯ ТЕПЛОВОЙ РАБОТЫ И РАЗГАРА ФУТЕРОВКИ ДОМЕННОЙ ПЕЧИ ПРИ ПРИМЕНЕНИИ ПЫЛЕУГОЛЬНОГО ТОПЛИВА

*А. Л. Чайка, К. С. Цюпа, А. А. Сохацкий, Б. В. Корнилов,
В. Ю. Шостак, Г. В. Панчоха*

Институт черной металлургии им. З. И. Некрасова НАН Украины

У роботі представлений автоматизований контроль теплової роботи та вигорання футеровки доменної печі і його практичні додатки для вдосконалення її конструкції і безпеки експлуатації при застосуванні пиловугільного палива (ПВП)

В работе представлен автоматизированный контроль тепловой работы и разгара футеровки доменной печи и его практические приложения для совершенствования ее конструкции и безопасности эксплуатации при применении пылеугольного топлива (ПУТ)

This paper presents an automated control of thermal performance and the height of the blast furnace lining and its practical application to improve its design and safe operation when using coal injection (PCI)

Современный доменный процесс представляет собой сложную систему, которая включает различные мероприятия и меры, направленные на увеличение экономичности, надежности и производительности доменных печей. Тепловые нагрузки, действующие на ограждение доменной печи, оказывают ключевое влияние на ресурс работы шахты и металлоприемника, разрушение футеровки и холодильников, сход и образование гарнисажа [1-12].

Тепловые нагрузки, действующие на систему охлаждения печи, являются интегральным параметром, который зависит от конструкции печи и технологии ведения доменной плавки [1-12].

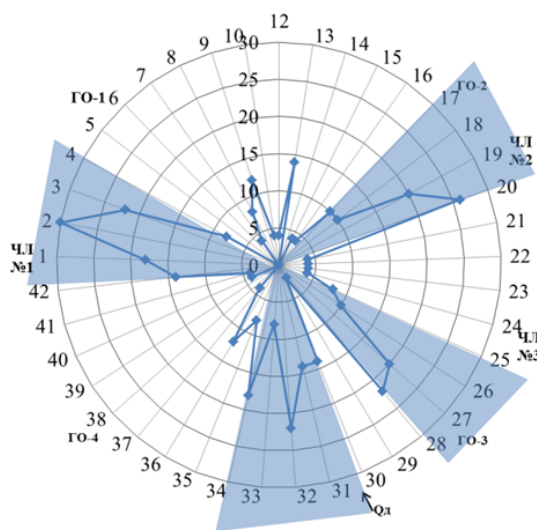
Аналитические и экспериментальные исследования динамики выхода из строя холодильников ДП№1 ПАО «Алчевский металлургический комбинат» («АМК»), изменения тепловых нагрузок по высоте и периметру печи, тепловых потерь в системе охлаждения показали, что основными причинами уменьшения ресурса работы заплечиков, маратора и низа

шахты ДП №1 являются изменения в тепловой и газодинамической работе при переходе на технологию доменной плавки с ПУТ [13], а именно:

- увеличение тепловых нагрузок на систему охлаждения печи, особенно на фурменный пояс, горн, заплечики и низ шахты;
- ухудшение ровности хода печи в связи с увеличением рудной нагрузки на кокс на 25%, особенностями сжигания ПУТ в фурменном очаге и уменьшением газопроницаемости столба шихты;
- увеличение производства и степени прямого восстановления железа, количества первичного шлака и содержания в нем монооксида железа;
- увеличение окружной неравномерности в тепловой и газодинамической работе печи.

Количество вышедших из строя водоохлаждаемых элементов печи увеличивалось при увеличении окружной неравномерности и величины температурно-тепловых нагрузок в нижней части печи, особенно на заплечики и фурменные приборы с увеличением расхода ПУТ (рис.1).

Сгоревшие холодильники шахты и заплечиков, шт.



Сгоревшие фурменные приборы, шт.

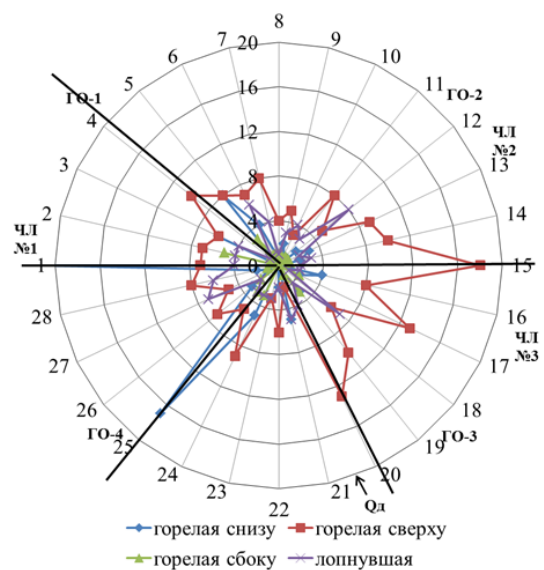


Рис. 1 Окружная неравномерность выхода из строя холодильников и фурм с накоплением (сумма) 2010-2014 год. Сектора, обозначенные цветом и линиями, соответствуют большим потерям давления на фурмах (расходу дутья) и горению холодильников

Увеличение тепловых нагрузок на заплечики и горн, усиление окружной неравномерности их распределения требует пересмотра

технологических и технических решений, принимаемых при разработке рационального режима загрузки печи, параметров и состава дутья, выбора конструкции системы охлаждения, холодильников, фурм и профиля печи, автоматизированных средств контроля за тепловой и газодинамической работой печи, переходящей на технологию работы с ПУТ [13].

Для контроля тепловой работы и разгара шахты доменной печи рассматривается прямая и обратная задача контроля надежности и экономичности доменной плавки на основании информации о тепловой работе шахты (рис. 2).

Прямой задачей являются экспериментальные и аналитические исследования распределения температур и удельных тепловых потоков в периферийной зоне доменной печи, тепловых потерь в системе ее охлаждения в зависимости от режима ведения доменной плавки, конструкции системы охлаждения и состояния футеровки шахты доменной печи.

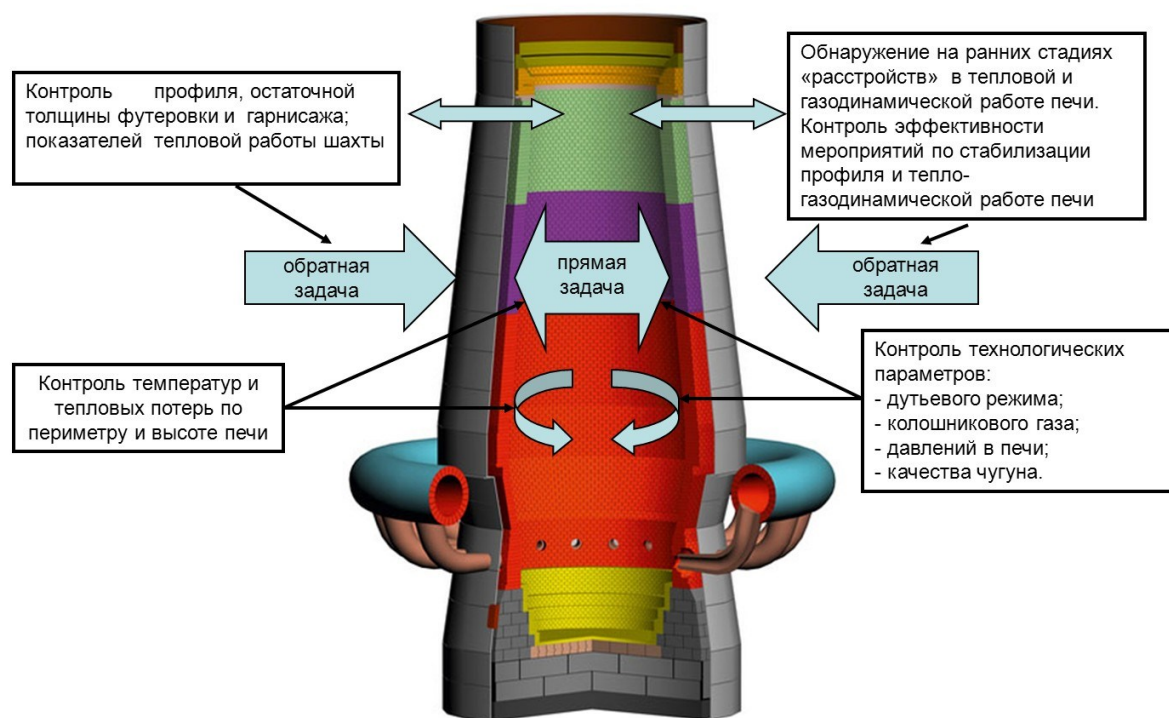


Рис. 2 Схема прямой и обратной задач контроля надежности и экономичности доменной плавки на основании информации о тепловой работе шахты

Обратной задачей является использование информации о тепловой работе шахты доменной печи для создания автоматизированных систем контроля профиля, остаточной толщины футеровки и гарнисажа,

обнаружение на ранних стадиях «расстройств» в тепловой и газодинамической работе печи, оценки эффективности мероприятий по стабилизации профиля и тепло-газодинамической работе печи.

Тепловые нагрузки и остаточная толщина футеровки металлоприемника печи во многом определяет надежную и безопасную работу доменной печи с высокими техническими показателями и длительность межремонтного периода ее работы. В этом направлении ИЧМ НАН Украины ведет постоянные разработки [1, 9].

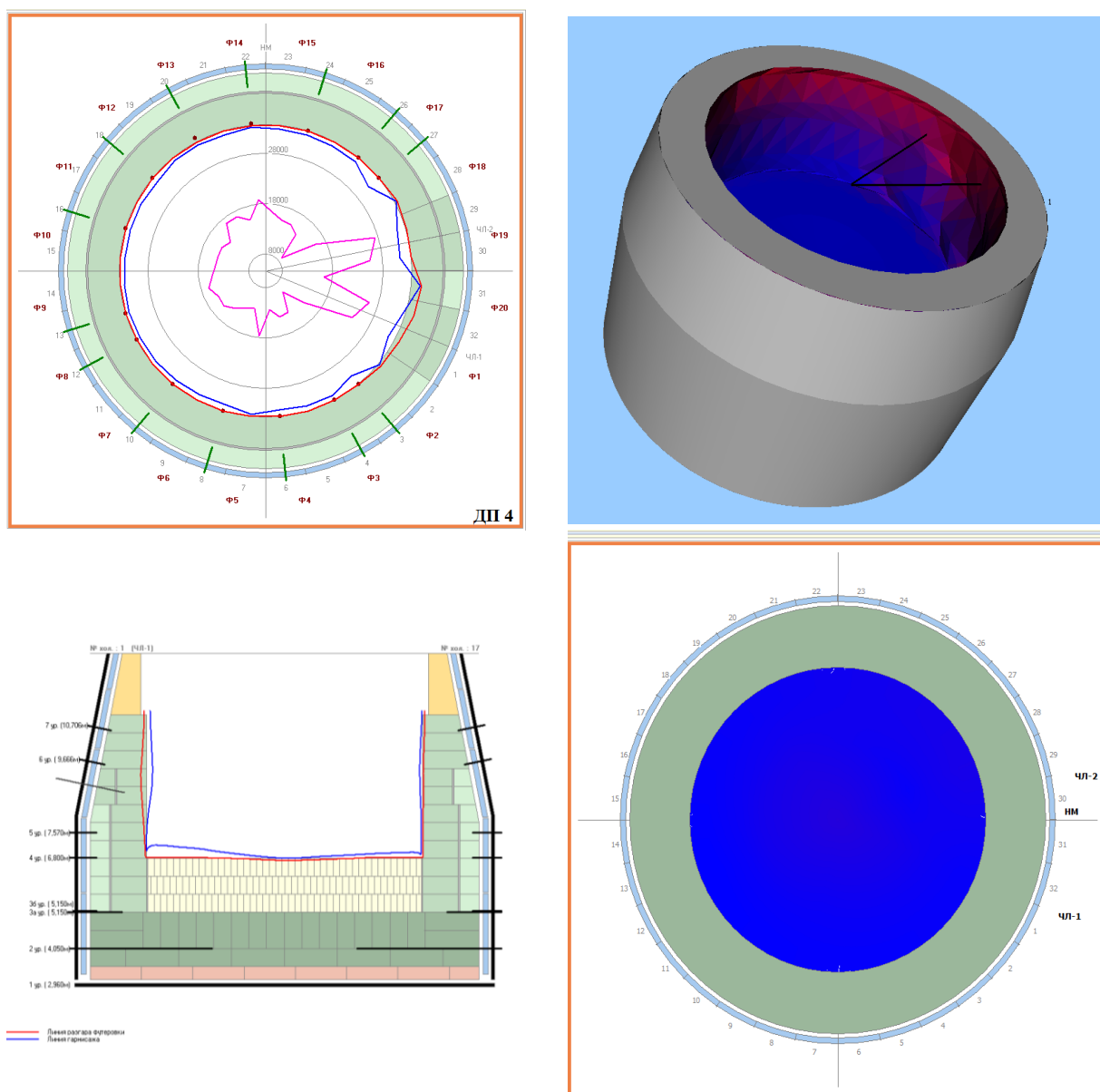


Рис. 3 Видеокадры системы контроля разгара металлоприемника

В 2014 году системы контроля разгара металлоприемника и шахты впервые были реализована на доменной печи №4 ОАО «Запорожсталь», которая работает на технологии вдувания ПУТ. Системы контроля входят в состав АСУ ТП и позволяют в режиме реального времени контролировать разгар футеровки, образование гарнисажа и тепловые нагрузки на холодильники, а также контролировать состояние доньшка металлоприемника (рис. 3, 4).

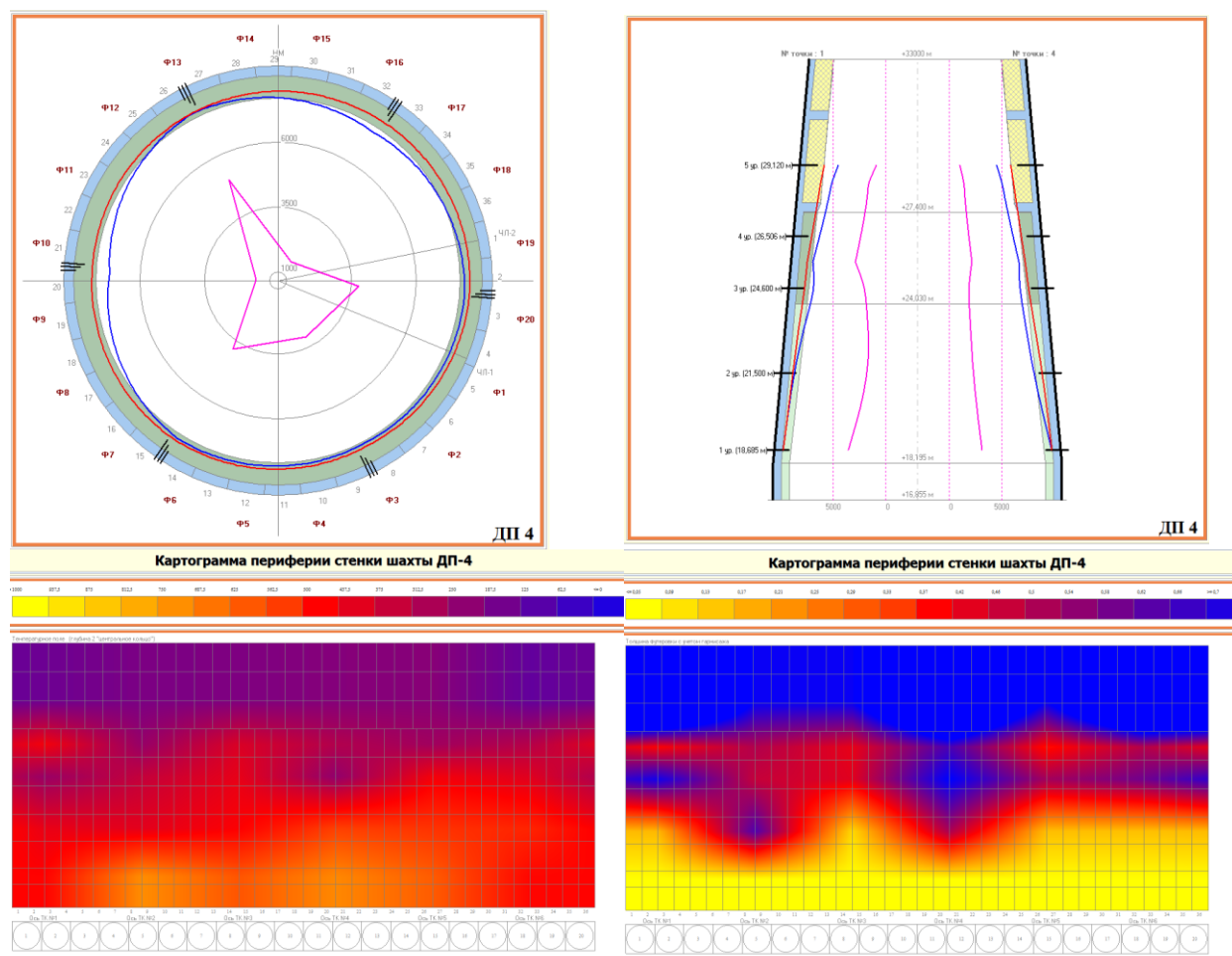


Рис. 4 Видеокадры системы контроля тепловой работы, разгара и образования гарнисажа шахты САК «Шахта»

Наибольшее влияние технология доменной плавки с ПУТ оказывает на ресурс работы шахты [1-12]. В результате функционирования системы САК «Шахта» были получены данные о тепловых нагрузках на холодильные плиты, динамике разгара футеровки, схода и образования гарнисажа для технологии доменной плавки с ПУТ на ДП №4 ОАО «Запорожсталь» (рис. 5).

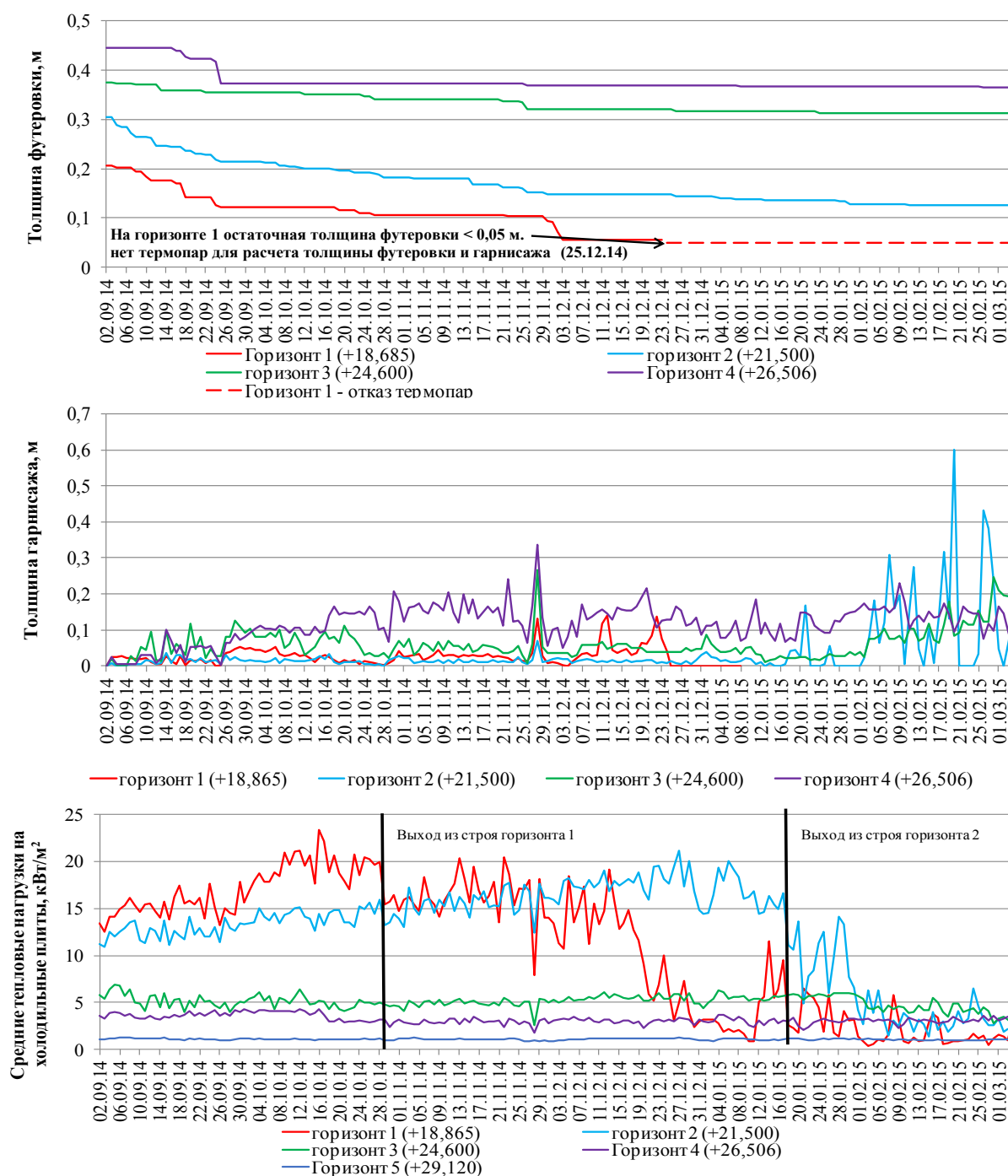


Рис. 5 Среднесуточная динамика изменения средних тепловых нагрузок на холодильные плиты, толщин футеровки и гарнисажа по горизонтам шахты ДП №4 с 02.09.14 по 04.03.15 г.

Применение пылеугольного топлива обусловило преждевременный износ футеровки низа шахты и распара и, как следствие, выход из строя точек контроля системы на данных горизонтах.

Отличительной особенностью конструкции шахты ДП № 4 является ее охлаждение до колошника с использованием огнеупорных материалов с отличающимися теплофизическими характеристиками на разных горизонтах. Система охлаждения шахты разбита на две части (нижняя часть системы охлаждения – испарительная, верхняя – на технической воде).

Результаты выполненных исследований по тепловой работе и износу шахты доменных печей Украины, перешедших на технологию доменной плавки с ПУТ, указывают на необходимость пересмотра технических решений, принимаемых при разработке конструкции и системы охлаждения печей, переходящих на технологию работы с ПУТ, например, как для печей, работающих с использованием до 100% окатышей или выплавляющих специальные марки чугуна [14].

Данные о работе системы САК «Шахта» на ДП №4 показали, что нет необходимости увеличивать охлаждаемую часть шахты до колошника. Необходимо модернизировать систему охлаждения заплечиков, распара и низа шахты за счет совершенствования конструкции холодильников и системы охлаждения печи [15]:

- выбора материала для тела холодильников и огнеупора, улучшения качества их изготовления;
- увеличения количества и плотности расположения труб охлаждения водой внутри тела холодильника или использование высокотеплопроводного материала для изготовления холодильника, например, меди;
- определения рациональных геометрических размеров и формы рабочей ребристой поверхности холодильника для удержания футеровки;
- организация принудительной циркуляции воды в системе охлаждения и применение химически очищенной воды.

Уменьшению тепловых нагрузок на заплечики и более стабильной тепловой работе низа печи и увеличению ровности ее хода при технологии работы с ПУТ будет способствовать увеличение высоты заплечиков и распара при увеличении отношения диаметра распара к диаметру горна и уменьшения угла наклона шахты за счет улучшения условий для противотока газов, шихты и расплава, тепловой обработки материалов и восстановительной работы газового потока, уменьшению сопротивления восходящему потоку газов, разрыхлению слоя шихтовых материалов в районе распара и заплечиков [15].

С увеличением высоты заплечиков и распара уменьшается угол наклона шахты, что усиливает тенденцию развития периферийного потока газа, прогрессирующего в процессе износа футеровки и системы охлаждения, что является одной причиной роста тепловых нагрузок на

холодильники печей большого объема [15]. Опыт ИЧМ НАНУ, накопленный при освоении работы доменных печей большого и среднего объема, показал, что уменьшить тепловые нагрузки на систему охлаждения и продлить компанию доменной печи можно за счет формирования в печи интенсивного осевого газового потока и рационального дутьевого режима плавки. Эффективно реализовать эти мероприятия позволяют современные безконусные загрузочные устройства и конструкции фурменных приборов [15].

С целью определения расхода кокса на покрытие тепловых потерь, своевременного выявления расстройств в работе доменной печи необходимо в автоматизированном режиме контролировать суммарную величину тепловых потерь в системе охлаждения, которая основанна на измерении расхода воды, температур входящей и выходящей воды, которая идет на охлаждение печи (рис. 4) [3, 4, 6, 7].

В Украине на сегодняшний день системы автоматизированного контроля тепловых потерь в системе охлаждения печи и расхода кокса на их покрытие, а также контроля теплового состояния реализованы на ДП №9 ПАО «АМКР» [3, 6] (рис. 6). При изменении величины внешних тепловых потерь и расхода кокса на их покрытие формируется предупреждающий сигнал об изменениях в тепловой и газодинамической работе печи [3, 4, 6].

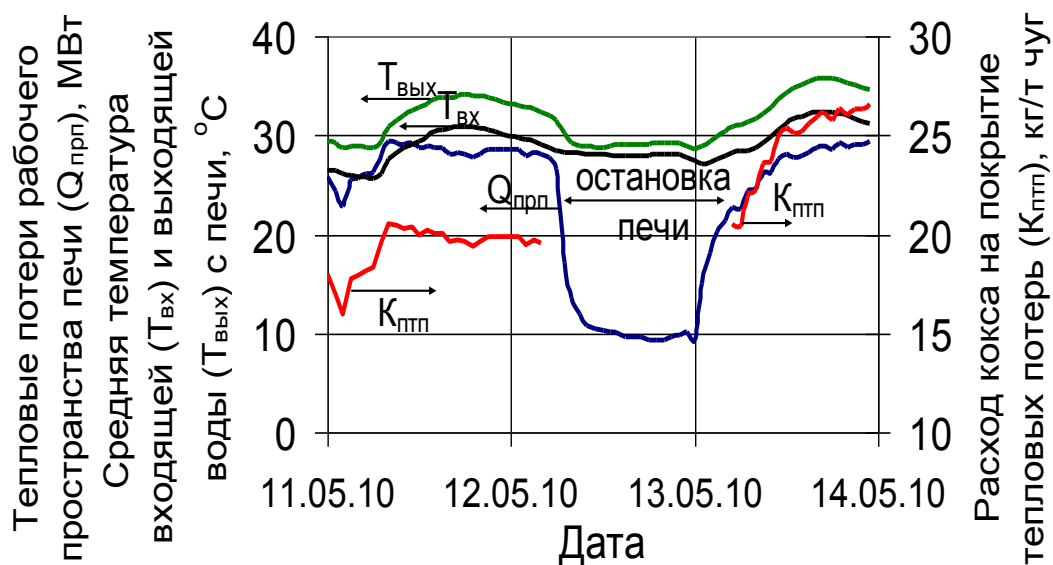


Рис. 6 Общие тепловые потери, средняя температура входящей и выходящей воды в системе водяного охлаждения ДП №9 ПАО «АМКР» по результатам автоматизированного контроля и расход кокса на их покрытие по расчету

Практический интерес представляет поиск возможного диапазона величины внешних тепловых потерь и расхода кокса на их покрытие при различных режимах ведения доменной плавки и технического состояния печи, на остановках и в раздувочные периоды, работа в нестабильных конъюнктурных условиях по производству и качеству шихтовых материалов [1-12].

Выводы

При переходе от технологии работы доменных печей с природным газом к технологии доменной плавки с ПУТ уменьшается ресурса работы заплечиков и низа шахты печи, что уменьшает технико-экономические показатели доменной плавки и эффективность этой технологии на доменных печах Украины в сравнении с передовой мировой практикой.

Оценивать влияние технологии доменной плавки и конструкции печи на ресурс ее работы с применением ПУТ, своевременно принимать меры по продлению кампании печи позволяет система автоматизированного контроля тепловой работы периферийной зоны и разгара футеровки печи.

Своевременно выявлять расстройтва в тепловой работе доменной печи, определять расход кокса на покрытие тепловых потерь позволяет контроль в автоматизированном режиме суммарной величины тепловых потерь в системе охлаждения.

Обеспечить продолжительный срок службы холодильников доменной печи, позволяет технология их качественного изготовления и рациональная увязка факторов: увеличения количества и плотности расположения труб охлаждения водой; определения рациональных геометрических размеров и формы рабочей ребристой поверхности холодильника для удержания футеровки; выбора материала для тела холодильников и огнеупора, улучшения качества их изготовления; организация работы системы охлаждения.

Уменьшению тепловых нагрузок на заплечики и более стабильной тепловой работе низа печи и увеличению ровности ее хода при технологии работы с ПУТ будет способствовать изменения профиля доменной печи: увеличения высоты заплечиков и распара при увеличении отношения диаметра распара к диаметру горна и уменьшения угла наклона шахты и заплечиков.

Литература

1. Доменное производство «Криворожстали» / В. И. Большаков, А. В. Бородулин, Н. А. Гладков и др. / Кривой Рог: Издательство СП «Мир» - 2004г., с. 376.
2. Домна в энергетическом измерении / А. В. Бородулин, А. Д. Горбунов, В. И. Романенко, С. П. Суцев – Днепропетровск: «ДГТУ», 2006. 541с.

3. Контроль суммарной величины тепловых потерь с охлаждающей водой на печах доменного цеха и их практическое приложение / Большаков В. И., Бородулин А. В., Листопадов В. С., Чайка А. Л., Сохацкий А. А., Швачка А. И. // Сб. научных трудов международной научно-практической конференции «Творческое наследие В. Е. Грум-Гржимайло», посвященная 150-летию со дня рождения Владимира Ефимовича Грум-Гржимайло» – Екатеринбург, 26-28 марта, 2014. – С.74 –80.
4. Патент 104228 Україна, МПК С 21 В 721. Спосіб контролю ходу доменної печі / В. І. Большаков, О. В. Бородулін, О. Л. Чайка, О. І. Швачка. – № а201209096; заяв. 24.07.2012; опубл. 10.01.2014, Бюл. № 8. – 8 с.
5. Вопросы системной надежности доменного производства / А. В. Бородулин, А. Л. Чайка, А. А. Сохацкий, Б. В. Корнилов, А. И. Швачка // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2012. – Вып. 25. – С. 51-68.
6. Перспективы использования теплоэнергетических параметров доменной плавки в составе АСУ ТП доменной печи / А. Л. Чайка, Д. В. Пинчук, С. В. Кетлер, А. И. Швачка, А. А. Сохацкий // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2011. – Вып. 24. – С. 77 – 88.
7. Исследования тепло-газодинамической работы в «сухой» зоне доменной печи и применение их результатов / В. И. Большаков, А. А. Сохацкий, А. Л. Чайка, А. Г. Шевелев, А. И. Швачка // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2013. – № 2. – С. 15-19.
8. Опыт и перспективы применения пылеугольного топлива на доменных печах Украины / В. И. Большаков, А. Л. Чайка, В. В. Лебедь, А. А. Сохацкий // Металл и литье Украины. – 2013. – № 10. – С. 5-10.
9. Тепловая работа и перспективные конструкции шахты и металлоприемника доменной печи при применении пылеугольного топлива / В. И. Большаков, А. В. Бородулин, А. Л. Чайка, В. В. Лебедь, А. А. Сохацкий, Г. В. Панчоха // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014. – № 3. – С. 106-110.
10. Кожух В. Я. Контроль потерь тепла в доменной печи // Сталь. – 1965. – №4. – С. 298-301.
11. Савчук Н. А. Доменное производство на рубеже XXI века / Н.А. Савчук, И.Ф. Курунов // Новости черной металлургии за рубежом. Часть II. Приложение 5. 2000 с. 38
12. Диагностика распределения газового потока в нижней части доменной печи путем измерения тепловых потерь с охлаждающей водой в районе I-ой ступени теплообмена / В. Н. Титов, И. С. Яриков, С. С. Ляпин, В. Л. Емельянов, Д. Д. Иванов // Материалы межзаводской школы по обмену опытом специалистов доменного пр-ва ОАО «ММК», ОАО «НЛМК», ОАО «Северсталь» - Черметинформация 2003 г. с. 19 – 21.
13. Влияние технологии применения пылеугольного топлива на показатели тепловой работы доменной печи, полезным объемом 3000 м³ / Большаков В. И., Чайка А. Л., Лебедь В. В., Сохацкий А. А., Жеребецкий А. А., Диметьев В. Н. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2014. - №10 – С. 31-41.
14. Опыт и перспективы применения пылеугольного топлива на доменных печах Украины / В. И. Большаков, А. Л. Чайка, В. В. Лебедь, А. А. Сохацкий // Металл и литье Украины. – 2013. – № 10. – С. 5-10.
15. Тепловая работа и перспективные конструкции шахты и металлоприемника доменной печи при применении пылеугольного топлива / В. И. Большаков, А. В. Бородулин, А. Л. Чайка, В. В. Лебедь, А. А. Сохацкий, Г. В. Панчоха // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2014. – № 3. – С. 106-110.

УДК 669.184

УЛУЧШЕНИЕ НАНЕСЕНИЯ ШЛАКОВОГО ГАРНИСАЖА НА ФУТЕРОВКУ КОНВЕРТЕРА. ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ ФУТЕРОВКИ

Д. А. Чернышов

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Розроблена технологія щодо вдосконалення нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера. В ході досліджень було встановлено, що дана технологія дозволить істотно збільшити стійкість футерівки в кисневому конвертері

Разработана технология по совершенствованию нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера. В ходе исследований было установлено, что данная технология позволит существенно увеличить стойкость футеровки в кислородном конвертере

The technology on improvement of drawing a slag of wall accretion on lining of the converter is developed. During researches it was established that this technology will allow to increase significantly firmness of lining in the oxygen converter

Современные условия производства при постоянно изменяющихся параметрах металлозавалки, рынке сырья и топлива , осложняют возможность получения стабильных технологических показателей и условия службы футеровки конвертеров. В данных условиях перспективным способом повышение стойкости футеровки является нанесение шлакового гарнисажа при раздувке шлака нейтральными газовыми струями.

В традиционном технологическом процессе, как правило, для подготовки шлаковой расплава, использовали присадки извести , доломита, углеродосодержащих материалов, в количестве, зависящем от параметров конечного шлака, при этом главной задачей являлось снижение реакционной способности и окисленности, увеличение температуры плавления и количества огнеупорных составляющих шлаковой расплава. Футеровка рабочего слоя конвертеров выполнялась периклазоизвестковыми безобжиговыми огнеупорами на смоляной связке

(ПИБС) с основными показателями: $\text{MgO} > 75\%$; $\text{CaO} < 15\%$; $\text{SiO}_2 < 5\%$; $\text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe}_2\text{O}_3 < 3,5\%$, кажущейся плотности не меньше $2,87 \text{ г/см}^3$ и предела прочности при сжатии (σ) не менее 35 МПа.

Перемешивание шлакового расплава с целью подготовки и нанесение на футеровку гарнисажа основано на возможности значительного уменьшения окисленности последнего и, тем самым, регулированием огнем доли жидкой и твердой фаз. Как установлено, можно выделить 3 последовательных этапа в образовании огнеупорного гарнисажа: течение шлака по поверхности футеровки при разбрызгивании шлака в конвертере; явления связанные с адгезией, препятствующее стекание шлака по поверхности футеровки; затвердевание и кристаллизация нанесенного шлакового слоя.

Исходя из определенных закономерностей формирования гарнисажа, в дальнейшем с целью совершенствования технологии исследования вели в трех направлениях:

- разработки и совершенствования конструкции специальной гарнисажной фурмы с установкой последней запасной стенд машины подачи кислорода в замен вертикальной таркрет-фурмы ;
- совершенствования технологии подготовки шлакового расплава перед раздувкой нейтральными газовыми струями;
- совершенствования конструкции футеровки агрегата.

Как установлено по топографии износа футеровки и гарнисажного слоя по ходу опытных кампаний в различных участках рабочего пространства, наибольшее затруднение при формировании гарнисажа возникают в верхней части цилиндра и верхнего конуса футеровки агрегата.

С учетом устранения установленных недостатков наиболее приемлемым по технологическим соображениям варианте при сохранении типоразмеров труб и существующей оснастки была разработана конструкция гарнисажной фурмы, снабженными несколькими рядами сопел, расположенных под различными углами относительно вертикальной оси дутьевого устройства (рис.1).

В данном случае применение различных профилей сопел обеспечивает истечение нейтральных газовых струй с различной массовой скоростью и подъем шлакового расплава на верхние горизонты рабочего пространства конвертера. При этом разработанная система охлаждения и менее интенсивный тепловой поток на ствол и торец фурмы позволяет использовать цельноточенные и сварные головки гарнисажной фурмы, в том числе и из черных металлов.

При этом, как установленной ранее, оптимальным следует считать содержание в шлаке до 30% по массе твердых частиц во взвешенном

состоянии, что позволит при повышении вязкости сохранить возможность течения шлакового расплава по футеровки. Как показывает минеральный анализ, в конечном гарнисажном шлаке присутствуют твердые частицы, представленные непрореагировавшими остатками кусков извести периклаза и доломита, разрозненно плавающими остатками тугоплавких минералов- потенциальных центров кристаллизации и новообразованных на этих центрах кристаллов тугоплавких минералов, представленных изоморфными смесями переменного состава извести и периклаза.

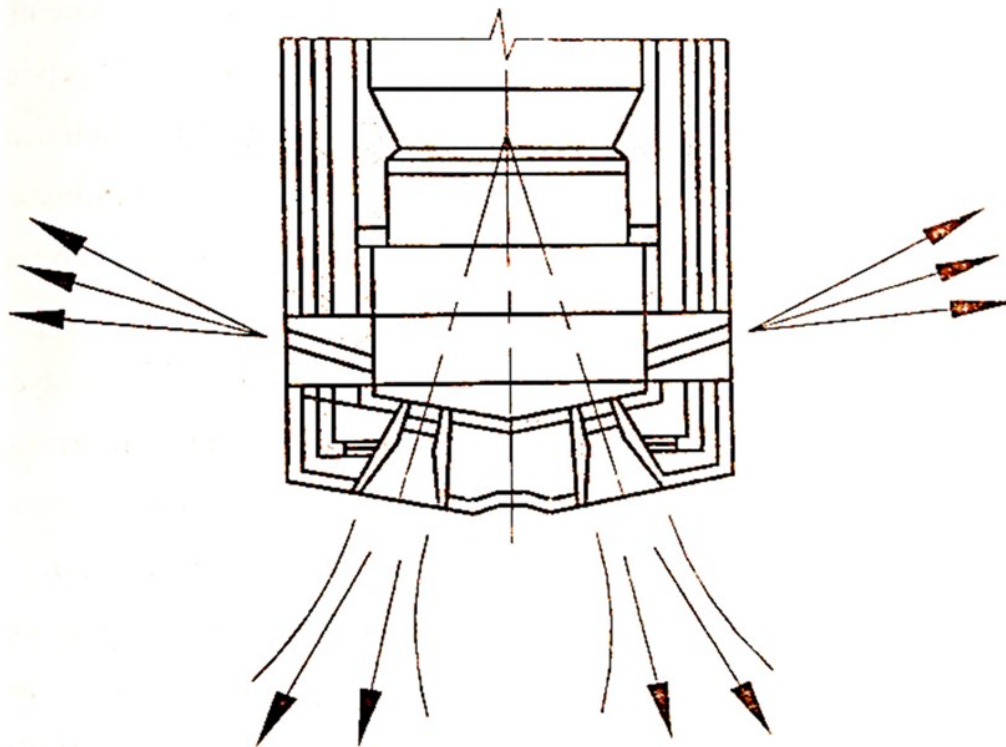


Рис. 1 Принципиальная схема конструкции гарнисажной фурмы

Поэтому в дальнейшем, в процессе отработки оптимальных вариантов подготовки шлакового расплава перед раздувкой, с целью увеличения содержания в расплаве периклаза использовали комплексный флюс на основе доломита, получаемый в процессе агломерации. В шихту для производства флюса использовали сырой доломит, железорудные материалы и доменный гранулированный шлак. Предварительно с использованием лабораторных исследований определили оптимальные соотношения в шихте компонентов флюса, обеспечивающие необходимую прочность, фракционный состав и максимальное количество периклаза в флюсе.

Разработанная конструкция по зонной кладки футеровки конвертера позволяет также оптимизировать формирование и увеличение стойкости

гарнисажа и футеровки в целом. Схема футеровки секторов в цилиндрической части агрегата предусматривает выполнение кладки дифференцированно по толщине и свойствам огнеупоров, обеспечивая тем самым вертикальное и горизонтальное зонирование кладки для достижения равностойкости огнеупорной кладки и гарнисажа различных участков футеровки агрегата.

Разработанные комплексные технические решения позволили существенно (до 2500-3000 плавов) повысить стойкость футеровки конвертера комбината.

Также для повышения стойкости футеровки рекомендуется принимать сл. основные меры:

- повышение качества огнеупоров (снижение содержания в них примесей SiO_2 , Al_2O_3 ; совершенствование технологии производства изделий);
- применение дифференцированной кладки, когда место повышенного износа выкладывают из огнеупоров повышенной стойкости или делают большей толщины;
- исключение перегревов металла в конце продувки;
- ранее формирование высокоосновного шлака, что уменьшает продолжительность взаимодействия футеровки с жидкоподвижными первичными шлаками, содержащими большое количество оксидов железа и SiO_2 ;
- уменьшение числа додувок, которые вызывают дополнительные колебания температуры футеровки, повышение окисленности шлака;
- уменьшение продолжительности продувки путем повышения интенсивности подачи кислорода;
- сокращение межплавочных простоев конвертера;
- торкретирование футеровки.

Литература

1. Сердюков А. А., Тонкушин А. Ф., Смирнов А. Н. Современная футеровка для крупных кислородных конвертеров // Металл и литье Украины. – 2010. – № 9-10.
2. Суворов С. А., Козлов В. В. Проектирование образования гарнисажа на поверхности футеровки конвертера и оптимизация расхода модификатора // Новые огнеупоры. – 2011. – № 1.
3. Смирнов А. Н. V Европейская конференция по процессам производства стали с применением кислорода // Сталь. – 2006. – № 10.
4. Материалы международной научно-методической конференции, посвященной 90- летию со дня рождения ученого- металлурга Меджибожского М.Я. 2004 г.

УДК 669.184.244.62

ОСОБЕННОСТИ ПРОДУВКИ КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ДВУХЪЯРУСНЫХ КИСЛОРОДНЫХ ФУРМ

А. Г. Чернятевич¹, Е. Н. Сигарев², К. И. Чубин², В. В. Вакульчук¹

¹ *Институт черной металлургии НАН Украины*

² *Днепропетровский государственный технический университет*

Висвітлені особливості формування металошлакових охолодів на стовбурі різних конструкцій двоярусних кисневих фурм при верхній продувці ванни 160-т конвертерів в залежності від ходу продувки з різним рівнем створення спіненої шлакометалевої емульсії в робочому просторі агрегату

Освещены особенности формирования металлошлаковых настывлей на стволе различных конструкций двухъярусных кислородных фурм при верхней продувке ванны 160-т конвертеров в зависимости от хода продувки с различным уровнем образования вспененной шлакометаллической эмульсии в рабочем пространстве агрегата

The peculiarities of metal and slag build-up formation on the surface of two-level lance of different designs while oxygen top bath blowing of 160-ton converters, depending on the blowing progress with different levels of foamed slag-metal emulsion formation in the working space of the aggregate are viewed

Постановка проблемы

В свое время, в бывшем СССР, значительными достижениями в разработке конструкции кислородной фурмы и совершенствовании технологии кислородно-конвертерного процесса явились применение для верхней продувки ванны глуходонных конвертеров двухъярусных фурм [1,2]. По замыслу разработчиков преследовалась, прежде всего, цель улучшения теплового баланса плавки посредством дожигания СО до СО₂ в рабочем пространстве конвертера и повышения тем самым доли перерабатываемого металлического лома.

В известных конструкциях двухъярусных фурм [1-4] нижний ярус сопел Лаваля (3-5 шт.) с углом наклона к вертикали фурмы 10-20 град. располагается в литом, цельноточенном или сварном наконечнике. Верхний ярус цилиндрических сопел в количестве 4-12 шт. размещается под углом 25-

45 град. в цельноточенном блоке. Расстояние между ярусами сопел изменяется в пределах 0,5-2,5 м.

Интенсивность подачи кислорода через дополнительные сопла верхнего яруса колеблется в пределах 3-30 % от общей [1-4]. При верхнем пределе расхода кислорода обеспечивается интенсивное дожигание отходящих газов с повышением температуры и окисленности шлаковой фазы, особенно при повышенной сверх оптимальной высоте фурмы над ванной, что сопровождается ускоренным износом футеровки конической части конвертера [1,2]. По этой причине применение двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны с верхним пределом расхода вспомогательного кислорода не получило широкого распространения. Нижний предел 3-5 % расхода кислорода через верхний ярус сопел характерен для современных условий работы глуходонных конвертеров с двухъярусными фурмами [3,5], когда по технологии предусматривается как продувка конвертерной ванны с формированием конечного шлака с повышенным до 8-12 % содержанием оксида магния, так и раздув последнего азотными струями с целью нанесения шлакового гарнисажа на футеровку агрегата для продления рабочей кампании последнего. Благодаря ошлакованию футеровки конвертеров и организации в ходе продувки дожигания CO до CO_2 в верхней части конуса без воздействия факела дожигания на футеровку конвертера [3] удалось значительно уменьшить образование металлошлаковых настывей на стволе фурмы и горловине конвертеров с достижением стойкости футеровки в пределах 20-30 тыс. плавов [5].

В настоящее время в работе кислородно-конвертерных цехов СНГ, широко использующих для продления рабочей кампании конвертеров технологию нанесения шлакового гарнисажа на футеровку агрегата, существенно осложнились условия эксплуатации традиционной многосопловой кислородной фурмы, самого конвертера и котла-утилизатора. Отсутствие на протяжении значительного времени продувки достаточного по высоте слоя вспененного шлака, способного перекрыть торец наконечника кислородной фурмы в период интенсивного обезуглероживания ванны, приводит к интенсивному выносу за пределы реакционной зоны мелких капель металла и шлака с формированием настывей на стволе фурмы, конусной части футеровки и горловине конвертера, экранных поверхностях камина. Удаление металлошлаковых настывей является трудоемкой операцией, сопряженной со снижением стойкости оборудования и потерей производительности агрегатов.

В условиях, когда продувка конвертерной ванны сопровождается усиленным выносом мелких капель металла и шлака из пределов реакционной зоны взаимодействия многоструйного кислородного дутья с

расплавом, предотвратит интенсивное заметалливание ствола фурмы и горловины конвертера возможно при использовании специальных конструкций двухъярусных фурм [3,5,6], обеспечивающих создание над реакционной зоной взаимодействия основных сверхзвуковых кислородных струй с конвертерной ванной своеобразной газовой завесы из дополнительного дозвукового кислородного дутья, преграждающего попадание на ствол фурмы и горловину конвертера капель металла, выносимых во встречном потоке отходящих газов. При этом важно при максимально возможном с точки зрения предотвращения выбросов уровне вспененного шлака в полости конвертера обеспечить оптимальное дожигание отходящих газов с ликвидацией агрессивного высокотемпературного воздействия факелов дожигания на футеровку, чтобы предотвратить возможный локальный износ последней в цилиндрической и верхней конической части агрегата.

К сожалению, на сегодняшний день нет достоверных сведений относительно формирования металлошлаковых настывей на стволе двухъярусных кислородных фурм, отсутствие которых в ходе плавки будет свидетельством в пользу предлагаемой технологии продувки конвертерной ванны с точки зрения предотвращения заметалливания технологического оборудования. Это не позволяет осознанно вносить изменения в конструкции двухъярусных фурм и технологии продувки конвертерной ванны с их использованием, а также проводить численное моделирование для определения рационального дутьевого режима плавки в отличие от дорогостоящих производственных экспериментов.

Цель исследований

Установление особенностей хода верхней продувки ванны 160-т конвертеров через различные конструкции двухъярусных кислородных фурм и формирования металлошлаковых настывей на стволе последних и горловине конвертера.

Основные результаты промышленных исследований

Для устранения указанных недостатков традиционной технологии верхней продувки конвертерной ванны посчитали целесообразным с учетом ранее приобретенного опыта [7,8] вернуться к разработке оптимальной конструкции двухъярусной кислородной фурмы, чтобы при надлежащем режиме продувки обеспечить улучшение теплового баланса плавки без снижения стойкости футеровки и предотвратить интенсивное заметалливание технологического оборудования.

Были разработаны и исследованы в ходе опытно-промышленных кампаний плавки на 160-т конвертерах ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог»

(ПАО «АМКР») [9] и ПАО «Енакиевский металлургический завод» (ПАО «ЕМЗ») [10] следующие конструкции двухъярусных фурм [11] с так называемым разделенным кислородным потоком (см. табл. 1, рис. 1).

Таблица 1 Конструктивные и технологические параметры исследованных конструкций двухъярусных фурм

Параметры	Показатели конструкций фурм			
	ПАО «АМКР»		ПАО «ЕМЗ»	
I. Нижний ярус сопел Лавалья (л) и цилиндрических (ц)				
1. Количество сопел в нако- нечнике, шт	4л	5л	6 (5л+1ц)	6 (5л+1ц)
2. Диаметр сопла Лавалья, мм:				
- критического сечения	35	32	32	32
- входного сечения	38	36	38	38
- выходного сечения	44	39	38	38
- цилиндрического сопла	-	-	20	20
3. Длина, мм				
- докритической части	18	15	15	15
- закритической части	57	64	65	65
4. Угол наклона к вертикали, град	15	20	20л/0ц	20л/0ц
5. Расход кислорода, м³/мин	350- 360	360- 380	380- 425	380- 420
II. Верхний ярус цилиндрических сопел (ц)				
1. Количество сопел, шт	12	12	8	8
2. Диаметр сопла, мм	7	7	6,5	9
3. Угол наклона к вертикали, град	30	30	30	45
4. Расход кислорода, м³/мин	27- 32	27- 32	20- 23	25- 35
5. Расстояние сопел верхнего яруса от торца фурмы, м	2,5	2,5	2,5	2,5

В этих конструкциях (рис. 1) кислород с общим расходом 390-460 м³/мин поступает по внутренней трубе к распределителю. При этом дополнительный кислород подается через 8 или 12 цилиндрических сопел верхнего блока, что приводит к формированию своеобразной завесы из дозвуковых кислородных струй на пути встречного потока отходящих конвертерных газов, несущего во взвешенном состоянии мелкодисперсную пыль, капли металла и шлака.

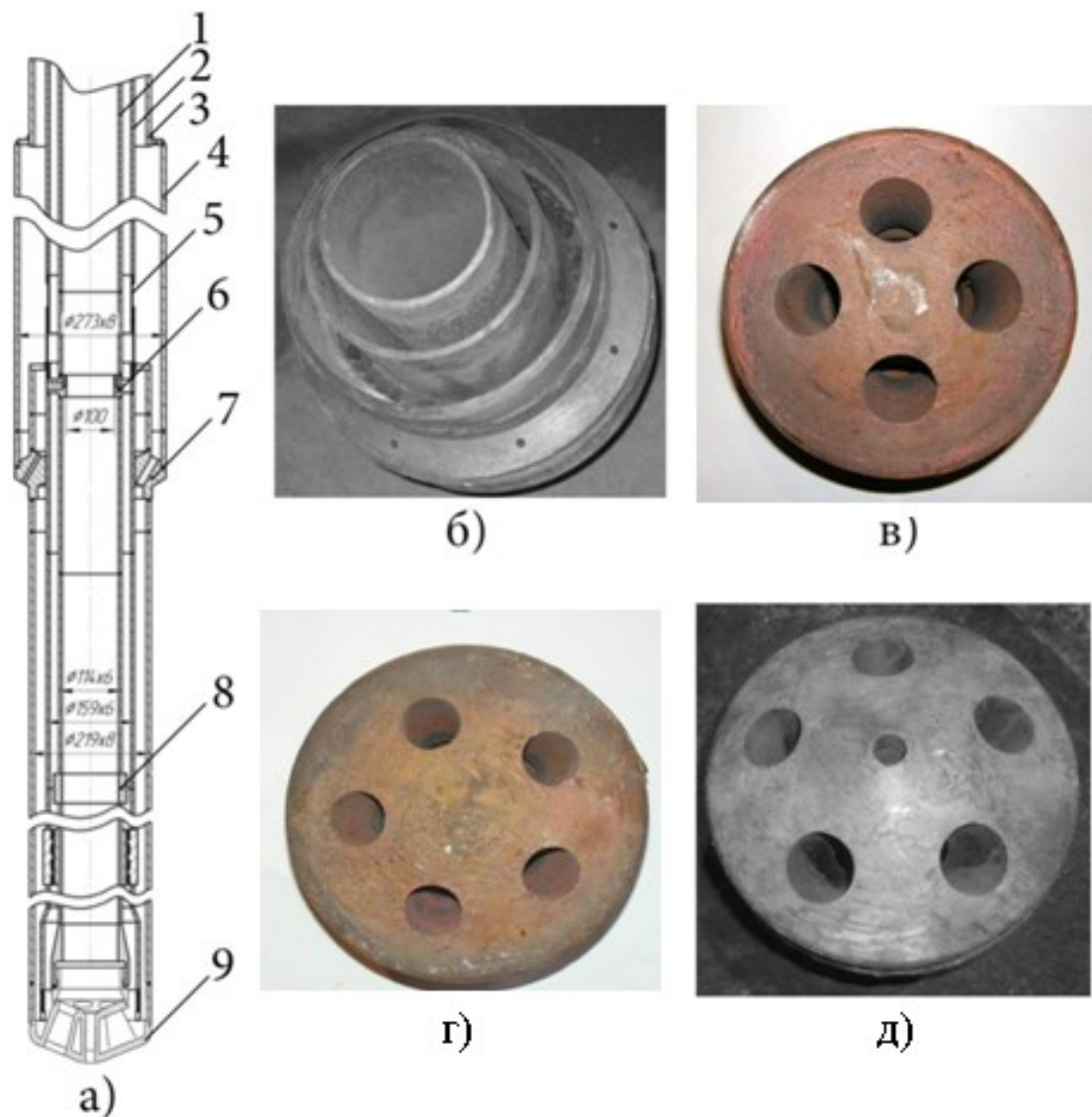


Рис. 1 Конструкция ствола двухъярусной фурмы (а), вид верхнего соплового блока (б) и нижних 4-х (в), 5-ти (г) и 6-ти (д) сопловых наконечников: 1,2,3 – внутренняя, промежуточная и наружная трубы верхней части ствола фурмы соответственно; 4 – наружная труба средней части ствола фурмы; 5- разъемный компенсатор; 6 – распределитель; 7 – верхний сопловой блок; 8 – металлошланговый компенсатор; 9 – нижний наконечник

Тем самым снижается интенсивность покрытия металлошлаковыми настылями ствола фурмы и горловины конвертера. При этом дожигание монооксида углерода отходящих газов в этом случае происходит без агрессивного высокотемпературного воздействия образующихся факелов дожигания на футеровку верхней части конвертера. Основной поток

кислорода по внутренней трубе направляется к нижнему 4-х, 5-ти или 6-ти сопловому наконечнику, который обеспечивает формирование сверхзвуковых кислородных струй и продувку с глубоким проникновением их в расплав при рабочей высоте фурмы, интенсивное перемешивание и обезуглероживание ванны.

В результате проведенных исследований в условиях кислородно-конвертерного цеха ПАО «АМКР» [9] было установлено:

- при продувке ванны 160-т конвертеров кислородом с расходом 380-400 м³/мин и выбранных режимах изменения начальной (2,7-2,0 м) и рабочей (1,4-1,1 м) высоты двухъярусных фурм над уровнем металлической ванны в спокойном состоянии на протяжении преобладающей части времени операции уровень вспененного шлака находился вблизи горловины конвертера. Продувка протекала спокойно без возникновения значительных выбросов шлакометаллической взвеси из агрегата и с отсутствием промежуточного скачивания шлака. Принятый режим присадок обычной и доломитизированной извести, плавикового шпата обеспечивал по окончании продувки содержание в конечном шлаке 3,9-4,5 % MgO, который, после выпуска из конвертера железоуглеродистого полупродукта (0,07 -0,10 % C), подвергался раздуву азотно-порошковыми (сырой доломит) струями [12] с целью нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера;

- по окончании продувки на средней части наружной трубы (диаметр 273×8 мм) ствола двухъярусной фурмы выше верхнего соплового блока наблюдалось образование шлаковой настыви, которая обычно самопроизвольно разрушалась к следующей плавке в результате подъема и опускания фурмы (рис. 2, б). Под верхним 12-ти сопловым блоком в зоне истечения дополнительных кислородных струй ствол фурмы (диаметр трубы 219×8 мм) протяженностью 0,5-1,5 м всегда был чистым от настывей (рис. 2, а-г), в то время как над наконечником формируется металлошлаковая настывь в зависимости от условий проведения начального и основного периодов продувки, определяющих ход шлакообразования с формированием вспененной шлакометаллической эмульсии, перекрывающей срез нижнего наконечника фурмы, или «сворачивание» шлака с возникновением интенсивных выносов соответственно;

- применение 5-ти соплового наконечника положительно отразилось на ходе продувки с точки зрения ускорения шлакообразования, так как обеспечивался более «мягкий» характер воздействия кислородных струй на ванну на большей по размеру площади из-за большего угла ($\alpha = 20^\circ$) наклона 5-ти сопел к вертикали фурмы в сравнении с 4-х сопловым наконечником ($\alpha = 15^\circ$). Вместе с тем, естественно, возникали осложнения

в проведении конвертерной плавки без промежуточного скачивания шлака, особенно, когда использовали металлолом с большой долей легковеса и зашлакованных продуктов переработки шлаковых отвалов.

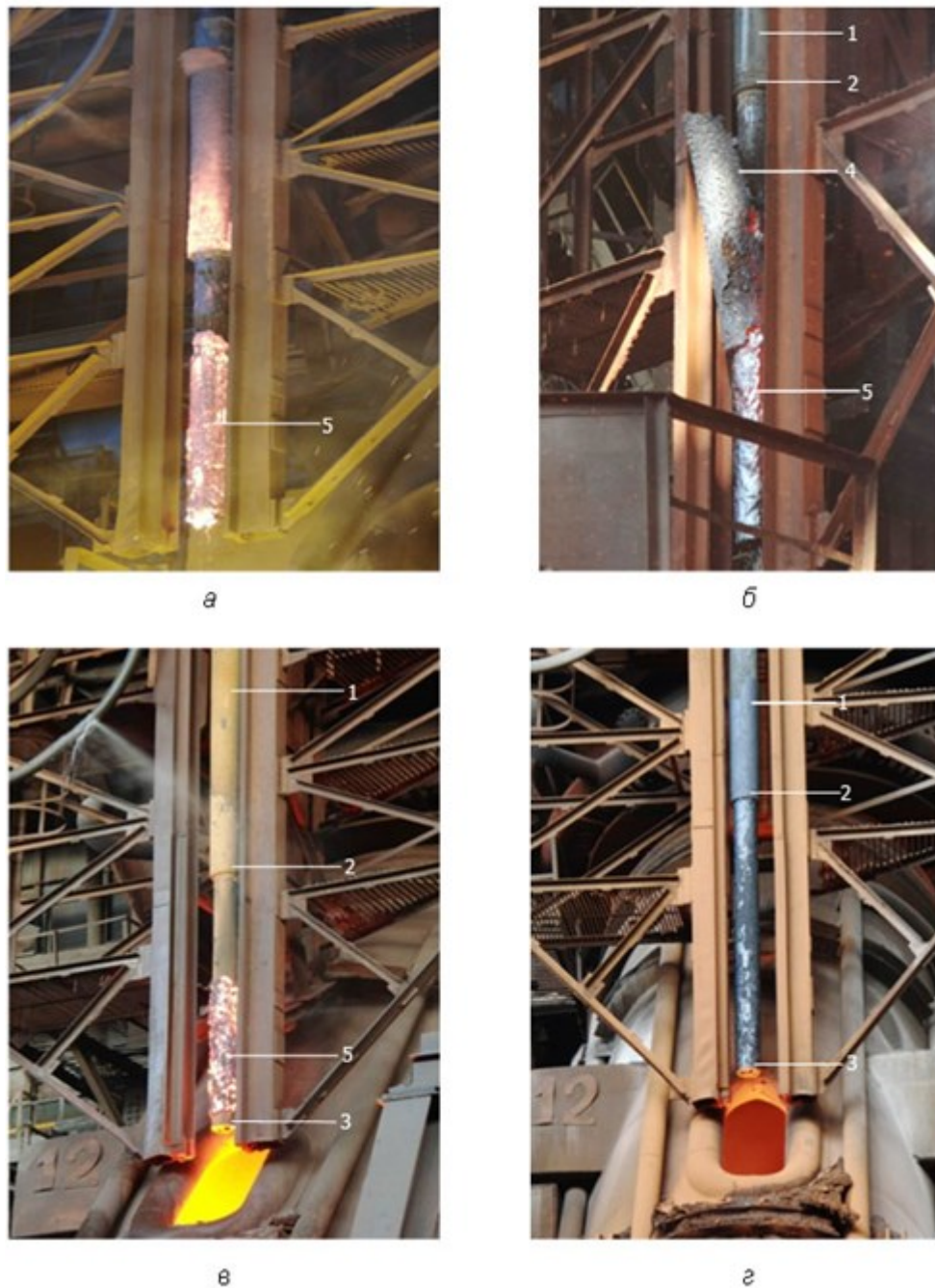


Рис. 2 Вид образующихся настелей на стволе двухъярусной фурмы АМКР с 4-х (а, в) и 5-ти сопловым (б, г) нижним наконечником:
1 – двухъярусная фурма; 2 – верхний сопловый блок; 3 – нижний наконечник; 4 – разрушающаяся шлаковая настель;
5 – металлошлаковая настель

С одной стороны, использование двухъярусной фурмы с 5-ти сопловым наконечником ведет к дальнейшему снижению настylieобразования на стволе фурмы (рис. 2, г), а с другой – для предотвращения возникновения выбросов в ходе продувки, а также снижения окисленности металла и шлака на окончательной стадии операции приходится работать при более низком рабочем положении фурмы, что отрицательно сказывается на стойкости наконечников.

Опытно-промышленное опробование двухъярусных фурм, применяемых как для продувки конвертерной ванны, так и для раздува конечного шлака с целью ошлакования футеровки, в условиях работы 160-т конвертеров ПАО «ЕМЗ» [10] показало:

- при продувке ванны кислородом с расходом 400-460 м³/мин и расположением фурмы на начальной (2,5-2,0 м) и рабочей (1,3-1,1 м) высоте над уровнем металлической ванны, с присадкой извести, магнезиальных материалов (ФМБУЖ) и угля (АМ) на протяжении 4-5 мин в полости конвертера формировалась вспененная шлакометаллическая эмульсия с приближением ее уровня к горловине конвертера. В дальнейшем отмечался спокойный ход продувки без возникновения значительных выбросов и с отсутствием промежуточного скачивания шлака;

- принятый режим присадок обычной и доломитизированной извести, магнезиальных шлакообразующих материалов (ФМБУЖ) обеспечивает в ходе продувки формирование конечного конвертерного шлака, содержащего 7-9 % оксида магния, пригодного для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера;

- по окончании продувки на средней части ствола двухъярусной фурмы выше верхнего соплового блока наблюдалось образование шлаковой настylie, которая в преобладающем числе случаев также самопроизвольно разрушалась к следующей плавке. Под верхним сопловым блоком в зоне истечения дополнительных кислородных струй ствол фурмы (диаметр трубы 219×8 мм) протяженностью 500-700 мм всегда был чистым от настylie, в то время как над наконечником формировалась металлошлаковая настylie, размеры которой изменялись от плавки к плавке в зависимости от условий шлакообразования;

- нанесение шлакового гарнисажа на футеровку конвертера с использованием двухъярусной фурмы происходило без особых осложнений, но вместе с тем интенсивность покрытия металлошлаковой настylie нижней части ствола фурмы возрастает;

- в случае использования двухъярусной фурмы для охлаждения перегретых плавов путем продувки азотом с расходом 400-450 м³/мин было зафиксировано покрытие имеющейся шлаковой настylie

металлошлаковой, что не способствовало ее самопроизвольному разрушению и как раз явилось результатом вынужденных двух случаев обрезок настелей кислородной трубкой;

- при применении первоначального варианта двухъярусной фурмы (угол наклона цилиндрических сопел верхнего яруса 30^0) были зафиксированы случаи, когда шлаковая настель в форме своеобразного «чулка» сползала по стволу наружной трубы (диаметр 273×8 мм) и перед началом продувки ее торец располагался ниже уровня выходных сечений цилиндрических сопел верхнего яруса. Это способствовало тому, что в начальный продувки происходило отражение кислородных струй от внутренней поверхности настели с направлением их на ствол фурмы с образованием вымоин в направлениях расположения цилиндрических сопел (рис. 3).

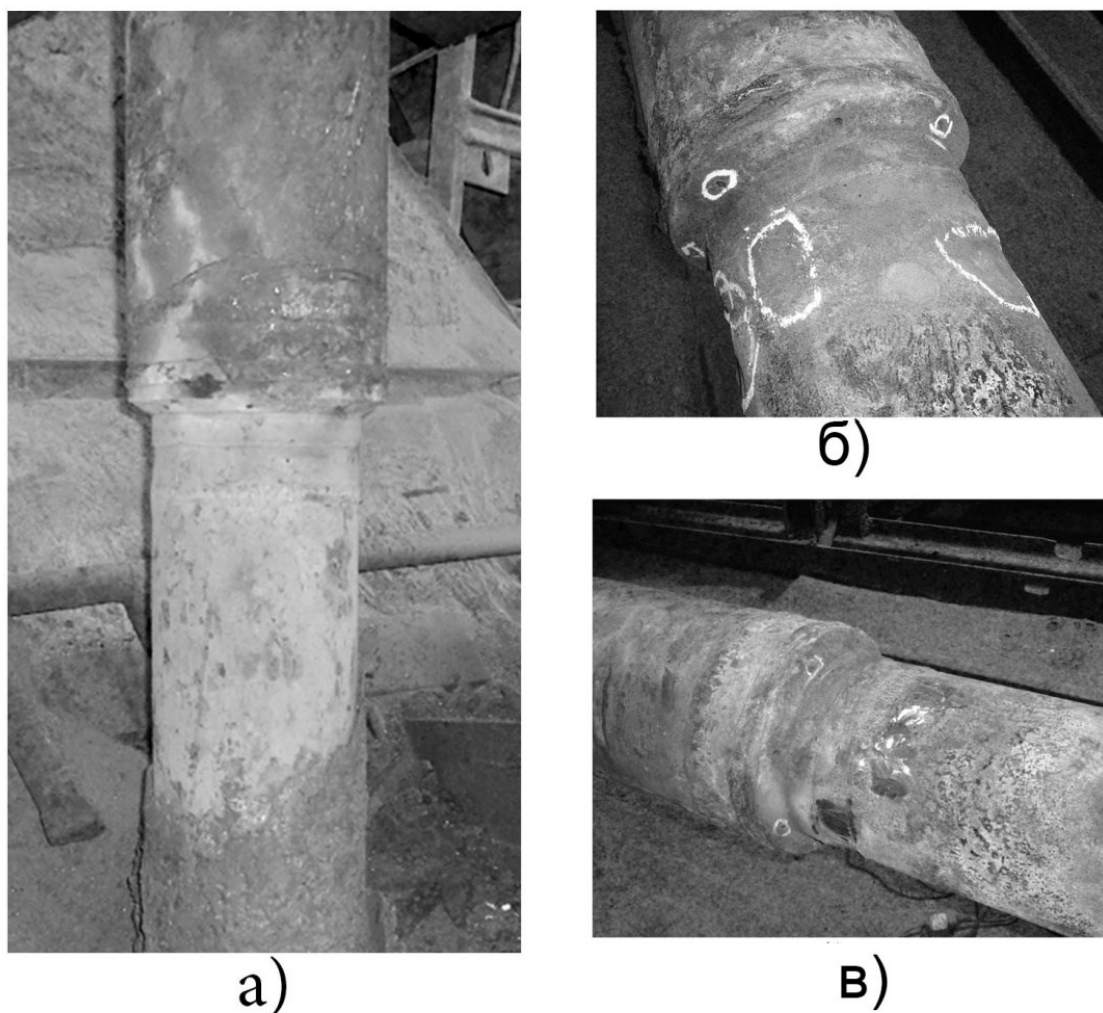


Рис. 3 Вид верхнего 8-ми соплового блока двухъярусной фурмы над фурменным окном (а) конвертера и с вымоинами на наружной трубе (б) и после ремонта (в) на фурменном участке

Избежать образования вымоин на стволе фурмы под верхним сопловым блоком удалось путем увеличения угла наклона цилиндрических сопел блока к вертикали фурмы с 30^0 до 45^0 и повышения расхода дополнительного кислорода через них до 7 % от общего $400-460 \text{ м}^3/\text{мин}$ за счет увеличения диаметра сопел с 6,5 до 9 мм.

Основным результатом проведенных опытно-промышленных кампаний плавки следует считать установленный факт предотвращения интенсивного заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера, что является существенным резервом в повышении производительности агрегатов и выхода жидкой стали за счет снижения насталеобразования и простоев по причине удаления настелей.

К недостаткам опробованных конструкций фурм следует отнести используемую систему компенсации температурных расширений с помощью металлошлангового компенсатора (рис. 1, поз.8). Эта проблема решается без особых осложнений с переходом на современную систему компенсации в виде скользящих сальниковых уплотнений с резиновыми кольцами. Это позволит существенно уменьшить объем работ по обслуживанию кислородных фурм и исключить использование дорогостоящих металлошланговых компенсаторов.

Важно то, что при существующем состоянии газоотводящих трактов и газоочисток в конвертерных цехах с использованием двухъярусных фурм можно повысить на 160-т конвертерах интенсивность продувки до $500 \text{ м}^3/\text{мин}$, так как подача дополнительного кислорода на дожигание отходящих газов сопровождается уменьшением объемного количества последних на единицу вдуваемого кислорода.

В этой связи целесообразным является проведение дальнейших исследований по оптимизации конструкции двухъярусной фурмы с разделенным кислородным потоком и отработке дутьевого и шлакового режимов ведения плавки с ее использованием при интенсивности продувки $450-500 \text{ м}^3/\text{мин}$.

Вместе с тем необходимо отметить, что наибольший эффект будет достигнут при использовании конструкций двухъярусных фурм с двумя регулируемыми потоками технологических газов, так как в этом случае появляются дополнительные управляющие воздействия на ход продувки в результате регулируемой подачи дополнительного кислорода и возможной замены последнего на азот в требуемые периоды операции [4].

Выводы

Разработаны и опробованы в условиях работы 160-т конвертеров различные конструкции двухъярусных фурм с так называемым разделенным кислородным потоком, обеспечивающие в условиях верхней

продувки конвертерной ванны снижение интенсивности заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера, предотвращение ускоренного локального износа верхней части футеровки агрегата. Необходимо проведение дальнейших исследований по оптимизации конструкции двухъярусной фурмы и технологии продувки ванны с ее использованием.

Литература

1. Работа 130-т конвертеров, оборудованных двухъярусными фурмами / В. И. Баптизманский, В. О. Куликов, А. Т. Китаев [и др.] // Экспресс-информация ЦНИИ и ТЭИ ЧМ.- 1974.- серия 6.- вып.-3.- С. 1-14.
2. Служба футеровки 130-т конвертеров при продувке металла кислородом через двухъярусную фурму / А. П. Кудрина, Б. В. Никифоров, А. Т. Китаев [и др.] // Огнеупоры.- 1974.-№1.- С.27-32.
3. Rymarchyk N. Post combustion lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) operations // Steelmaking Conference Proceedings. – 1998. – Р. 445-449.
4. Чернятевич А. Г. Современное состояние и направления совершенствования конструкций дутьевых устройств для кислородно-конвертерных процессов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. - №7. – С.20-23.
5. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation / R.P.Stone, D.Neith, S.Koester [et al.] // AIS Tech 2009 Proceedings. – 2009. - №1.- Р.737-747.
6. Новые направления в использовании двухъярусных фурм для продувки конвертерной ванны / А.Г. Величко, А.Г. Чернятевич, Е.Н. Сигарев и др. // Теория и практика металлургии.- 2011.- № 5-6(2).- С. 12-18.
7. Комбинированная продувка с подачей нейтрального газа сверху и через днище конвертера / А. Г. Чернятевич, Р. С. Айзатулов, Л. М. Учитель и др. // Сталь. - 1989. - № 5. - С.20-23.
8. Повышение эффективности комбинированной продувки ванны 160-т конвертеров / А. Г. Чернятевич, Р. С. Айзатулов, Л. М. Учитель и др. // Бюллетень ЦНИИ и ТЭИ ЧМ.- 1989.- № 12.- С.48,49.
9. Разработка конструкции двухъярусной фурмы и режима продувки ванны 160-т конвертеров ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с ее использованием / А. Г. Чернятевич, Е. Н. Сигарев, И. В. Чернятевич и др. // Теория и практика металлургии.- 2012.- № 5-6.- С. 76-85.
10. Разработка и совершенствование конструкции двухъярусной фурмы для 160-т конвертеров ПАО «ЕМЗ» / А. Г. Чернятевич, А. Г. Коваленко, А. В. Сущенко и др. // Теория и практика металлургии.- 2014.- № 3-6.- С. 20-28.
11. Пат. 106676 Україна, МПК C21/C 5/48. Двоярусна киснева фурма / А. Г. Чернятевич, Є. М. Сігарьов, А. В. Сущенко [та інш.].- № 201302425; заявл. 26.02.13; опубл. 25.09.14, Бюл. №18.
12. Освоение технологии нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера путем раздувки шлака перемещающимися газопорошковыми струями / А. Г. Чернятевич, Е. Н. Сигарев, Е. В. Протопопов и др. // Изв. Вузов. Черная металлургия.- 2011.- № 2.- С. 15-20.

УДК 669.184.244.62

КОМБИНИРОВАННАЯ ПРОДУВКА КОНВЕРТЕРНОЙ ВАННЫ КИСЛОРОДОМ И НЕЙТРАЛЬНЫМ ГАЗОМ

А. Г. Чернятевич, П. О. Юшкевич

Институт черной металлургии НАН Украины

Викладені питання розробки і удосконалення вітчизняної технології комбінованої продувки конвертерної ванни киснем та нейтральним перемішуючим газом (азот, аргон) через днище

Изложены вопросы разработки и совершенствования отечественной технологии комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом сверху и нейтральным перемешивающим газом (азот, аргон) через днище

The development and improvement problems of the domestic technology of converter bath combined blowing by the oxygen through the top and by neutral mixing gas (nitrogen, argon) through the bottom have been exposed

Введение

Технология конвертерного процесса с комбинированной продувкой кислородом сверху и нейтральным перемешивающим газом (азот, аргон) через днище получила распространение с 1980-х гг., благодаря улучшению технологических и технико-экономических показателей. В настоящее время в мире около 80 % конвертерной стали выплавляется по этой технологии, которая обеспечивает в зависимости от сортамента выплавляемой стали следующие преимущества по сравнению с классическим кислородно-конвертерным процессом с верхней продувкой:

- увеличение интенсивности подачи кислорода и уменьшение длительности продувки;
- более спокойный характер продувки с отсутствием интенсивных выбросов шлакометаллической взвеси из агрегата;
- повышение стабильности по температуре и химическому составу от плавки к плавке;
- уменьшение угара железа и окисленности металла на выпуске, увеличение остаточного содержания марганца, снижение расхода алюминия и ферросплавов и в итоге – повышение выхода жидкой стали;
- получение низких содержаний углерода и вредных примесей в конечном металлическом полупродукте.

В последние годы начавшееся в СНГ техническое перевооружение кислородно-конвертерного процесса реализуется в направлении закупки и установки «под ключ» зарубежных оборудования и технологий комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом сверху и нейтральным перемешивающим газом через днище [1-3].

Вместе с тем, внедренная австрийской фирмой «VAI» на ряде металлургических предприятий России (ОАО «НЛМК», ОАО «ЕВРАЗ НТМК») и Украины (ПАО «АМК», ПАО «ДМКД») технология комбинированной продувки конвертерной ванны кислородом сверху через обычную многосопловую фурму и нейтральным газом (азот, аргон) через донные многоканальные пробки [1-3], способствуя более спокойному ходу продувки, улучшению перемешивания ванны со снижением окисленности металла и шлака, особенно при содержании углерода в конечном металлическом полупродукте $\leq 0,05$ %, к сожалению, характеризуется следующими недостатками:

- для верхней продувки ванны 160 и 250-330-т конвертеров с расходом кислорода соответственно 500 и 1050-1200 м³/мин применяются кислородные фурмы классической конструкции с литыми наконечниками (рис. 1), содержащими 6 сопел Лаваля, расположенными по кругу под углом наклона к вертикальной оси фурмы (α) 14, 17 и 20°. Используемые наконечники (рис. 1) достигли своего конструктивного совершенства с точки зрения повышения стойкости и снижения трудозатрат на их замену в процессе эксплуатации. Вместе с тем эти наконечники не удовлетворяют требованиям технологии в отношении улучшения теплового баланса конвертерной плавки, хода шлакообразования, удаления фосфора при повышенном содержании углерода в металлическом расплаве [1-3];

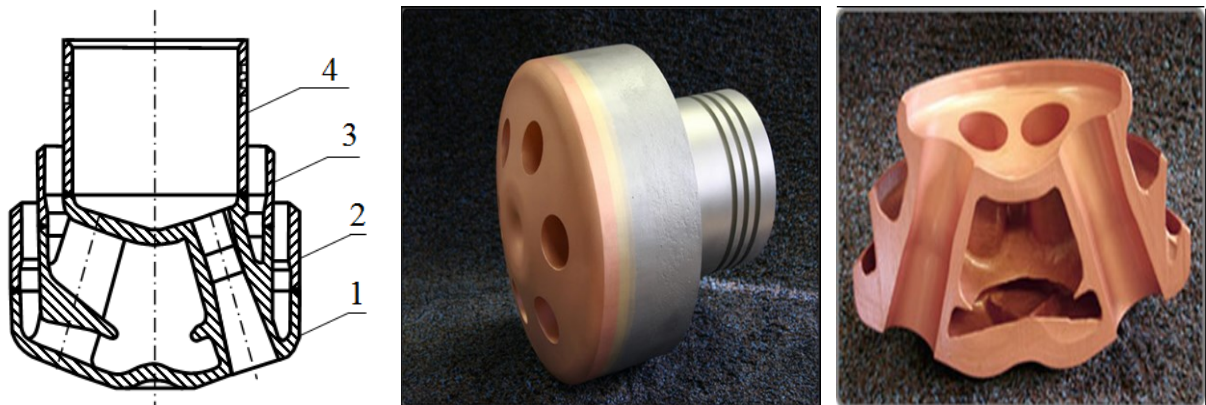


Рис. 1 Конструкция наконечника фирмы «Impact»:

1- литой сопловой блок; 2 - соединительная вставка с наружной трубой отвода воды; 3 - соединительная вставка с промежуточной трубой подвода воды; 4 - соединительная вставка с центральной трубой подвода кислорода

- интенсифицируется заметалливание технологического оборудования (ствола кислородной фурмы, горловины конвертера и экранных поверхностей камина) из-за более продолжительного протекания комбинированной продувки в режиме «сворачивания» шлака, особенно при содержании в последнем более 8 % оксида магния. Удаление металлошлаковых настывей с кислородной фурмы с помощью кислородно-топливных резаков, с горловины конвертера совком для загрузки лома, закрепленным на кране, вынужденный переход на продувку с полным дожиганием отходящих газов для удаления настывей с экранных поверхностей камина сопровождаются снижением производительности конвертера и стойкости кислородных фурм, разрушением футеровки конической части агрегата и ускоренным выходом горловины и трубчатых водоохлаждаемых элементов газоотводящего тракта из строя;

- существенно осложняется технология нанесения шлакового гарнисажа на футеровку 160 и 250-330- т конвертеров и особенно уход за днищем с целью предотвращения его износа и обеспечения работоспособности соответственно 10 и 16 донных фурм (многоканальных огнеупорных пробок) для подачи азота и аргона с расходом 0,2-1,7 $\text{м}^3/\text{мин}$ через одну продувочную пробку;

- из-за ускоренного износа днища, прекращения работы части донных продувочных пробок в результате повреждения при загрузке лома или «запечатывания» высокомагнезиальным конечным шлаком при его раздуве кампания комбинированной продувки заканчивается и агрегат переводится на классическую верхнюю продувку.

Для решения отмеченных проблем в настоящее время актуально с учетом приобретенного отечественного опыта [4-7] комбинированной продувки разработать новые конструкции фурменных устройств и технологию продувки конвертерной ванны с подачей регулируемых потоков кислорода и нейтрального газа, обеспечивающих более высокие технологические и технико-экономические показатели плавки.

Результаты отечественных разработок

В бывшем СССР в начале 1980-х гг. освоение комбинированной продувки кислородом и нейтральным газом на 160-т конвертерах Западно-Сибирского металлургического комбината (ЗСМК) проводил ИЧМ (ныне Институт черной металлургии им. З.И. Некрасова Национальной академии наук Украины). Все исследования и разработки осуществлялись под руководством заведующего отделом металлургии стали, профессора, д.т.н. Я.А. Шнеерова. Были организованы широкомасштабные комплексные проектные и исследовательские работы, к которым привлекались головные

отраслевые институты – Всесоюзный институт огнеупоров, «ВНИПИЧерметэнергоочистка», ВостИО, сотрудники ЗСМК, Восточного филиала ИЧМ и кафедр металлургии стали Днепродзержинского индустриального института (ДИИ) и Сибирского металлургического института (СМИ).

Перед началом работ обычная технология ведения плавки на 160-т конвертерах ЗСМК предусматривала расход лома около 25 %. Заливаемый в конвертер при 1300-1400 °С чугуны содержал 0,45-1,05 % Si, 0,48-0,80 % Mn, 0,018-0,030 % S, 0,20-0,30 % P.

Продувка кислородом сверху с расходом около 390-400 м³/мин велась через фурму с 5-ти сопловым сварным наконечником, имеющим сопла Лаваля критического диаметра ($d_{кр}$) 35 мм, расположенные под углом (α) 20°. В течение первых 3-4 минут продувки фурму располагали на высоте 2,0-2,5 м над уровнем спокойной ванны, а затем опускали на рабочую высоту 1,0-1,4 м. В качестве шлакообразующих материалов применяли известь с содержанием 80-90 % CaO и плакированный шпат. Корректировку температурного режима плавки проводили присадками известняка.

В связи с повышенным содержанием в чугуне фосфора осуществлялось быстрое наведение основного окислительного шлака, который поддерживался во вспененном состоянии на уровне горловины на протяжении большей части периода продувки. Основность конечного шлака (CaO/SiO₂) была на уровне 3,0-3,5, а суммарное содержание ΣFeO в пределах 18-22 %.

При выплавке стали с 0,20 % C и более продувку заканчивали при содержании углерода не ниже 0,12 %, а остальных марок – не менее 0,06 % углерода.

Основной целью разрабатываемой технологии комбинированной продувки [4] являлось снижение расхода жидкого чугуна путем повышения степени дожигания монооксида углерода отходящих газов в рабочем пространстве конвертера за счет использования двухъярусной фурмы.

Это потребовало решения комплекса научно-технических задач по оснащению конвертера:

- системой регулируемого подвода основного и дополнительного кислорода к верхней двухъярусной фурме;
- системой регулируемой подачи азота, аргона и компрессорного воздуха к донным фурмам.

В процессе опытно-промышленных кампаний плавки выполнили отработку:

- конструкции двухъярусной фурмы (рис. 2), режимов подачи через нее двух потоков кислорода и изменения ее высоты в ходе комбинированной продувки с присадкой в конвертер шлакообразующих материалов;

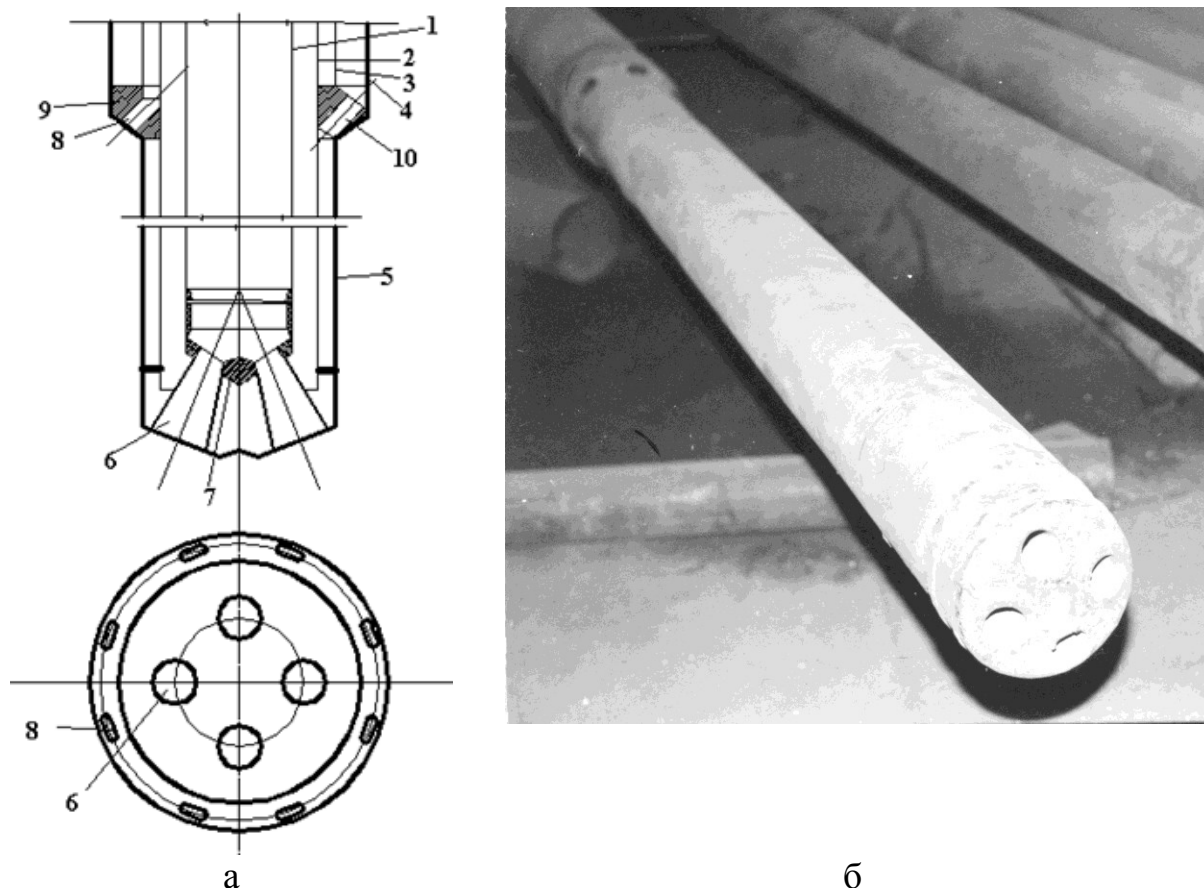


Рис. 2 Схема конструкции (а) и вид (б) двухъярусной фурмы ИЧМ и ЗСМК: 1 – внутренняя труба; 2,3 – промежуточные трубы; 4,5 – наружные трубы; 6 – основные сопла Лавалья; 7 – наконечник фурмы; 8 – щелевидные сопла для дожигания СО; 9 – верхний сопловой блок; 10 – проточки для прохода воды

- рациональной конструкции донных фурм [8] и схемы (рис. 3) расположения их в днище конвертера;

- режимов подачи нейтрального газа через донные фурмы, в том числе перехода с азота на аргон;

- технологических параметров плавки с комбинированной продувкой для различного сортамента стали, включая послепродувочное перемешивание.

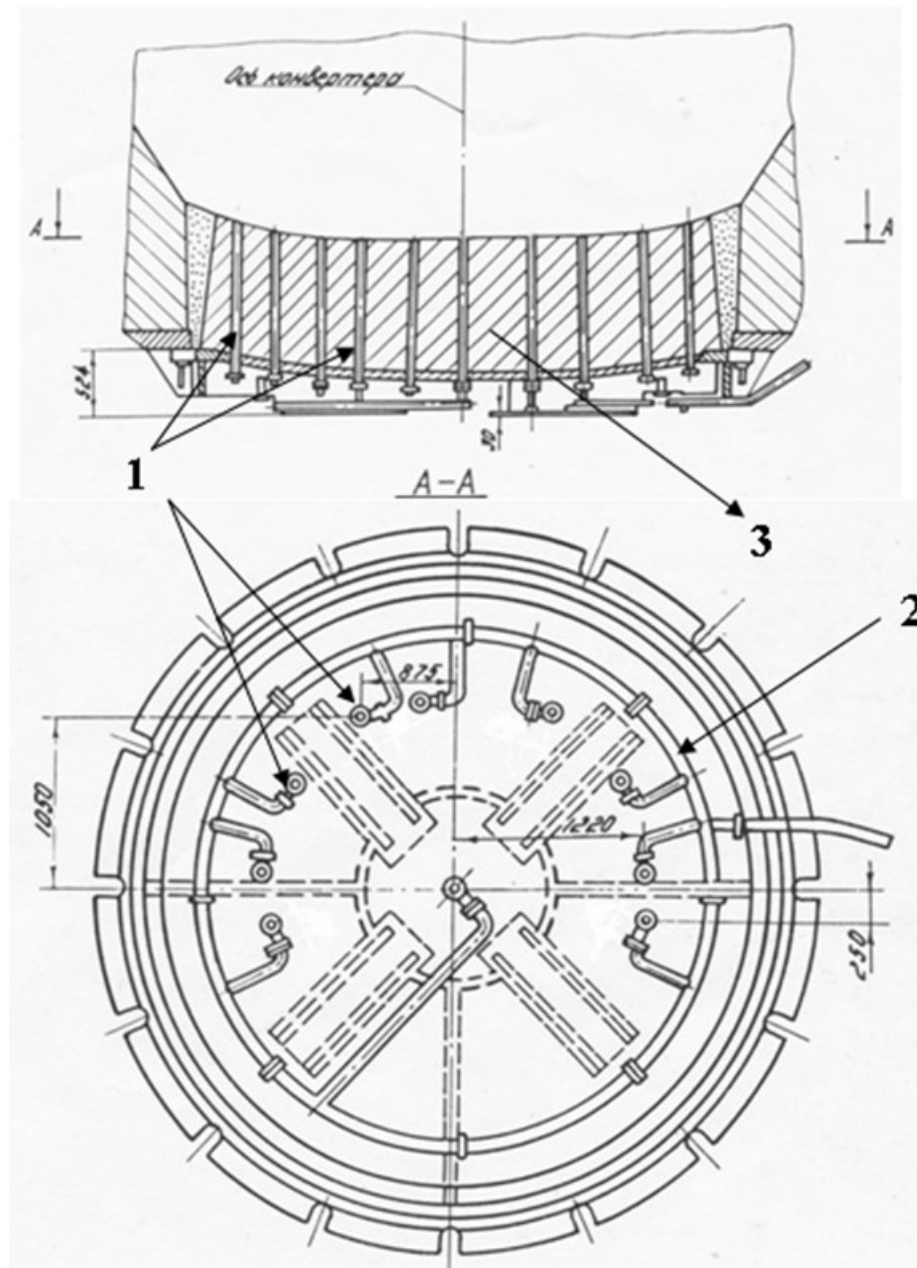


Рис. 3 Схема подвода нейтрального газа к донным фурмам и расположения их в днище конвертера: 1 – донные трубчатые фурмы; 2 – кольцевой газопровод; 3 – вставное днище конвертера

В результате выполненных работ была внедрена технология комбинированной продувки 160-т конвертеров ЗСМК [4-7], предусматривающая верхнюю продувку ванны двумя регулируемыми потоками основного ($300\text{--}350\text{ м}^3/\text{мин}$) и дополнительного ($50\text{--}100\text{ м}^3/\text{мин}$) кислорода через двухъярусную фурму и подачу через 10 донных одноканальных фурм с каналом диаметром 6 мм нейтральных газов (азот, аргон) с расходом $6\text{--}16\text{ м}^3/\text{мин}$. В результате удалось за счет

дополнительного управляющего воздействия (изменение интенсивности донного дутья) более эффективно управлять ходом шлакообразования и продувки с точки зрения предотвращения интенсивного образования вспененной шлакометаллической эмульсии и выбросов, повышения степени дожигания отходящих газов, снижения окисленности конечного металла и шлака.

Отработанная конструкция двухъярусной фурмы ИЧМ и ЗСМК (рис.2), имеющая в нижнем ярусе четыре сопла Лаваля с критическим диаметром ($d_{кр}$) 35 мм, расположенных под углом (α_1) 15° к вертикали, а в верхнем ярусе, удаленном на 2,5 м от нижнего, - шесть овальных щелевых сопел (19x44 мм) под углом (α_3) 30° , оптимальный режим дутья и присадок шлакообразующих материалов обеспечили [4-7]:

- снижение расхода чугуна, извести и плавикового шпата на 35-40, 4-5 и 0,8 кг/т стали соответственно;
- повышение выхода жидкой стали на 0,5 %;
- предотвращение интенсивного заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера.

Вместе с тем не получилось избежать интенсивного износа футеровки цилиндрической и верхней конической части конвертера, а также добиться надлежащей стойкости днища и донных фурм в отсутствие индивидуальной подачи и регулирования нейтрального газа на каждую фурму. Из-за ускоренного локального износа верхней части футеровки конвертера после 150-180 плавов приходилось выводить из эксплуатации двухъярусную фурму и переходить на продувку с использованием штатной 5-ти сопловой фурмы.

Для выхода из создавшегося положения совместными усилиями сотрудников ЗСМК, Днепропетровского индустриального и Сибирского металлургического институтов были внедрены следующие мероприятия по повышению эффективности комбинированной продувки ванны 160-т конвертеров:

- с целью освоения нового способа выплавки стали в конвертере [9] была модернизирована система подачи технологических газов к верхней фурме (рис. 4), что обеспечило возможность осуществления продувки конвертерной ванны через двухъярусную или двухконтурную фурмы двумя регулируемыми потоками основного и дополнительного кислорода с возможностью регулируемой подачи нейтрального газа в потоке дополнительного кислорода, в том числе до его полного замещения;
- по предложенной методике [10,11] спроектированы, изготовлены и проверены в продолжительной работе [12-15] 12-ти и 36-ти канальные наконечники с двухрядным расположением сопел для двухконтурной фурмы (рис. 4).

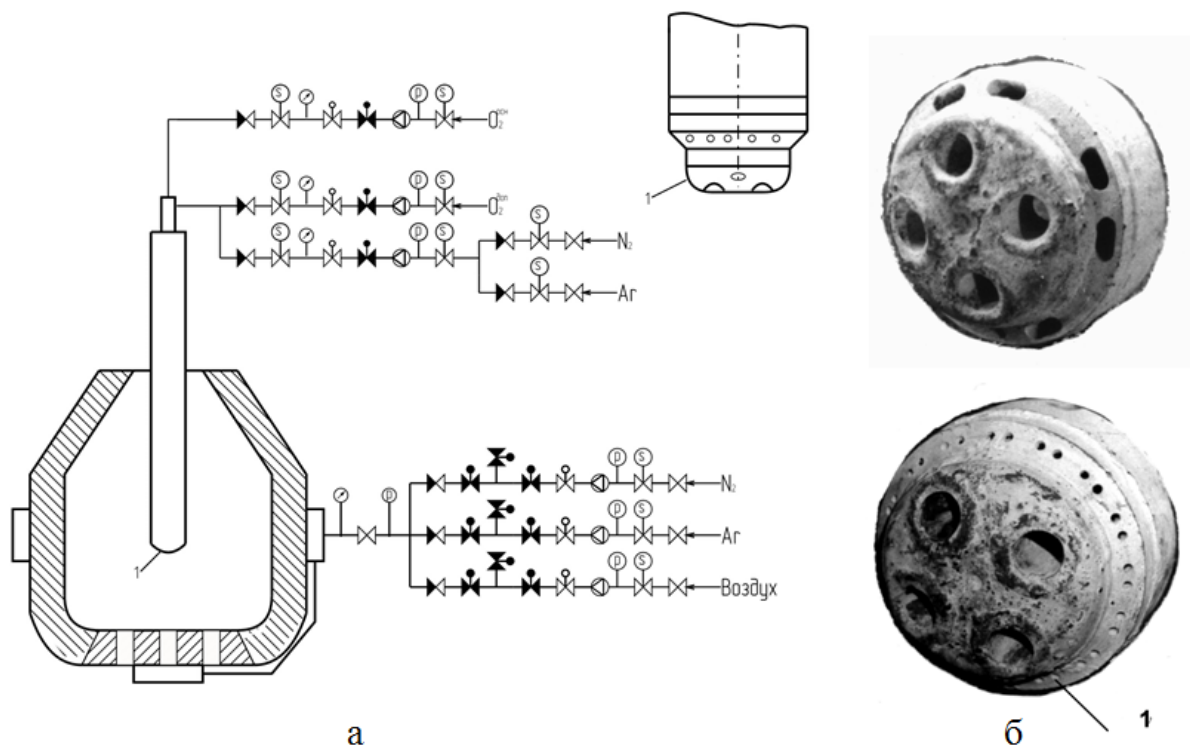


Рис. 4 Схема оснащения 160-т конвертеров ЗСМК регулируемым подводом технологических газов (а) и двухконтурной фурмой с 12-ти и 36-ти сопловыми наконечниками (б)

В 12-ти канальном наконечнике внутренний ряд сопел выполнен в составе четырех сопел Лаваля ($d_{кр} = 35$ мм, $\alpha_1 = 15^\circ$) и обеспечивал «жесткую» продувку конвертерной ванны сверхзвуковыми струями с расходом основного кислорода 300-350 м³/мин с целью интенсификации обезуглероживания и расплавления металлолома. Восемь овальных щелевых сопел (19x44 мм), размещенных в наружном ряду наконечника под углом $\alpha_2 = 30^\circ$, обеспечивали при расходе дополнительного кислорода 50-100 м³/мин значительный по площади дозвуковой поток, направленный на дожигание СО до СО₂ в места канального выхода СО на поверхность ванны из отдельных реакционных зон, ускоренную наводку шлака и благоприятные условия протекания реакций дефосфорации и десульфурации расплава.

Более совершенная конструкция 36-ти канального наконечника позволяла посредством центральной группы сверхзвуковых струй, формируемых при расходе основного кислорода в количестве 300-350 м³/мин четырьмя соплами Лаваля ($d_{кр} = 35$ мм, $\alpha_1 = 12^\circ$) внутреннего ряда, создать объединенную реакционную зону интенсивного выделения монооксида углерода с диаметром $D_{р.з.}^{общ}$ на поверхности металлической ванны в

спокойном состоянии (рис. 5, а). При этом за счет направленных дозвуковых струй наружного ряда, истекающих при расходе дополнительного кислорода 50-100 м³/мин через 32 цилиндрических сопла диам. 8 мм под углом $\alpha_2 = 30^\circ$, осуществлялось дожигание монооксида углерода до его диоксида в «свищевом» потоке отходящих из реакционной зоны через слой вспененного шлака газов при подавлении интенсивного выноса капель металла и шлака;

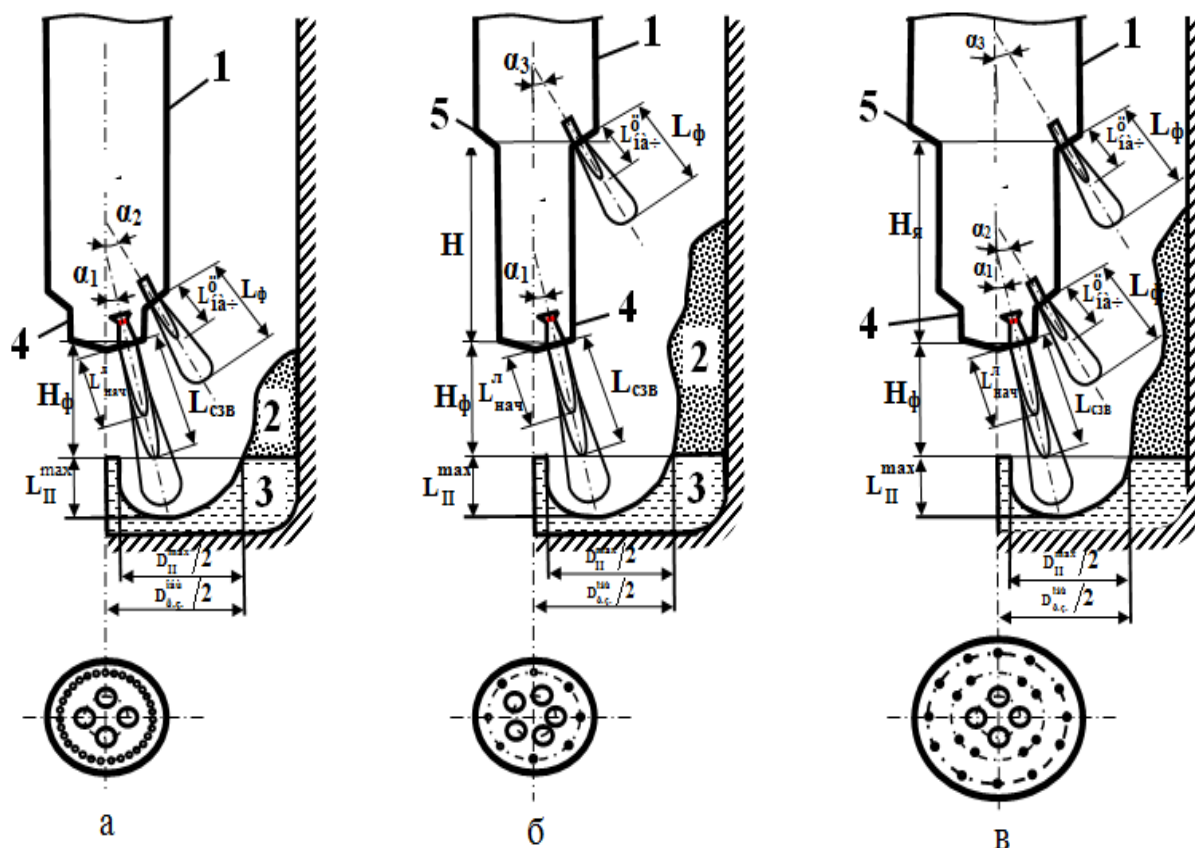


Рис. 5 Схема продувки конвертерной ванны с дожиганием отходящих газов при использовании двухконтурной (а) и двухъярусных (б, в) фурм:

1 – фурма; 2 – шлак; 3 – металл; 4 – нижний наконечник; 5 – верхний сопловый блок

- для донного перемешивания конвертерной ванны нейтральными
- для донного перемешивания конвертерной ванны нейтральными газами с расходом 6-16 м³/мин были использованы 10 одноканальных огнеупорных блоков [8] производства Всесоюзного института огнеупоров и комбината «Магнезит» с диаметром сопел 8 мм, расположенные по контуру сегмента окружности, диаметр которой составляет 0,45-0,51 от общего диаметра днища (рис. 3).

Отработанный и внедренный режим комбинированной продувки через двухконтурную фурму с 36-ти канальным наконечником [12] по сравнению с обычной обеспечил повышение показателя дожигания отходящих газов на 10-15 %, снижение расхода чугуна и извести в пределах 10-18 и 0,8- 2,3 кг/ т стали соответственно. При этом был предотвращен локальный износ цилиндрической и верхней конической части футеровки конвертера, фиксируемый при использовании двухъярусной фурмы.

Применение двухконтурной фурмы [13] с подачей нейтрального газа в количестве 5-7,5 % расхода окислительного газа в потоке дополнительного кислорода позволило обеспечить экономию чугуна и извести соответственно на 30,7 и 7,1 кг/т стали.

Разработанная технология комбинированной продувки [9,14] с подачей через двухъярусную фурму ЗСМК и ИЧМ основного кислорода (350-380 м³/мин) при кратковременной замене дополнительного кислорода (20-55 м³/мин) на азот (20-60 м³/мин) в определенные периоды операции (рис. 5, б) с целью осаживания вспененного шлака при постоянном вдувании нейтрального газа (6-8 м³/мин) через днище позволила:

- более гибко управлять состоянием вспененного слоя шлакометаллической эмульсии с целью предотвращения выбросов, повышения эффективности дожигания отходящих газов, удаления фосфора и серы;

- снизить расход чугуна на 14,5 кг/т стали, содержание оксидов железа в шлаке на 0,5 %, а также повысить остаточное содержание марганца на 0,02 % и выход годного на 0,8 %.

В настоящее время в условиях работы конвертерных цехов СНГ, использующих комбинированную продувку ванны и применяющих для повышения стойкости футеровки агрегатов технологию нанесения шлакового гарнисажа, желательно для повышения ресурсо- и энергосберегающей эффективности конвертерной плавки внедрить с учетом имеющегося опыта [12-15] следующие, проверенные в промышленной эксплуатации, разработки.

Предложенные технические решения

Прежде всего, необходимо оснастить конвертерные агрегаты усовершенствованными конструкциями двухконтурных, а лучше двухъярусных фурм, и системами подвода к ним двух регулируемых потоков кислорода с возможностью их полной замены на азот. В результате появляется возможность обеспечить продувку конвертерной ванны в режиме глубокого проникновения в металлический расплав основных сверхзвуковых кислородных струй, истекающих из сопел Лаваля цельноблочного наконечника двухконтурной или двухъярусной фурмы,

при перекрытии торца последнего слоем вспененной шлакометаллической эмульсии. При этом интенсифицируются процессы растворения присаженного лома, обезуглероживания и перемешивания ванны. Одновременно дополнительными дозвуковыми кислородными струями, формируемыми цилиндрическими соплами, расположенными в наконечниках двухконтурной (рис. 5, а) и двухъярусной (рис. 5, в) фурм и в верхних сопловых блоках двухъярусных фурм (рис. 5, б,в), создается обширная и относительно низкоскоростная область кислородных потоков на пути встречного потока монооксида углерода, преимущественно выходящего из реакционной зоны взаимодействия основных кислородных струй с расплавом. Эта область, в зависимости от высоты фурмы над ванной и расхода дополнительного кислорода, определяет режимы шлакообразования, подавления интенсивного выноса мелких капель металла и шлака в направлении ствола фурмы и горловины конвертера, дожигания отходящих газов без агрессивного воздействия на футеровку верхней части агрегата.

В этой связи показателен пример работы ряда цехов США и Канады [16-19], в которых используют для верхней кислородной продувки ванны большегрузных конвертеров емкостью 220 [19], 262 [20] и 295 [21] тонн и раздува конечного шлака азотными струями с целью нанесения на футеровку шлакового гарнисажа двухъярусные фурмы с так называемым разделенным основным кислородным потоком. При подаче кислорода на дожигание отходящих газов в количестве 3,0-3,5 % от общего через верхний ярус сопел, расположенный на расстоянии 1,8-2,0 м от торца наконечника, удастся предотвратить интенсивное настывлеобразование на стволе фурмы, футеровке и горловине конвертера [16-19] и значительно уменьшить задержки в работе конвертеров, связанные с очисткой настывлей и заменой фурм. При этом обеспечена максимальная стойкость футеровки конвертеров 30 [19] и 43 [18] тыс. плавов.

Если при использовании двухконтурных и двухъярусных фурм замена основного потока кислорода на азот преследует своей целью организацию раздува подготовленного конечного шлака сверхзвуковыми азотными струями с целью формирования защитного шлакового гарнисажа на футеровке конвертера, то посредством кратковременной подачи азота через верхний ярус сопел [14], взамен дополнительного кислорода, можно в ходе продувки управлять вспениванием шлака в рабочем пространстве конвертера с подавлением выбросов, а также предотвращать чрезмерное переокисление металла и шлака при глубоком «передуве» и на вынужденных додувках путем подачи через цилиндрические сопла азота с минимальным расходом, достаточным для избежания «запечатывания» сопел брызгами металла и шлака.

Подход к оценке размеров образуемых реакционных зон (L_{11}^{\max} , D_{11}^{\max} , $D_{p.z.}^{\text{общ}}$) и структурных составляющих кислородных струй ($L_{\text{ф}}$, $L_{\text{сзв}}$, $L_{\text{нач}}^{\text{п}}$, $L_{\text{нач}}^{\text{л}}$), эффективности дожигания отходящих газов при предлагаемых (рис. 5) вариантах продувки конвертерной ванны отражен в статьях [10,11,15,20].

На основании приобретенного производственного опыта [10,12-15] с учетом выявленных недостатков продувки через двухъярусную фурму с разделенным кислородным потоком [21] для условий работы 160-т конвертеров предложен (рис. 6), в отличие от [10, 12-15] предложен, новый вариант комбинированной продувки (рис. 5, в) с применением фурмы (рис. 6), обеспечивающей вдувание дополнительного кислорода через цилиндрические сопла, размещенные на двух ярусах относительно торца наконечника.

В данном случае рекомендуется (рис. 6):

- обеспечить подвод к двухъярусной фурме двух регулируемых потоков основного ($350\text{-}400 \text{ м}^3/\text{мин}$) и дополнительного ($15\text{-}50 \text{ м}^3/\text{мин}$) кислорода с возможностью их полной замены на азот с теми же расходами;
- оснастить конвертера разработанной конструкцией двухъярусной фурмы повышенной стойкости, включающей: проверенный в работе цельноточенный 12-ти канальный наконечник [22] с двухрядным расположением 4-х сопел Лаваля ($d_{\text{кр}} = 34 \text{ мм}$, $\alpha_1 = 12^\circ$) и 8-ми цилиндрических сопел ($d_{\text{ц}}=8 \text{ мм}$, $\alpha_2=17^\circ$) и верхний цельноточенный 12-ти канальный блок с цилиндрическими соплами ($d_{\text{ц}} = 8 \text{ мм}$, $\alpha_1 = 35^\circ$), расположенный на расстоянии 2,5 м от торца нижнего наконечника;
- оборудовать конвертера современной системой регулируемого подвода к каждой донной фурме нейтральных перемешивающих газов (азот, аргон) и взамен многоканальных перейти на более дешевые и высокостойкие одноканальные дутьевые устройства [23].

Все это позволит при выбранной начальной и рабочей высоте фурмы над ванной:

- более эффективно перераспределять вдуваемый кислород на реакции с металлической, шлаковой и газовой фазами рабочего пространства конвертера, интенсифицировать процессы формирования основного шлака с оптимальной окисленностью и содержанием оксида магния с точки зрения окисления фосфора;
- управлять вспениванием шлака и организовать на протяжении большей части времени плавки спокойную продувку с частичным дожиганием отходящих газов в режиме перекрытия вспененной шлакометаллической эмульсией нижнего наконечника фурмы с предотвращением интенсивных выбросов и «сварачивания» шлака;

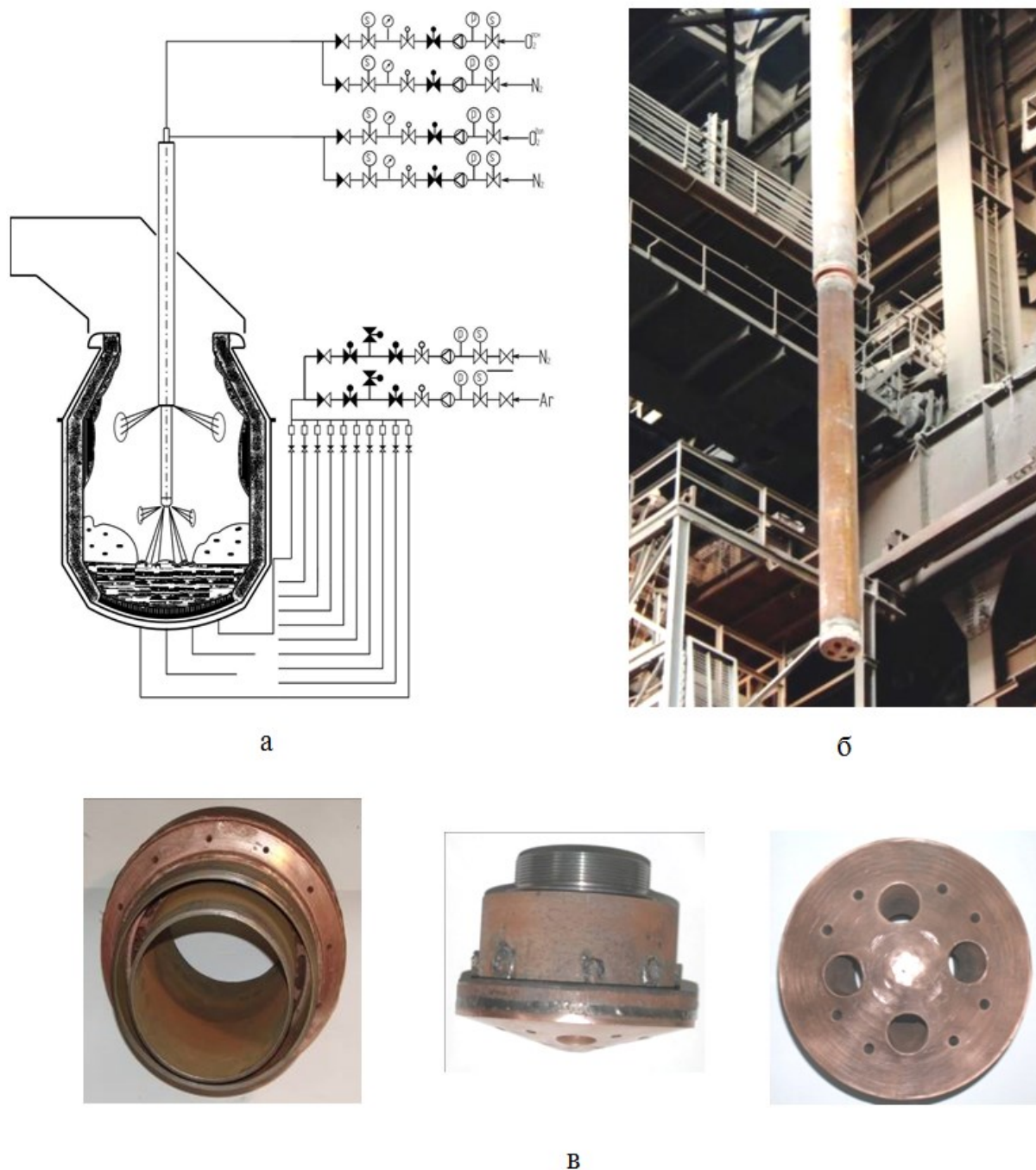


Рис. 6 Предлагаемая схема оснащения 160-т конвертеров регулируемым подводом технологических газов (а) к верхней двухъярусной фурме и донным дутьевым устройствам (а), фото фурмы (б), верхнего 12-ти соплового блока и нижнего 12-ти соплового двухрядного наконечника (в)

- предотвратить интенсивное заметалливание ствола фурмы, конической части футеровки и горловины конвертера, а также локальный износ футеровки путем ликвидации воздействия на последнюю высокотемпературных факелов дожигания;

- обеспечить снижение окисленности металла и шлака на окончательной стадии операции, особенно в случае вынужденных «додувок» плавки с целью обеспечения заданного состава и температуры расплава;

- организовать без проблем нанесение шлакового гарнисажа на футеровку конвертера посредством раздува конечного шлака азотными струями, формируемыми соплами Лавалья нижнего наконечника при максимальном расходе азота и минимальной подаче азота через цилиндрические сопла верхнего яруса во избежание их «запечатывания» брызгами шлака.

В заключение необходимо отметить, что наряду с предложенной конструкцией двухъярусной фурмы (рис. 6) разрабатываются перспективные с точки зрения повышения эффективности комбинированной продувки конвертерной ванны:

- трехъярусная кислородная фурма, приспособленная для вдувания в полость конвертера регулируемых потоков основного кислорода через сопла Лавалья нижнего двухрядного наконечника и дополнительного кислорода через цилиндрические сопла наконечника и верхнего яруса фурмы;

- многоканальная донная фурма для подачи нейтральных газов в конвертер, чтобы при меньшем количестве фурм обеспечить надлежащее перемешивание ванны с продлением работы агрегата по технологии комбинированной продувки .

Выводы

Разработана и предложена к промышленному внедрению новая конструкция двухъярусной фурмы и технология комбинированной продувки кислородом и нейтральным газом ванны 160-т конвертеров, обеспечивающие повышение технологических и технико-экономических показателей плавки в сравнении с известными разработками.

Литература

1. Оптимизация комбинированной продувки в конвертере с применением нового технического обеспечения / А. В. Ярошенко, Ю. Ф. Суханов, Ю. Н. Долгих // Сталь. – 2008. - № 8. – С. 19-21.
2. Система комбинированной продувки жидкой конвертерной ванны на Нижнетагильском металлургическом комбинате / Ю. А. Данилин, С. В. Виноградов, Н. В. Мухранов, В. Герберт // ОАО «Черметинформация». Бюллетень «Черная металлургия».- 2008.- №6.- С.51-53.
3. Освоение технологии комбинированной продувки в 160-т конвертерах / Л. А. Смирнов, А. А. Бабенко, Ю. А. Данилин [и др.] // Сталь. – 2010. - №5. – С.43-45.

4. Комбинированная продувка металла с подачей нейтрального газа через днище конвертера / Я. А. Шнееров, С. З. Афонин, В. В. Смоктий [и др.] // *Сталь*. – 1985. – № 11. – С. 16-21.
5. Комбинированная продувка металла в 160-т конвертерах ЗСМК / Р. С. Айзатулов, В. В. Смоктий // *Сталь*. – 1986.-№10.-С.12-13.
6. Комбинированные процессы выплавки стали в конвертерах / В. В. Смоктий, В. В. Лапицкий, Э. С. Белокуров. – К.: Техніка, 1992. – 163 с.
7. Смоктий В. В. Отечественный опыт комбинированной продувки в конвертере // *Металлургическая и горнорудная промышленность*.- 2012.- № 6.- С. 9-12.
8. Огнеупоры для футеровки днищ конвертеров с комбинированной продувкой металла кислородом и нейтральным газом / Ю. Д. Сагалевиц, В. Г. Борисов, Е. Я. Шапиро и др. // *Огнеупоры*.- 1986.-№ 9.- С. 4-8.
9. А.с. 1337417 СССР, МКИ C21C 5/32. Способ выплавки стали в конвертере / А. Г. Чернятевич, Р. С. Айзатулов, Л. М. Учитель и др. // *Открытия. Изобретения*. -1987.- № 34.- С. 94,95.
10. Разработка наконечников двухконтурных фурм для кислородных конвертеров / А. Г. Чернятевич, Е. В. Протопопов // *Изв. Вузов. Черная металлургия*. – 1995.-№12.- С.13-17.
11. Экспериментальное изучение параметров реакционной зоны конвертерной ванны в условиях комбинированной продувки / А. Г. Чернятевич, Е. В. Протопопов / *Изв. Вузов. Черная металлургия*. – 1991.-№6.-С.17-24.
12. Комбинированная продувка конвертерной ванны с использованием двухконтурной фурмы / А. Г. Чернятевич, Л. А. Ганзер, Р. С. Айзатулов и др. // *Черная металлургия: Бюл. НТИ*.- 1988.- № 7.- С. 48-50.
13. Комбинированная продувка с подачей нейтрального газа сверху и через днище конвертера / А. Г. Чернятевич, Р. С. Айзатулов, Л. М. Учитель и др. // *Сталь*. – 1989. – № 5. – С.20-23.
14. Повышение эффективности комбинированной продувки ванны 160-т конвертеров / А. Г. Чернятевич, Р. С. Айзатулов, Л. М. Учитель и др. // *Бюллетень ЦНИИ и ТЭИ ЧМ*.- 1989.- № 12.- С.48,49.
15. О повышении эффективности дожигания отходящих газов в полости конвертера / Е. В. Протопопов, А. Г. Чернятевич, Е. Л. Мастеровенко, С. В. Юдин // *Изв. Вузов. Черная металлургия*. – 1999.-№3.-С.30-35.
16. Post Combustion Lances in Basic Oxygen Furnace (BOF) Operations / N. Rymarchyk // *Steelmaking Conference Proceedings*. – 1998. – P. 445-449.
17. Improvement in Oxygen Lance Life / R. Petrushka, S. Manley // *Steelmaking Conference Proceedings*. – 2000. – P. 245-250.
18. Production improvement of No. 2 BOSP at ESA / K. Ughadpada, S. Briglio, G. Mohammed // *Iron and Steel Technology*. – 2010. – №11.- P. 59-64.
19. Further process improvements at Severstal Sparrows Point via new technology implementation / R. P. Stone, D. Neith, S. Koester et al. // *AISTech Proceedings*. – 2009. – №1.- P. 737-747.
20. Перспективные направления в применении двухъярусных кислородных фурм / А. Г. Величко, А. Г. Чернятевич, Е. Н. Сигарев и др. // *ОАО «Черметинформация». Бюллетень «Черная Металлургия»*.- 2012.- №10.- С. 48-53.
21. Разработка конструкции двухъярусной фурмы и режима продувки ванны 160-т конвертеров ПАО «АрселорМиттал Кривой Рог» с ее использованием /А. Г.

Чернятевич, Е.Н. Сигарев, И.В. Чернятевич и др. // Теория и практика металлургии.- 2012.- № 5-6.- С. 76-85.

22. Численное моделирование и промышленная отработка конструкций цельноточенных наконечников кислородно-конвертерных фурм / А. В. Мокринский, Е. В. Протопопов, А. Г. Чернятевич // Изв. Вузов. Черная металлургия. – 2005.-№12.-С.16-20.

23. Опыт эксплуатации донных одноканальных дутьевых устройств при комбинированной продувке в 160-т конвертере / В. В. Смоктий, Э. Э. Шумахер, В. Г. Порохнявый, С. Г. Иванов // Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2013.- № 4.- С. 17-19.

УДК 669.187.526.001.57

ВПЛИВ ПАРАМЕТРІВ КОМПАКТУВАННЯ ТА ФІЗИЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ МАТЕРІАЛУ НА ЯКІСТЬ ЗКОМПАКТОВАНОЇ ЗАГОТОВКИ

В. О. Шаповалов, Д. В. Ботвинко¹, М. І. Прилуцький, О. В. Лазоренко²

¹ *Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України*

² *Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив параметрів компактування під струмом сипучих шихтових матеріалів на густину спресованих витратних заготовок, а також вплив фізичних властивостей самого металу та його фракції на якість зкомпактованої заготовки

Исследовано влияние параметров компактирования под током сыпучих шихтовых материалов на плотность спрессованных расходных заготовок, а также влияние физических свойств самого металла и его фракции на качество зкомпактованой заготовки

Influence of compaction parameters under current bulk charge material density pressed consumable pieces and influence the physical properties of the metal and its fractions zkompaktovanoiy the quality of the piece

Існуючі способи компактування не дозволяють ефективно ущільнювати некомпактні металеві відходи. Особливо це стосується стружки жароміцних сталей і ряду інших високолегованих сплавів, що відрізняються високою механічною міцністю та модулем пружності. Тому пошук альтернативних методів компактування металевих матеріалів залишається актуальним.

Для виготовлення витратних електродів для переплавних процесів широке розповсюдження отримав метод холодного та електротермічного компактування, який дозволяє отримувати витратні заготовки та електроди для переплавних процесів. Для забезпечення вимог переплавних процесів необхідні електроди достатньої міцності, а тому необхідна більша густина електрода, що пресується. Але збільшення густини електроду обмежено тиском пресування, розмірами та зношуванням прес-форми, а також продуктивністю пресів.

Дослідження процесу компактування під дією струму проводили в ІЕЗ ім. Є.О.Патона НАН України на спеціально сконструйованій експериментальній установці (рис.1).

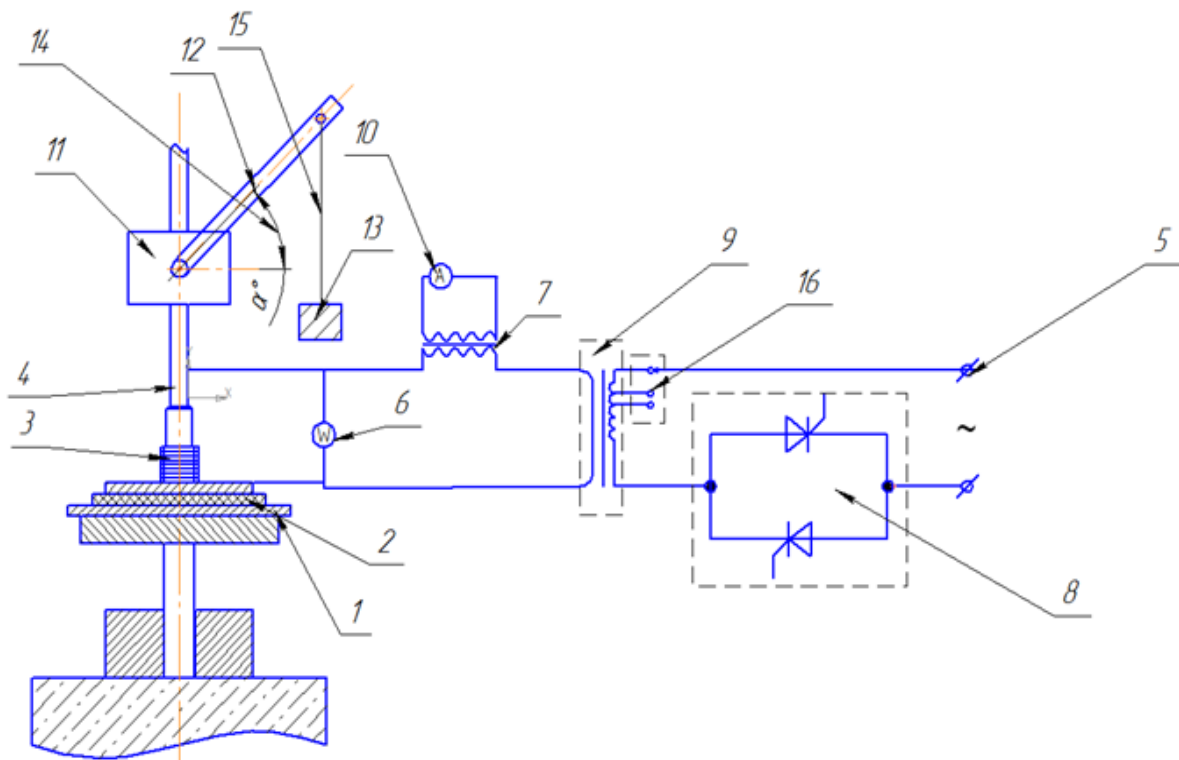


Рис. 1 Електрична схема підключення до джерела живлення:

- 1 - підставка, 2 - ізолятор, 3 - матриця, 4 - пуансон, 5 - джерело живлення,
6 - вольтметр, 7 - вимірювальний трансформатор, 8 - контактор,
9 - трансформатор струму, 10 - амперметр, 11 - механізм передачі,
12 - важіль, 13 - вантаж, 14 - зміна кута важеля, 15 - кріплення для вантажу

Проведено серію експериментів з метою визначення впливу потужності та часу нагріву на густину одержаних електродів. Для цього використовували стружку сталі 29 НК. Для проведення експериментів було обрано час нагріву 9, 6 та 10 секунд та вибрано чотири електричні режими нагріву шихти.

У результаті проведених експериментів були отримані зразки та розрахована щільність зкомпактованих заготовок, яка графічно зображена на (рис. 2). Установлено, що оптимальним, з точки зору витрати електроенергії та густини одержаних зразків, часом пропускання електричного струму через шихту є 9 с (рис. 3). При меншому часі спостерігається низька густина зразків, а при більшому відбувається перевитрата електроенергії при незначному підвищенні їх густини.



Рис. 2 Скомпактовані заготовки зі стружки сталі 29НК з різною потужністю протягом 6, 9 та 12 секунд

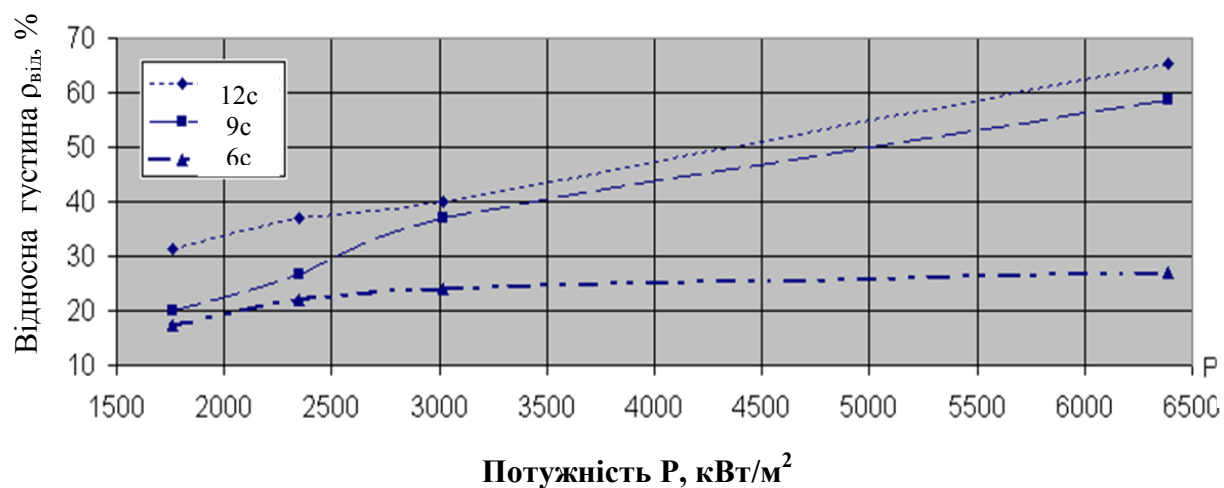


Рис. 3 Залежність відносної густини зразка від потужності трансформатора та часу нагріву

Залежності густини одержаних зразків від потужності нагріву носять лінійний характер. При часі нагріву 9 с і питомій потужності 6500 кВт/м², густина скомпактованого зразка сягає 60 % від густини суцільного металу.

Одним із важливих параметрів компактування є величина сили пресування, що діє на компактовану заготовку.

Було проведено тарування для вимірювання потужності пресування, замість матриці було встановлено динамометр ДОСМ-3-3 та вимірювалась сила в залежності від навантаження, яке прикладалось до кінця важеля, адже передача сили виконується через ланцюговий механізм передачі. Із проведеного тарування сили пресу було обрано п'ять режимів сили пресу, за якими проведено дослідження.



Рис. 4 Отримані зкомпактовані заготовки зі стружки 29НК в залежності від зусиль компактування

У результаті проведених досліджень були отримані зкомпактовані заготовки діаметром 50 мм зі стружки 29НК (рис. 4).

Залежність відносної густини зразка від сили пресування має лінійний характер і збільшується від 30 до 80 % при варіюванні силою в межах 50...250 кН/м² по перетину, а від насипної густини стружки також має лінійний характер і при сталих параметрах процесу збільшується від 35 до 60% відносно густини суцільного металу при зміні насипної густини стружки від 340 до 740 кг/м³, (рис. 5).

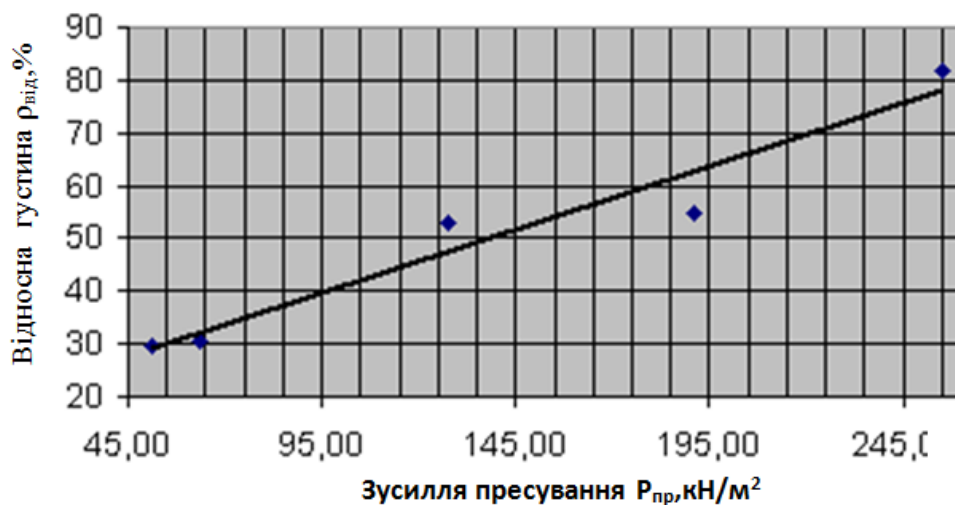


Рис. 5 Залежність відносної густини зразка від зусиль, що припадають на одиницю площі перетину компактованої стружки

Одним із найважливіших факторів, що впливає на густину скомпактованого брикету є розмір фракції та фізичні властивості компактованого матеріалу.

У ході експерименту було використано раніше обрані оптимальні параметри компактування (тиск пресу, час та потужність нагріву).

Для дослідження впливу розміру фракції на скомпактовану заготовку використовувалась стружка із сталі 29 НК. Стружку розділимо на 4 фракції, які мають різну насипну густину (рис. 6).



Рис. 6 Стружка різної фракції (насипної густини)

У результаті отримали скомпактовані заготовки (рис. 7).



Рис. 7 Отримані зразки після компактування стружки 29 НК різної фракції (насипної густини)

Залежність зміни густини зкомпактованої заготовки від насипної маси стружки графічно зображена на рис. 8.

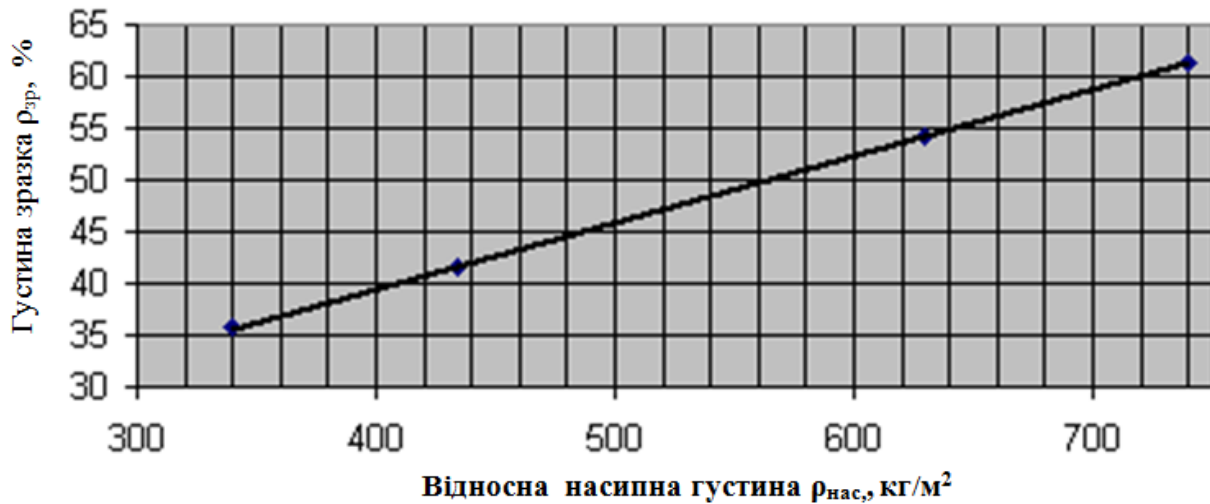


Рис. 8 Залежність густини зразка від відносної насипної густини стружки

У процесі дослідження впливу фізичних властивостей матеріалу на зкомпактовану заготовку використовували показник джоулевої складової електричного струму (F), який відображає властивості компактованого металу, у якості провідника до нагріву під час проходження електричного струму.

$$F = \frac{R}{C \cdot \rho} \quad (1)$$

де R - питомий електричний опір, кОм·м;

C - теплоємність металу, кДж/(кг·°C);

ρ - густина металу, кг/м³;

Були проведені пресування стружки металів: 29НК, Ст.-3, ЕП-609, 12Х18Н10Т, ВТ1-0, АД33, результати яких приведені у табл. 1.

Таблиця 1 Матеріали та параметри дослідження

№	Марка	ρ , кг/м³	R , кОм·м	m , кг	I , А	Cm , кДж/ (кг·°C)	F , (Ом·м³/°C)/Н	Віднос- на густина ρ , %
1	АД33(Al)	2700	27	0,027	8548,2	945	1,0582E-14	62,5147
2	ВТ1-0(Ti)	4302	400	0,014	8548,2	540	1,72185E-13	53,3006
3	12Х18Н10Т	7920	725	0,103	7598,4	462	1,98139E-13	51,1236
4	Сталь 3	7700	130	0,037	8548,2	502	3,36317E-14	48,1642
5	29НК	8350	500	0,097	6648,6	390	1,53539E-13	39,2997
6	ЭП 609-Ш	7900	850	0,041	8548,2	538	1,99991E-13	37,6867

Компактування проводили з часом нагріву 9 с. У результаті отримали зкомпактовані зразки з різних металів рис. 9.



Рис. 9 Отримані зразки після компактування стружки

За розрахунком Джоулевим складовим електричного струму для кожного матеріалу та розрахунку густини отриманих зкомпактованих заготовок побудовано графік, з якого видно, що зі збільшенням показника Джоулевої складової компактованої стружки буде збільшуватись густина отриманої заготовки (рис. 10).

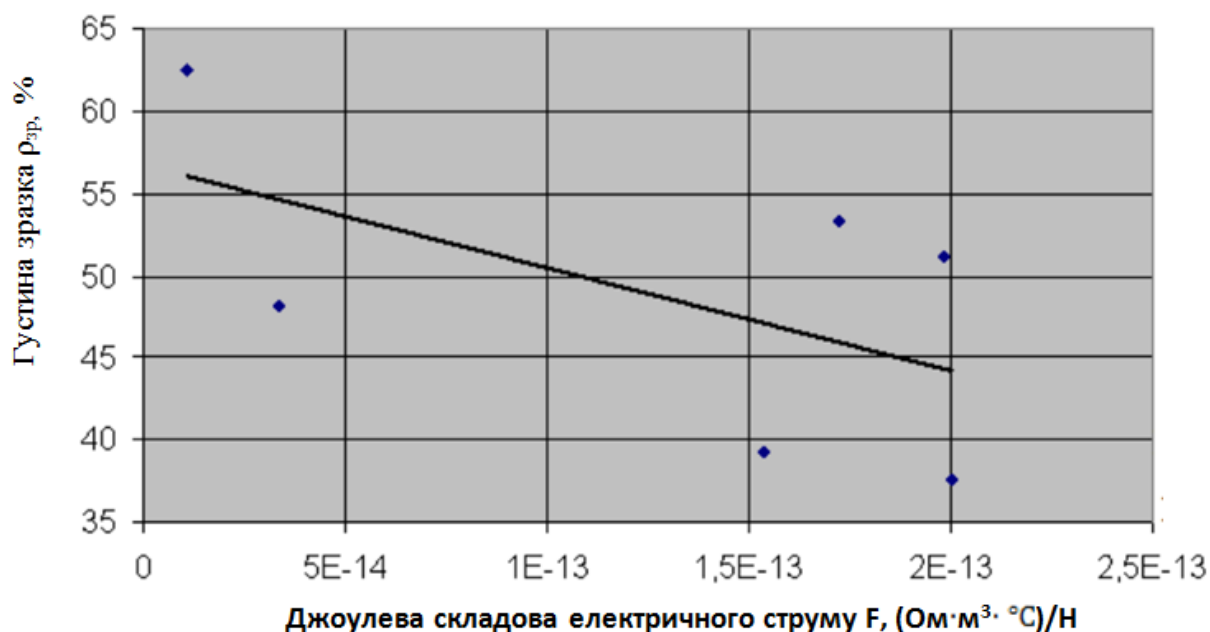


Рис. 10 Залежність відносної густини зразка від показника Джоулевої складової електричного струму

Висновки

Установлено, що оптимальним, з точки зору витрати електроенергії та густини одержаних зразків, часом пропускання електричного струму через шихту є 9 с. При меншому часі спостерігається низька густина зразків, при більшому відбувається перевитрата електроенергії при незначному підвищенні густини. Залежності густини одержаних зразків від потужності нагріву носять лінійний характер. При часі нагріву 9 с і питомій потужності 6500 кВт/м^2 , густина скомпактованого зразка сягає 60 % від густини суцільного металу.

Література

1. Камкин В. П., Перспективы использования вторичных железосодержащих материалов в металлургическом производстве [Текст] Камкин В. П., Стопченко Л. В., Камкина В.А. и др.// Металл и литье Украины -5 2007г.
2. Банных О. А. Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов и интерметаллических соединений, [Текст] Банных О. А., Поварова К. Б. // Новые металлические материалы: Сб. научн. трудов. – К.: ИЭС им. Е.О. Патона. – 1989 г.
3. Патент 7997. Украина МПК C22B1/24. Спосіб компактування металевої шихти. / Б. Є. Патон, М. Л. Жадкевич, В. О. Шаповалов та ін. – опубл. 10.08.2007. Бюл. № 12

УДК 669.715.018.028

УТИЛИЗАЦИЯ ОТХОДОВ АЛЮМИНИЯ И ПЕРСПЕКТИВЫ ИСПОЛЬЗОВАНИЯ ЭЛЕКТРОШЛАКОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

В. А. Шаповалов, М. И. Прилуцкий, Д. М. Николаенко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

*Утилізація відходів алюмінію та перспективи застосування
електрошлакових технологій*

*Утилизация отходов алюминия и перспективы применения
электрошлаковых технологий*

*Utilization of the withdrawals of aluminum and prospect of applying the
electro slag technologies*

Введение

На протяжении нескольких последних десятилетий, в мире и в стране, алюминий занимает лидирующую позицию по объемам потребления и производства среди цветных металлов. Применяется как в чистом виде, так и в виде различных сплавов. Различают литейные алюминиевые сплавы, предназначены для изготовления фасонных отливок, и деформируемые алюминиевые сплавы для дальнейшей обработки давлением (прокатке, штамповке, ковке, волочению и др.). Уникальными особенностями, присущими алюминию, является сочетание малой плотности ($\rho = 2.7 \text{ г/см}^3$) большим диапазоном прочности, от 6-8 МПа для чистого алюминия, и до 70-75 МПа для некоторых сплавов; высокой теплопроводностью и электропроводностью; коррозионной стойкостью в различных средах в следствии образования прочной оксидной плёнки.

Вследствие широкого использования в различных отраслях промышленности алюминиевых сплавов, происходит образование значительного количества лома и отходов этих металлов. Лом образуется в результате естественного износа деталей машин и оборудования, а отходы – при производстве отливок в литейных цехах (прибыли, литники, съёмы, крупные затвердевшие брызги и т. п.), а также при механической обработке и обработке давлением заготовок и полуфабрикатов. Как правило последние - это некомпактные материалы в виде стружки, высечки, мелких обрезков, обломков и т.п. Поэтому вопросы переработки, рационального и более

полного использования различного вида таких материалов являются весьма актуальными на протяжении последних десятилетий. Вовлечение отходов в производство, помимо сохранения более дорогих и дефицитных первичных материалов (используемых как в качестве основы сплава, так и в качестве легирующих добавок) позволяет существенно экономить энергетические ресурсы, а также способствует уменьшению загрязнения окружающей среды. Однако при использовании для плавки в современных плавильных агрегатов и оптимальных технологических процессов можно обеспечить производство из вторичных сплавов литых изделий, не уступающих по качеству отливкам, изготовленным из первичных металлов. В связи с этим наряду с повышением объемов производства первичных металлов наблюдается и рост производства вторичных металлов (табл. 1).

Основные варианты осуществления процессов ЭШВР некомпактной шихты можно классифицировать по следующим технологическим принципам: по виду плавильной емкости (металлическая водоохлаждаемая или футерованная огнеупорными материалами) и по виду получаемого металла (в виде слитка или в жидком виде). Весьма распространенной технологической схемой, применяемой для переработки некомпактной металлической шихты, является переплав в футерованной емкости или тигельной печи. Такой способ несколько похож на способы рециклирования отходов в гарнисажной и автогарнисажной печах, так как во всех случаях металл получают в жидком виде.

Одним из способов переработки некомпактных металлических отходов является их переплав в водоохлаждаемом кристаллизаторе (рис. 1 а). Преимуществом такой технологической схемы является высокая “стерильность” процесса; получаемые слитки, как и при традиционном ЭШП, характеризуются плотной структурой, без ликвационных и усадочных дефектов. Поверхность слитков зачастую ровная и гладкая благодаря наличию тонкой шлаковой прослойки (гарнисажа) у стенки кристаллизатора.

Таблица 1 Производство первичных и вторичных алюминия и меди в мире в различные периоды

Металл	1990			2000		
	Произведено, млн. т		Доля вторичного металла от общего выпуска, %	Произведено, млн. т		Доля вторичного металла от общего выпуска, %
	Из руды	Из вторсырья		Из руды	Из вторсырья	
Алюминий	19,29	5,9	23,4	24,1	7,52	23,7
Медь	9,3	3,8	29	11,6	5,51	32,2

Продолжение табл. 1

Металл	2005			2009		
	Произведено, млн. т		Доля вторичного металла от общего выпуска, %	Произведено, млн. т		Доля вторичного металла от общего выпуска, %
	Из руды	Из вторсырья		Из руды	Из вторсырья	
Алюминий	26,25	8,62	24,7	28,18	9,87	25,94
Медь	13,5	8,56	38,8	16,02	10,94	40,58

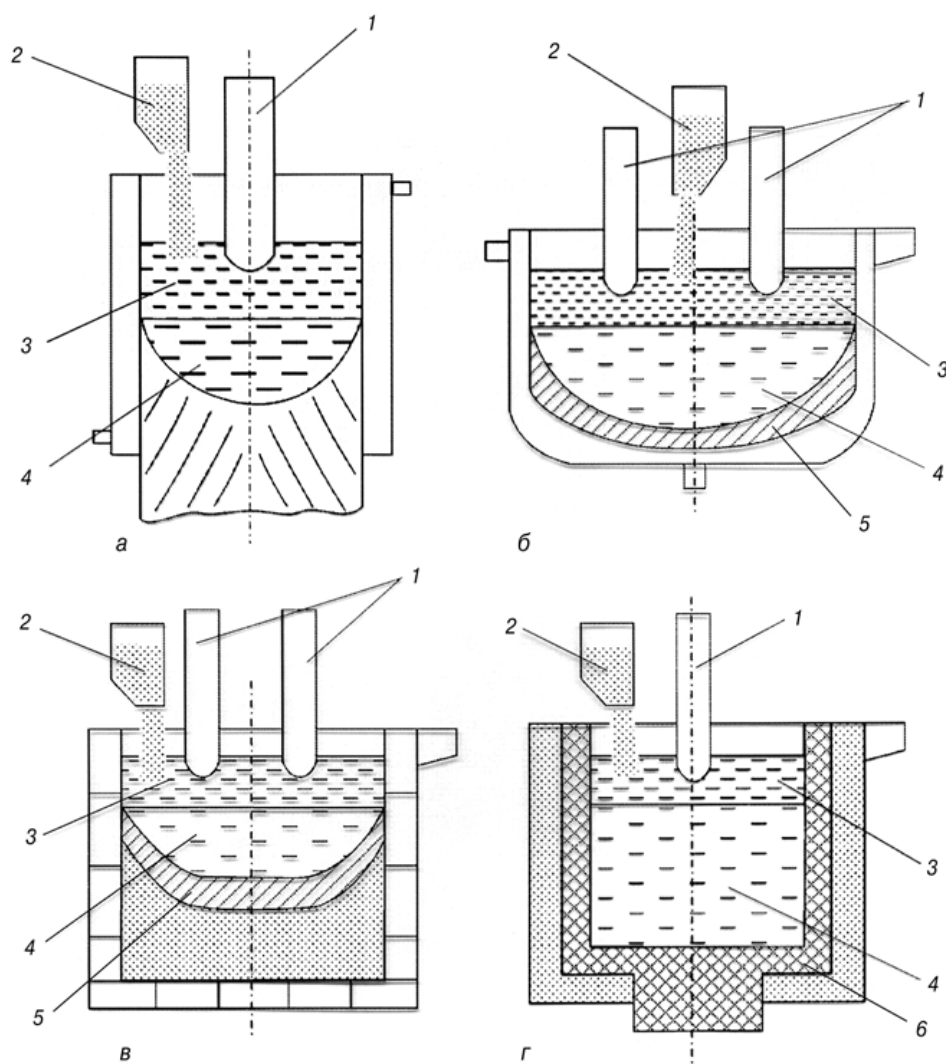


Рис. 1 Принципиальные технологические схемы процессов ЭШВР:
а) в кристаллизаторе; б) в гарнисажной печи; в) в автогарнисажной печи;
г) в тигле, футерованном огнеупорным материалом.
1 – нерасходуемый электрод; 2 – бункер с шихтой; 3 – шлаковая ванна;
4 – металлическая ванна; 5 – гарнисаж; 6 – футеровка

К недостаткам можно отнести то, что металл можно получать только в виде слитков. Скорость подачи шихты должна быть такой, чтобы ее частички, проходя через слой шлака, успели расплавиться. В противном случае существует вероятность получения бракованного слитка вследствие вмерзания нерасплавившихся фрагментов шихты в его тело. Разветвленная стружка, а также длинные куски проволоки и им подобные требуют предварительного измельчения, иначе возникают трудности с ее подачей в кристаллизатор. К тому же, при этом, могут случаться короткие замыкания через стружку электрической цепи между электродом и внутренней стенкой кристаллизатора, что порой приводит к серьезным повреждениям последнего. Ко всему этому следует также добавить и низкий энергетический КПД процесса.

К разновидностям упомянутой выше технологической схемы можно отнести переплав некомпактных отходов металлов и сплавов в токоподводящем кристаллизаторе (ТПК). По сравнению с обычным кристаллизатором, такая схема имеет как преимущества, так и недостатки. Из преимуществ следует отметить лучший обогрев периферийной зоны, наличие свободной площади шлаковой ванны из-за отсутствия электрода, более простое оборудование (отсутствуют механизмы крепления и подачи электрода). Недостатками являются сложность в изготовлении и эксплуатации и, как следствие, более высокая стоимость ТПК, более высокие энергетические затраты, а также возможность образования непроплавленных зон в осевой части слитка из-за более низкой температуры в центральной зоне шлаковой ванны по сравнению с ее периферией. Еще одной технологической схемой переплава некомпактных промышленных металлических отходов, осуществляемой в водоохлаждаемой плавильной емкости, является гарнисажная плавка (рис. 1.б). В данном случае первые, расплавившиеся в шлаке частицы шихты кристаллизуются на охлаждаемом дне и стенках печи, образуя гарнисаж. В дальнейшем металл накапливается под слоем шлака уже в жидком виде. При такой схеме, по сравнению с плавками в обычном кристаллизаторе и ТПК, ввиду более продолжительного пребывания основной массы металла в жидком состоянии имеется возможность более глубокого его рафинирования, модифицирования и легирования. Из-за отсутствия огнеупорной футеровки в таких печах имеется возможность переплавлять высокоактивные металлы и применять для их обработки различные шлаковые системы.

Из основных недостатков гарнисажной плавки стоит отметить сравнительно невысокий тепловой КПД процесса и потребность в полном удалении гарнисажного слоя при переходе на другой сплав.

Переплав некомпактных отходов цветных металлов можно осуществлять в, так называемой, автогарнисажной печи (рис. 1.в). Для этого в футерованную емкость загружается переплавляемая шихта. Затем в центре выполняется небольшое углубление, в которое заливается жидкий шлак, предварительно выплавленный в отдельной флюсоплавильной печи, и при помощи нерасходуемых электродов нагревают его. Наведение шлаковой ванны может осуществляться непосредственно и в самом углублении. За счет нагрева шлаковой ванны происходит расплавление контактирующей с ней шихты и, постепенное образование металлической ванны. В процессе плавки сверху на шлаковую ванну дополнительно подается переплавляемая шихта. После наплавления определенного количества металла, его сливают в изложницу. Процесс ведут таким образом, чтобы в печи постоянно сохранялся непроплавленный слой спекшейся шихты (автогарнисаж) толщиной до 50 мм. Этот автогарнисажный слой предохраняет жидкие металл и шлак от контакта с футеровкой печи, тем самым практически исключается загрязнение металла материалом футеровки, а она сама остается защищенной от воздействия агрессивный шлаковых расплавов.

Минусом автогарнисажной плавки является то, что при переходе на другой сплав нужно полностью удалять спекшийся автогарнисажный слой, оставшийся от предыдущих плавов.

Весьма распространенной технологической схемой, применяемой для переработки некомпактной металлической шихты, является переплав в футерованной емкости или тигельной печи (рис. 1.г). Такой способ несколько похож на ранее упомянутые способы рециклирования отходов в гарнисажной и автогарнисажной печах, так как во всех случаях металл получают в жидком виде. Только в этом случае во время плавки не образуется металлического или шлакометаллического гарнисажа на стенках тигля, и печь после выпуска металла остается практически чистой, что, в свою очередь, способствует без особых трудностей переходить на другой вид перерабатываемого сырья. Так же плавка в футерованной емкости отличается более высоким тепловым КПД и производительностью, а сама печь – простотой в изготовлении и обслуживании по сравнению другими способами.

Основным недостатком переплава некомпактных металлических отходов в этом случае является стойкость футеровки плавильной емкости и ее взаимодействие с продуктами плавки. Поэтому при выборе футеровки тигельных печей учитываются как температурные условия процесса, так и вид переплавляемого материала. Известно о применении процесса ЭШВР при переработке металлических отходов алюминия, меди, и некоторых их сплавов в виде стружки и мелкого лома. Разработанные

процессы плавки алюминиевых отходов носят название плавки в ионных расплавах. Ионными расплавами называют расплавы галогенидов, преимущественно хлоридов натрия и калия с различными добавками. При этом, в отличие от термофлюсовой плавки алюминиевой стружки, где солевой расплав нагревается за счет тепла графитированного тигля, который в свою очередь нагревается в печи сопротивления, ионные расплавы нагреваются за счет проходящего через них электрического тока, подводимого к этому расплаву посредством графитированного электрода. По существу ионный (солевой) расплав нагревается Джоулевым теплом, а такой нагрев принято называть электрошлаковым, где солевой расплав играет роль шлака. Согласно опубликованным данным были проведены исследования по плавке в ионных расплавах различных алюминиевых сплавов, главным образом в лабораторных условиях. Однако не приводятся какие-либо сведения о технологических особенностях такой плавки, экономических показателях, а также о качестве получаемого металла, за исключением некоторых недостаточно полных сведений о химическом составе ряда получаемых сплавов. Тем не менее, эти работы показали пригодность плавки в ионных расплавах для переработки алюминиевых отходов, а также возможность ее применения не только для получения чушковых алюминиевых заготовок, а и для, например, снижения радиоактивности металла за счет перевода радиоактивных элементов в солевой расплав или удаления механических примесей, имеющих более высокую удельную массу, чем алюминий. Результаты применения электрошлаковой плавки с нерасходуемыми электродами для плавки цветных металлов дают основания предположить, что данный процесс может быть использован для переработки отходов алюминиевых и медных сплавов. При этом эффективность подобных технологий будет определяться тем, насколько качественной будет получаемая металлопродукция. При полном соответствии выплавляемого из отходов металла по химическому составу и механическим свойствам требованиям технических условий будет иметься возможность получать качественные заготовки с непосредственным изготовлением из них тех или иных изделий. Поэтому для успешной реализации электрошлаковой плавки отходов алюминиевых сплавов необходимо создание специализированного оборудования, исследование физико-химических и металлургических особенностей электрошлаковой плавки таких металлов, исследование качества получаемой металлопродукции.

Выводы

Рассмотрены методы утилизации отходов алюминиевых сплавов и перспективы применения электрошлаковых технологий.

Литература

1. Гудима Н. В. Краткий справочник по металлургии цветных металлов [Текст] / Н. В. Гудима, Я. П. Шейн – М.: Металлургия, 1975. – 536 с.
2. Макаров Г. С. Плавка алюминиевых сплавов: статус и перспективы[Текст]/ Г. С. Макаров// Специальная металлургия: вчера, сегодня, завтра. Сб. докл. междунар. науч. техн. конф. (Київ, сентябрь 2002). – Київ, 2002. – С. 367-372.
3. Шевелев А. И. Создание комплекса по переработке лома и отходов цветных металлов[Текст] / А. И. Шевелев // Металл и литье Украины. – 2004. - № 3-4. –45-46 с.
4. Галдин Н. М. Использование отходов металлообработки в литейных цехах машиностроительных заводов [Текст]/ Н. М. Галдин // Литейное производство. – 1986 - №12. – С. 10-13.
5. Гаврылин И. В. Переплав алюминиевой стружки в литейных цехах[Текст] / И. В. Гаврылин // Литейное производство. – 1998. - №8. – С. 7-9.
6. Скитович С. В. Разработка технологии термофлюсового переплава стружки алюминиевых сплавов с повышенным содержанием железа: Автореф: дисс. канд. техн. наук / Владимир. ВлГУ. 2000. – 20 с.
7. Шаршин В. Н. Особенности взаимодействия в системе металл-оксид-флюс при термофлюсовом переплаве стружки алюминиевых и цинковых сплавов [Текст]/ В. Н. Шаршин, С. В. Скитович, Д. А. Циглов // Генезис, теория и технология литых материалов. Материалы I Международной научно-технической конференции. – Владимир: ВлГУ, 2002. – С. 156.
8. Биктагиров Ф. К. Электрошлаковая плавка некомпактных металлических и металлосодержащих материалов [Текст]/ Ф. К. Биктагиров, Р. Г. Крутиков, А. В. Гнатушенко // Проблемы металлургии, материаловедения и сварки. Сборник научных трудов VII Междунар. научн.-техн. конф. – Тбилиси, 2002. – С. 347-353.

УДК 669.187.25:669.01

ЛИКВАЦИОННЫЕ ПРОЦЕССЫ В КРУПНЫХ СЛИТКАХ

В. А. Шаповалов, М. И. Прилуцкий, М. П. Почечун

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Розглянута проблема ліквідації в великих злитках. Запропонований новий підхід до усунення ліквідаційних процесів. Він полягає в регулюванні ЛЧК (локального часу кристалізації) шляхом організації на наплавляємій поверхні локальної металевої ванни і регулюванні швидкості її переміщення, при цьому злиток формується шар за шаром

Рассмотрена проблема ликвации в крупных слитках. Предложен новый подход к подавлению ликвационных процессов. Он заключается в регулировании ЛВК (локального времени кристаллизации) путем организации на наплавляемой поверхности локальной металлической ванны и регулировании скорости ее перемещения, при этом слиток формируется слой за слоем

The problem of liquation in large ingots is considered . New approach to suppression of liquation processes is offered. He consists in the LTC (local time of crystallization) adjusting by organization on the formation surface of local metallic bath and control of speed of its moving, here a ingot is formed layer-by-layer

В связи с продолжающимся увеличением габаритов изделий для традиционной и атомной энергетики, металлургического и нефтехимического машиностроения, а также военно-промышленного комплекса, растут потребности в крупных и сверхкрупных высококачественных слитках и кузнечных заготовках.

Известно много способов отливки слитков в изложницу (однократная и порционная отливка, различные виды подпитки), переплавные процессы – ЭЛП, ВДП, ПДП и ЭШП, а также различные виды укрупнения слитка (ЭШС, ЭШН, МХКВ и др.).

Качество слитка зависит от наличия или отсутствия определенного количества специфических присущих конкретному способу производства дефектов. При этом качество находится в прямой зависимости от массы: с увеличением поперечного сечения и массы резко ухудшается качество

слитка. Растет осевая пористость и объем усадочной раковины. Существенно изменяется распределение эндогенных и экзогенных включений. Включения могут укрупняться и скапливаться в отдельных зонах слитка, что приводит к грубому изменению характеристик металла по сечению слитка. Неметаллические включения могут снижать предел текучести, в то время как сегрегация элементов может влиять на все физические свойства. Для обеспечения соответствующих свойств и особенно равномерной структуры по всему поперечному сечению в последующих переделах приходится использовать только часть слитка, что снижает выход годного.

Основные сложности при получении крупных слитков вызваны процессами, протекающими при кристаллизации. В первую очередь это ликвационные процессы, получающие все большее развитие при увеличении диаметра слитка, а следовательно, и объема металлической ванны

Существует дендритная и зональная ликвация.

Дендритная ликвация уменьшает коррозионную стойкость, понижает пластичность, способствует образованию строчечной структуры при обработке давлением, понижает температуру солидуса и приводит к нестабильности структуры и свойств металла во времени.

Зональная ликвация бывает: прямая, обратная, карбидная, внеосевая (шнуровая), пятнистая, гравитационная и т.д.

Неоднородность возникает вследствие различной растворимости компонентов сплава и примесей в твердой и жидкой (остаточном растворе) фазах. Растворимость того или иного элемента характеризуется коэффициентом распределения K , определяемого в равновесном состоянии. В реальных же условиях необходимо говорить об эффективном коэффициенте распределения (рис.1) [1,2], который можно вычислить по формуле

$$K = \frac{K_0}{K_0 + (1 - K_0)e^{-f\delta/D}}, \quad (1)$$

где f — скорость кристаллизации, см/с;

δ — толщина диффузионного слоя, прилегающего к фронту кристаллизации и обогащенного примесью, см;

D — коэффициент диффузии примеси, см²/с.

Одним из основных параметров, влияющим на величину эффективного коэффициента распределения, является скорость кристаллизации. С увеличением массы слитка эта скорость снижается.

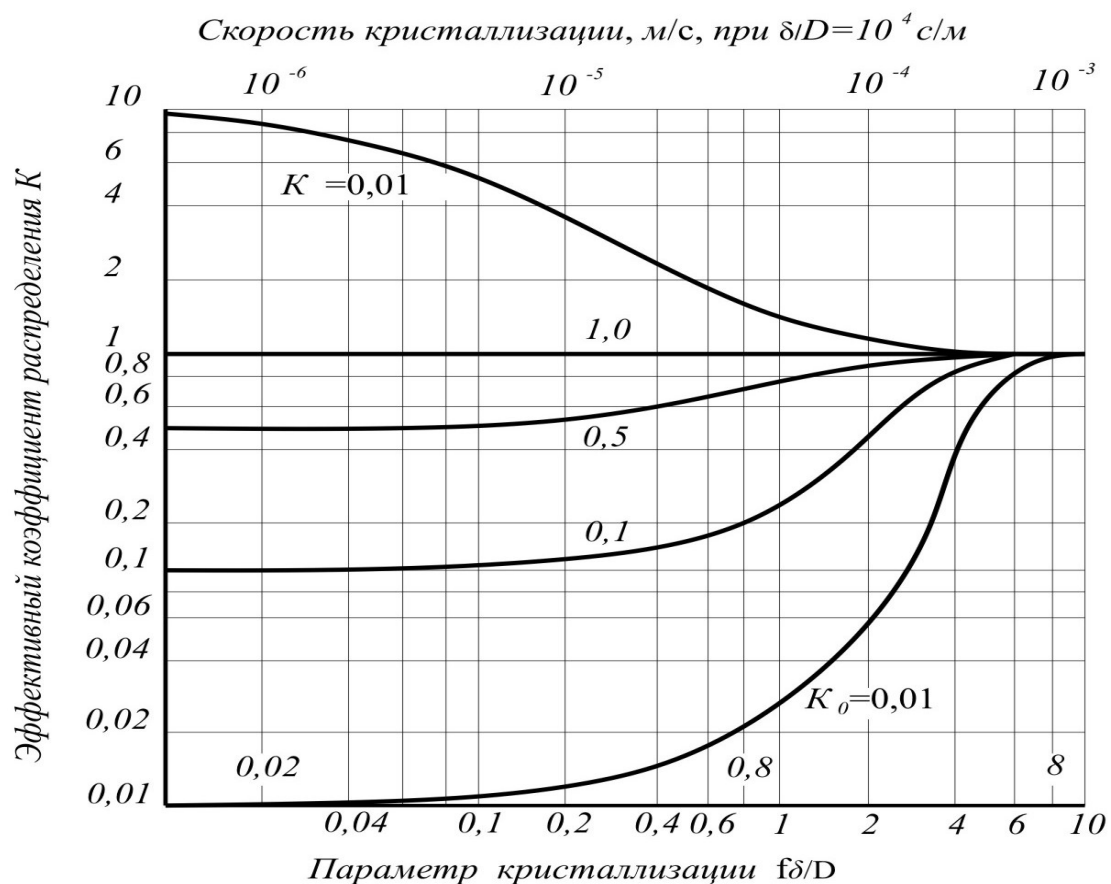


Рис. 1 Зависимость эффективного коэффициента распределения от величины приведенной скорости перемещения границы закристаллизовавшегося металла

В результате теоретических и экспериментальных исследований, проведенных различными авторами, были определены основные зависимости: времени полного затвердевания от радиуса слитка $t = 0,112 R^2$ мин; толщины закристаллизовавшегося слоя от времени $s = k \cdot t^{1/2}$ (где $k=2...3$ см/мин^{1/2}); и скорости затвердевания от времени – $v = 1/2 \cdot k \cdot t^{-1/2}$ см/мин[3]. Вначале толщина закристаллизовавшегося слоя растет достаточно быстро, а затем рост существенно замедляется (рис.2). Причиной снижения скорости затвердевания является то, что тепловое сопротивление слоя затвердевшего металла возрастает, в то время как при приращении каждого нового слоя необходимо не только отводить теплоту, связанную с перегревом жидкого металла над точкой солидуса, но и скрытую теплоту кристаллизации. Теплота кристаллизации имеет очень большое абсолютное значение. Она эквивалентна количеству теплоты,

которая необходима для перегрева металла выше температуры плавления, примерно на 180°C .

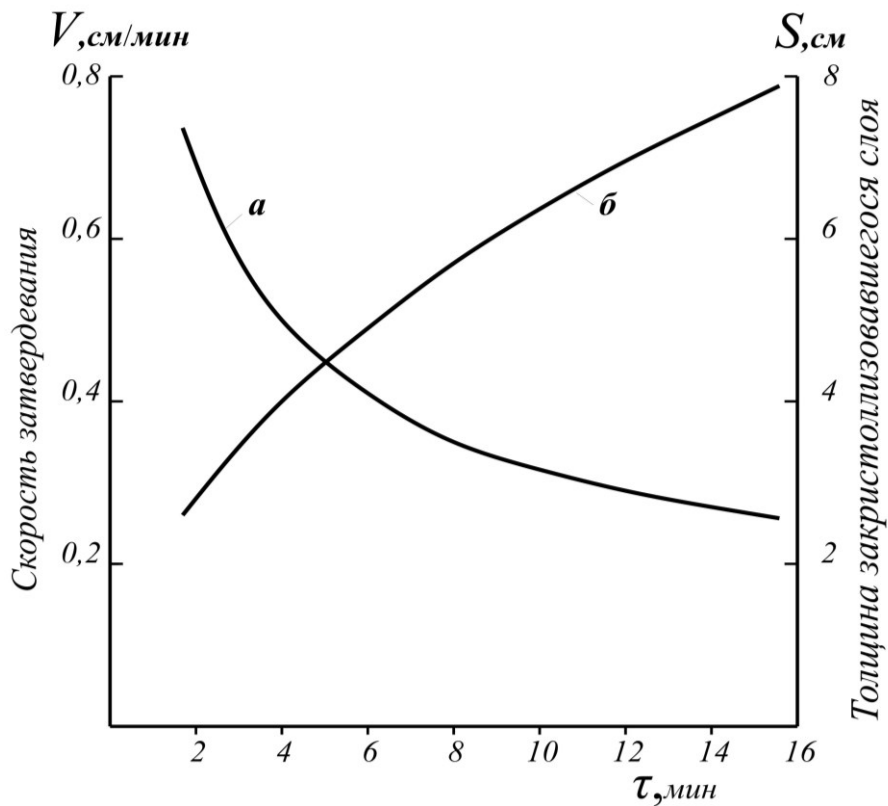


Рис. 2 Изменение скорости кристаллизации (а) и толщины закристаллизовавшегося слоя (б) во времени

С течением времени наступает момент, когда металл, находящийся в центральной области слитка, пребывает чрезвычайно долго в жидком состоянии. Между жидкой и твердой фазами устанавливается состояние, которое можно характеризовать как квазиравновесное, что приводит к усилению ликвации [3].

Существуют различные технические решения частичного ослабления ликвации и устранения кристаллизационных дефектов в центральной и головной частях слитка. Принципиально они связаны с подогревом открытой поверхности ванны слитка и ее подпиткой. Для слитков, закристаллизовавшихся в изложнице, - это наведение покровного шлака, подогрев шлака термическими смесями или электроподогрев.

Большие надежды металлургов по уменьшению ликвации в крупных слитках были связаны с освоением вакуумно-дугового (ВДП), электрошлакового (ЭШП), плазменно-дугового (ПДП) и электронно-лучевого (ЭЛП) переплавов. Эти способы демонстрировали хорошие

результаты при выплавке слитков сравнительно небольшого диаметра. С увеличением диаметра слитков эффективность переплавных процессов в классическом исполнении практически сводилась к нулю.

Одним из способов управления процессом кристаллизации металла можно считать разработанный в ИЭС им. Е.О. Патона способ порционной электрошлаковой отливки – ПЭШО [4]. Его основной отличительной особенностью является заливка металла в изложницу отдельными порциями, каждая из которых обрабатывается отдельно с помощью электрошлакового процесса. С учетом особенностей процесса кристаллизация происходит не одновременно во всем объеме изложницы, а частями - порциями. Однако, с каждой новой порцией заливаемого металла снижается скорость кристаллизации металла и растет глубина ванны. Качество металла слитка, полученного методом ПЭШО, превосходит качество металла слитков, получаемых обычной разливкой, наблюдается снижение уровня зональной ликвации, но полностью при отливке крупных слитков она не устраняется.

Применительно к слиткам, получаемым переплавными методами специальной электрометаллургии, отметим способ электронно-лучевого переплава с изменяемой интенсивностью обогрева зеркала металлической ванны, также разработанный в ИЭС им. Е.О. Патона [5]. Мощность источника нагрева (электронного луча), обеспечивающего обогрев ванны, циклически колеблется от минимального до номинального значения. Кроме того, распределение мощности, передаваемой металлу пучком электронов, неравномерно по площади поперечного сечения металлической ванны. У стенки кристаллизатора она выше. При снижении мощности обогрева центральной части ванны металл в этой части слитка полностью затвердевает, а у стенок кристаллизатора остается в жидком состоянии. Площадь зеркала такой металлической ванны меньше площади поперечного сечения слитка. Процессы кристаллизации протекают в ней более интенсивно. На следующем этапе мощность источника нагрева повышают и подогревают тонкий поверхностный слой затвердевшего в центральной части металла. После этого заливают очередную порцию жидкого металла из промежуточной емкости, образуя одну общую металлическую ванну. Затем процесс модуляции мощности и заливки очередной порции повторяется. По сути мы имеем дело с усовершенствованным способом порционной отливки, протекающим в водоохлаждаемом кристаллизаторе, с дифференциальным обогревом зеркала металлической ванны.

Для подавления ликвационных процессов в выплавляемом слитке в общем случае необходимо, чтобы металл кристаллизовался с высокой скоростью из сравнительно небольших объёмов жидкости. Необходимо

также поддерживать в металлической ванне высокий температурный градиент.

В институте электросварки им. Е.О. Патона разработан и успешно применяется способ получения крупных монокристаллов тугоплавких металлов, в котором металлическая ванна занимает лишь небольшую часть поперечного сечения слитка [6,7]. Перемещая ванну с небольшой скоростью по наращиваемой поверхности, слой за слоем формируют слиток - монокристалл необходимой формы (рис. 3). Такой подход, мы считаем, нужно использовать и для получения крупных слитков из стали и специальных сплавов. Мелкая локальная ванна, перемещаемая с большой скоростью по заданной программе в плоскости, позволит существенно подавить ликвационные процессы в крупном слитке.

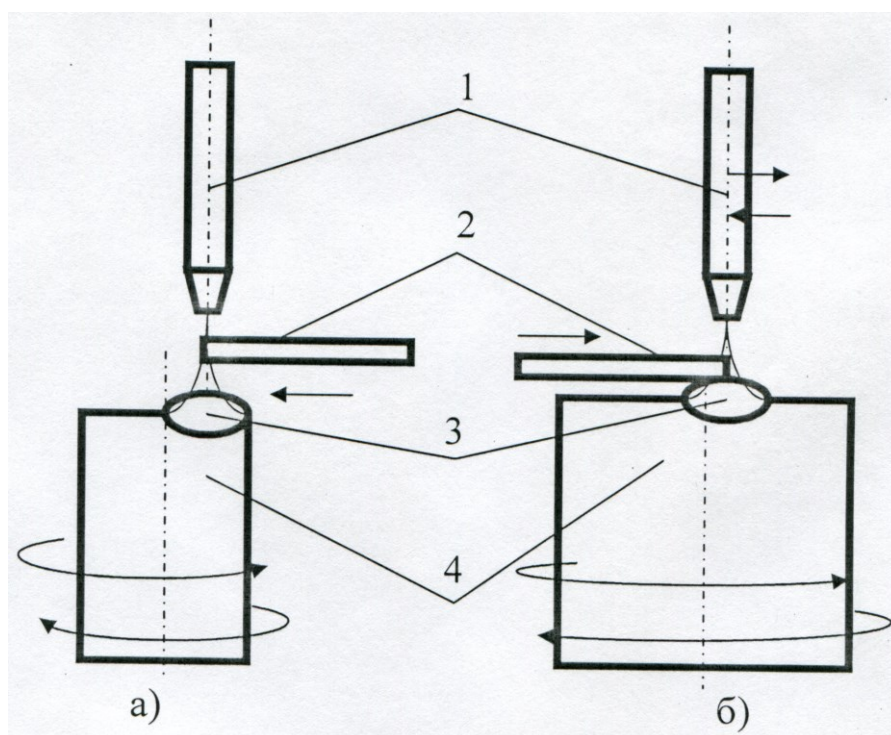


Рис. 3 Схема получения крупного монокристалла методом послойной кристаллизации: а) вращающийся монокристалл и неподвижный плазмотрон; б) вращающийся монокристалл и сканирующий плазмотрон; 1 – плазмотрон; 2 – поликристаллический пруток; 3 – ванна; 4 – монокристалл

Результаты микроструктурных исследований с различным увеличением приведены на рис. 4. Как видно, из рисунка структура слитка однородная и мелкозернистая. Величина зерна оценивается на уровне 9...10 - го бала.



Рис. 4 Микроструктура образцов:
а – увеличение $\times 100$; б – увеличение $\times 400$

Металл слитка был также подвергнут механическим испытаниям. Для этого были вырезаны образцы таким образом, чтобы наращиваемые слои располагались перпендикулярно оси образца. Характер разрушения свидетельствует об однородности металла по всей длине образцов.

Величина пластической деформации соответствует стандартным требованиям для данного материала.

Выводы

- из анализа современного состояния технологий следует, что проблема ликвации в крупных слитках частично решена с помощью ЭШТ, ЭЛТ и ПДТ;

- предложен новый подход к подавлению ликвационных процессов. Он заключается в регулировании ЛВК (локального времени кристаллизации) путем организации на наплавляемой поверхности локальной металлической ванны и регулировании скорости ее перемещения, при этом слиток формируется слой за слоем;

- экспериментальная проверка предлагаемого подхода выполнена в лабораторных условиях. В результате механических испытаний образцов и макроструктурных исследований показано, что структура полученного металла является однородной, а величина зерна оценивается на уровне 9-10 бала.

Литература

1. Технология полупроводниковых материалов. [Текст] / Под редакцией Г. Бриджерса, Дж. Скаффа, Дж. Шайва и Ф. Бионди. Пер. с англ. под ред. канд. физ.-мат. наук М. И. Иглицына. -М.: Оборонгиз, 1961. – 314 с.

2. Флемингс М. Процессы затвердевания. Пер. с англ. под ред. д.т.н. Жукова А. А. и д.т.н. Рабиновича Б. В. –М.: из-во «Мир», 1977. – 424 с.
3. Нехензи Ю. А. Стальное литье. [Текст] /Ю. А. Нехензи– М.: ГИИТЛ по черной и цветной металлургии, 1948. – 766 с.
4. Медовар Б. И. Электрошлаковые процессы без расходуемых электродов[Текст] / Б. И. Медовар, А. К. Цыкуленко, Л. Б. Медовар// Проблемы спец.Электрометаллургии. – 1997. –№ 2. –С.12-16.
5. Электронно-лучевая плавка титана [Текст] /Патон Б. Е., Тригуб Н. П., Ахонин С. В., Жук Г. В. –К.: Наук. Думка, 2006. -248 с.
6. Крупные плоские монокристаллы вольфрама и молибдена и способы их получения [Текст] /Шаповалов В. А., Латаш Ю. В., Жолудь В. В., Боримская С. Т. // Сб. докладов 7-го международного симпозиума «Чистые металлы». – Харьков. – 2001. – С.39-42.
7. Ориентированные монокристаллы вольфрама: получение, исследование и применение [Текст] / Шаповалов В. А., Латаш Ю. В., Боримская С. Т., Жолудь В. В. // Металлы. – 2001. - №1. – С.60-64.

УДК 669.187.56

ВИЗНАЧЕННЯ ДОЦІЛЬНОСТІ ЗБІЛЬШЕННЯ ДІАМЕТРУ КОВАЛЬСЬКОГО ЗЛИТКУ ЕШП ПОНАД 2,5 М

М. А. Шевченко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розглянуті технології електрошлакового переплаву злитків. Представлені результати математичного моделювання ЕШП злитків з діаметром 2150 мм та 2500 мм

В статье рассмотрены технологии электрошлакового переплава крупнотоннажных слитков. Представлены результаты математического моделирования ЭШП слитков диаметром 2150 мм и 2500 мм

In the article described ESR technologies of large ingots. Showed results of mathematical modeling of ESR ingots with diameter 2150 mm and 2500 mm

Вступ

Важке та енергетичне машинобудування розвивається в напрямку збільшення габаритів виробів машинобудування, їх окремих вузлів та деталей, маса яких вимірюється десятками і сотнями тон.

Наприклад для підвищення продуктивності геотермальних електростанцій необхідно збільшення діаметр ротору парової турбіни з 1300 мм до 1600 мм [1]. Компанією «China First Heavy Industries» для АЕС типу AP1000 було виготовлено ротори турбін низького тиску діаметром 3000 мм (маса ковальського злитку 585 т) [2]. Компанія «Japan Steel Works Ltd.» виготовила ротор низького тиску діаметром 3200 мм (маса ковальського злитку 670 т) [3].

З урахуванням зростаючих вимог до якості великотоннажних злитків відповідального призначення при їх виробництві все більшу увагу стали приділяти переплавним процесам, зокрема електрошлаковому переплаву (ЕШП). У відповідь на вимогу у великих ковальських злитках високої якості компанією «INTECO» розроблено та побудовані печі ЕШП здатні виробляти злитки масою 250 т з діаметром 2600 м [4]. У Китаї побудовано багатоелектродну електрошлакову піч здатну виробляти злитки масою 650 т з діаметром 3600 м [5].

Виготовлення великотоннажних злитків

Великотоннажним злитком прийнято вважати злиток масою 16 т і більше [6], який використовується для отримання великих ковальських поковок. В даний час маса ковальських поковок, а також злитків, з яких вони виготовляються, може становити багато сотень тонн.

Якість злитка характеризується наявністю певної кількості специфічних, властивих конкретному способу виробництва, дефектів. При цьому вона знаходиться у прямій залежності від маси – зі збільшенням поперечного перетину і маси злитка різко погіршується якість готової сталі. Неметалеві включення можуть знижувати межу плинності, у той час як сегрегація елементів може впливати на всі фізичні властивості. Для забезпечення відповідних властивостей і особливо рівномірної структури по всьому поперечному перерізу у наступних переділах доводиться використовувати тільки частину злитка, що знижує вихід придатного. Однак і ця придатна частина з задовільними властивостями зменшується у міру збільшення розміру злитка (рис. 1). Тому всі існуючі й нові способи отримання великотоннажних злитків спрямовані на підвищення хімічної та структурної однорідності злитка, збільшення виходу придатного.

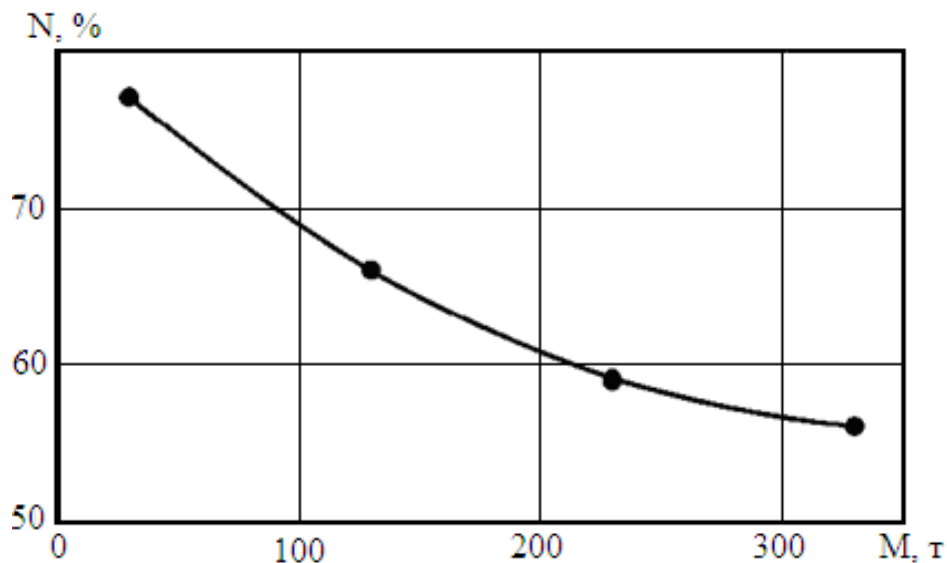


Рис. 1 Залежність виходу придатного N від маси M звичайного злитку [7]

Основні складнощі при отриманні великотоннажних злитків викликані процесами, що протікають при кристалізації сталі. Незалежно від технології виплавки сталі й її позапічної обробки, а також розливання, процес кристалізації злитка (кінцевий етап підготовки сталі для подальшої гарячої деформації) відбувається у виливниці. Характером процесу

кристалізації рідкого металу у виливниці в основному і визначаються головні недоліки, властиві звичайному металургійному злитку: осьова пористість внаслідок розвитку усадкових явищ та значна хімічна неоднорідність по висоті і перетину злитка, що обумовлена ліквациєю елементів [8].

Збільшення розмірів злитка сприяє зростанню часу його кристалізації, а, отже, і тривалості витримки злитків у виливниці, оскільки транспортування не повністю затверділих злитків може призвести до погіршення їх макроструктури. У той же час надмірно велика тривалість витримки злитків у виливниці також небажана через небезпеку утворення тріщин [7].

Кристалізація рідкого металу злитків відбувається одночасно у всьому об'ємі. При цьому тепло відводиться як через бічні стінки виливниці, так і через піддон, а також випромінюванням, що обумовлює горизонтальну і вертикальну складові спрямованості кристалізації. Співвідношення швидкостей горизонтальної та вертикальної кристалізації і одночасний розвиток ліквацийних і усадкових явищ сприяють виникненню характерних видів неоднорідностей – позаосьової або Λ -подібної, осьової або V-подібної ліквациї, а також специфічної зональної будови злитку.

В наш час в промисловості використовують три основні технології виготовлення великих ковальських злитків – відливання у виливницю, електрошлаковий переплав та електрошлакове підживлення.

Для великого злитку ЕШП, який має значний перетин, характерна більш глибока ванна і більший об'єм рідкого металу, що кристалізується в кожний момент часу процесу його наплавлення по висоті, чим для злитку ЕШП значно меншого перетину. Це обумовлює більш грубозернисту макроструктуру великих злитків, а також створює сприятливі умови для розвитку в них процесів ліквациї.

У технології ЕШП останнім часом з'явилося кілька удосконалень, які, дозволяють краще керувати затвердінням великих ковальських злитків. Слід зазначити, що можливість керувати затвердінням при ЕШП і досягати підвищення якості злитків виникла завдяки застосуванню струмопідвідного кристалізатора, запропонованого в ІЕЗ ім. Е.О. Патона в 1970-і рр. [9].

Такий кристалізатор дозволяє реалізувати технологію електрошлакового переплаву за двоконтурною схемою (ЕШП ДСП). Процес ЕШП ДС дозволяє істотно знизити глибину металевої ванни (рис. 2), що забезпечує формування злитка з малим розвитком ліквацийних процесів. Схема ЕШП ДС забезпечує чудове управління процесом і стабільну роботу печі на різних режимах.

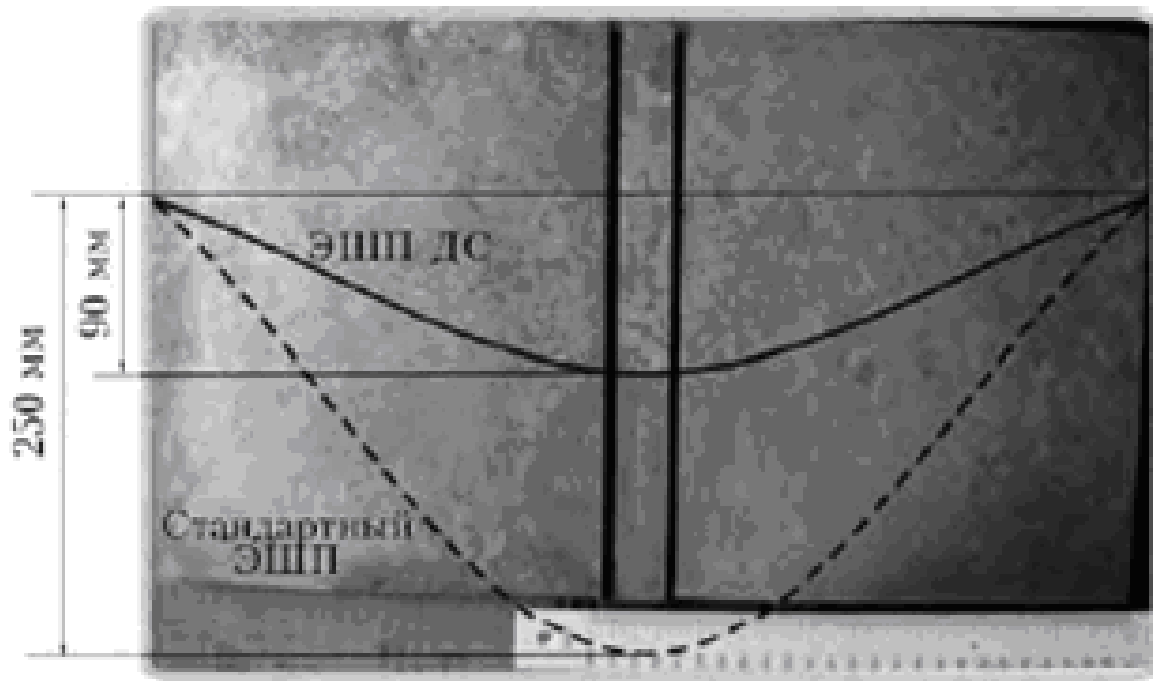


Рис. 2 Глибина металевої ванни у злитку ЕШП і ЕШП ДС діаметром 500 мм [10]

ЕШП ДС при виробництві великого злитка дозволяє значно знизити об'єм рідкометалевої ванни за рахунок зменшення продуктивності процесу, що призводить до підвищення витрат електроенергії і це знижує ефективність. Тому, окрім зменшення глибини ванни, слід знижувати перегрів металу, створюючи умови для прискорення кристалізації. Високий перегрів сталі, крім подовження часу затвердіння, сприяє загальному огрубленню структури злитка, посиленню зональної ліквідації, утворенню гарячих тріщин. Крім того, при підвищенні перегріву збільшується усадка металу в рідкому стані.

Значне зниження перегріву забезпечує процес електрошлакової переплавки з рідким металом (ЕШП РМ) (рис. 3).

У цьому випадку метал подається з обігріваного пристрою, а шлях його до кристалізатора невеликий. Продуктивність процесу ЕШП РМ, на відміну від традиційного ЕШП, визначається не швидкістю плавлення електрода, а швидкістю затвердіння злитка. Крім того, в електрошлакових технологіях з використанням рідкого металу можна застосовувати шлаки зі зниженим (на 100...200 °С нижче температури солідус металу) температурним інтервалом плавлення [9].

Застосування таких шлаків сприяє зменшенню питомої витрати електроенергії і тепловкладення в ході процесу, що є запорукою поліпшення структури сформованого злитка за рахунок прискорення затвердіння [9].

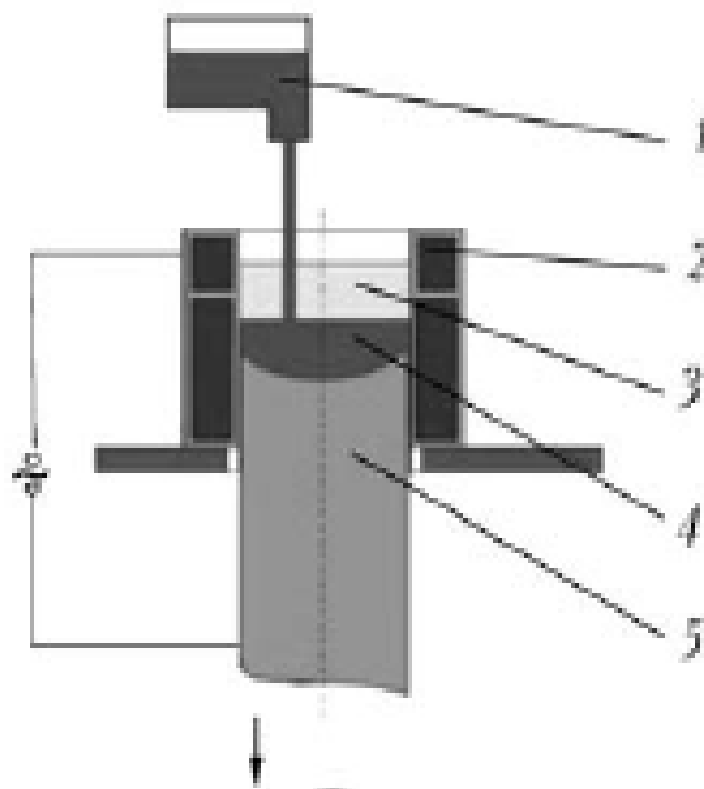


Рис. 3 Схема процесу ЕШП РМ [10]: 1 – заливочний пристрій для подачі рідкого металу в кристалізатор; 2 – струмопідвідний кристалізатор; 3 – шлакова ванна; 4 – металева ванна; 5 – злиток

Основна перевага технологічної схеми виплавки злитків із заливанням рідкого металу в кристалізатор полягає в керуванні температурними параметрами процесу незалежно від швидкості надходження розплавленого металу на дзеркало металевих ванн злинка, можливості в більш широких межах регулювати розмір, а також форму металевих ванн, що дозволить підвищити якість металу злинка або підвищити його діаметр при збереженні попереднього рівня якості.

Математичне моделювання процесу (методика проведення)

Математична модель складається з кількох задач, формулювання яких відповідає характерним фізичним явищам, пов'язаним один з одним [11]:

- розрахунок температурного поля в шлаковій та металевій ваннах з урахуванням порційного надходження рідкого присадкового металу;
- визначення параметрів двофазної зони, на основі яких можна судити про структуру злитку.

Для численної реалізації математичної моделі процесу ЕШП використаємо метод кінцевих елементів. Модель створювалась в програмному комплексі “COMSOL Multiphysics”.

Визначення температурних полів в злитку. При математичному моделюванні кристалізації циліндричного злитку тривимірну задачу можна звести до двовірної перейшовши до циліндричної системи координат. Вісь oz системи координат співпадає з віссю злитку (вісь симетрії), а вісь or – з радіальним напрямом. Початок координат заданий на нижній основі злитку.

Температурне поле $T(r, z, \tau)$ для області заготовки визначається в результаті вирішення диференційного рівняння:

$$C\rho \frac{\partial T}{\partial \tau} = \frac{1}{r} \cdot \frac{\partial}{\partial r} \left(\lambda r \frac{\partial T}{\partial r} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda \frac{\partial T}{\partial z} \right) \quad (1)$$

де C – питомий тепловміст, Дж/(кг·К);

ρ – густина, кг/м³;

λ – теплопровідність, Вт/(м·К);

Початкові умови визначають температурне поле злитку в початковий момент часу:

$$T(r, z, \tau)_{\tau=0} = T_0 = const \quad (2)$$

де T_0 – температура металу, що подається в кристалізатор, К.

На вільній поверхні металу приймаємо рівномірний розподіл температури:

$$T(r, z, \tau) = T_0 = const \quad (3)$$

де T_0 – температура металу, що подається в кристалізатор, К.

За межами кристалізатора:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=R} = \alpha(T - T_{cp}) + \varepsilon\sigma(T^4 - T_{cp}^4) \quad (4)$$

де α – коефіцієнт теплопередачі від поверхні злитку до навколишнього середовища;

T_{cp} – температура навколишнього середовища, К;

ε – приведений коефіцієнт чорноти;

$\sigma = 5,67 \cdot 10^{-8}$ – константа Стефана-Больцмана.

На зовнішній боковій поверхні злитку теплообмін з кристалізатором здійснюється за законом Ньютона – Ріхмана:

$$-\lambda(T)\frac{\partial T}{\partial r}\Big|_{r=R} = \alpha(T - T_{кр}) \quad (5)$$

де α – коефіцієнт теплопередачі від поверхні злитку до стінок кристалізатора;

$T_{кр}$ – температура охолоджуючої води в кристалізаторі;

Визначення параметрів двофазної зони. Відслідковування розвитку температурних полів, отриманих в результаті численних розрахунків дозволяють отримати наступні характерні параметри для кожної точки в двофазній зоні (T_L - T_S):

– час кристалізації;

– протяжність двофазної зони;

– середній градієнт температур $G = (G_L + G_S)/2$,

де $G_L = \frac{\partial T}{\partial n} = \sqrt{\left(\frac{\partial T}{\partial r}\right)^2 + \left(\frac{\partial T}{\partial z}\right)^2}$ в момент коли, температура точки

опуститься до T_L , а G_S – коли температура досягне T_S .

В розрахунках використовувались данні для сплаву 12Х18Н10Т: $T_L=1710$ К; $T_S=1523$ К; $q_{ск}=251,1$ кДж/кг (прихована теплота кристалізації); $\lambda_{тв}=21$ Вт/(м·К); $\lambda_{рід}=26$ Вт/(м·К); $C_{тв}=537$ Дж/(кг·К); $C_{рід}=702$ Дж/(кг·К); $\rho_{тв}=7920$ кг/м³; $\rho_{рід}=6960$ кг/м³; $\varepsilon=0,7$ – приведений коефіцієнт чорноти $\alpha=90$ Вт/(м²·К) (коефіцієнт теплопередачі від поверхні злитку до стінок кристалізатора); $v_{л}=0,018$ мм/с (лінійна швидкість наплавлення злитку); $T_0=1973$ К (температура металу, що подається в кристалізатор).

Результати моделювання

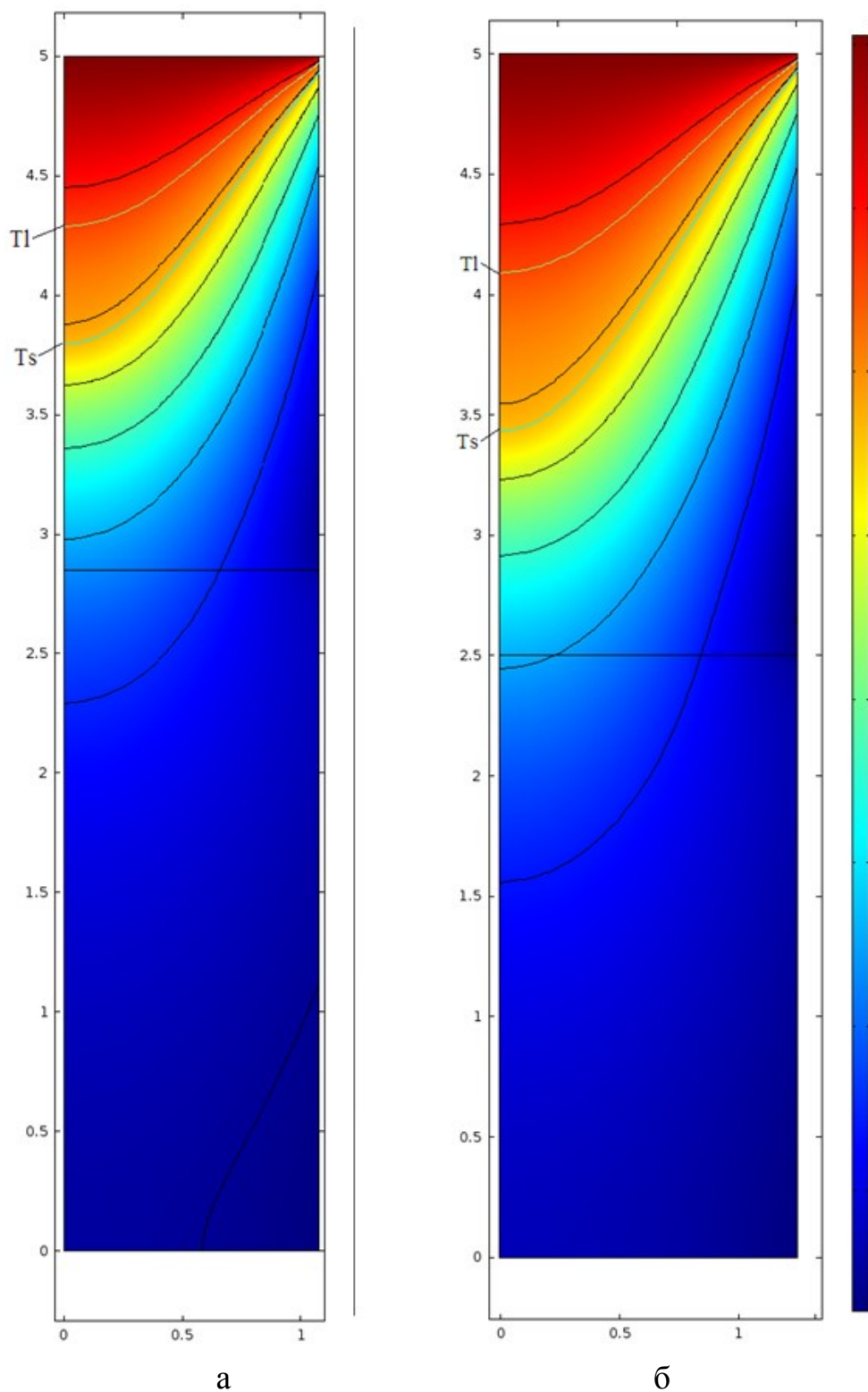
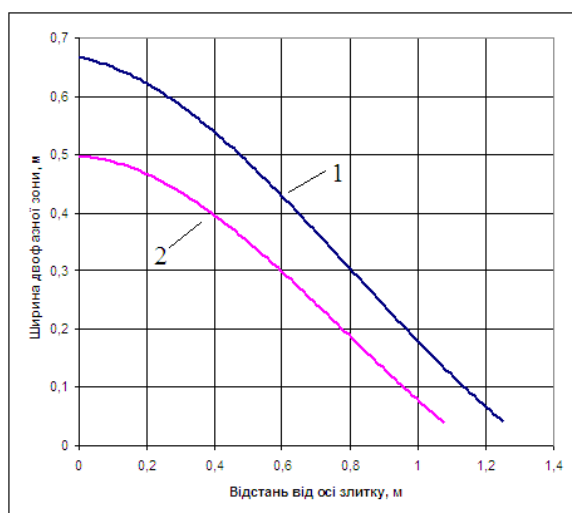
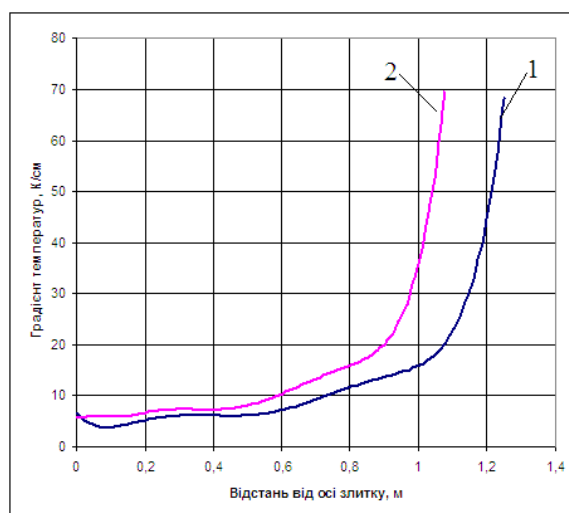


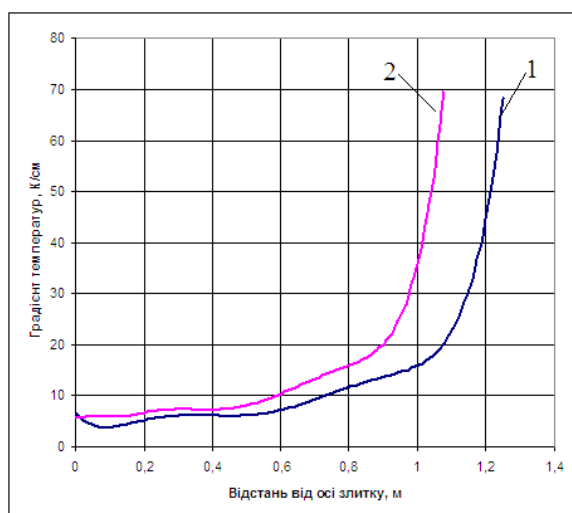
Рис. 4 Розподіл температур в злитку, K :
а – для злитку 2150 мм, б – для злитку 2500 мм



а



б



в

Рис. 5 Параметри процесу: а – протяжність двофазної зони, м; б – градiєнт температур в двофазній зоні К/см; в – час перебування металу в двофазній зоні, хв; 1 – для злитку діаметром 2150 мм; 2 – для злитку діаметром 2500 мм

Висновки

Нові технологічні схеми ЕШП такі, як ЕШП ДС та ЕШП РМ дозволяють розширити можливості виготовлення великих ковальських злитків за рахунок зменшення швидкості наплавлення, зменшення перегріву металу та глибини рідкометалевої ванни, більш рівномірному розподілу тепла.

Параметри процесу ЕШП великих ковальських злитків діаметром 2150 мм та 2500 мм співмірні і тому подальше збільшення діаметру ковальських злитків доцільне.

Література

1. Development and Manufacturing of Large Diameter Turbine Rotor Forging for Geothermal Power Plant [Текст] / Yusuke Mito, Kazuhiro Miki, Shigeru Suzuki, Tsukasa Azuma, Terutaka Kure, Liang Yan, Masayuki Yamada, Kazuhiro Wada, and Akihiro Taniguchi // IFM 2014 – p. 297 – 302.
2. Development of Mono-block LP Rotor for Nuclear Power Conventioanl Island [Текст] / Wang Baozhong, Jin Jiayu, Gao Jianjun, Cao Zhiyuan // Forgemasters meeting IFM-2011 (Pittsburgh, USA, 2011). – Pittsburgh, 2011.– p.215 – 218.
3. Developmet and Production of Monoblock Low-Pressure Turbine Rotor Shaft Made from a 670 Ton Ingot [Текст] / Takafumi Yamauchi, Hidenao Kude, Yasuhiro Kishi, Sou Ueda, Hajime Yoshida, Kimitoshi Kimura, Koji Kajikawa and Shigeru Suzuki// IFM 2014 – p.311 – 316.
4. Production of Heavy Forging Ingots up to 250 tons via ESR Process – Operational Experiences and Process Optimization Methods [Текст] / Michael Kubin, Alexander Scheriau, Matthias Knabl, Harald Holzgruber and Hiroshi Kawakami // IFM 2014 – p.101 – 107.
5. France-METALLURGIE » Blog Archive » China manufactures the world's-largest ESR furnace at 450 tons (US): [Електрон. ресурс] – Режим доступа: <http://www.france-metallurgie.com/index.php/2012/04/10/china-manufactures-the-worlds-largest-esr-furnace-at-450-tons-us/>.
6. Скобло, С. Я. Слитки для крупных поковок [Текст] / С. Я. Скобло, Е. А. Казачков – М.: Металлургия, 1973. – 248 с.
7. Шаповалов, В. А., Цыкуленко К. А. Качество крупнотоннажных слитков, отливаемых в изложнице (аналитический обзор) [Текст] / В. А. Шаповалов, К. А. Цыкуленко // Современная электрометаллургия – 2013. – №1, с. 58 – 65.
8. Зюбан, Н.А. Кузнечные слитки: проблемы качества и новые подходы [Текст] / Н.А. Зюбан, Д.В. Руцкий, С.Б. Гаманюк // Черные металлы – 2014. – № 7 – С.17 – 21.
9. ЭШП и современные подходы к управлению затвердеванием крупного кузнечного слитка [Текст] / Л.Б. Медовар, А.П. Стовпченко, А.Н. Головачев, Б.Б. Федоровский // Современная электрометаллургия – 2013. – №3, с. 12 – 18.
10. Электрошлаковые технологии получения крупных кузнечных слитков [Текст] / Л. Б. Медовар, В. Я. Саенко, А. П. Стовпченко, А. К. Цыкуленко и др. // Современная электрометаллургия – 2010. – №3, С. 5 – 10 .
11. Математическое моделирование процессов укрупнения слитков из высоколегированных сталей и сплавов способом электрошлаковой наплавки жидким металлом в токоподводящем кристаллизаторе [Текст] / В.И. Махненко, Л.Б. Медовар, В.Я. Саенко, Т.В. Королева и др. // Современная электрометаллургия – 2008. – №4 – С. 30 – 37.

УДК 621.74.045

ВЗАИМОСВЯЗЬ ПРИЗНАКОВ КАЧЕСТВА ОТЛИВОК С ПАРАМЕТРАМИ УПРАВЛЕНИЯ ПРОЦЕССА ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

В. О. Шинский, В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Систематизовано ознаки базових параметрів різновидів технологічних процесів ЛГМ і на цій основі створено методи класифікації та оптимізації параметрів управління якістю литих моно- і армованих конструкцій із залізовуглецевих та кольорових сплавів

Систематизированы признаки базовых параметров разновидностей технологических процессов ЛГМ и на этой основе созданы методы классификации и оптимизации параметров управления качеством литых моно– и армированных конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов

Signs of the basic parameters of technological species Lost Foam processes were systematized, and on this basis, methods of classification and optimization of parameters of quality control of cast mono and reinforced structures of the iron-carbon and non-ferrous alloys have been created

Введение

Одна из актуальных задач создания новых материалов и технологий для современного машиностроения направлена на существенное снижение материалоемкости и рост ресурса литых деталей, которые по массе и количеству занимают порядка 50 % от общей потребности в металлопродукции, при условии одновременного сокращения материальных, энергетических затрат и уменьшения экологической нагрузки на окружающую среду. Такие детали отвечают за конкурентоспособность новой техники для различных отраслей производства

При наличии во ФТИМС НАН Украины новых высокоэффективных литых материалов, методов их плавления и выпечной обработки имеется актуальность реализации их преимуществ путем повышения служебных характеристик отливок при получении их в такого вида песчаных формах, которые позволят существенно повысить их размерную точность, создать

заданные условия для твердения и структурообразования металла отливок при сокращении материало-, энергозатрат и вредных выбросов в окружающую среду. К таким методам относятся разновидности литья по газифицируемым моделям (ЛГМ), в замороженные формы и по ледяными моделями, научные и технологические основы которых, а также оборудование созданы в объеме ведомственной тематики коллективом научной школы проф. Шинского О. И. в отделе физико-химии процессов формообразования ФТИМС НАН Украины.

Признаки качества и параметры управления технологическими процессами получения литых конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов

Современные технологии формообразования имеют многоуровневую детерминированную многокомпонентную систему с технологическими процессами, материалами и оборудованием, которые требуют контроля и управления их параметрами, характеристиками, состоянием оборудования и окружающей среды. Такая комплексная интегрированная система может быть стабильной и создавать условия для получения отливок с высоким уровнем заданных свойств лишь при условии непрерывного контроля за большим количеством (более 200) параметров технологических процессов, оборудования, состояния экологической безопасности.

Следовательно, создание и реализация комплексного, многокомпонентного управления технологиями формообразования возможны только при использовании современных компьютерных интегрированных информационных технологий (ИИТ) и систем автоматизированного управления технологическими процессами (АСУТП).

Во ФТИМС НАН Украины завершается проектирование 4-уровневой системы контроля и управления формообразования, которая включает сбор первичных входных и выходных данных (1 уровень), накопление их в базе данных (2 уровень), обработку полученных результатов (3 уровень) и автоматизированное локальное, блочное и интегрированное управление технологическими процессами и оборудованием (4 уровень).

Эта система мониторинга состояний объектов и процессов литейного производства предназначена для литейного цеха или предприятия. На базе компьютерной системы сбора, предварительной обработки, кодирования и передачи мониторинговой информации в дистанционную базу данных литейного цеха или предприятия она отслеживает параметры физических величин, позволяющих контролировать работу отдельных механизмов и автоматизированных формовочных линий, литейного и различного вспомогательного оборудования, физико-химические параметры

процессов литья, параметры гидрогазодинамических потоков, необходимых для кристаллизации, затвердевания и охлаждения отливок, теплофизические параметры формообразующей разовой и постоянной оснастки, контактирующей с отливками, показатели загазованности воздуха в цехе, а также ряд других экологических и противоаварийных показателей.

В результате решения комплекса проблем, связанных с получением достоверных измерительных данных в условиях повышенных электромагнитных помех в цехе, доставки мониторинговых данных удаленным пользователям (операторам, руководителям, аудиторам качества производства) обеспечиваются условия для управления (коррекции) режимами работы литейного оборудования и поддержки в заданных пределах показателей технологических процессов литья. Использование системы мониторинга в производстве приведет к уменьшению брака и повышению качества отливок, включая совершенствование их конструкций при снижении материалоемкости, возрастании срока службы и надежности при эксплуатации.

Актуальной проблемой мониторинга качества литейного производства является определение и отображение состояний объектов и процессов литья на информационных табло в литейных цехах и на экранах мониторов компьютерных систем, которая решается путем разработки математических методов оперативного анализа данных мониторинга и определения информационных состояний объектов мониторинга при отображении этих состояний на экранах выносных табло и мониторах компьютеров.

Были определены основные характеристики материалов, участвующих в формообразовании, входные и выходные параметры элементарных ячеек, локальных, детерминированных и интегрированных блоков технологических процессов, оборудования и их влияние на качество отливок, состояние оборудования, оснастки и экологии окружающей среды.

Для ИИТ и АСУТП всей интегрированной и детерминированной системы формообразования использованы ранее созданные в объеме выполнения предыдущих НИОКР теплофизические, гидродинамические, тепломассообменные, регрессивные модели, описывающие условия получения непосредственно литейных моделей (полистироловых, низкотемпературных ледяных), литейных песчаных форм (вакуумируемых из сухих дисперсных наполнителей, замороженных), а также взаимодействия жидкого и твердеющего металла с формой и моделью, структурообразования и физико-механические свойства отливок,

полученных в условиях указанных разновидностей формообразования, в частности, по легкоплавким и испаряемым моделям.

При реализации новой для литейного производства ИИТ ключевыми стали организация сбора, обработки и передачи оперативных данных в процессе производства отливок, включая дистанционный контроль и поддержку в заданных пределах характеристик и параметров технологических процессов, показателей и параметров исходных материалов и режимов работы оборудования, контроль экологических показателей непосредственно в процессах производства и за их пределами.

В процессе подготовительных работ для проектирования системы мониторинга исследованы детерминированные связи между технологическими объектами, участвующими в создании разновидностей песчаной литейной формы, в т.ч. получаемой по испаряемым моделям (материалы, технологии, оборудование). Определены параметры контроля и управления каждого из них, разработаны или адаптированы по заданным алгоритмам приборы для контроля, мониторинга и управления этими объектами, а также экологического состояния окружающей среды. Это позволило впервые в литейной практике проектировать комплексную автоматизированную систему контроля (с документированием качества выполнения последовательных операций литья) и управления в режиме реального времени технологическими процессами и оборудованием с учетом их взаимодействия при формообразовании и получении отливок с прогнозируемыми свойствами.

В теоретическом плане данная работа – один из примеров того, что технологии, открываясь миру науки, стремятся, с одной стороны, использовать научное познание как основу технологического развития, а с другой стороны, одновременно «вооружаются» инструментарием компьютерного моделирования (с выходом на мониторинг технологии в реальном времени) в качестве специфического метода научного познания, стирая грань между научным и техническим уровнем познания путем «технологизации» науки.

В процессе проектирования системы мониторинга классифицировали определяющие характеристики качества литых конструкций, как конкурентоспособной металлопродукции. В целях достижения максимального качества такой продукции наиболее эффективное повышение механических характеристик отливок может быть достигнуто путем применения для литейных форм в качестве дисперсных наполнителей металлических материалов (колотая и литая дробь), газообразных и жидких хладагентов для интенсификации теплообмена в контактной зоне «металл-форма», а также наложение высокого механического давления на жидкий и затвердевающий металл. Эти новые

разработки способствуют интенсификации теплообменных процессов в вакуумируемой форме с заданной теплоаккумулирующей способностью ее наполнителя, и продувкой последнего газообразными хладагентами [1].

Также в этих целях повышение механических характеристик и функциональных свойств армированных литых конструкций может быть достигнуто путем применения в качестве макроармирующей фазы металлических и неметаллических материалов (стержни, шары, дискретные тела из отходов) [2, 3]. Причем армирующая фаза (АФ) из неметаллических материалов (керамические, песчаные дискретные тела) позволяют существенно снизить металлоемкость и увеличить удельную прочность литых конструкций.

В целях достижения максимального качества литейной продукции наиболее эффективное повышение механических характеристик и функциональных свойств литых конструкций может быть достигнуто путем применения в качестве микроармирующей фазы модификаторов и легирующих компонентов, которые введены в объем пенополистироловой модели или в ее поверхностный слой. С целью эффективного формирования свойств функционального поверхностного слоя отливок в поверхностный слой пенополистироловой модели целесообразно вводить дисперсные порошки абразивных, коррозионностойких, жароупорных материалов и их оксиды.

Размерная точность литых конструкций определяется ГОСТ, ДСТУ, ТУ и КД, РТМ, в первую очередь - ГОСТ 26645-85. Причем при конструировании и производстве литых конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов определяющими являются качества 5 - 7, что дает возможность снизить допуски, припуски на литые изделия и в конечном итоге обеспечить уменьшение металлоемкости в 1,5 - 2 раза в сравнении с литьем в песчаные формы по постоянным моделям [4, 5].

В целях достижения максимального качества литейной продукции эффективное повышение размерной точности литых конструкций может быть достигнуто путем армирования пенополистироловых моделей металлическими и неметаллическими телами, которые одновременно являются и армирующей фазой. Требуемая размерная точность отливок обеспечивается также увеличением плотности пенополистирола при условии применения «легких» газифицируемых моделей с ориентированной пористостью.

Шероховатость поверхности литых конструкций определяется ГОСТ, ДСТУ, ТУ и КД, РТМ, в первую очередь - ГОСТ 26645-85. Причем при конструировании и производстве литых конструкций из

железоуглеродистых сплавов и цветных сплавов шероховатость поверхности не должна превышать $R_z 25$ мкм.

В целях повышения качества литейной продукции наиболее эффективное снижение шероховатости литых конструкций может достигаться увеличением плотности пенополистирола при условии применения «легких» газифицируемых моделей с ориентированной пористостью.

Кроме перечисленных характеристик качества литой конструкции классифицировали и нежелательные характеристики, приобретенные в процессе технологических переделов получения отливок по газифицируемым моделям, т.к. их наличие в отливках ведет к снижению качества литых конструкций. К таким характеристикам относятся газовые дефекты (раковины) в объеме и на поверхности отливки [6], которые возникают при условии нарушения термо-временных параметров заливки металла в форму с газифицируемой моделью, при ее плотности, превышающей допустимую, низкой газопроницаемости покрытия и формы, а также недостаточного создаваемого в ней разрежения. Это снижает скорость фильтрации продуктов термодеструкции ГМ через зазор «металл-модель». Увеличение объема образовавшихся парогазовых и жидких продуктов термодеструкции, как фактора, стимулирующего накопления их непосредственно на границе «металл–покрытие» при затвердевании отливки, зависит от скорости, времени заливки, температуры заливаемого сплава, давления на металл, плотности газифицируемой модели и толщины стенки отливки.

Наиболее эффективное снижение или исключение насыщения затвердевающего металла газообразными продуктами термодеструкции ГМ достигается существенным снижением ее массы путем использования разработанных технологий применения моделей с ориентированной пористостью и моделей, наполненных неметаллической или металлической макро- и микро армирующей фазой [7, 8].

Эффективное снижение или исключение образования раковин на поверхности отливки, вызванных вторичной газификацией продуктов термодеструкции ГМ, достигается существенным снижением ее массы путем использования разработанных технологий с применением моделей с ориентированной пористостью и моделей наполненных неметаллической или металлической макро – и микро армирующей фазой.

Локальное науглероживание поверхности отливок возникает при условии нарушения термо-временных параметров заливки металла в форму с газифицируемой моделью, ее плотности, превышающей допустимую, низкой газопроницаемости покрытия и формы, а также недостаточной величины создаваемого в ней газового разрежения. Это

затрудняет или исключает фильтрацию продуктов термодеструкции ГМ (жидких и парогазовых) в глубинные слои формы через зазор «металл-модель», и они накапливаются на границе «металл-покрытие», и как следствие, увеличивается концентрация углерода на поверхности отливки. Увеличение объема образовавшихся парогазовых и жидких продуктов термодеструкции, как фактора, стимулирующего накопления их непосредственно на границе «металл – покрытие» при затвердевании отливки, зависит от скорости, времени заливки, температуры заливаемого сплава, давления на металл, плотности газифицируемой модели и толщины стенки отливки.

Образование специфического пригара на отливках [9, 10.] происходит при недостаточном виброуплотнении наполнителя в контейнере, что характеризуется низким показателем его объемной плотности, а также высоким давлением на жидкий металл, что характерно при литье под высоким давлением, необоснованно высокой температурой заливаемого сплава. К тому же величина пригара зависит от значений газопроницаемости покрытия, формы и разрежения в ней газа. Механизм пригара при ЛГМ обусловлен проникновением жидкого металла через поры в противопопригарном покрытии (ПП) под действием градиента давления, т.е. вероятность образования пригара и его толщина пропорциональны увеличению значения этих показателей [11].

Наиболее эффективное устранение специфического пригара на отливках достигается путем обеспечения допустимой минимизации газопроницаемости ПП при одновременном максимально допустимом остаточном давлении газа в вакуумируемой форме. Неметаллические включения в отливках имеют свою специфику при ЛГМ и их наличие определяется накоплением дисперсных частиц противопопригарного покрытия, твердых продуктов термодеструкции полистирола в виде пироуглерода и зерен наполнителя формы, которые накапливаются первоначально на фронте потока металла при заполнении формы. Накопление в жидком и затвердевающем металле неметаллических включений ПП связано с низкой прочностью самого покрытия и низкой адгезией его к пеномодели на границе «покрытие – форма», а также наличием пустот на границе «покрытие - форма».

При заполнении формы жидким металлом возрастающий металлостатический напор создает напряжения в ПП, превосходящие его прочность на изгиб $\sigma_{\text{и}}$ или контакта ПП с формой, что приводит к его деформации и разрыву с образованием дисперсных включений, которые захватываются потоком металла и остаются в нем после его затвердевания. В случае недостаточной адгезии ПП к пенополистиролу при формовке (виброуплотнении) под действием абразивного износа, вызванного

перемещением наполнителя, также происходит образование дисперсных включений ПП. Скопление пироуглерода первоначально на фронте потока жидкого металла, а затем при затвердевании и размещение его в виде локальных скоплений свойственно для высокой скорости заполнения формы, зависит от времени заливки, температуры заливаемого сплава, давления на металл, плотности газифицируемой модели и толщины стенки отливки.

Наиболее эффективное снижение локального размещения пироуглерода в отливки является существенное снижение массы ГМ путем использования разработанных технологий с применением моделей с ориентированной пористостью и моделей, наполненных неметаллической или металлической макро- и микро армирующей фазой. Увеличение прочности на изгиб ПП и сил адгезии на границе «покрытие-модель» и «покрытие-форма» позволяют исключить наличие неметаллических включений в отливке при литье по газифицируемым моделям.

Формозаполняемость при литье с использованием пенополистироловых моделей во многих случаях зависит собственно от плотности ГМ, скорости подачи металла в форму, времени заливки, температуры заливаемого сплава, давления на металл и толщины стенки отливки. Увеличение плотности при одновременном увеличении скорости заливки, и, следовательно, газификации модели в этот период, ведет к накоплению на фронте потока металла жидких продуктов термодеструкции ГМ. Дальнейшая газификация этих продуктов происходит с поглощением теплоты жидкого металла, что ведет к его переохлаждению и формирования твердой фазы в головной части потока, а последнее приводит к преждевременной остановке потока металла до полного заполнения им формы.

Размещение в пенополистироловой модели армирующей фазы существенно снижает площадь поровых каналов и их характерный размер, что увеличивает сопротивление движению жидкого металла в форме и потери теплоты жидкого металла на нагрев АФ, что может привести к преждевременной остановке потока металла до полного заполнения им формы.

Наиболее эффективно снижает влияние газифицируемой модели на формозаполняемость и вторичную газификацию продуктов термодеструкции ГМ на фронте потока металла уменьшение массы ГМ путем использования разработанных технологий применения моделей с ориентированной пористостью, а наиболее эффективным приемом для увеличения формозаполняемости при наличии в модели АФ является наложение избыточного давления на жидкий металл [12].

Напряжения в отливке при литье по газифицируемым моделям возникают преимущественно в вакуумируемой форме и связаны с избыточной длительностью вакуумирования наполнителя в контейнере в период затвердевания и охлаждения отливки, что устраняет податливость формы, а, следовательно, создает условия для увеличения напряжений в отливках вплоть до их коробления и образования трещин. Для снижения уровня или снятия напряжений в отливках необходимо оптимизировать длительность вакуумирования формы.

Литейная усадка при литье по газифицируемым моделям увеличивается в виду высокой податливости наполнителя формы в период затвердевания отливки после снятия вакуума с контейнера. Для стабилизации уровня литейной усадки отливок необходимо оптимизировать длительность вакуумирования формы.

Выводы

На примере проектирования системы мониторинга ЛГМ-процесса литейного цеха разработана многоуровневая классификация качестваливок, система идентификация материалов, параметров управления технологическими процессами получения моно-, армированных отливок из железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям с учетом детерминированных связей между объектами, принимающими участие в формообразовании. Разработаны методы расчета базовых параметров разновидностей технологических процессов ЛГМ и на этой основе созданы методы классификации и оптимизации параметров управления качеством литых моно- и армированных конструкций из железоуглеродистых и цветных сплавов.

Литература

1. Дорошенко В. С. Регулирование охлаждения отливки в вакуумируемой форме фильтрацией хладагентов и движением частиц песка // Литейное производство. - 2013. - № 10. - С. 32 - 37.
2. Шинский И. О., Кулик О. В. Технологические аспекты получения пенополистироловых моделей в пресс-формах из композиционных материалов // Процессы литья. - 2008. - № 1. - С. 63-68.
3. Каричковский П. Н., Шинский И. О., Клименко Л. М. Способы повышения технического ресурса, эксплуатационной надежности рабочих органов дробильно-размольного оборудования // Металл и литье Украины. - 2009. - № 7/8. - С. 56-60.
4. Шинский О. И., Шульга В. Т., Вишнякова Л. П. Новое в литье по газифицируемым моделям крупных отливок // Литейное производство. 2003. - № 9. - С. 26-28.
5. Оптимизация технологического процесса получения качественных чугуновых отливок методом литья по газифицируемым моделям / О. И. Шинский, П. В. Русаков, Н. В. Кирьякова, И. О. Шинский // Процессы литья. - 2007. - № 6. - С. 54-57.

6. Дорошенко С. П., Шинский О. И., Дорошенко В. С. Триединый подход к формированию направленных газового, усадочного и противопрigarно-прочностного ре-жимов при литье в песчаную форму // Металл и литье Украины. – 2007.- № 4. – С. 27 – 30.
7. Шинский И. О., Болюх В. А. Повышение механических свойств крупных стальных отливок путем их армирования при ЛГМ // Процессы литья. - 2010. - № 2. - С. 57-62.
8. Гончаренко Ю. А., Соловко И. Т., Шинский И. О. Современные технологические решения при литье по газифицируемым моделям // Процессы литья. - 2003. - № 3. - С. 61-64.
9. Гончаренко Ю. А., Шинский И. О. Механизм формирования пригара при литье алюминиевых сплавов по газифицируемым моделям // Процессы литья. - 2005. - № 2. - С. 78-83.
10. Шинский О. И. Механизм формирования пригара при литье по газифицируемым моделям // Процессы литья. – 1997. – № 1. – С. 57.
11. Шинский И. О., Гончаренко Ю. А. Противопрigarные покрытия на кремнеземистой основе для литья по газифицируемым моделям // Процессы литья. - 2001. - № 3. - С. 57-61.
12. Синтез системы управления процессом выжимания потока расплава в форму с газифицируемой моделью / О. И. Шинский, П. В. Русаков, О. А. Яковышин, И. О. Шинский // Процессы литья. - 2004. - № 2. - С. 51-55.

УДК 669.162.16

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА УГОЛЬНОЙ ШИХТЫ НА СВОЙСТВА КОКСА ДЛЯ ДОМЕННОЙ ПЛАВКИ

*Е. О. Шмельцер, В. П. Лялюк, В. П. Соколова, И. А. Ляхова,
Д. А. Кассим, И. Н. Скалун*

Металлургический институт ГВУЗ «КНУ»

Проаналізовані зміни гранулометричного складу коксу на прикладі коксохімічного виробництва ПАТ “АрселорМіттал Кривий Ріг”. Встановлено, що останнім часом відбулося перерозподілення вмісту класів крупності у валовому коксу зі збільшенням виходу класів >80 мм, <25 мм и 80-60 мм, а також погіршення якості коксу за показниками міцності M_{25} та стираності M_{10} . Вивчено вплив властивостей сировини на розподілення коксу за крупністю. Досліджена динаміка зміни гранулометричного складу коксу в залежності від якісних показників вугільної шихти

Проанализированы изменения гранулометрического состава кокса на примере коксохимического производства ПАТ “АрселорМиттал Кривой Рог”. Установлено, что в последнее время произошло перераспределение содержания классов крупности в валовом коксе с увеличением выхода классов >80 мм, <25 мм и 80-60 мм, а также ухудшение качества кокса по показателям прочности M_{25} и истираемости M_{10} . Изучено влияние свойств сырья на распределение кокса по крупности. Исследована динамика изменения гранулометрического состава кокса в зависимости от качественных показателей угольной шихты

The change in particle size distribution of coke was analyzed on the example of the coke plant at ArcelorMittal Krivoy Rog. Established that recently there was a redistribution the content of size classes in the gross coke with increase the yield of classes > 80 mm, <25 mm and 80-60 mm, and the deterioration of coke quality in terms of strength M_{25} and abrasion M_{10} . The influence of the properties raw materials on distribution of coke by size was analyzed. The dynamics of changes in particle size distribution of coke depending on the quality indicators of the coal batch was researched

Введение

Наряду с основными технологическими функциями кокса в доменной плавке, а именно, - энергоноситель, восстановитель и разрыхлитель, - в последнее время выделяют дополнительные две: адсорбент (собирает пылевидных и газообразных продуктов в фурменной зоне) и источник мелочи, снижающий текучесть шлака, а, следовательно, и газопроницаемость столба шихтовых материалов в доменной печи [1, 2].

Технология выплавки чугуна непрерывно совершенствуется. Одним из наиболее перспективных направлений является внедрение в производство новых технологических процессов и оборудования, а также снижение расхода, прежде всего, топливно-энергетических ресурсов на производство основных видов продукции. В доменной плавке к таким высокоэффективным технологиям относятся вдувание пылеугольного топлива (ПУТ) в количестве до 250 кг/т чугуна и технология использования кускового антрацита в количестве до 90 кг/т чугуна с коэффициентом замены кокса 0,8-1,0 кг/кг [3, 4]. Применение новых технологий требует, прежде всего, опережающего повышения качества кокса, характеризуемого рядом показателей.

Основными показателями, наиболее полно характеризующими совокупность свойств кокса для доменной плавки, являются: зольность, сернистость, летучие, рабочая влажность, холодная прочность (M_{10} и M_{25} или M_{40}), реакционная способность (CRI) и послереакционная прочность (CSR), а также массовая доля кусков кокса размеров более 80 мм и менее 25 мм. Все эти показатели качества кокса оказывают существенное влияние на ход доменной плавки, расход кокса и производительность доменной печи [5, 6].

Гранулометрический состав кокса также представляет собой одну из существенных характеристик его качества. Наиболее важными показателями гранулометрического состава кокса являются выход металлургического кокса (крупность кусков >25 мм) с повышенным содержанием самого ценного класса 40-60 мм и пониженной долей самого крупного и наименее прочного класса (≥ 80 мм) [7].

Постановка задач исследований

Изучение сырьевых и технологических факторов, определяющих качественные показатели и распределение кокса по классам крупности, а также исследование возможности влияния на гранулометрический состав кокса при его производстве позволяют повысить равномерность и однородность его ситового состава.

Результаты исследований

За последние годы в сырьевой базе коксования произошли существенные изменения, связанные с использованием в угольных шихтах углей различных бассейнов, существенно отличающихся друг от друга по технологическим свойствам. В настоящее время на коксохимическое производство ПАТ “АрселорМиттал Кривой Рог” поступает от 10 до 15 марок угольных концентратов.

Анализ изменения качества кокса Криворожского коксохимического завода (ККХЗ), в настоящее время это коксохимическое производство (КХП) ПАТ “АрселорМиттал Кривой Рог” (АМКР), поступающего в доменные цеха “Криворожстали” показал, что неритмичность поставки такого большого числа марок угля и колебания их физико-химических параметров снижают качество кокса, стабильность его показателей и влияют на его гранулометрический состав.

В период 1980-1988 гг. в условиях Криворожского коксохимического завода качество кокса характеризовалось следующим гранулометрическим составом: выход класса >80 мм находился в пределах от 4,0 до 8,45 %, класса 80-60 мм – от 24,81 до 28,7 %, класса 60-40 мм, составляющий основу доменного кокса и отличающийся равномерностью свойств, мелкопористой плотной структурой, сравнительно низкой трещиноватостью и малой склонностью к истиранию – от 45,8 до 49,84 %, класса 40-25 мм – от 13,73 до 16,6 %, класса 0-25 мм – от 2,3 до 3,18 %. При этом холодная прочность кокса по показателю M_{25} находилась на уровне 87,9-88,88 %, истираемость по показателю M_{10} – 6,3-6,54 %.

В 2005-2012 гг. произошло перераспределение содержания классов крупности в валовом коксе КХП АМКР. Качество кокса КХП по показателям холодной прочности M_{25} и истираемости M_{10} заметно ухудшилось и не соответствует требованиям современной доменной плавки, согласно которых оно должно быть на уровне как минимум $M_{25} = 90$ %, $M_{10} = 6$ %.

Сравнивая изменение гранулометрического состава кокса в предыдущие годы и в настоящее время следует обратить внимание, прежде всего, на увеличение выхода классов >80 мм, <25 мм (рис. 1, 2), что отразилось, соответственно, на снижении выхода наиболее ценных классов 60-40 мм и 40-25 мм.

Сравнивая качество кокса в предыдущие годы и в настоящее время, следует обратить внимание и на ухудшение качества кокса по показателям прочности M_{25} и истираемости M_{10} (рис. 3, 4).

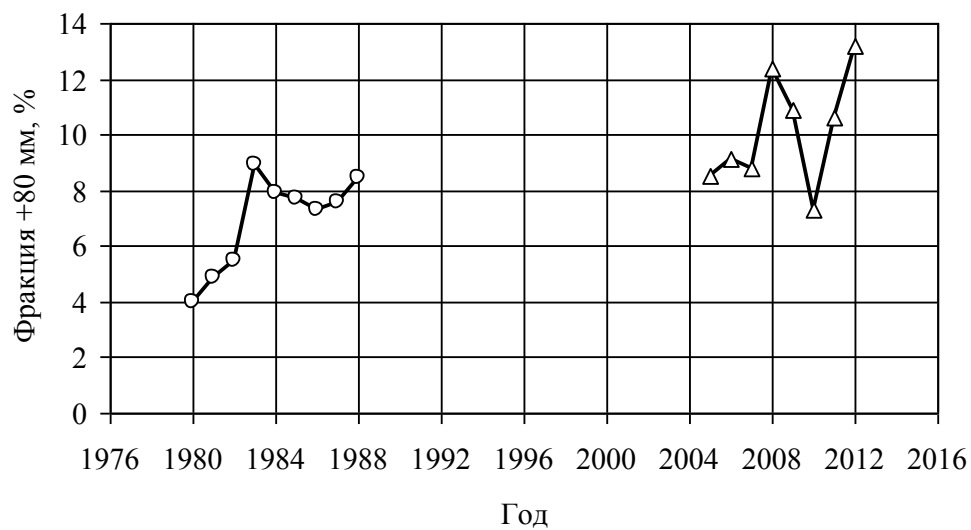


Рис. 1 Изменение содержание класса >80 мм

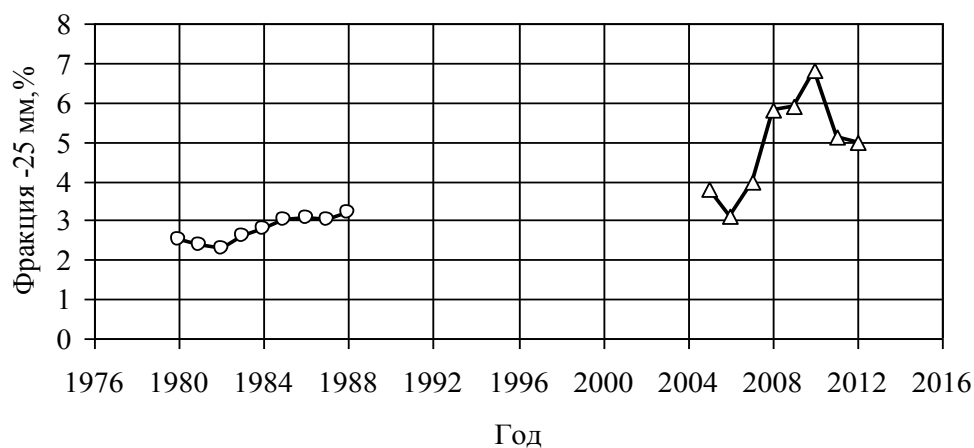


Рис. 2 Изменение содержание класса <25 мм

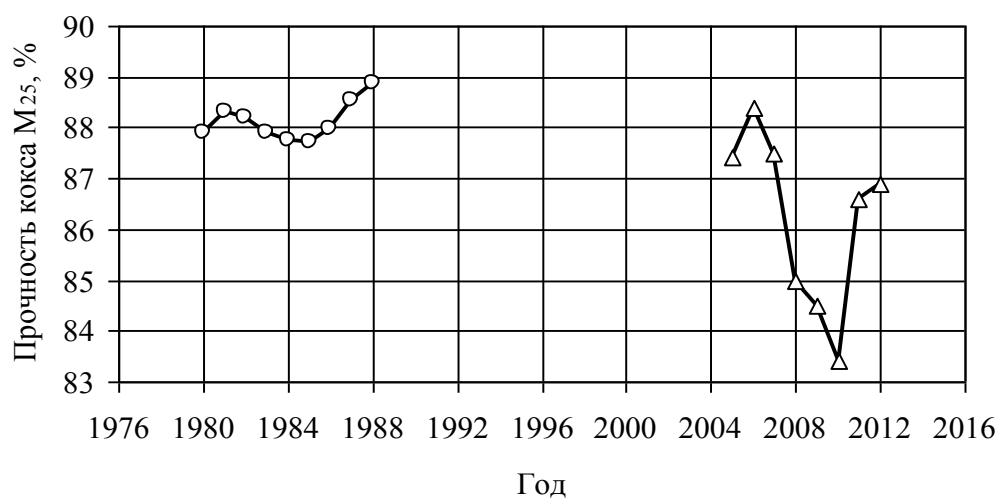


Рис. 3 Изменение прочности кокса М₂₅

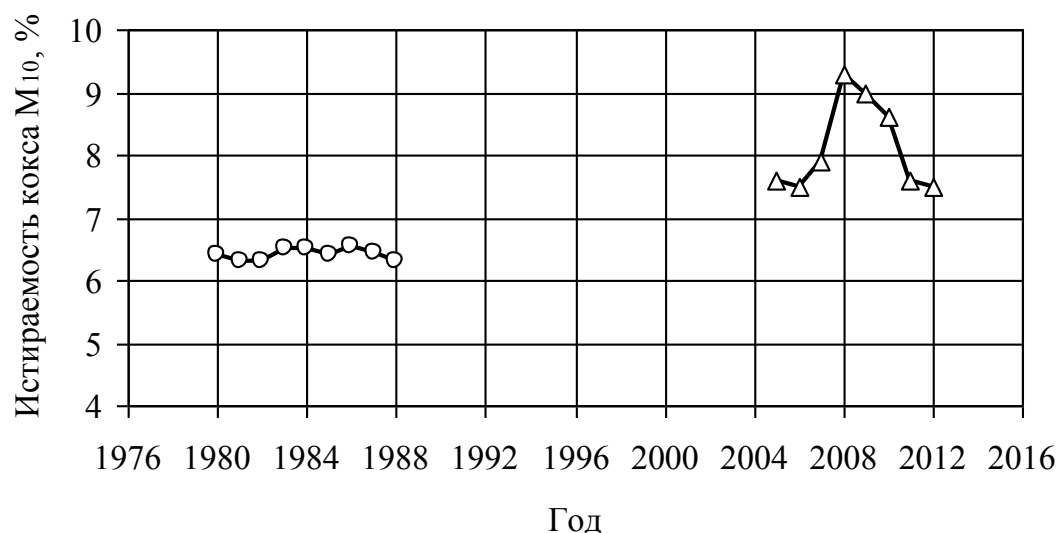


Рис. 4 Зміна міцності кокса M_{10}

Такі показники доменного процесу, як інтенсивність горіння кокса та інтенсивність по дуттю (рис. 5, 6) також помітно знизились. Невже сказати, що це в повній мірі обумовлено погіршенням якості кокса, але даний фактор, безсумнівно, впливає.

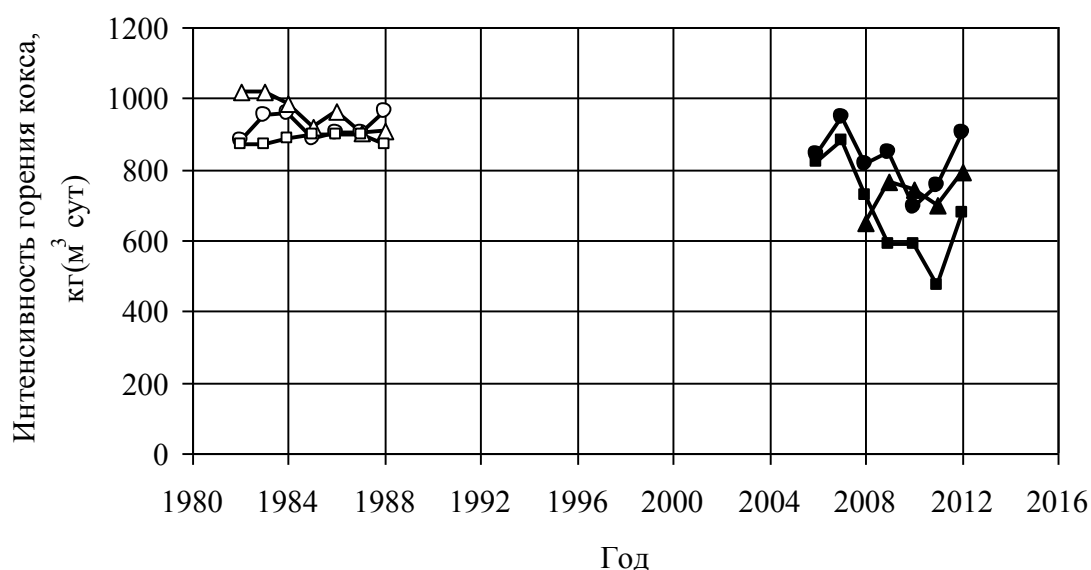


Рис. 5 Зміна інтенсивності горіння кокса: —○— ДП №7 об'ємом 2000 м³, —△— ДП №8 об'ємом 2700 м³, —□— ДП №9 об'ємом 5000 м³ всі за період 1980-1988 гг., —●— ДП №7 об'ємом 2000 м³, —▲— ДП №8 об'ємом 2700 м³, —■— ДП №9 об'ємом 5000 м³ всі за період 2006-2012 гг.

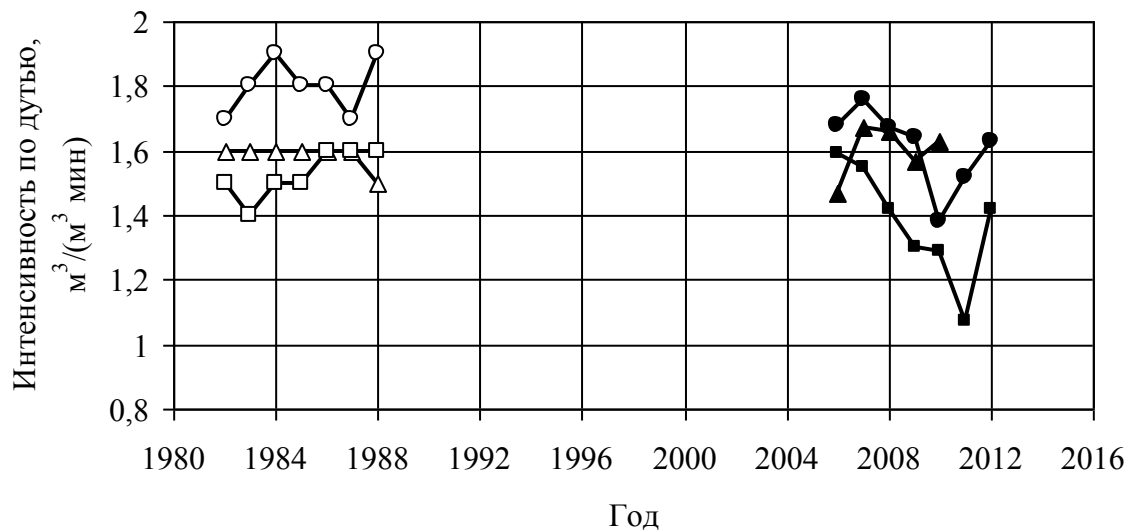


Рис. 6 Изменение интенсивности по дутью: —○— ДП №7 объемом 2000 м^3 , —△— ДП №8 объемом 2700 м^3 , —□— ДП №9 объемом 5000 м^3 все за период 1980-1988 гг., —●— ДП №7 объемом 2000 м^3 , —▲— ДП №8 объемом 2700 м^3 , —■— ДП №9 объемом 5000 м^3 все за период 2006-2012 гг.

С целью изучения влияния качества сырья и технологии на гранулометрический состав кокса в условиях КХП ПАТ АМКР исследовали распределение кокса по классам крупности (рис. 7-11) за период 2008-2012 гг.

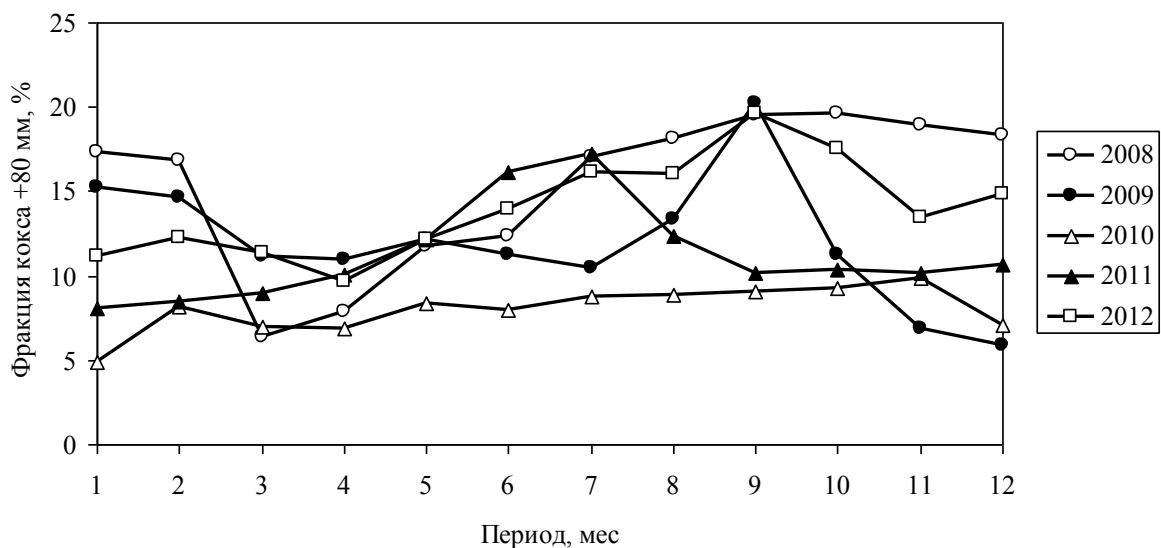


Рис. 7 Динамика изменения выхода фракции кокса $>80 \text{ мм}$ за 2008-2012 гг. 1-4 батарей КХП 2008-2012 гг.

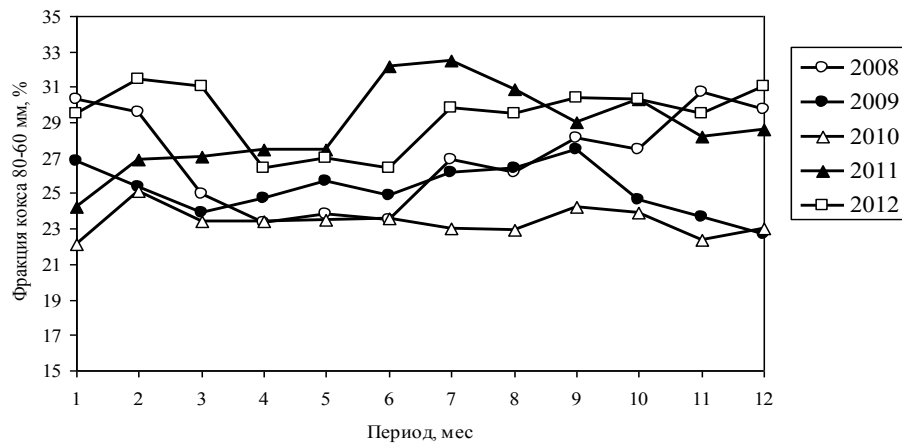


Рис. 8 Динамика изменения выхода фракции кокса 80-60 мм за 2008-2012 гг. 1-4 батарей КХП 2008-2012 гг.

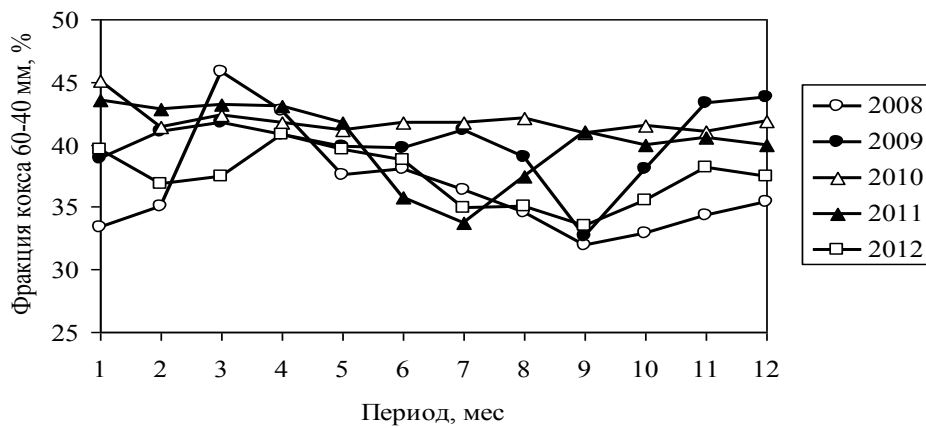


Рис. 9 Динамика изменения выхода фракции кокса 60-40 мм за 2008-2012 гг. 1-4 батарей КХП 2008-2012 гг.

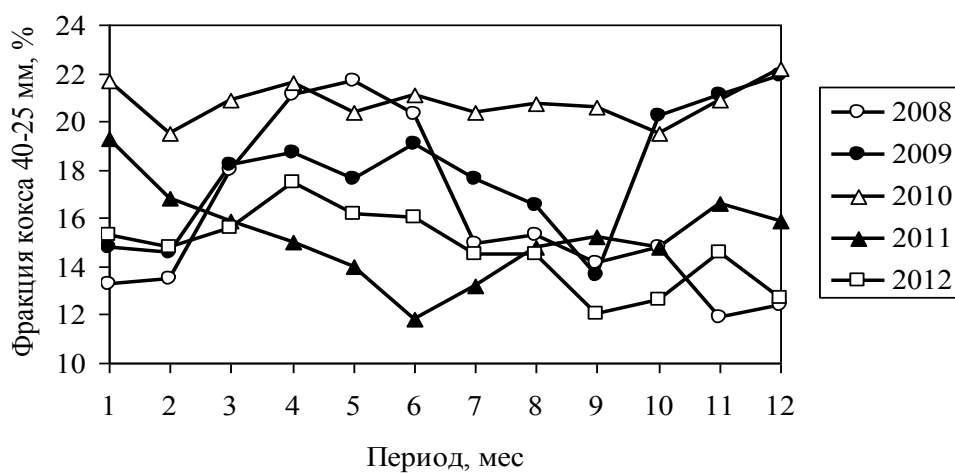


Рис. 10 Динамика изменения выхода фракции кокса 40-25 мм за 2008-2012 гг. 1-4 батарей КХП 2008-2012 гг.

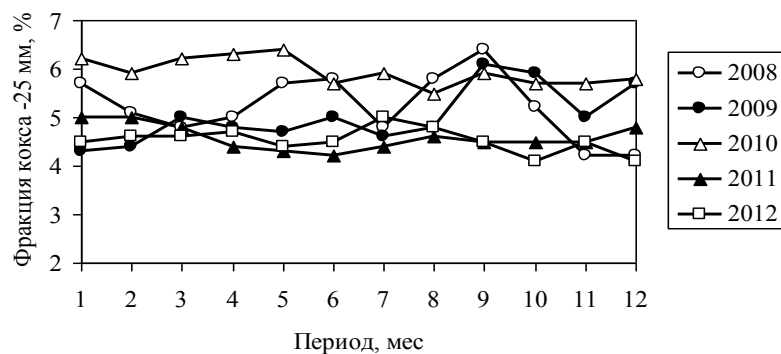


Рис. 11 Динаміка змінення вихода фракції кокса <25 мм за 2008-2012 гг. 1-4 батарей КХП 2008-2012 гг.

Также были проанализированы качественные показатели угольных шихт (влажность, зольность, петрографический состав (по ΣOK), насыпная плотность, содержания класса 3-0 мм в шихте) за соответствующий период (рис. 12-16).

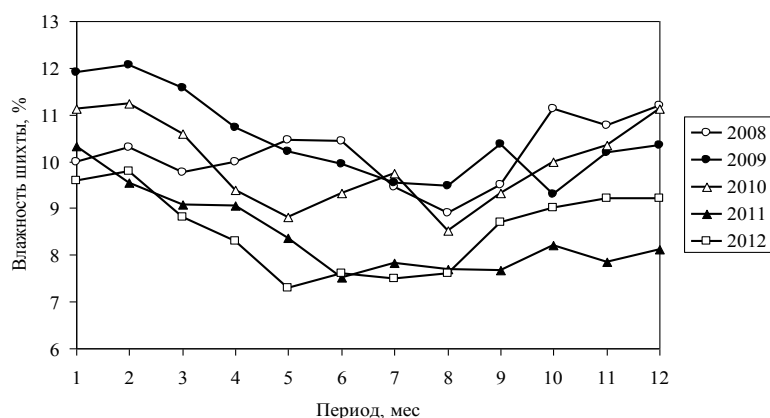


Рис. 12 Динаміка змінення вологості угольної шихти, поступающей на 1-4 батареи КХП 2008-2012 гг.

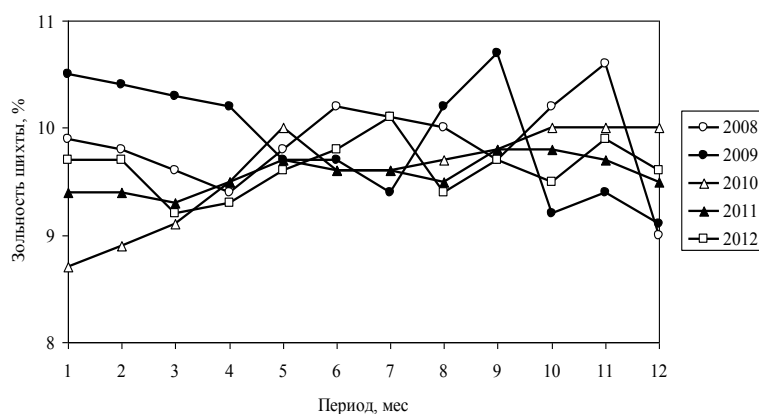


Рис. 13. Динаміка змінення зольності угольної шихти, поступающей на 1-4 батареи КХП 2008-2012 гг.

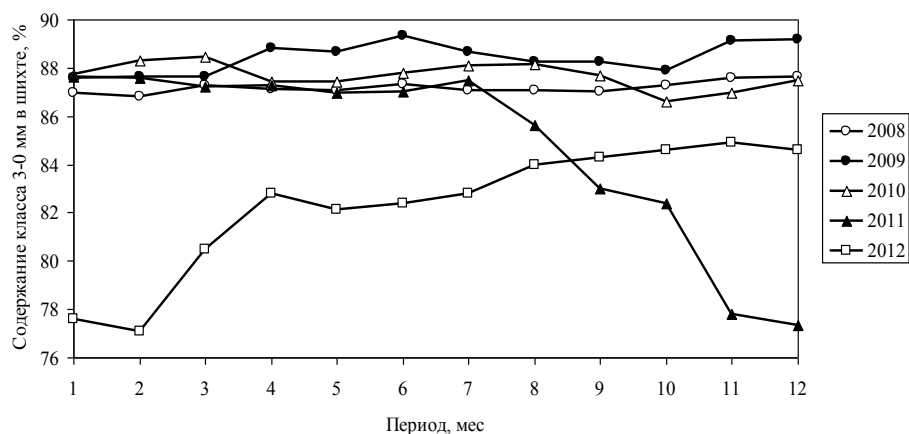


Рис. 14 Изменение содержания класса 3-0 мм в угольной шихте поступающей на 1-4 батареи КХП 2008-2012 гг.

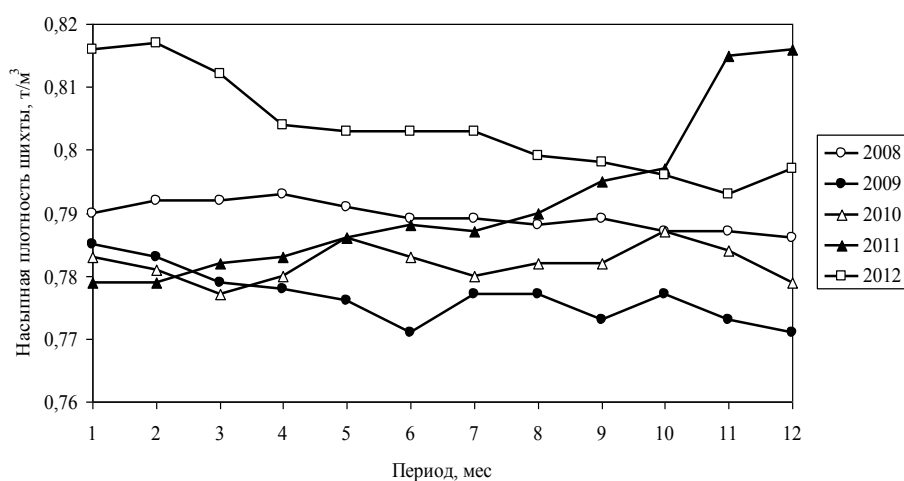


Рис. 15 Динамика изменения насыпной плотности угольной шихты, поступающей на 1-4 батареи КХП 2008-2012 гг.

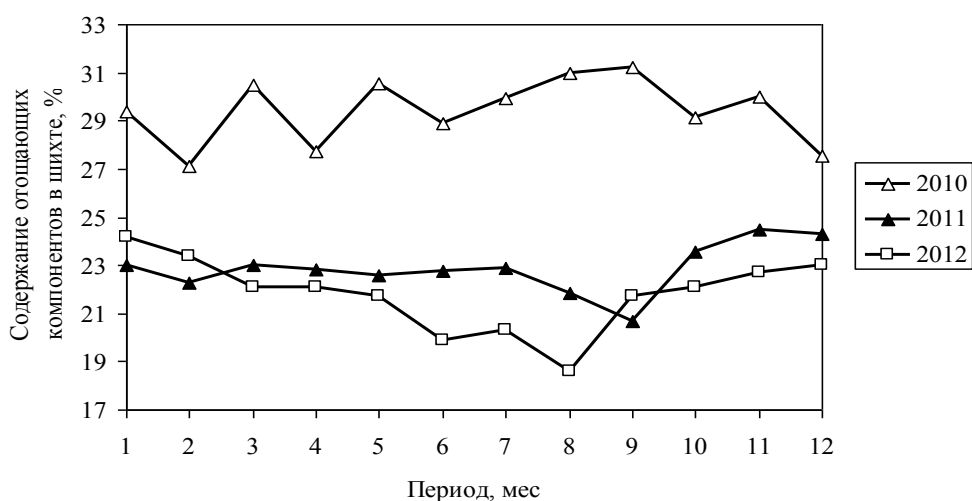


Рис. 16 Динамика изменения содержания отощающих компонентов ΣОК в угольной шихте, поступающей на 1-4 батареи КХП 2010-2012 гг.

Влажность угольной шихты с 2008 по 2012 гг. изменялась в широком диапазоне от 7,3 до 12,1 %. Причем за весь период наблюдения минимальные значения влажности шихты соответствуют августу каждого года. Изучая влияние влажности на распределение кокса по классам крупности, можно отметить, что, например, снижение влажности шихты с 11,9 % до 9,5 % с января по август 2009 г. (рис.12) сопровождалось уменьшением выхода класса >80 мм с 15,2 до 13,3 % и класса 80-60 мм с 27 до 26,4 %, выход класса 60-40 мм существенно не изменился, содержание класса 40-25 мм в первом полугодии выросло с 14,8 до 19,1 %, затем снизилось до 16,5 %, выход фракции <25 мм находился в пределах 4,3-5 % (рис.7-11).

Уменьшение влажности шихты с 11,2 до 8,8 % в феврале-мае 2010 г. (рис.12) характеризовалось уменьшением выхода класса 80-60 мм с 25,1 до 23,5 %, класса 60-40 мм с 42,4 до 41,1 %, увеличением выходов классов 40-25 мм и <25 мм с 19,5 до 20,4-21,6 % и с 5,1 до 6,4 % соответственно (рис.7-11). Так, уменьшение влажности шихты в обоих случаях привело к снижению крупности кокса, но при этом выход кокса различных классов изменялся неравномерно.

Повышение влажности в августе-декабре 2010 г. привело к увеличению крупности кокса за счет увеличения выхода классов >80 мм с 8,9 до 9,9 % и 80-60 мм с 22,9 до 24,2 %, выход класса 40-25 мм изменился с 19,5 до 22,2 %, уменьшился выход класса 60-40 мм с 42,1 до 41,9 %, выход класса <25 мм находился в пределах 5,5-5,8 %.

В 2011-2012 гг. динамика распределения кокса по классам крупности изменилась. Так, период снижения влажности шихты с 10,3 до 7,5 %, наблюдаемый в первом полугодии 2011 г., характеризовался следующим грансоставом кокса: выход класса >80 мм вырос с 8,1 до 16,1%, класса 80-60 мм – с 24,2 до 32,2 %, выходы классов 60-40 мм и 40-25 мм снизились с 43,5 до 35,8 % и с 19,3 до 11,8 % соответственно. Изменение влажности с 9,6 % до 7,6 % в период с января по июнь 2012 г. характеризовалось увеличением выхода класса >80 мм с 11,2 до 13,9 %, уменьшением выхода класса 80-60 мм с 29,5 до 26,4 %, содержание фракции 40-25 мм находилось в пределах 15,3 – 16 %, а выход класса 60-40 мм сначала снизился с 39,6 до 37,4 %, а затем вырос до 38,8-40,8 %. Это можно объяснить тем, что доминирующее влияние на гранулометрический состав кокса в указанный период оказало увеличение содержания класса 3-0 мм в шихте и связанное с этим уменьшение ее насыпной плотности.

Влияние зольности шихты на ситовый состав кокса обусловлено тем, что частички минеральных включений отличаются от угля по коэффициентам термического расширения, не спекаются и ослабляют участки в кусках кокса, что приводит к увеличению очагов

трещинообразования. Согласно анализа данных, было установлено, что увеличение зольности шихты на 1,3 %, отмечаемое с июля по сентябрь 2009 г., сопровождалось увеличением выходов класса >80 мм на 9,7 %, класса 80-60 мм на 1,2 %, класса <25 мм на 1,5 %, уменьшением выходов класса 60-40 мм на 8,5 % и класса 40-25 мм на 4 %. Аналогичные изменения грансостава кокса можно отметить при увеличении зольности на 1,3 % с января по май 2010 г.: выход фракции >80 мм увеличился с 4,9 до 8,4 %, фракции 80-60 мм – с 22,1 до 23,5 %, доля класса 60-40 мм снизилась с 45,1 до 41,1 %, фракции 40-25 мм – с 21,7 до 20,4 %. Уменьшение зольности шихты с 10,5 % до 9,7 % в первом полугодии 2009 г. привело к уменьшению доли класса >80 мм с 15,2 до 11,5 %, класса 80-60 мм – с 26,8 до 24,9 %, при этом возрос выход наиболее ценных классов 60-40 мм и 40-25 мм с 38,9 до 41,7 % и с 14,8 до 19,1 % соответственно. Такая же тенденция наблюдается при уменьшении зольности шихты с 10,7 до 9,1 % с сентября по декабрь 2009 г., что сопровождалось уменьшением выходов классов >80 мм и 80-60 мм, и соответствующим увеличением выходов классов 60-40 мм и 40-25 мм (рис.13).

Также установлено [8], что колеблемость показателей качества шихты, в частности, влажности и зольности находится в достаточно тесной связи с колебаниями показателей качества кокса M_{10} и M_{25} . Так, увеличение колеблемости (среднеквадратичного отклонения) влажности и зольности шихты на 1 % вызывает увеличение колеблемости показателя истираемости кокса на 0,1 %. За исследуемый период в условиях КХП ПАТ “АрселорМиттал Кривой Рог” колеблемость влажности и зольности угольной шихты доходила до 2 %, при этом $\sigma_{M_{10}}$ – до 0,23 %, что в соответствии с данными исследований [9], обуславливает повышение расхода кокса на 3,7 % и снижение производительности доменной печи на 2,8 %.

Для доменного производства, расходующего в течение суток десятки тысяч тонн железорудного сырья и топлива, стабильность их свойств приобретает особое значение. Стабилизация свойств кокса обеспечивается, главным образом усреднением углей и угольной шихты [10].

Анализируя графики, можно отметить резкое снижение содержания класса 3-0 мм в шихте с 87,5 до 77,3 % с июля по декабрь 2011 г. (рис. 14), в результате насыпная плотность угольной шихты увеличилась с 0,787 до 0,816 т/м³ (рис. 15), что, в общем, привело к уменьшению крупности кокса. При этом произошло следующее изменение гранулометрического состава кокса: выход фракций >80 и 80-60 мм снизился с 17,2 до 10,7 % и с 32,5 до 28,6 % соответственно; выход фракции 60-40 мм увеличился с 33,7 до 41 %, а фракции 40-25 мм – с 13,2 до 16 % (рис. 7-10).

Увеличение содержания класса 3-0 мм в шихте в феврале-апреле 2012 г. с 77,1 до 82,8 % (рис. 14) повлекло уменьшение насыпной плотности с

0,817 до 0,804 т/м³ (рис. 15). При этом выход фракций >80 и 80-60 мм снизился с 12,3 до 9,7 % и с 31,4 до 26,4 % соответственно; выход фракции 60-40 мм увеличился с 36,8 до 40,8 %, а фракции 40-25 мм – с 14,8 до 17,5 % (рис. 7-10). Дальнейшее повышение содержания в шихте класса 3-0 мм в мае-декабре 2012 г. с 82,1 до 84,6 % сопровождалось уменьшением насыпной плотности с 0,804 до 0,797 т/м³. В результате изменилось распределение кокса по крупности: увеличился выход фракций >80 и 80-60 мм с 82,1 до 84,6 % и с 27 до 31 % соответственно; выход фракции 60-40 мм уменьшился с 39,6 до 33,5 %, затем увеличился до 37,4 %; также изменялся выход фракции 40-25 мм с 16,2 до 12 %, а затем снизился до 12,7 %. Таким образом, при значениях насыпной плотности угольной шихты в пределах 0,804-0,817 т/м³ обеспечивалось получение более равномерного по крупности кокса.

Установленные колебания содержания класса 3-0 мм в шихте и ее насыпной плотности практически не отразились на выходе мелкой фракции кокса <25 мм (рис. 11).

Необходимо отметить, что колеблемость содержания класса 3-0 мм в шихте от 0,15 до 0,85 % обусловила колеблемость показателей качества кокса М₁₀ от 0,14 до 0,23 % и М₂₅ и от 0,2 до 0,45 % [8].

Изучая динамику изменения петрографического состава (по содержанию отошающих компонентов ΣОК) шихты и его влияние на выход классов кокса, можно отметить, что в 2010 г. ΣОК находилась в пределах 27,1-31,2 %, в 2011 г. – 20,7-24,5 %, в 2012 г. составила 18,6-24,2 % (рис.16). При этом наиболее тесная связь установлена между величиной ΣОК и выходом фракций кокса 80-60 мм (коэффициент корреляции k=0,796), 40-25 мм (k=0,833), и <25 мм (k=0,867) (рис.17-19).

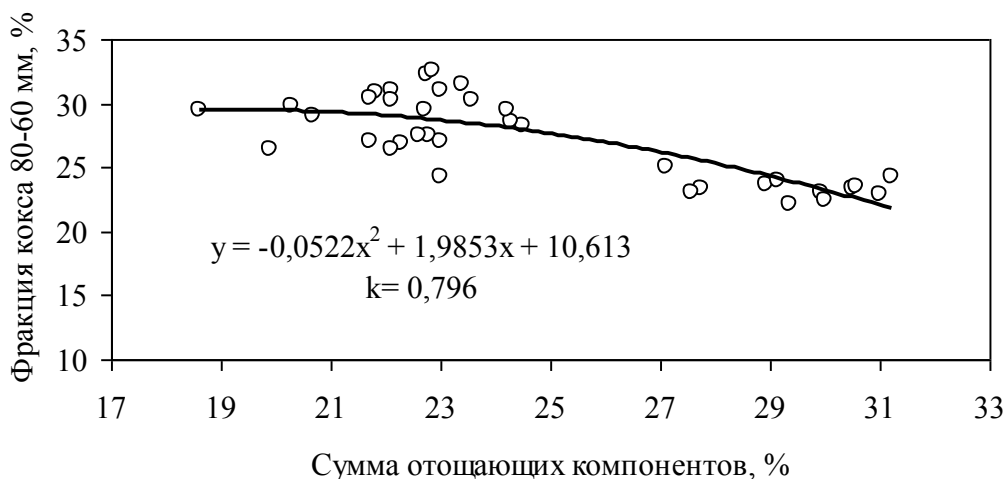


Рис. 17 Зависимость выхода фракции кокса 80-60 мм от суммы отошающих компонентов угольной шихты, поступающей на 1-4 батареи КХП 2010-2012 гг.

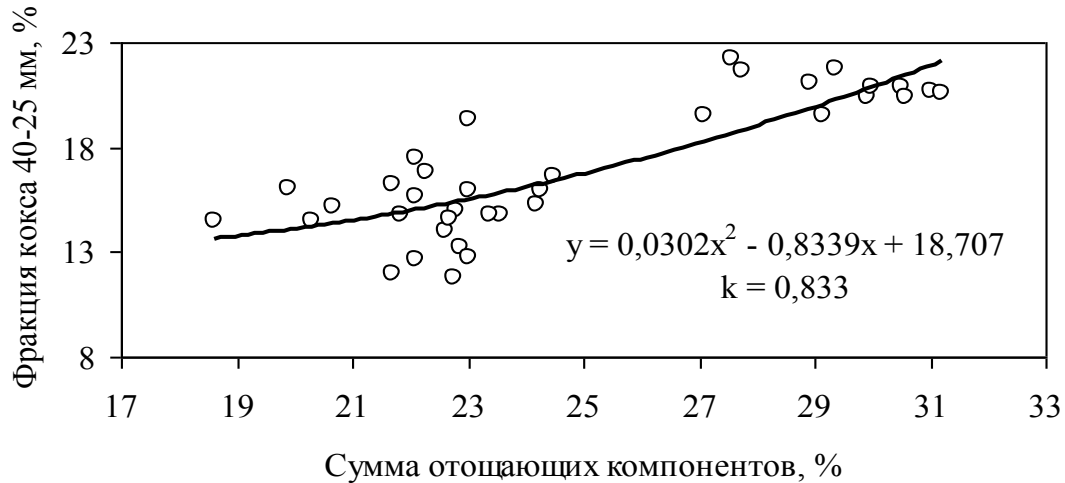


Рис. 18 Зависимость выхода фракции кокса 40-25 мм от суммы отошающих компонентов угольной шихты, поступающей на 1-4 батареи КХП 2010-2012 гг.

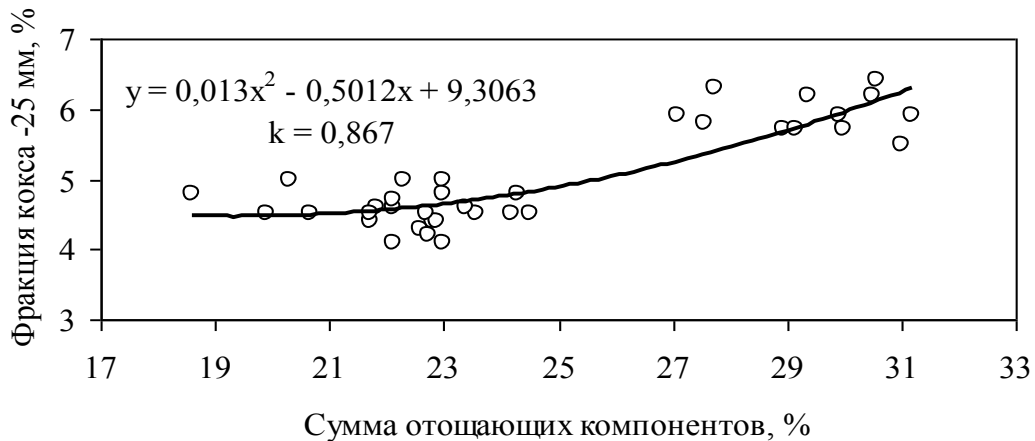


Рис. 19 Зависимость выхода фракции кокса 40-25 мм от суммы отошающих компонентов угольной шихты, поступающей на 1-4 батареи КХП 2010-2012 гг.

Выводы

В сложившихся условиях дефицита хорошо коксующихся и легкообогащаемых углей, использования в шихте для коксования углей различных бассейнов, существенно отличающихся по технологическим свойствам, и неритмичности поставки угольных концентратов на коксохимические предприятия для обеспечения высокого качества кокса и стабильности его физико-механических свойств решающее значение имеет качество сырья и совершенствование технологии подготовки угольной шихты к коксованию. На основании полученных результатов можно сделать вывод, что при постоянном технологическом режиме коксования

одним из факторов влияния на крупность кокса, его гранулометрический состав является зольность угольной шихты, а также ее насыпная плотность, которая в свою очередь зависит от влажности и степени измельчения (содержания класса 3-0 мм). Повышение равномерности и однородности гранулометрического состава кокса может быть достигнуто при оптимальном уровне измельчения угольной шихты.

Имеющиеся существенные колебания качества углей требуют обязательного применения мероприятий по усреднению отдельных марок углей при их складировании и подаче в производство, а также организованного смешения угольной шихты.

Литература

1. Мирошниченко Д. В. Реакционная способность кокса: способы измерения и факторы влияния (Обзор) / Д. В. Мирошниченко, М. Л. Улановский // Кокс и химия. – 2004. – № 5. – С.21-31
2. Дышлевич И. И. Доменное производство Украины: новый подход к оценке качества кокса/ И. И. Дышлевич, Н. Н. Изюмский /VIII международный семинар «Уголь в металлургии и энергетике»:Сб. докл. – Ялта, 2002. – С.20-34
3. Лялюк В. П. Проблемы реализации вдувания пылеугольного топлива и альтернативных технологий доменной плавки / В. П. Лялюк, И. Г. Товаровский, А. К. Тараканов // Черная металлургия: Бюллетень института “Черметинформация”. – 2011. – №11. – С.20-26
4. Товаровский И.Г. Альтернативные коксоберегающие технологии – перспектива развития доменного производства / И.Г.Товаровский, В.И. Большаков, В.П. Лялюк // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2011. – №2. – С.10-13
5. Курунов И. Ф. Качество кокса и возможности снижения его расхода в доменной плавке / И. Ф. Курунов // Металлург. – 2001. – № 11. – С. 39-46.
6. Товаровский И. Г. Эволюция доменной плавки / И. Г. Товаровский, В. П. Лялюк. – Днепропетровск: Пороги, 2001. – 424 с.
7. Карунова Е. В. Формирование гранулометрического состава кокса. Его взаимосвязь с показателями механической прочности / Е. В. Карунова, А. М. Гюльмалиев, С. С. Гагарин, И. А. Султангузин // Кокс и химия. – 2006. – №2. – С. 23-31.
8. Лялюк В. П. Стабильность качества кокса для доменной плавки / В. П. Лялюк, В. П. Соколова, И. А. Ляхова и др. // Кокс и химия. – 2012. – № 8. – С. 19-24
9. Улахович В. А. Оценка влияния качества кокса на показатели доменной плавки / В. А. Улахович, В. И. Солодков, К.А. Штец и др. // Металлург. – 1982. – № 7. – С. 16-18.
10. Шатоха И. З. Усреднение углей и качество доменного кокса / И. З. Шатоха, Б. В. Боклан, Б. И. Мениович. – К.: Техніка, 1983. – 103 с.

Наукове видання

СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧОРА, СЬОГОДНІ, ЗАВТРА

*Матеріали XIII Всеукраїнської науково-практичної конференції
21 квітня 2015 року*

Підп. до друку 14.04.2015. Формат 60×84¹/₁₆. Гарнітура Times New Roman
Електронний ресурс. Ум. друк. арк. 58,9.

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут»,
кафедра «Фізико-хімічні основи технології металів»
03056, м. Київ, вул. Політехнічна, 35, корп. 9
тел./факс (044) 406-82-19