

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 XII Всеукраїнської науково-практичної
конференції**

15 квітня 2014 року

Київ
НТУУ «КПІ»
2014

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 XII Всеукраїнської науково-практичної конференції
15 квітня 2014 року

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

Київ, 2014

УДК 669 (063)

Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра [Електрон. ресурс]: матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції, Київ, 15 квітня 2014 р. / [редкол.: В. С. Богушевський (відпов. ред.) та ін.]. – К.: НТУУ «КПІ», 2014. – 1019 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, 2014

ЗМІСТ

Вступ.....	15
<i>Інформаційний партнер конференції – компанія «МЕЛИТЭК».....</i>	<i>18</i>
<i>Інформаційний партнер конференції – компанія «ОПТЕК».....</i>	<i>19</i>
<i>О. С. Абрамова. Технологія отримання чавуну, легованого хромом з розплаву електросталеплавильного шлаку за допомогою рідкофазного відновлення.....</i>	<i>20</i>
<i>Є. А. Адаменко, М. П. Сєдов, В. М. Рибак. Комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті.....</i>	<i>27</i>
<i>С. В. Бейцун, Н. В. Михайловский. Теплоэнергетическая модель обработки расплава на установке «Ковш-печь».....</i>	<i>33</i>
<i>Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, В. Д. Александров, И. Д. Бродецкий, Ф. С. Крейденко. Физико-химические основы процессов шлакообразования при рафинировании конвертерных сталей.....</i>	<i>36</i>
<i>А. В. Бендич. Современное состояние и новые разработки ресурсосберегающих технологий и конструкций для дальнейшего совершенствования кислородно-конвертерного процесса производства стали.....</i>	<i>55</i>
<i>В. С. Богушевський, Я. К. Антонец, О. О. Антонец. Пристрій вимірювання і корекції дози металу в машині лиття під тиском...</i>	<i>68</i>
<i>В. С. Богушевський, В. В. Вовк. Споживчі властивості сплавів на основі ванадію.....</i>	<i>73</i>
<i>В. С. Богушевский, С. В. Жук, К. П. Грабовский, А. И. Стецук. Замкнутая система управления кислородно-конвертерной плавкой.....</i>	<i>82</i>
<i>В. С. Богушевський, М. І. Забайрацький. Технологія конвертерної плавки з енергозбереженням.....</i>	<i>91</i>

<i>В. С. Богущевський, К. М. Зубова.</i> Нечітке управління киснево-конвертерного процесу.....	99
<i>В. С. Богущевський, Д. В. Мамчик.</i> Знесіркування чавуну зі застосуванням магнію.....	104
<i>В. С. Богущевський, О. М. Меженський.</i> Позапічна обробка сталі в конвертерному цеху.....	110
<i>В. С. Богущевський, Р. В. Самрай, В. П. Самрай.</i> Автоматическое регулирование температуры пресс-форм для литья под давлением с использованием нечетких регуляторов.....	115
<i>В. С. Богущевський, В. О. Середенко, С. В. Кадигроб, Ю. А. Орлова.</i> Особливості теплофізичної взаємодії твердих металевих матеріалів з рідкою сталлю.....	126
<i>В. С. Богущевський, Ю. І. Сирбу.</i> Позапічна обробка чавуну.....	133
<i>В. С. Богущевський, А. Э. Скачок.</i> Исследование тепловых потерь на нагрев футеровки плавильной печи.....	138
<i>В. С. Богущевський, В. Ю. Сухенко, М. Г. Пасичник.</i> Устройство для дозирования жидкого металла.....	150
<i>В. В. Бойко, Я. Хорник, Е. Л. Прач, А. И. Трудоношин, К. В. Михаленков.</i> Исследование плавления, кристаллизации и механических свойств литейного сплава Al-Mg-Si-Mn легированного Ti и Zr.....	154
<i>С. Б. Бойченко, Е. В. Синегин.</i> Проблемы, вызываемые пребыванием водорода в непрерывнолитых высокопрочных сталях.....	168
<i>А. В. Веретильник.</i> Рафинирование вольфрама при выращивании монокристаллов.....	178
<i>А. В. Веретильник, Д. А. Бирюченко.</i> Особенности капельного переноса металла при выращивании монокристаллов вольфрама.....	183

<i>М. П. Волкотруб, О. М. Воробйова.</i> Вирощування монокристалів молібдену і вольфраму плазмово-індукційним способом.....	191
<i>М. П. Волкотруб, М. Р. Смалюх.</i> Електрошлаковий переплав некомпактних відходів сплавів на основі алюмінію.....	199
<i>С. М. Волошко, А. П. Бурмак.</i> Ультразвуковая ударная обработка алюминиевого сплава Д16 на воздухе.....	204
<i>Н. А. Воронина, А. В. Бендич.</i> Исследование влияния поверхностно-плазменного упрочнения на износостойкость штампов.....	215
<i>А. К. Гарбузова, Л. С. Ширяева, Г. В. Галевский, В. В. Руднева.</i> Модельно-математическое исследование условий эффективной переработки титаносодержащего сырья в плазменном реакторе...	221
<i>А. А. Глотка, А. Н. Мороз.</i> Природа карбидов в быстрорежущих сталях дополнительно легированных титаном и ниобием.....	230
<i>М. В. Горбачова.</i> Особливості виплавки сплавів із ванадієвого концентрату в дуговій печі.....	239
<i>С. И. Губенко.</i> Формирование зон контактного взаимодействия в стальной матрице вблизи включений при лазерном воздействии..	245
<i>С. І. Губенко, В. М. Беспалько, А. Є. Балєв.</i> Шляхи удосконалення структури сталі 08X18H10T для виробництва гарячедеформованих труб.....	253
<i>Е. В. Дорогой, Д. Ю. Кузнецов.</i> Механизм образования застойной зоны в конусном окомкователе и ее влияние на прочность гранул окомкованной аглошихты.....	265
<i>В. С. Дорошенко.</i> Отразить в литом металле математику природы.....	281
<i>В. С. Дорошенко, К. Х. Бердыев.</i> Вакуумирование песчаной формы: физико-химия, технология, экология.....	292

<i>В. С. Дорошенко, К. Х. Бердыев.</i> Совершенствование процессов и оборудования для литья по газифицируемым моделям.....	312
<i>Ю. В. Доценко, В. Ю. Селиверстов.</i> Влияние технологии газодинамического воздействия и модифицирования на затвердевания отливок из сплава системы Al-Si.....	333
<i>В. И. Дубоделов, М. С. Горюк, В. Н. Фиксен, Н. А. Слажнев, Ю. П. Скоробагатько, А. В. Яценко.</i> Электротехнологические установки магнитодинамического типа для плавки, внепечной обработки и электромагнитной разливки жидких металлов.....	341
<i>В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко.</i> Разработка элементов космической МГД-технологии получения литых монотектических сплавов с тонкодисперсной структурой.....	356
<i>К. В. Єгоров, В. С. Богушевський.</i> Керування процесами зневугледцювання металеві ванни електродугової плавки.....	368
<i>А. В. Жаданос, И. В. Деревянко, О. Н. Кукушкин.</i> Рациональные режимы внепечной обработки колесной стали в агрегате ковш-печь и на вакууматоре.....	378
<i>К. В. Жердєв.</i> Огляд сучасних технологій селективного спікання порошкових матеріалів, металів для отримання тривимірних деталей високої точності.....	401
<i>Ю. Ю. Жигуц, Д. Ф. Чернега, В. В. Ковач.</i> Вплив легування нікелем та хромом на структуру і властивості термітних сталей...	406
<i>С. В. Жук, Є. К. Бондаренко, О. О. Капусняк.</i> Технологічне забезпечення ресурсу робочих лопаток турбін авіаційних і наземних газотурбінних двигунів.....	415
<i>С. В. Журавлева, Ю. С. Паниотов, В. С. Мамешин, А. С. Гриценко.</i> Разработка оптимальных режимов внепечной десульфурации стали на агрегате ковш-печь.....	419

<i>Л. В. Закревська, Ю. Я. Готвянський.</i> Отримання заготовок зі сплаву Zr-1Nb.....	432
<i>А. С. Затуловский, А. В. Косинская, Е. А. Набока, А. Д. Костенко.</i> Влияние особенностей структуры алюмохромовых сплавов на их свойства.....	437
<i>Д. В. Іванченко.</i> Мікроструктура сплаву типу АК8МЗч модифікованого цирконієм введенням із його фториду.....	441
<i>Д. В. Іванченко, П. Є. Ільчук.</i> Технологія отримання сплаву типу АМ5 зміцненого цирконієм, введенням із фториду цирконію.....	448
<i>Д. А. Казарин, Н. П. Волкотруб, М. И. Прилуцкий.</i> Факторы, влияющие на алюмотермическое производство ферротитана.....	453
<i>М. В. Карпець, О. С. Макаренко, О. М. Мисливченко, М. О. Крапівка, В. Ф. Горбань, Р. І. Цебрій, І. О. Булигін.</i> Фазовий склад та механічні властивості системи високоентропійних сплавів AlCrCoCuFeNi _x (x = 0; 0,5; 1; 2; 3).....	458
<i>В. В. Клочихін, П. Д. Жеманюк, В. В. Наумик, Е. І. Цивірко.</i> Вдосконалення технологічних процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін із використанням ливарного повернення	464
<i>С. Є. Кондратюк, О. М. Стоянова, Ж. В. Пархомчук.</i> Спадковість структури і модифікування сталей дисперсно-структурованими компонентами шихти.....	477
<i>К. І. Корякіна, С. О. Руденький, П. І. Лобода.</i> Вивчення впливу типів нанопорошків на розвиток рослин.....	483
<i>М. С. Косенко.</i> Переробка мідних відходів методом ЕШП і ДШП.....	488
<i>А. С. Косюк.</i> Микроплазменная сварка металлических мембран...	494
<i>В. С. Косюк, Ю. Я. Готвянський.</i> Виготовлення холоднокатаних титанових труб.....	498

<i>Е. С. Котова, А. В. Бендич.</i> Исследование процесса протяжки на оправке.....	502
<i>С. В. Куберский.</i> Дуговые и электромагнитные технологии для обработки металла в условиях металлургических микро-заводов.	507
<i>В. З. Куцова, А. О. Купчинская, О. А. Носко, Ю. А. Дудка.</i> Структура и свойства легированного заэвтектического силумина типа АК18 после водородной обработки и термоциклирования...	521
<i>В. З. Куцова, О. А. Носко, А. М. Сулай.</i> Вплив легування та термообробки на структуру, фазовий склад та властивості термоелектричних сплавів системи кремній-германій.....	531
<i>С. В. Ладохін, Т. В. Лапушук.</i> Електронно-променева гарнісажна плавка металів і сплавів з використанням газорозрядних електронних гармат.....	551
<i>О. С. Літвяков.</i> Виробництво великих зливків методом електрошлакового переплаву.....	563
<i>Р. В. Лютий, Д. В. Кеуш, В. С. Смольська, О. А. Анісімова.</i> Розроблення складу нових стрижневих сумішей для сталевих та чавунного литва.....	568
<i>С. Ю. Максимов, Е. А. Прилипко.</i> Особенности мокрой сварки под водой с внешним электромагнитным воздействием.....	573
<i>В. Л. Малинов.</i> Наплавка с дополнительной присадкой – способ регулирования количества и стабильности аустенита для повышения износостойкости.....	581
<i>Л. С. Малинов.</i> Перспективные направления в создании марганцевых, хромомарганцевых сплавов и способов повышения их свойств.....	590
<i>Л. С. Малинов.</i> Получение в структуре сталей наряду с другими составляющими повышенного количества метастабильного аустенита и его упрочнение.....	600

<i>Л. С. Малинов, Д. В. Бузова.</i> Термообработка низкоуглеродистых низколегированных сталей с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ).....	614
<i>Л. С. Малинов, В. Л. Малинов.</i> Основные положения концепции создания экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, в которых реализуется принцип получения многофазной, управляемо самотрансформирующейся структуры.....	626
<i>Л. С. Малинов, И. Е. Малышева.</i> Износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей после различных режимов обработок при различных коэффициентах динамичности.....	639
<i>Л. С. Малинов, Н. А. Солідор, В. О. Мілентьєв.</i> Вплив термічної обробки на структуру, зносостійкість та механічні властивості корозійностійких сталей 60X18 і 95X18.....	646
<i>Е. А. Марценюк, В. С. Дорошенко, Е. В. Кравченко.</i> Теоретические аспекты анализа результатов оперативного мониторинга объектов и процессов литейного производства.....	653
<i>К. В. Михаленков, О. В. Новак.</i> Особливості виробництва спеціальних сталей і сплавів.....	668
<i>А. В. Мініцький, О. О. Ілліних, Б. О. Сидоренко.</i> Вплив технологічних параметрів на допресовку матеріалів на основі залізного порошку.....	674
<i>А. В. Мовчан, А. П. Бачурин, Е. А. Черноиваненко.</i> Диффузионное взаимодействие низкоуглеродистого ферритного сплава железа и высокоуглеродистого расплава, легированных по типу быстрорежущей стали Р6М5.....	680
<i>Л. С. Молчанов, К. Г. Нізяєв, Б. М. Бойченко, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін.</i> Пошук раціональних технічних рішень, що до введення активних реагентів у розплав.....	684

<i>В. Н. Нецадим, М. И. Прилуцкий, М. П. Почечун.</i> Влияние качества подготовки металлургического сырья на эффективность производства в черной металлургии.....	697
<i>М. О. Новічков, Г. О. Ремізов.</i> Автоматизована система розрахунку енергетичного балансу електронно-променевої установки.....	702
<i>А. В. Ноговицын, В. Н. Демидик, И. Р. Баранов.</i> Современный уровень технологии непрерывного валкового литья-прокатки стальных полос.....	707
<i>А. К. Орлов.</i> Отримання монофазного додекабориду цирконію та матеріалів на його основі.....	718
<i>В. А. Очеретова.</i> Вплив деформації на механічні властивості чавуну.....	739
<i>О. И. Петух, К. В. Михаленков.</i> Теоретичні аспекти видалення сірки (огляд).....	745
<i>М. И. Прилуцкий, А. О. Астахов.</i> Электрошлаковая технология получения титановых слитков сплаву ВТ-22.....	755
<i>М. И. Прилуцкий, И. К. Ляшенко.</i> Энергетические характеристики ферросплавных печей.....	758
<i>В. В. Приліпко, Д. В. Іванченко.</i> Технологія отримання сплаву АК8МЗч.....	763
<i>М. Ю. Проценко, С. В. Куберский, С. А. Купцов, И. С. Скиданов.</i> Использование заглубленной дуги для насыщения расплавов полезными элементами, восстанавливаемыми из ферросплавных шлаков.....	769
<i>Г. А. Ремизов, Ю. Я. Готвянский.</i> Массоперенос водорода в металлических расплавах.....	781
<i>Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін.</i> До питання про кристалізацію металів.....	789

<i>Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін.</i> Електричне поле шлакової ванни.....	797
<i>Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін.</i> Флюси і їх властивості.....	808
<i>Г. О. Ремізов, Д. О. Ремізов, С. В. Нікітін.</i> Електронно-променеві гармати.....	819
<i>П. В. Русаков.</i> Алгоритмические вопросы построения экспертных систем надежности литейного оборудования.....	832
<i>П. В. Русаков, В. О. Шинский.</i> Идентификация влажности песчаной смеси в процессах низкотемпературной формовки.....	840
<i>К. О. Сергеева, К. В. Жердев.</i> Методи вимірювання параметрів температури при обробці сплаву АК7 плазмовим струменем.....	850
<i>Є. М. Сидоренко, Г. О. Ремізов.</i> Спецелектрометалургійні методи отримання сплавів для виробництва турбін.....	857
<i>С. І. Сидоренко, Є. В. Іващенко, В. Є. Панарін, Н. В. Франчик.</i> Про формування наукових основ технологій отримання матеріалів в граничних станах.....	865
<i>Є. В. Синегін, Б. М. Бойченко, В. Г. Герасименко, Л. С. Молчанов</i> Математичне моделювання взаємодії плавкого інокулятора з металевим розплавом при безперервному литті сталі.....	875
<i>Р. В. Синяков.</i> Использование оксидных марганецсодержащих материалов при производстве высокомарганцовистых сталей.....	892
<i>Ю. О. Смашнюк, С. В. Ладохін, В. І. Мірошниченко.</i> Тиглі та кристалізатори з системами електромагнітного перемішування для електронно-променевої гарні сажної плавки.....	903
<i>А. Н. Смирнов, В. Г. Ефимова, А. В. Кравченко, К. Е. Писмареv.</i> Удаление неметаллических включений в промежуточном ковше при продувке металла аргонem через пористый кольцевой блок...	911

<i>Л. А. Соколовська, В. А. Мамішев.</i> Математичне обґрунтування бази даних для дослідження теплових процесів твердіння та плавлення.....	928
<i>О. В. Сухова.</i> Корозійностійкі та антифрикційні композиційні матеріали, зміцнені квазікристалами.....	932
<i>Р. О. Ткач.</i> Особливості структури деформованого високоміцного чавуну.....	941
<i>О. В. Топіха, М. П. Волкотруб.</i> Вплив технології ЕШП на якість сталі ШХ15.....	946
<i>Р. В. Ученко, Ю. Я. Готвянський.</i> Витрати металу під час поверхневої обробки злитків.....	952
<i>Р. В. Ученко, Ю. Я. Готвянський.</i> Плазмові технології у безвідходному виробництві злитків металів.....	954
<i>П. С. Харлашин, А. В. Явойский, А. Е. Яценко.</i> Анализ процессов десорбции водорода из железоуглеродистых расплавов.....	956
<i>Д. Ф. Чернега, В. М. Нецадим, П. Д. Кудь, Д. В. Іванченко.</i> Розробка технології отримання металізованих котунів для доменного виробництва.....	963
<i>Я. Д. Чернушевич.</i> Особливості отримання домішок в МДМ для подальшого використання їх в ковшовій металургії.....	971
<i>В. О. Шаповалов, Д. В. Ботвинко, М. І. Прилуцький, О. В. Лазоренко.</i> Підготовка дрібних відходів із нержавіючих сталей і жароміцних матеріалів для електрошлакового переплаву.....	978
<i>М. А. Шевченко, В. С. Богушевський.</i> Нові технології відновлення титану.....	984
<i>О. В. Шнипко, М. П. Сєдов, В. М. Рибак.</i> Вплив змінного електричного струму на структуру сплаву АК7 в процесі його кристалізації.....	995

<i>А. О. Шульга. Накопичення і способи переробки відходів металургійної галузі.....</i>	<i>1002</i>
<i>О. А. Яковышин, В. С. Дорошенко. Отработка технологи получения газифицируемых моделей с отходами пенополистирола.....</i>	<i>1009</i>

ВСТУП

Видання збірки наукових праць конференцій **«Спеціальна металургія: Вчора, сьогодні, завтра»** нараховує більше десяти років і стало доброю традицією, яку кафедра не має намірів порушувати. Щороку, в квітні місяці кафедра «Фізико-хімічні основи технології металів» Національного Технічного Університету України «КПІ» проводить науково-практичну конференцію і доповіді, які було представлено на засіданнях, включаються до збірки праць.

В цьому році редакційною колегією підготовлено 12-у збірку праць до якої увійшли не тільки статті студентів і співробітників кафедри, а і роботи науковців із провідних навчальних і наукових закладів України та інших країн.

Відповідно до положення Міністерства Освіти і Науки України від 19.09.2013, 1/9-649 цього року конференція мала статус всеукраїнської, незважаючи на постійно зростаючу участь вчених з країн Євросоюзу і Сполучених Штатів Америки. В цьому році до учасників конференції долучилися науковці з Празького технічного університету.

В науково-практичній конференції прийняли участь **202** провідних науковців, промисловців, освітян, аспірантів та студентів з **22** освітніх, наукових та виробничих організацій України та інших держав, які представили **113** доповідей 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 електрометалургії, автоматизації металургійних та ливарних процесів, в останні роки колективом кафедри розпочато дослідження в галузі створення нових матеріалів для металургії, ливарного виробництва, розробки технології одержання феросплавів із високим вмістом другого елемента, 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 магістрам і аспірантам 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-ukraina.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.

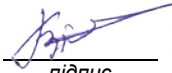
Ще однією відмінністю цього річної збірки є те, що до неї було включено найкращі роботи дійсних слухачів секції «Матеріалознавство» Малої академії наук. Редакційна колегія вважає, що залучення до участі в конференції майбутніх абітурієнтів є органічною складовою ланкою професійної підготовки майбутніх 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
Санкт-Петербург
Екатеринбург
Київ

тел.: +7 (495) 781-07-85
тел.: +7 (812) 380-84-85
тел.: +7 (343) 287-12-85
тел.: +38 (044) 454-05-90

e-mail: info@melytec.ru
e-mail: infospb@melytec.ru
e-mail: infoekb@melytec.ru
e-mail: infoua@melytec.ru

www.melytec.ru

ПРОФИЛЬ КОМПАНИИ

ООО «Мелитэк» более 10 лет занимается поставкой и пусконаладкой оборудования для контроля качества материалов, является эксклюзивным дистрибьютором ведущих зарубежных компаний: Struers A/S (Дания), Bruker (Германия), Walter + Bai (Швейцария), RUMUL AG (Швейцария), Olympus (Япония), Emco-Test (Австрия), Nanovea (США), Phenom-World (Нидерланды), ClaraVision (Франция). 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.

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.

ИЗМЕРЕНИЯ В НАНОМЕТРОВОМ ДИАПАЗОНЕ



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

ТВЕРДОМЕРЫ



- Роквелл, Виккерс, Бринелль, Кнууп.
- Нагрузки от 10 грамм 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», «Изд», инструментированные испытания.
- Высокочастотные (резонансные испытательные) системы.
- Стандартные модели и специальные решения под задачи.
- 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). Матеріалознаве 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 669.18 (075.8)

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ЧАВУНУ, ЛЕГОВАНОГО ХРОМОМ З РОЗПЛАВУ ЕЛЕКТРОСТАЛЕПЛАВИЛЬНОГО ШЛАКУ ЗА ДОПОМОГОЮ РІДКОФАЗНОГО ВІДНОВЛЕННЯ

*О. С. Абрамова**

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто особливості технології одержання жаростійкого чавуну, легованого хромом з розплаву електросталеплавильного шлаку. Показано, що якість отриманих жаростійких чавунів за запропонованою технологією відповідає чавунам, легованим феррохромом за більш дорогою технологією

Рассмотрены особенности технологии получения жаростойкого чугуна, легированного хромом из расплава электросталеплавильного шлака. Показано, что качество полученных жаростойких чугунов по предложенной технологии соответствует чугунам, легированным феррохромом по более дорогостоящей технологи

The peculiarities of the technology obtaining of heat resistant cast iron alloyed by chromium from the melt of steel-smelting slag were considered. It was shown, that the quality of the obtained heat-resistant cast irons under the proposed technology corresponded to cast irons alloyed by ferrochromium under more expensive technology

Вступ

Хромисті чавуни, які експлуатуються в області підвищених температур при впливі зовнішніх агресивних середовищ, знаходять широке застосування для виготовлення виливків з високими корозійними зносостійкими й іншими властивостями. Головною якістю цих чавунів, що визначають потребу в них, є невисока міцність на розрив та їх спеціальні властивості. Основними споживачами виливків з хромистого чавуну є

* стаття написана під керівництвом:

д.т.н., професора В. С. Богушевського, НТУУ «КПІ»

д.т.н., професора В. Н. Костякова, ФТІМС НАН України

металургійна, гірничорудна, цементна та ін. галузі промисловості, де виготовляють потрібні вироби та деталі з нього.

У процесі експлуатації цих деталей з чавуну відбувається руйнування їх внаслідок окалиноутворення і зростання. Тому однією з актуальних проблем є отримання виливків з чавуну з максимальною жаростійкістю, мінімальною здатністю окалиноутворення і зростання з урахуванням роботи деталей (температура, газове середовище, циклічність роботи і механічні дії).

Постановка задач дослідження

В останні роки у виробництві спеціальних сталей і чавунів досягнуті значні успіхи. Розроблено сплави, що володіють високою жаростійкістю. Однак вони, як правило, містять у своєму складі велику кількість дорогих і дефіцитних легуючих елементів, сировинна база для виробництва яких в Україні відсутня. Це в більшості випадків стримує широке застосування їх у ливарному виробництві та й не завжди екологічно виправдане.

Слід зазначити, що застосування звичайних сталей і чавунів для виготовлення литих деталей, що працюють в умовах високих температур, небажано, оскільки приносить часто відчутні збитки. Так, наприклад, литі деталі з сірого чавуну після нетривалої роботи (обчислюється іноді десятками годин) при високих температурах приходять в повну непридатність, при цьому зростання цих деталей нерідко викликає поломки інших сполучених частин або цілих вузлів механізму.

Тому виникає необхідність вишукування нових способів отримання окалиностійких матеріалів, що забезпечують зниження собівартості литих деталей.

Одним із шляхів вирішення цих завдань є використання відходів металургійного і машинобудівного виробництва та суміжних галузей для легування чавуну і сталі [6 – 7]. У цих відходах легуючі елементи Cr, Ni, V та інші присутні у вигляді оксидних сполук у значних кількостях. Наприклад, у відвальному електросталеплавильному шлаку оксиду хрому міститься майже 30% [4].

Методика проведення експериментів

Дослідження, які були проведені у ФТІМС НАН України дозволили створити наукові та технологічні основи рідкофазого відновлення легуючих елементів з оксидних з'єднань і розробити технологію їх отримання [3].

Були вивчені особливості технології отримання чавуну, легованого хромом з розплаву електросталеплавильного шлаку. Плавки проведені в дуговій печі постійного струму з кислотою футеровкою. Шихтою служили

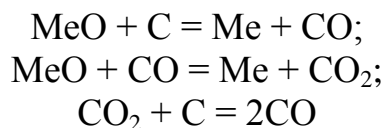
чавунний лом і електросталеплавильний шлак, що містить 28 – 30 % оксиду хрому.

Як відновлювач застосовували електродний бій, флюсоутворюючою присадкою служило вапно. Суміш шлаку, відновника та вапна завантажували на дно ванни печі разом з чавунним ломом з розрахунку отримання заданого вмісту хрому в чавуні.

Після повного розплавлення шихти, перегріву металу до 1430 – 1450 °С і витримки в печі протягом 5 – 7 хв., останній розливався в ливарні форми.

Температура рідкого металу вимірювалася приладом УПИТ, в якості термоелектричного датчика використовувалася вольфрам–ренієва термopара.

При рідкофазному відновленні оксидів металів із залізовуглецевих розплавів за схемою $\text{Fe} + \text{MeO} + \text{C}$ відновні процеси протікають за таких реакцій:



У результаті цих реакцій відновлений метал розчиняється в металевому розплаві, а монооксид вуглецю виділяється в газову фазу. При розчиненні відновленого елемента в металевому розплаві настає зміна енергії Гіббса системи і більш повне відновлення оксиду металу за рахунок зменшення активності відновленого елемента при переході його в розчин.

До особливостей вуглецевотермічних процесів, що протікають в залізовуглецевому розплаві, слід віднести виникнення реакцій карбідоутворення, які мають переважний розвиток при досить високих температурах [1]. При рідкофазній відновній плавці однією з причин, що ускладнюють перебіг відновних процесів, є також вторинне карбідоутворення [2]. Це відбувається за рахунок окислення вже відновлених елементів монооксидом газової фази.

Слід зазначити, що розчинення відновленого елемента в металевому розплаві знижує роль вторинного карбідоутворення в протіканні металургійних процесів.

Хімічний аналіз виплавленого чавуну і шлаку визначали на приладі Ремма - 102, концентрацію вуглецю мокрим методом [8].

У таблиці 1 наведено хімічний склад виплавленого чавуну, легованого хромом з розплаву сталеплавильного шлаку.

Таблиця 1 Хімічний склад виплавленого чавуну, легованого хромом з розплаву сталеплавильного шлаку

№ п/п	Хімічний склад чавуну, %					
	C	Si	Mn	Cr	S	P
1	3,49	2,20	0,70	0,45	0,081	0,20
2	3,57	2,10	0,73	0,57	0,83	0,22
3	3,56	2,80	0,72	0,93	0,078	0,21
4	3,60	1,74	0,79	1,40	0,084	0,21

Результати досліджень

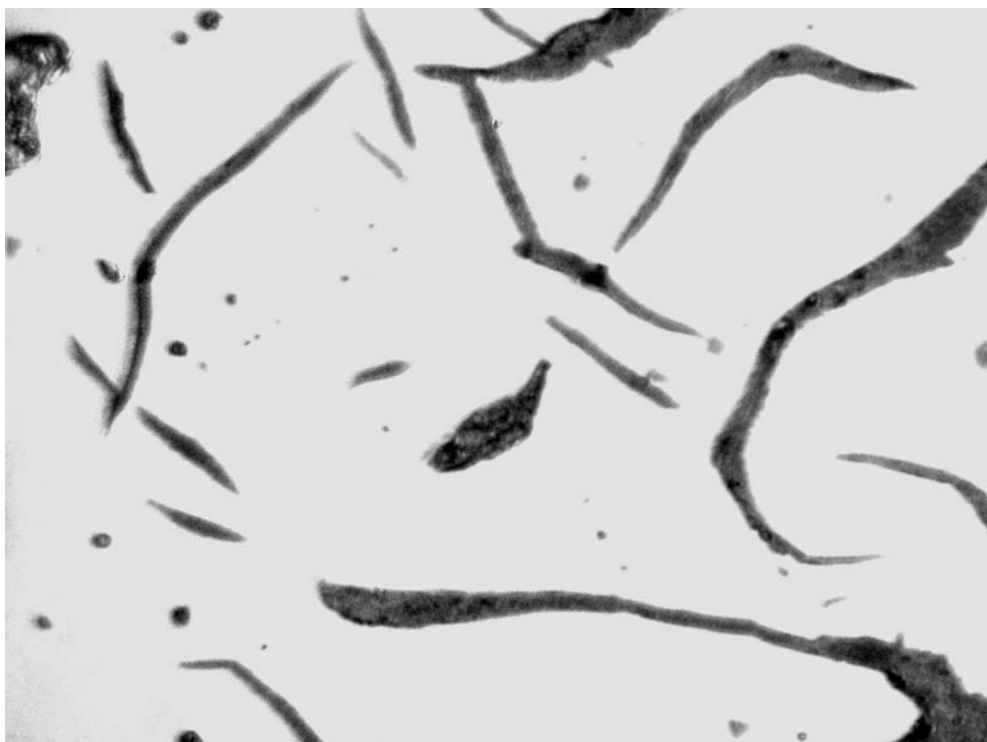
Аналіз наведених даних показує, що виплавлений чавун являє собою сплав C–Fe–Si–Mn–Cr, що містить сірку і фосфор у невеликих кількостях. За своїм хімічним складом виплавлений сплав близький до жаростійких чавунів ЖЧХ - 0, 8 і ЖЧХ - 1, 5 (ГОСТ 7769-63). Отримані дані показали, що у всіх плавках досягається стабільний хімічний склад чавуну і стабільний вихід хрому з шлаку. Низький вміст Cr_2O_3 0,5 – 1,0 в кінцевому шлаку свідчить про високий ступінь відновлення хрому в процесі плавки.

Раніше встановлено, що при відновній плавці відвального шлаку вихід хрому становить у середньому 96 % [5]. Також показано, що додаткове розкислення шлаку FeSi або Al не впливає на показники процесу, але призводить до подорожчання кінцевого продукту.

Аналіз структури дослідних чавунів показав, що при вмісті хрому 0,45 – 0,93 % включення графіту розміщені в матриці сплаву у формі пластинчастого графіту (рис.1 а, б). Причому, при збільшенні вмісту хрому відбувається подрібнення графіту з 0,45 до 0,15 мкм. Збільшення вмісту хрому до 1,4 % у структурі чавуну утворенням графіту не супроводжується, оскільки вуглець в сплаві знаходиться у вигляді цементиту.

Відомо, що вміст неметалічних включень, їх розміри і характер розподілу в матриці чавуну роблять істотний вплив на властивості литих деталей. Слід зазначити, що це особливо важливо при використанні хрому у вигляді оксидних сполук.

Оцінка забрудненості виплавленого чавуну показала, що розподіл неметалевих включень по розмірним групам для виплавлених чавунів має однаковий характер. Спостерігаються переважно дрібні включення. Причому до 90 % від загальної їх кількості складають включення розміром до 2 мкм. Дослідження показали, що неметалеві включення розташовуються в металевій матриці переважно рівномірно (рис. 3). Також встановлено, що зустрічаються в основному одиничні, розрізнені включення. Рядків і грубих скупчень неметалічних включень у виплавлених чавунах практично не спостерігається.



а)

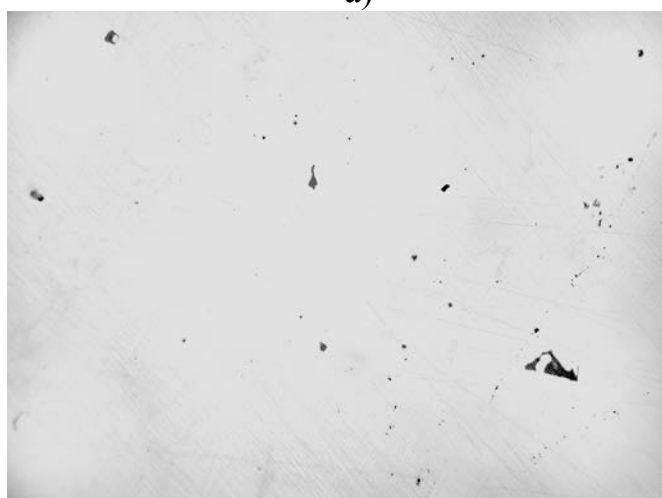


б)

Рис. 1 Розподіл графіту в досліджуваних чавунах, які містять 0,45% Cr (а) і 0,93% Cr (б), $\times 500$



а)



б)



в)

Рис. 3 Розподіл графіту в досліджуваних чавунах, які містять 1,40 % Cr, відповідно, а, б – центральна частина; в – периферія

Висновок

Дослідження показали, що використання електросталеплавильного шлаку, що містить хром у вигляді оксидних з'єднань, дозволяє виплавляти жаростійкий чавун. Причому технологія прямого легування чавуну хромом не ускладнює загальноприйнятий технологічний процес при легуванні ферохромом. Застосування шлаку натомість ферохрому знижує собівартість виплавленого металу, що істотно впливає на економіку технологічного процесу.

Література

1. Костяков В.Н., Сидак В.Б., Мацкул А.И. Опробование технологии легирования углеродистой стали ванадием из золы ТЭС и ванадиевого концентрата в промышленных условиях / В.Н. Костяков, В.Б. Сидак, А.И. Мацкул // Металл и литье Украины, 2011. – № 1. – С. 11 – 13.
2. Филипенков А.А. Отливки из ванадийсодержащих сталей / А.А. Филипенков. – М: Машиностроение, 1982. – 125 с.
3. Костяков, В.Н. Легирование чугуна хромом из оксидного расплава электросталеплавильного шлака / В.Н. Костяков, Н.В. Кирьякова, А.И. Мацкул, В.Я. Хоружий // Процессы литья, 2010. – № 1. – С. 63 – 65.
4. Костяков В.Н. Перспективы прямого легирования литейных сплавов оксидами металлов / В.Н. Костяков, В.Б. Сидак // Процессы литья, 2008. – № 3. – С. 26 – 30.
5. Гасик М.И. Электрометаллургия ферросплавов / М.И. Гасик, Б.И. Емилин. – К.: Вища школа, 1983. – 376 с.
6. Елютин В.П.. Взаимодействие окислов металлов с углеродом / В.П. Елютин., Ю.А. Павлов, В.П. Поляков, Б.М. Шеболдаев. - М.: Металлургия, 1971. – 306 с.
7. Physicochemistry of direct reduction of oxidizer for readjustment of alloy Steel composition / L. Wenohag Wang Jian, Gong Maoxin et al // Iron and Steel. – 1993. – 28, N 11. – P. 9 – 23.
8. Костяков, В.Н. Технологические процессы получения лигатур и сплавов из технологических отходов в электропечах / В.Н. Костяков, Е.Б. Полетаев, С.Н. Медведь // Процессы литья, 2007. – № 1-2. – С. 8 – 19.

УДК 669.187.56

КОМП'ЮТЕРНА МОДЕЛЬ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОЇ ТИГЕЛЬНОЇ ПЛАВКИ НА РІДКОМУ СТАРТІ

Є. А. Адаменко, М. П. Сєдов, В. М. Рибак

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розроблено комп'ютерну модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті. Розроблена модель може використовуватись студентами вищих навчальних закладів для вивчення даного процесу. Окрім візуального моделювання, комп'ютерна модель містить модулі перевірки знань студентів, а також автоматичний розрахунок остаточної оцінки студента

Разработана компьютерная модель электрошлаковой тигельной плавки на жидком старте. Разработанная модель может использоваться студентами высших учебных заведений для изучения данного процесса. Кроме визуального моделирования, компьютерная модель содержит модули проверки знаний студентов, а также автоматический расчет конечной оценки студента

Computer model electroslag crucible melting liquid start. The developed model can be used by university students to study this process. In addition to visual simulation, a computer model contains modules test students' knowledge and automatic calculation of a student's score

Вступ

Одним з ефективних способів отримання металів з високими фізико-механічними властивостями є електрошлаковий переплав. В результаті електрошлакового переплаву метал очищується від шкідливих домішок, неметалевих включень і газів, а за рахунок спрямованої кристалізації злитка забезпечується отримання щільної структури металу. Висока технологічна гнучкість процесу ЕШП і гарна якість металу, що переплавляється, сприяли швидкому впровадженню процесу [1].

Хоча електрошлаковий процес був винайдений на початку 50 -х років, до цих пір не було розроблено комп'ютерних програм, що моделюють процес електрошлакового переплаву. У сучасних умовах, одним з основних факторів, що впливають на використання електрошлакової

переплавки в металургії і машинобудуванні, є підготовка відповідних фахівців. Вивчення електрошлакового процесу студентами вузів пов'язане з труднощами проведення реальних плавок через складний економічний стан в країні. Виходом із даної ситуації могла б стати комп'ютерна модель, за допомогою якої студенти мали б можливість досліджувати процеси, що протікають при електрошлаковому переплаві, а також отримати необхідні практичні навички управління відповідним обладнанням.

У зв'язку з вище сказаним, авторами була розроблена комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті, оформленої у вигляді лабораторної роботи на ПЕОМ. В основу моделі покладено формули і співвідношення, наведені в [2], а також результати особистих досліджень.

Опис комп'ютерної моделі

Розроблена комп'ютерна модель складається з декількох модулів:

1. Заставка програми, яка містить інформацію про назву моделі, а також розробників комп'ютерної моделі (рис. 1).

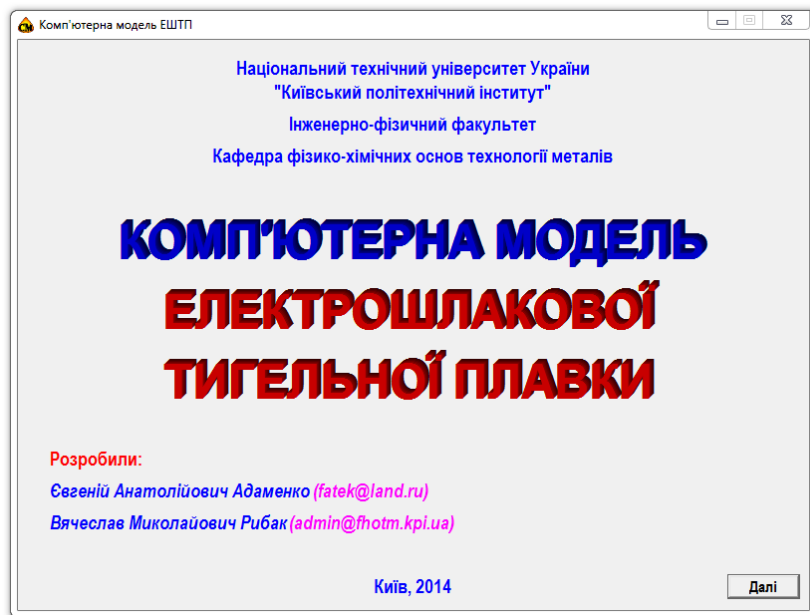


Рис. 1 Заставка комп'ютерної моделі

2. Модуль введення студентом особистих даних: прізвища, ім'я, по батькові, навчальної групи (рис. 2).

Також в цьому модулі є можливість обрати один із двох рівнів складності – «Студент» або «Плавильник». В режимі «Студент» програма дозволяє слідкувати за температурою рідкого шлаку. В режимі «Плавильник» така можливість відсутня.

Комп'ютерна модель ЕШТП

Введіть необхідні дані комп'ютерного моделювання і натисніть кнопку "Далі"

Особові дані студента

Прізвище: Адаменко Ім'я: Євгеній По батькові: Анатолійович

Навчальна група: ЄС-31м Кваліфікаційний рівень: Студент

☒ Відправити результати моделювання на email викладача Пін-код студента: ****

Email викладача (для відправлення результатів моделювання): admin@fhotm.kpi.ua

Email студента (для підтвердження отримання результатів): fatek@land.ru

Вихідні дані моделювання

Марка сталі, що переплавляється: ШХ-15

Марка флюсу, що використовується в процесі плавлення: АНФ-8

Маса рідкого металу, який необхідно наплавити, кг: 290 ± 10

Необхідна температура готового металу перед розливкою, °C: 1550 ± 10

Час, за який необхідно наплавити порцію металу, гг:хх: 1:41 ± 05

Діаметр електрода, м: 0,28 Початкова маса флюсу, кг: 35

Тип старту: Рідкий Початкова температура флюсу, °C: 1730

Далі

Рис. 2 Модуль введення особистих даних

В комп'ютерній моделі передбачена можливість автоматичної передачі результатів моделювання на електронну пошту викладача. Для використання цієї можливості необхідно включити дану опцію, а також додатково ввести пін-код студента, електронні адреси викладача і студента, на які будуть відправлені результати моделювання.

В нижній частині модуля відображаються вихідні параметри моделювання. Вихідні параметри моделювання (марка сталі, марка флюсу, маса рідкого металу, необхідна температура металу, час плавки, діаметр електрода, початкова маса флюсу, початкова температура флюсу, тип старту) задаються автоматично і не можуть бути змінені студентом. Це дозволяє отримати більше 1000000 різноманітних завдань, що практично виключає можливість отримання декількома студентами однакових завдань.

3. Модуль допуску до виконання комп'ютерної моделі (рис. 3).

Даний модуль призначено для перевірки базових знань студента з електрошлакових технологій. Для допуску до моделювання необхідно дати правильні відповіді на 5 питань. Кожне питання має 4 варіанти відповіді. Якщо хоч на одне питання буде дано помилкову відповідь, програма згенерує нові 5 питань і запропонує відповісти на них ще раз. Тільки правильна відповідь на усі 5 питань дозволить студенту перейти безпосередньо до моделювання. Правильні і неправильні відповіді на питання враховуються при визначенні кінцевої оцінки.

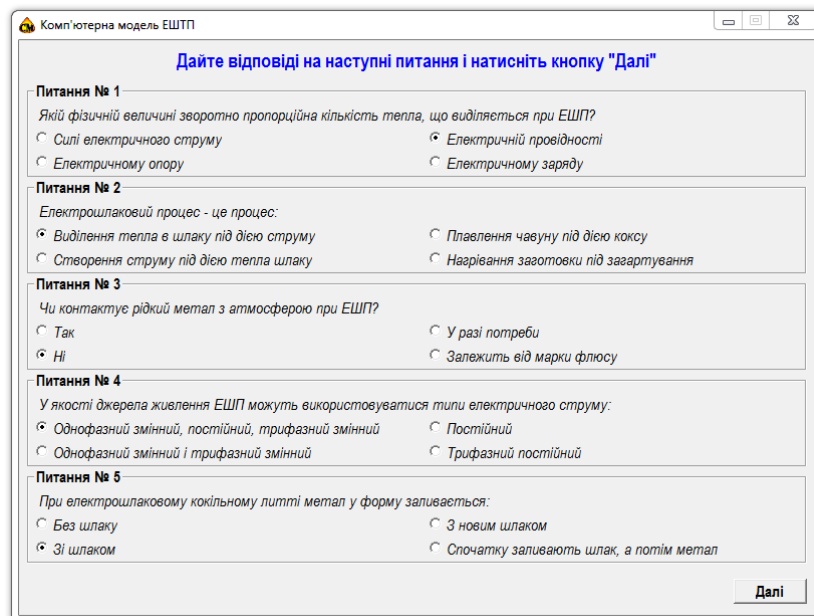


Рис. 3 Модуль допуску

4. Модуль моделювання (рис. 4).

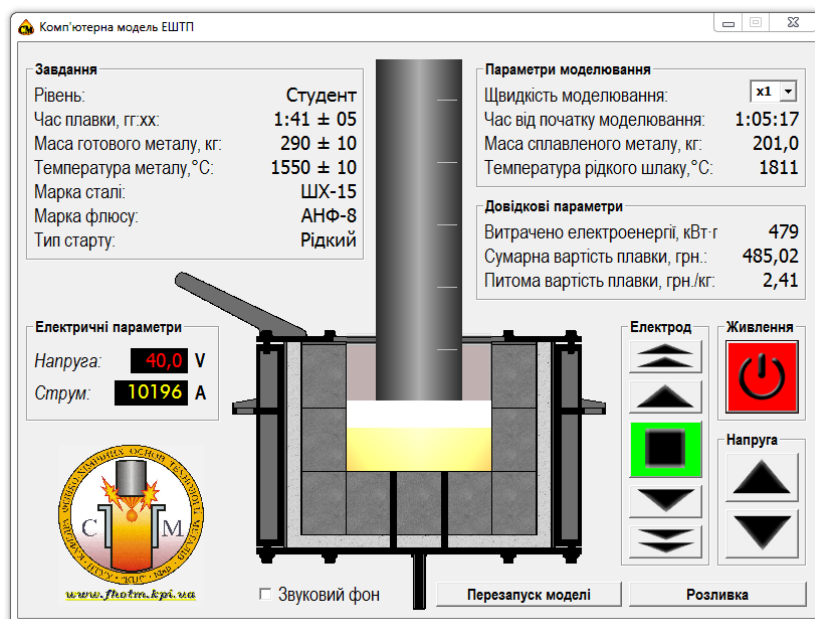


Рис. 4 Модуль моделювання

В даному модулі здійснюється процес управління процесом ЕШП в залежності від заданих параметрів моделювання. Основне завдання студента полягає в забезпеченні оптимального режиму переплаву,

наплавленні необхідної кількості металу з заданою температурою у зазначений час.

В моделі є можливість змінювати швидкість моделювання в діапазоні від реального часу до шістнадцятикратного прискорення швидкості. Для керування процесом переплаву використовуються кнопки керування швидкістю подачі електроду та кнопки зміни напруги на трансформаторі.

Всі допущені помилки в процесі моделювання фіксуються та враховуються при розрахунках підсумкової оцінки.

5. Модуль захисту (рис. 5).

Після розливання рідкого металу запускається модуль захисту.

У даному модулі на екран виводиться 5 питань підвищеної складності, з чотирма варіантами відповідей. Якщо хоч на одне питання буде дано помилкову відповідь, програма згенерує нові 5 питань і запропонує відповісти на них ще раз. Тільки правильна відповідь на усі 5 питань дозволить студенту перейти до модуля результатів моделювання. Правильні і неправильні відповіді на питання враховуються при визначенні кінцевої оцінки.

Комп'ютерна модель ЕШП

Дайте відповіді на наступні питання і натисніть кнопку "Далі"

Питання № 1
Який матеріал використовується для виготовлення подового електроду ЕШП?

☐ Магnezит ☒ Мідь
☐ Кварцит ☐ Алюміній

Питання № 2
За рахунок яких факторів є можливість впливати на процес краплиноутворення при ЕШП?

☒ Зміни напруги процесу ☐ Зливанням шлаку в кристалізатор
☐ Збільшення розміру верхньої частини електроду ☐ Вилучення оксидної плівки з поверхні шлакової ванни

Питання № 3
Що таке основність шлаку?

☐ Відношення фториду алюмінію до оксиду кальцію ☐ Відношення оксиду кальцію до оксиду алюмінію
☒ Відношення оксиду кальцію до оксиду кремнію ☐ Відношення оксиду алюмінію до фториду алюмінію

Питання № 4
На які характеристики в основному впливає висока чистота і щільна структура зливка ЕШП?

☒ На пластичність і в'язкість ☐ На пластичність і твердість
☐ На твердість і жорсткість ☐ Тільки на твердість

Питання № 5
Чому дорівнює електричний опір шлакової ванни ЕШП, якщо через неї протікає струм силою 10000 А при напрузі 60 В?

☐ 6 Ом ☐ 166 Ом
☒ 6 МОм ☐ 166 МОм

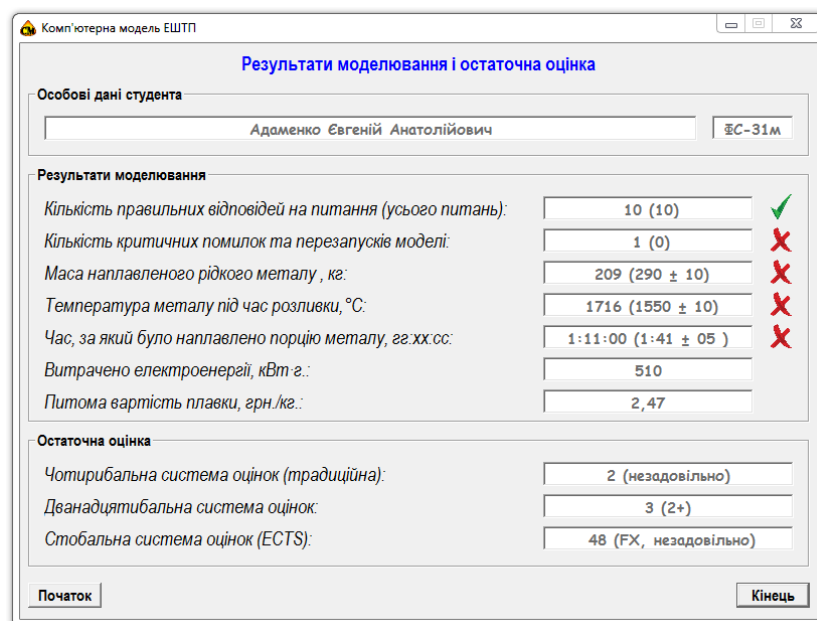
Далі

Рис. 5 Модуль захисту

6. Модуль результатів моделювання (рис. 6).

У даному модулі на екран виводиться підсумкова таблиця з результатами моделювання та остаточна оцінка, яка складається з трьох складових – правильності відповіді на питання при допуску, якість моделювання, правильності відповіді на питання при захисті. Остаточна

оцінка виводиться в чотирибальній, дванадцятибальній, стобальній системі оцінювання та в системі ECTS.



Результати моделювання і остаточна оцінка		
Особові дані студента		
Адаменко Євгеній Анатолійович		ЄС-31м
Результати моделювання		
Кількість правильних відповідей на питання (усього питань):	10 (10)	✓
Кількість критичних помилок та перезапусків моделі:	1 (0)	✗
Маса наплавленого рідкого металу, кг:	209 (290 ± 10)	✗
Температура металу під час розливки, °C:	1716 (1550 ± 10)	✗
Час, за який було наплавлено порцію металу, гг:хх:сс:	1:11:00 (1:41 ± 05)	✗
Витрачено електроенергії, кВт·г:	510	
Питома вартість плавки, грн./кг.:	2,47	
Остаточна оцінка		
Чотирибальна система оцінок (традиційна):	2 (незадовільно)	
Дванадцятибальна система оцінок:	3 (2+)	
Стобальна система оцінок (ECTS):	48 (FX, незадовільно)	

Рис. 6 Модуль результатів моделювання

Висновки

Розроблена комп'ютерна модель електрошлакової тигельної плавки на рідкому старті може використовуватися студентами вищих навчальних закладів для вивчення даного процесу.

Окрім візуального моделювання, комп'ютерна модель містить модулі перевірки знань студентів по даній темі, а також можливість автоматичного розрахунку оцінки студента з її пересилкою на електронну пошту викладача.

Наступне вдосконалення комп'ютерної моделі пов'язане з необхідністю введення в модель можливості використання твердого старту а також розширення асортименту сталей та флюсів, що використовуються при моделюванні.

Література

1. Казачков, Е. А. Электрошлаковый переплав. Часть 1. / Е. А. Казачков, А. Д. Чепурной. – Мариуполь: ПГТУ, 1995. – 83 с.
2. Егоров, А. В. Расчет мощности и параметров электропечей черной металлургии: Учебное пособие для вузов / А. В. Егоров. – М.: Металлургия, 1990. – 280 с.

УДК 669.184

ТЕПЛОЭНЕРГЕТИЧЕСКАЯ МОДЕЛЬ ОБРАБОТКИ РАСПЛАВА НА УСТАНОВКЕ «КОВШ-ПЕЧЬ»

С. В. Бейцун, Н. В. Михайловский

Национальная металлургическая академия Украины

Розглянуто роботу установки «ківш-піч» при різних режимах нагрівання розплаву в залежності від ступенів потужності трансформатора. Запропонована й ідентифікована за результатами промислового експерименту теплоенергетична модель обробки розплаву, що дозволяє оптимізувати режим його нагрівання за критерієм мінімуму енергетичних витрат

Рассмотрена работа установки «ковш-печь» при различных режимах нагрева расплава в зависимости от ступеней мощности трансформатора. Предложена и идентифицирована по результатам промышленного эксперимента теплоэнергетическая модель обработки расплава, позволяющая оптимизировать режим его нагрева по критерию минимума энергетических затрат

The operation of the plant «ladle-furnace» at various modes of melt heating depending on the speed of the transformer capacity is considered. The melt processing model of the coal power industry that optimizes its heating mode by low energy costs is proposed and identified based on the results of the experiment

Установка «ковш-печь» – один из агрегатов внепечной обработки, предназначенный для нагрева расплава перед последующими технологическими операциями и доводки его по химическому составу.

Работа печи-ковша характеризуется различными режимами нагрева в зависимости от ступени мощности трансформатора. Одной из основных задач современной электрометаллургии является обеспечение максимальной эффективности использования электрической энергии. Поэтому необходимо выбирать такой режим нагрева металла в ковше, который, с одной стороны, учитывал бы энергетические особенности работы на каждой ступени мощности трансформатора, а с другой – время, необходимое для нагрева расплава до заданной температуры.

Для оценки энергетических особенностей работы на различных ступенях мощности трансформатора необходимо получить математическую модель изменения температуры расплава, а также оценить тепловой КПД установки в зависимости от выбранного режима.

Изменение температуры расплава во время его обработки на установке «ковш-печь» обусловлено поступлением энергии от электродов установки и потерей теплоты расплавом.

Величина поступающей на нагрев расплава электрической энергии зависит от коэффициента мощности трансформатора, различного для каждой ступени. Был проведен ряд промышленных экспериментов, в ходе которых фиксировалось время нагрева на определенной ступени мощности и количество затраченной активной электроэнергии. На основании результатов эксперимента были уточнены значения коэффициента мощности для каждой ступени трансформатора.

Потеря теплоты расплавом происходит за счет следующих факторов: теплопередачи через футеровку ковша, излучения с поверхности расплава, нагрева инертного газа, нагрева и расплавления легирующих элементов. В результате расчетов установлено, что потери, связанные с продувкой инертным газом, незначительны и ими можно пренебречь. Затраты энергии на нагрев и расплавление легирующих элементов зависят от типа и количества введенных добавок. Интенсивность излучения определяется температурой расплава и степенью черноты его поверхности. Потери теплоты через футеровку ковша зависят от исходного распределения температуры в его стенке и днище, массы расплава и времени его пребывания в ковше [1].

Теплофизические параметры математической модели [2] теплового состояния сталеразливочного ковша были определены на основании сопоставления результатов расчетов и данных, полученных в ходе промышленного эксперимента. Для используемых на данный момент ступеней мощности была проведена проверка соответствия результатов моделирования экспериментальным данным, показавшая высокую степень адекватности разработанной модели.

В результате учета всех факторов, влияющих на характер нагрева расплава на установке «ковш-печь», были получены значения скорости нагрева для всех ступеней мощности трансформатора и теплового КПД. Полученные зависимости изменения температуры расплава от времени нагрева для используемых ступеней мощности хорошо описываются уравнениями вида

$$\Delta T_p = k \cdot \tau_{обp} + \Delta T_{доб}, \quad (1)$$

где $\Delta T_{доб}$ – изменение температуры, связанное с вводом добавок;

$\tau_{обр}$ – время обработки расплава на установке;

k – эмпирический коэффициент, зависящий от используемой степени мощности, массы расплава, времени пребывания расплава в ковше до начала обработки на установке, температуры внутренней поверхности футеровки перед выпуском расплава в ковш, температуры расплава перед началом обработки на установке.

В результате исследования степени влияния всех вышеперечисленных факторов получена зависимость

$$k = a_1 \cdot m_p + a_2 \cdot T_{нач} + a_3 \cdot T_{ф0} + a_4 \cdot \tau_0, \quad (2)$$

где a_1, a_2, a_3, a_4 – коэффициенты, зависящие от выбранной степени нагрева;

m_p – масса расплава;

$T_{нач}$ – начальная температура расплава;

$T_{ф0}$ – температура внутренней поверхности футеровки перед выпуском расплава в ковш;

τ_0 – время пребывания расплава в ковше до начала обработки на установке.

Использование предложенной эмпирической модели (2) позволяет быстро прогнозировать изменение температуры расплава при различных режимах его обработки на установке «ковш-печь», а также выбирать оптимальный режим нагрева по критерию минимума энергетических затрат. Преимуществом этой теплоэнергетической модели обработки расплава по сравнению с имитационными моделями [3] является более простая ее реализация в АСУ.

Литература

1. Бейцун С.В. АСУ внепечной обработкой стали [Текст] / С.В. Бейцун, Н.В. Михайловский // Системні технології: Регіональний міжвузівський збірник наукових праць. – Випуск 4(87). – Дніпропетровськ, 2013. – С. 11-15.
2. Бейцун С.В. Тепловое состояние ковшей при внепечной обработке стали [Текст] / С.В. Бейцун, Н.В. Михайловский, В.И. Шибакин // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2013. – № 4. – С. 104-107.
3. Бабаенко Д.А. Использование математической модели в АСУ ТП агрегата ковш-печь [Текст] / Д.А. Бабаенко, А.И. Симкин // Збірник наукових праць XII науково-технічної конференції аспірантів та студентів «Автоматизація технологічних об'єктів та процесів. Пошук молодих» в м. Донецьку 17-20 квітня 2012 р. – Донецьк: ДонНТУ, 2012. –с. 266-268.

УДК 669.168:669.017

ФИЗИКО-ХИМИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ ПРОЦЕССОВ ШЛАКООБРАЗОВАНИЯ ПРИ РАФИНИРОВАНИИ КОНВЕРТЕРНЫХ СТАЛЕЙ

*Б. Ф. Белов, А. И. Троцан, В. Д. Александров, И. Л. Бродецкий,
Ф. С. Крейденко*

*Институт проблем материаловедения НАН Украины
Донбасская национальная академия строительства и архитектуры*

Проведено аналіз структурно-хімічного стану шлаків і механізмів шлакоутворення й рафінування з використанням полігональних діаграм $FeO-SiO_2-CaO$ і $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ при виплавці напівпродукту в конвертері і його ківшової обробці. Визначені структурний тип і геометричні параметри іонно-молекулярних комплексів, що впливають на механізм шлакоутворення. Розраховано оптимальні склади шлаків підвищеної адсорбційної ємності: плавильного на основі беліта ($2CaOSiO_2$) і ківшового на базі низькоглиноземистої потрійної евтектики ($6CaOAl_2O_33SiO_2$), що дозволяють виключити застосування плавикового шпату й забезпечити високий рівень рафінування

Проведен анализ структурно-химического состояния шлаков и механизмов шлакообразования и рафинирования с использованием полигональных диаграмм $FeO-SiO_2-CaO$ и $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ при выплавке полупродукта в конвертере и его ковшевой обработке. Определены структурный тип и геометрические параметры ионно-молекулярных комплексов, влияющих на процесс шлакообразования. Рассчитаны оптимальные составы шлаков повышенной адсорбционной емкости: плавильного на основе белита ($2CaOSiO_2$) и ковшевого на базе низкоглиноземистой тройной эвтектики ($6CaOAl_2O_33SiO_2$), позволяющие исключить применение плавикового шпата и обеспечить высокую степень рафинирования

The analysis of structurally-chemical state of slages and mechanisms of slag-forming and refining with using of the polygonal diagrams $FeO-SiO_2-CaO$ and $CaO-Al_2O_3-SiO_2$ at intermediate product smelting in the converter and ladle treatment are carried. The structural type and geometrics of ionic-molecular complexes, influencing on the process of scorification, are defined. Optimum compositions of slags with high adsorption capacity: the smelting based on belit ($2CaOSiO_2$) and ladleman based on low-aluminous threefold eutectic

(6CaOAl₂O₃3SiO)₂, allowing to expel application of fluor-spar and to provide high extent of refining are calculated

Кислородно-конвертерный процесс является основным способом массового производства конструкционных сталей и постоянно совершенствуется для повышения производительности и качества металла. Однако, описывающая его теория металлургических процессов, основанная на химической термодинамике и кинетике равновесных систем, не учитывает структурно-химическое состояние исходных компонентов и продуктов их взаимодействия, что не позволяет достаточно адекватно выполнить физико-химический анализ формирования плавильных и ковшевых шлаков, а также образования неметаллических включений при рафинировании железоуглеродистых расплавов и, следовательно, прогнозировать и оптимизировать эффективность технологий печной и ковшевой обработки стали.

Физико-химические свойства шлаковых расплавов обычно рассматривают в рамках молекулярной и ионной теорий [1], для металлических расплавов используют кластерные модели [2-5]. Общеизвестно, что металлургические расплавы являются микронеоднородной средой, состоящей из стехиометрических образований (ассоциатов, кластеров), подобных химическим соединениям, отвечающих сингулярным фазам - стабильным структурным элементам с размерами менее критического зародыша кристалла [6]. С учетом природы химических связей, металлургические фазы рассматривают как единую электронную систему, связанную обменными взаимодействиями электронов и протонов [7,8]. По ходу металлургического процесса от макро- до микроуровней образуется сложная топология временных и пространственных связей при структурно-химических взаимодействиях, описание которых целесообразно в рамках феноменологических моделей [9].

В концепции создания современных технологий металлургии чугуна и стали главной проблемой являются процессы структурообразования шлаковых и металлических расплавов и механизмы их структурно-химического взаимодействия, исследованные в рамках теории МГС - фаз [10]. Теория МГС - фаз является дальнейшим развитием модельных представлений квазиполикристаллической жидкости и ассоциированных металлургических растворов [11-13] на основе концепции плотных структурных упаковок атомов конденсированных фаз с учетом природы химической связи, а также координации и генетической наследственности атомов в наноструктурном состоянии, определяющих физико-химические

свойства и механизм взаимодействия компонентов в стохастических системах металлургического процесса.

Цель настоящей работы – исследование механизма рафинирования железоуглеродистого жидкого полупродукта плавильными и ковшевыми шлаками посредством анализа структурно-химического состояния шлаковых расплавов в рамках феноменологической теории строения металлургических расплавов (теория МГС - фаз) для повышения эффективности производства конвертерных сталей

Основные положения теории МГС - фаз

Строение металлургических расплавов по модели гармонических структур вещества (теория МГС - фаз) определяется мозаичной структурой поликристалла, состоящего из разномерных и разноупорядоченных трехмерных (зерна) и двухмерных (границы) элементов, которые при плавлении образуют «зернограничную жидкость» в виде пленки. Мозаичная структура твердого тела предполагает многостадийный механизм образования жидкости при плавлении, когда наследуется структурная и химическая микронеоднородность твердого тела в результате обособления зерен и субзерен в полиэдрические (ПДЯ), а границ между ними в полигональные (ПГЯ) ячейки, как структурные компоненты. При нагревании повышается кинетическая энергия жидкости и изменяется тип ближнего порядка структурных компонент через последовательный ряд изоструктурных состояний в критических точках при заданных температурах вплоть до образования статистической жидкости (СТ). Основные положения и методические разработки теории МГС - фаз включают:

- определение и анализ параметров (длина и энергия) химической связи элементов по квантово-механическим данным, рассчитанных согласно радиально - орбитальной модели электронного строения атомов [14];

- построение и анализ информационно ёмких полигональных диаграмм состояния двойных и тройных металлургических систем для жидких и твердых компонентов во всем интервале концентраций новым графо-аналитическим методом [15,16];

- структурно - химический системный анализ исходных компонентов и промежуточных фаз металлургических систем, определяющий их стехиометрический и химический составы, температуры образования и плавления, области гомогенности и структурное состояние твердых и жидких растворов [10, 17];

- анализ стохастических металлургических систем с помощью балансовых уравнений суммарных структурно-химических реакций,

позволяющий рассчитать оптимальные расходные коэффициенты присадочных материалов при обработке жидкой стали, адсорбционную емкость шлака и степень рафинирования расплава при шлакообразовании и рафинировании [18].

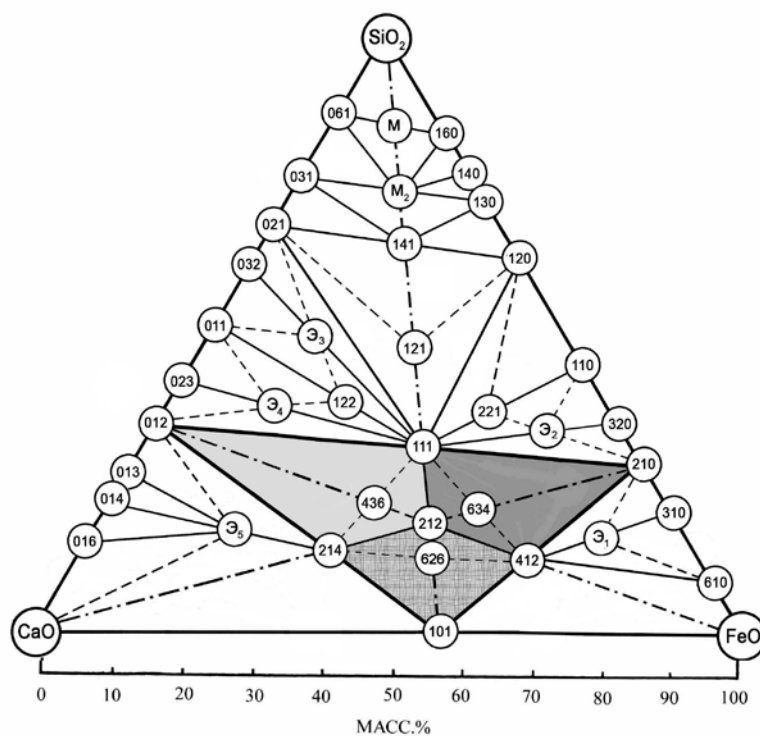
Использование разработанных представлений теории МГС - фаз позволяет провести классификацию и структуризацию сталеплавильных шлаков, а также предложить механизм рафинирования расплава плавильными и ковшевыми шлаками и разработать технологические рекомендации повышения эффективности конвертерного процесса производства стали.

Классификация и структуризация сталеплавильных шлаков

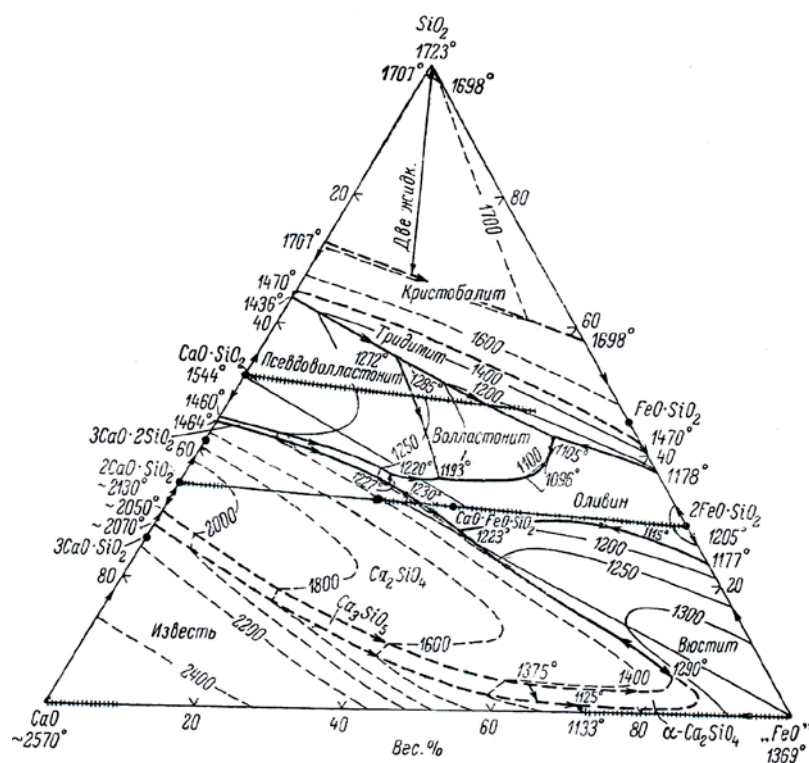
Системным классификатором для определения стехиометрического, химического и фазового состава конвертерного и ковшевого шлаков при производстве спокойных и полуспокойных сталей являются полигональные диаграммы тройных систем (ПДС) $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$ и $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, построенные новым графо-аналитическим методом (ПДС - метод) [15,16] во всем интервале концентраций твердых и жидких исходных компонентов на базе бинарных систем FeO-SiO_2 , FeO-CaO , $\text{SiO}_2\text{-CaO}$, $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$.

Суть ПДС - метода в том, что структурно-химические реакции образования промежуточных фаз изображаются на плоскости чертежа прямыми линиями между фигуративными точками исходных компонентов или сингулярными точками промежуточных фаз - квазибинарные линейные системы. В точках пересечений прямых линий образуются равновесные узловые (УПФ), на плоскостях между ними - триангуляционные (ТПФ) промежуточные фазы. В качестве фигуративных выступают критические точки изоструктурных состояний исходных компонентов (мезоморфные системы). Принципиальным отличием ПДС - метода от известных теоретических методов расчета диаграмм состояния является определение условий образования первичной промежуточной фазы. Первичная промежуточная фаза (ППФ) образуется в твердом или жидком состоянии, плавится конгруэнтно и состоит из минимального числа максимально плотно упакованных частиц. Для бинарных систем ППФ условно разделяет диаграмму на две квазибинарные системы, в которых образуются вторичные фазы на базе обоих исходных компонент.

На рис. 1а представлена ПДС системы $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$ в виде равностороннего треугольника, в вершинах которого обозначены исходные компоненты, а на ребрах – промежуточные фазы бинарных систем FeO-SiO_2 , FeO-CaO , $\text{SiO}_2\text{-CaO}$.



а)



б)

Рис. 1 Система FeO-SiO₂-CaO:

а) полігональна діаграма состояний; б) класическа діаграма

Первичные промежуточные фазы бинарных систем FeO-CaO (56,2/43,8)%, 2FeOSiO_2 (70,6/29,4)%, 2CaOSiO_2 (65,1/33,9) % соединены прямыми линиями полевых систем, образующих внутренний треугольник первичных промежуточных фаз. Промежуточные фазы условно обозначены трехзначными цифрами, первая из которых отвечает стехиометрическому коэффициенту для FeO, вторая для SiO_2 и третья для CaO.

Внутренний треугольник первичных фаз разделяет концентрационное поле на три зоны у каждой вершины общего треугольника: 101-FeO-210, 210- SiO_2 -012, 101-CaO-012. Всего в системе существуют 19 промежуточных фаз, в том числе 5 эвтектик (табл.1), в то время как на классической диаграмме (рис.1б) таких фаз только три: $\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{CaO}$ (122) – железистый окерманит; $\text{FeOSiO}_2\text{CaO}$ (111) – железистый монтчеллит (кирштейнит) и $\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{CaO}$ (121) – геденбергит [19]. Кроме того, приведенный химический состав тройных фаз на классической диаграмме, стехиометрический состав которых (по нашим определениям) отвечает: $\text{FeOSiO}_2\text{CaO}$ (112), $10\text{FeO}_3\text{SiO}_2\text{CaO}$ (Э₁, 10.3.2), $\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{CaO}$ (1.2.2) и $2\text{FeO}_2\text{SiO}_2\text{CaO}$ (2.2.1), существующим на ПДС - диаграмме.

В таблице 1 приведена классификация системы FeO- SiO_2 -CaO, включающая стехиометрический и химический состав промежуточных фаз, основность (B^0) и модуль шлака (M), а также температуры образования и плавления, полученные на квазибинарных диаграммах и рассчитанные по принципу квазиаддитивности.

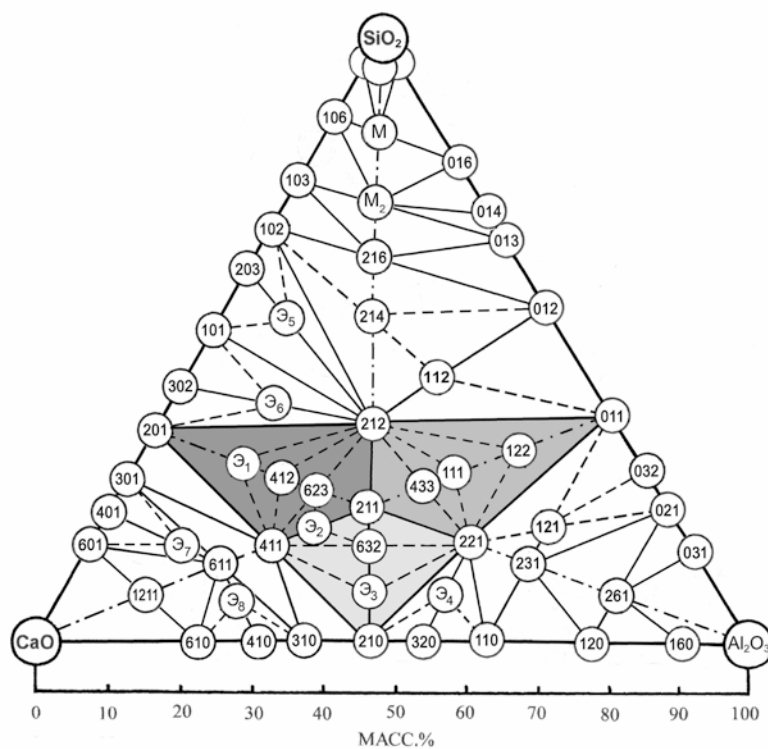
На рис.2а приведена полигональная диаграмма тройной системы CaO- Al_2O_3 - SiO_2 , построенная ПДС - методом во всем интервале концентраций. Трехзначные числа для условного обозначения промежуточных фаз, из которых первые цифры отвечают стехиометрическим коэффициентам для CaO, вторые - Al_2O_3 , третьи - SiO_2 . Область первичных промежуточных фаз в центральном треугольнике 201-210-011 разделяет концентрационное поле на три зоны у вершин общего треугольника: 201-CaO-210, 210- Al_2O_3 -011, 011- SiO_2 -201. Всего в системе 29 промежуточных фаз, в том числе 8 эвтектик (табл.2), в то время как на классической диаграмме (рис. 2б) [19] только две промежуточные фазы: геленит ($2\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$) и анортит ($\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$), состав и температура которых не определены.

В таблице 2 представлена классификация промежуточных фаз - алюмосиликатов кальция. Алюмосиликатные сталеплавильные шлаки являются полимерными образованиями, состоящими из сеткообразующих (Al, Si) и сеткоразрушающих (Fe, Ca) катионов, объединенных с кислородом в ионно-молекулярный комплекс [17, 20].

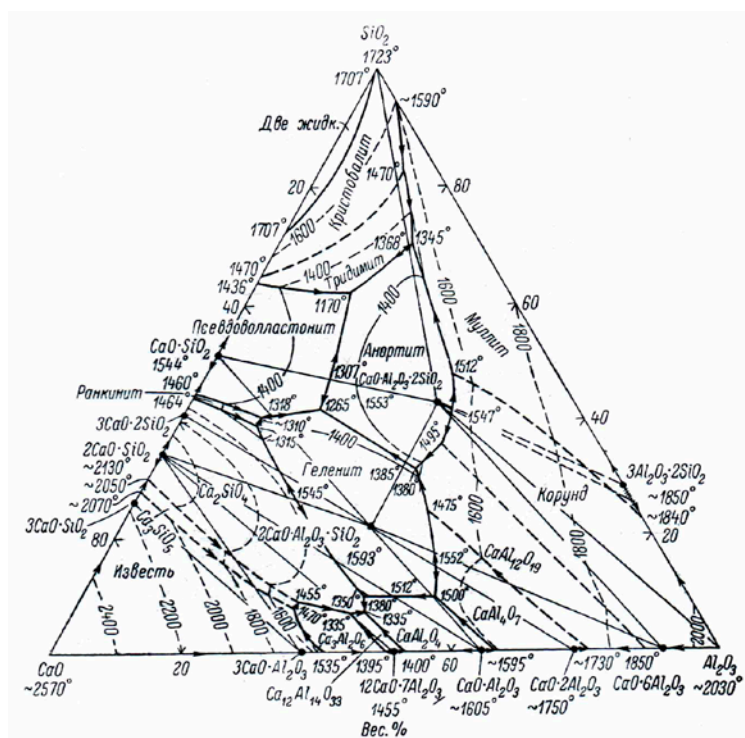
Таблиця 1 Классификация системы FeO - SiO₂ - CaO

№ п/п	Химические формулы	Условные обозначения*	Химический состав, масс. %			B ⁰	M	Температура, °C	
			FeO	SiO ₂	CaO			образ.	плавл.
Область первичных промежуточных фаз (ППФ): SiO ₂ 2CaO - FeOСаО - 2FeOSiO ₂									
1	2FeOSiO ₂ 2CaO	2.1.2 (ППФ)	45,6	19,0	35,4	1,87	4,27	700	1450
2	4FeOSiO ₂ 2CaO	4.1.2	62,6	13,1	24,3	1,87	6,63	850	1250
3	FeOSiO ₂ CaO (монтиселлит)	1.1.1	38,3	31,9	29,8	0,93	2,13	875	1600
4	2FeOSiO ₂ 4CaO	2.1.4	33,7	14,0	52,3	3,73	6,13	900	1400
5	4FeO3SiO ₂ 6CaO	4.3.6	35,8	22,4	41,8	1,87	3,47	1200	-
6	6FeO3SiO ₂ 4CaO	6.3.4	51,7	21,5	26,2	1,24	3,64	1200	1200
7	6FeO2SiO ₂ 6CaO	6.2.6	48,6	13,6	37,8	2,8	6,4	1200	-
Область вюстита FeO: FeOСаО - FeO - 2FeOSiO ₂									
8	10FeO3SiO ₂ 2CaO	10.3.2 (Э ₁)	71,1	17,8	11,1	0,93	8,13	1150	1150
Область извести СаО: SiO ₂ 2СаО - СаО - FeOСаО									
9	FeOSiO ₂ 4CaO	1.1.4(Э ₅)	20,2	16,9	62,9	3,73	4,93	1800	-
Область кремнезема SiO ₂ : 2FeOSiO ₂ - SiO ₂ - SiO ₂ 2СаО									
10	2FeO2SiO ₂ CaO	2.2.1	45,0	37,5	17,5	0,47	1,67	н.д.	н.д.
11	FeO2SiO ₂ CaO (реденбергит)	1.2.1	29,0	48,4	22,6	0,47	1,07	1100	-
12	FeO4SiO ₂ 3CaO	1.4.3(Э ₃)	15,3	51,0	35,7	0,70	1,0	1300	1300
13	FeO6SiO ₂ CaO	1.6.1 (M ₂)	14,8	73,8	11,4	0,16	0,36	1700	1700
14	FeO12SiO ₂ CaO	1.12.1 (M/M ⁰)	8,5	84,9	6,6	0,08	0,18	1600	1700-2100
15	FeO2SiO ₂ 2CaO (окерманит)	1.2.2	23,7	39,5	36,7	0,93	1,53	н.д.	н.д.
16	FeO3SiO ₂ 4CaO	1.3.4 (Э ₄)	15,1	37,8	47,1	1,24	1,64	1250	1250
17	FeO4SiO ₂ CaO	1.4.1	19,	65,2	15,2	0,23	0,53	1475	-
18	FeO48SiO ₂ CaO	1.48.1 (M ₁)	2,4	95,7	1,9	0,02	0,04	1700	1700
19	4FeO3SiO ₂ CaO	4.3.1 (Э ₂)	55,0	34,4	10,6	0,31	1,91	1000	1000

* - условные обозначения: Э - эвтектика; B⁰ и M - основность и модуль шлака, соответственно; M⁰ - критическая точка купола несмешиваемости, равная 2100° C; B⁰=CaO/SiO₂; M=(FeO+CaO)/SiO₂; (-) - плавится инконгруэнтно; н.д. - нет данных



а)



б)

Рис. 2 Система CaO-Al₂O₃-SiO₂:

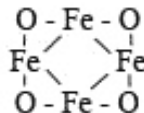
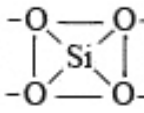
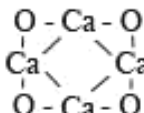
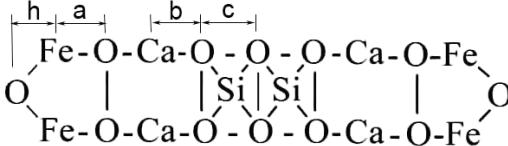
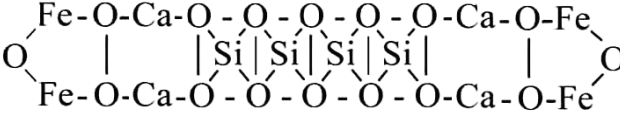
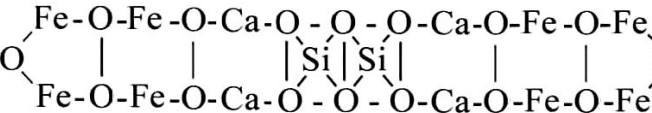
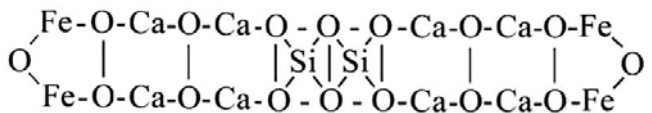
а) полигональная диаграмма состояния; б) классическая диаграмма состояния

Таблица 2 Классификация тройных фаз системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$

№ п/п	Стехиометрический состав	Химический состав, масс. %			Условные обознач *.	В	М	Темпера- тура, °С	
		CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂				образ.	плавл.
Область ППФ: 2CaOAl ₂ O ₃ - Al ₂ O ₃ SiO ₂ - 2CaOSiO ₂									
1	2CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	40,9	37,2	21,9	2.1.1 (ГН)	0,87	0,69	900	1600
2	2CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	29,8	54,2	16,0	2.2.1	1,87	0,42	1100	1500
3	2CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	33,5	30,5	36,0	2.1.2	0,93	0,50	1000	1500
4	4CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	58,0	26,4	15,6	4.1.1	3,73	1,38	1200	1500
5	6CaO3Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	44,1	40,2	15,7	6.3.2	2,8	0,79	1200	-
6	4CaO3Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	31,5	43,1	25,4	4.3.3	1,24	0,46	-	-
7	6CaO2Al ₂ O ₃ 3SiO ₂	46,7	28,3	25,0	6.2.3	1,87	0,88	1250	1250
8	4CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	50,2	22,9	26,9	4.1.2	1,87	1,00	1050	1350
9	6CaOAl ₂ O ₃ 3SiO ₂	54,4	16,5	29,1	6.1.3 (Э ₁)	1,87	1,20	1200	1300
10	3CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	50,9	30,9	18,2	3.1.1 (Э ₂)	2,8	1,04	1300	1300
11	CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	25,7	46,8	27,5	1.1.1	0,93	0,35	1100	1500
12	CaO2Al ₂ O ₃ 2SiO ₂	14,7	53,7	31,6	1.2.2	0,47	0,17	1400	1400
13	6CaO3Al ₂ O ₃ SiO ₂	47,9	43,6	8,5	6.3.1(Э ₃)	5,6	0,92	1450	1450
Область Al ₂ O ₃ : 2CaOAl ₂ O ₃ - Al ₂ O ₃ - Al ₂ O ₃ SiO ₂									
14	2CaO6Al ₂ O ₃ SiO ₂	14,3	78,1	7,6	2.6.1	1,87	0,17	1500	1800
15	2CaO3Al ₂ O ₃ SiO ₂	23,4	64,0	12,6	2.3.1	1,87	0,30	1400	-
16	CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	17,5	63,8	18,7	1.2.1(ГЛ)	0,93	0,21	н.д.	1550
17	5CaO4Al ₂ O ₃ SiO ₂	37,5	54,5	8,0	5.4.1(Э ₄)	4,67	0,60	н.д.	н.д.
Область SiO ₂ : Al ₂ O ₃ SiO ₂ - SiO ₂ - 2CaOSiO ₂									
18	2CaOAl ₂ O ₃ 48SiO ₂	3,6	3,4	93,0	2.1.48(М ₁)	0,038	0,030	1700	1700
19	2CaOAl ₂ O ₃ 18SiO ₂	8,7	7,9	83,4	2.1.18 (М/М ⁰)	0,10	0,09	1600	1700/ 2100
20	2CaOAl ₂ O ₃ 9SiO ₂	14,9	13,5	71,6	2.1.9(М ₂)	0,21	0,17	1700	1700
21	2CaOAl ₂ O ₃ 6SiO ₂	19,5	17,8	62,7	2.1.6	0,31	0,24	1475	1475
22	2CaOAl ₂ O ₃ 4SiO ₂	24,7	22,5	52,8	2.1.4	0,47	0,33	1300	-
23	CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	20,1	36,7	43,2	1.1.2(АН)	0,47	0,25	н.д.	1500
24	4CaOAl ₂ O ₃ 5SiO ₂	35,8	16,3	47,9	4.1.5 (Э ₅)	0,75	0,55	1300	1300
25	5CaOAl ₂ O ₃ 4SiO ₂	45,0	16,4	38,6	5.1.4(Э ₆)	1,17	0,82	1350	1350
Область CaO: 2CaOSiO ₂ - CaO - 2CaOAl ₂ O ₃									
26	12CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	80,6	12,2	7,2	12.1.1	11,2	4,1	1700	-
27	10CaO2Al ₂ O ₃ SiO ₂	68,0	24,8	7,2	10.2.1 (Э ₈)	9,3	2,1	1800	1800
28	6CaOAl ₂ O ₃ SiO ₂	67,5	20,5	12,0	6.1.1	5,6	2,1	1400	-
29	10CaOAl ₂ O ₃ 2SiO ₂	71,6	13,0	15,4	10.1.2 (Э ₇)	4,67	2,52	1900	1900

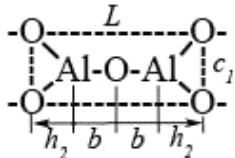
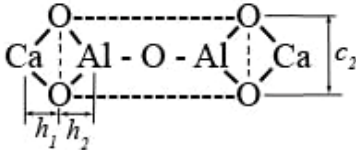
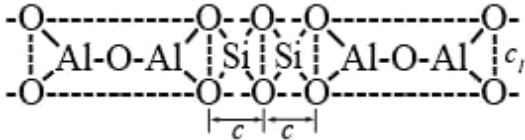
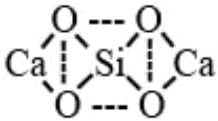
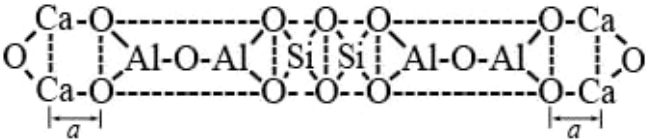
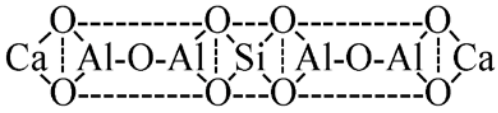
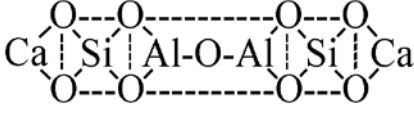
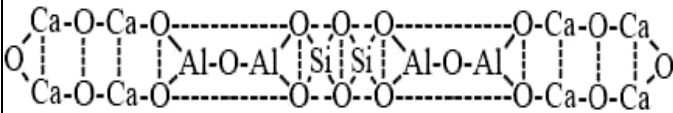
* - условные обозначения : Э - эвтектика; В⁰ и М – основность и модуль шлака, соответственно; М⁰ – критическая точка купола несмешиваемости, равная 2100⁰ С; ППФ – первичная промежуточная фаза; ГН – геленит; ГЛ – глинозит; АН – анортит; В⁰=CaO/SiO₂; М = CaO/SiO₂+Al₂O₃; (-) – плавится инконгруэнтно; н.д. – нет данных

Таблица 3 Структуризация исходных компонентов и тройных первичных промежуточных фаз в системе $\text{FeO} - \text{SiO}_2 - \text{CaO}^*$

Формульный состав		СИМ - комплексы
Стехиометрический	Структурный	Геометрические параметры полигональных ячеек (нм) $a=0,200$; $b=0,153$; $c=0,20$; $h=0,14$
FeO	$(\text{Fe}_4\text{O}_4)^0$ $N=8$, $S_0=0,020$ $S_{\text{пгя}}=0,160$	
SiO_2	$(\text{SiO}_4)^{4-}$ $N=5$, $S_0=0,007$ $S_{\text{пгя}}=0,053$	
CaO	$(\text{Ca}_4\text{O}_4)^0$ $N=8$, $S_0=0,012$ $S_{\text{пгя}}=0,095$	
$2\text{FeOSiO}_2 2\text{CaO}$ (ППФ)	$(\text{Fe}_4\text{Si}_2\text{Ca}_4\text{O}_{12})^0$ $N=22$, $S_0=0,0154$ $L_{\text{пгя}}=1,694$	
$\text{FeOSiO}_2\text{CaO}$	$(\text{Fe}_4\text{Si}_4\text{Ca}_4\text{O}_{16})^0$ $N=28$, $S_0=0,0150$ $L_{\text{пгя}}=2,094$	
$4\text{FeOSiO}_2 2\text{CaO}$	$(\text{Fe}_8\text{Si}_2\text{Ca}_4\text{O}_{16})^0$ $N=30$, $S_0=0,0173$ $L_{\text{пгя}}=2,59$	
$2\text{FeOSiO}_2 4\text{CaO}$	$(\text{Fe}_4\text{Si}_2\text{Ca}_8\text{O}_{18})^0$ $N=32$, $S_0=0,0154$ $L_{\text{пгя}}=2,31$	

* N - число частиц в ячейке; L - длина ячейки (нм); $S_{\text{пгя}}$ - площадь полигональной ячейки (нм^2); S_0 - относительная плотность упаковки (нм^2)

Таблица 4 Структуризация шлаковых расплавов системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2^*$

Формульный состав		СИМ - комплексы
Стехиометрический	Структурный	Геометрические параметры полигональных ячеек, нм; $a=0,153$, $b=0,145$, $c=0,200$, $c_1=0,205$, $d=0,108$, $h_1=0,108$, $h_2=0,105$
Al_2O_3	$(\text{Al}_2\text{O}_5)^{4-}$ $N=7$, $S_0=0,009$; $L=0,481$	
$2\text{CaOAl}_2\text{O}_3$	$(\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{O}_5)^0$ $N=9$, $S_0=0,0144$; $L=0,500$	
$\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$	$(\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{12})^{4-}$ $N=18$, $S_0=0,0179$; $L=1,40$	
2CaOSiO_2	$(\text{Ca}_2\text{SiO}_4)^0$ $N=7$, $S_0=0,009$; $L=0,20$	
$2\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$ (ГН)	$(\text{Ca}_4\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{14})^0$ $N=24$, $S_0=0,0155$; $L=1,71$	
$2\text{CaO}2\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$	$(\text{Ca}_2\text{Al}_4\text{SiO}_{10})^0$ $N=17$, $S_0=0,0157$; $L=1,20$	
$2\text{CaOAl}_2\text{O}_32\text{SiO}_2$	$(\text{Ca}_2\text{Al}_2\text{Si}_2\text{O}_9)^0$ $N=15$, $S_0=0,013$; $L=0,90$	
$4\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$	$(\text{Ca}_8\text{Al}_4\text{Si}_2\text{O}_{18})^0$ $N=32$, $S_0=0,0155$; $L=2,32$	

* N - число частиц в ячейке; L - длина ячейки (нм), S_0 - относительная плотность упаковки (нм^2)

Структурный ионно - молекулярный комплекс (СИМ - комплекс) существует в двух модификациях: полигональные ячейки (ПГЯ) в виде двумерных полимерных сеток конечного размера и заданного стехиометрического состава. Стехиометрический состав, структурные формулы и геометрические параметры СИМ - комплексов исходных компонентов и первичных промежуточных фаз представлены в таблицах 3 и 4.

Исходные компоненты FeO и CaO образуют электронейтральные ячейки, SiO₂ и Al₂O₃ – электроотрицательные (4-) с максимально плотной упаковкой S₀ = 0,007 нм² (SiO₂) и 0,009 нм² (Al₂O₃). Плотность упаковки S₀ определяют из соотношения площади к числу частиц (N) полигональной ячейки. Геометрические размеры СИМ - комплексов рассчитаны по квантово - механическим и химическим параметрам элементов (таблица 5 из [14]). Первичные промежуточные фазы бинарных и тройных систем существуют в электронейтральном состоянии, кроме силлиманита с четырьмя отрицательными зарядами (Al₄Si₂O₁₂)⁴⁻. Полигональные ячейки являются отдельными звеньями полимерной сетки конечного размера, из которых образуются кольцевые или трехмерные структуры (полиэдрические ячейки), определяющие тип структурно-химических реакций и механизм взаимодействия шлака и металла и, соответственно, уровень рафинирования железоуглеродистого расплава.

Таблица 5 Квантово - механические и химические параметры элементов сталеплавильных шлаков

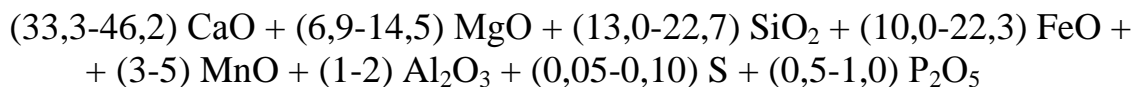
Элемент	Конфигурация внешних электронов	Главное квантовое число	Орбитальные радиусы, нм	Энергия внешних электронов, эВ/г-ат	Длина химической связи, нм	
					ионная	ковалентная
⁸ ₁₆ O ⁰	2s ² 2p _x ² 2p _y ²	2,67	0,047	7,63	-	0,141
⁸ ₁₆ O ¹⁻	2s ² 2p _x ² 2p _y ² 2p _z ¹	2,83	0,053	6,80	-	0,159
⁸ ₁₆ O ²⁻	2s ² 2p _x ² 2p _y ² 2p _z ²	3,0	0,060	6,04	-	0,180
²⁶ ₅₆ Fe ⁰	4s ² 3p _x ² 3p _y ² 3p _z ²	7,0	0,100	3,35	-	0,300
²⁶ ₅₆ Fe ²⁺	4s ² 3p _x ² 3p _y ²	6,0	0,073	4,56	0,200 (Fe ²⁺ -O ²⁻)	0,219
¹³ ₂₇ Al ⁰	3s ² 3p _x ¹	3,33	0,041	8,49	-	0,123
¹³ ₂₇ Al ³⁺	2s ² 2p _x ² 2p _y ² 2p _z ²	3,0	0,037	9,46	0,145 (Al ³⁺ -O ²⁻)	0,111
¹⁴ ₂₈ Si ⁰	3s ² 3p _x ²	3,67	0,051	7,07	-	0,153
¹⁴ ₂₈ Si ²⁺	3s ²	3,0	0,034	10,58	0,130 (Si ²⁺ -O ²⁻)	0,102
¹⁴ ₂₈ Si ⁴⁺	2s ² 2p _x ² 2p _y ² 2p _z ²	3,0	0,034	10,58	0,141 (Si ⁴⁺ -O ²⁻)	0,102

Механизм рафинирования железоуглеродистого полупродукта

Железоуглеродистый жидкий полупродукт получают путем фришевания газообразным кислородом металлошихты в конвертере. Полупродукт содержит высокие концентрации кислорода (до 0,10 - 0,12 %), а также серу (до 0,020 %), фосфор (до 0,005 %) и другие примесные элементы.

Плавильный шлак, образовавшийся в результате окисления примесных элементов, в т.ч. кремния, марганца, железа, также отличается повышенной окисленностью при содержаниях оксидов марганца и железа до 30,0 % и основности более 3,0. Процессы рафинирования полупродукта (раскисление, дефосфорация, десульфурация) проходят последовательно два этапа – при выплавке в конвертере и в сталковше с использованием плавильных и ковшевых шлаков, состав и свойства которых исследуют с помощью диаграмм состояния [21].

В зависимости от концентраций в металле углерода на повалке конвертера (0,03-0,08 %) химический состав конечного шлака при основности $\text{CaO/SiO}_2 = 1,7-3,4$ содержит следующие компоненты, (масс. %):



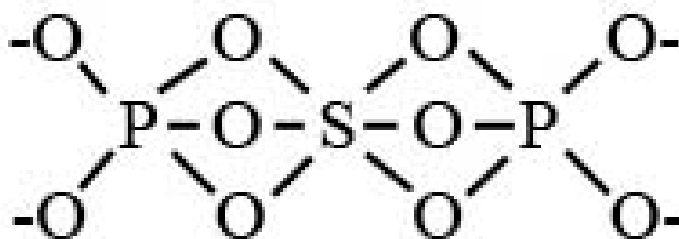
Шлаковые компоненты вносятся в основном при завалке шихты, а также при окислении жидкого металла при его продувке (фришевании) газообразным кислородом. Фосфор и сера при окислении полупродукта переходят в известьсиликатный плавильный шлак, в котором образуют промежуточные фазы типа сульфат - фосфатов кальция, термическая и термодинамическая стабильность которых зависит от основности шлака.

Механизм рафинирования полупродукта в конвертере

Металлургические процессы протекают в неравновесных условиях, что исключает применимость законов термодинамики и подчиняет их законам вероятности при реализации последовательного ряда необратимых структурно-химических реакций отдельных стадий взаимодействий компонентов металла и шлака в стохастических системах [22].

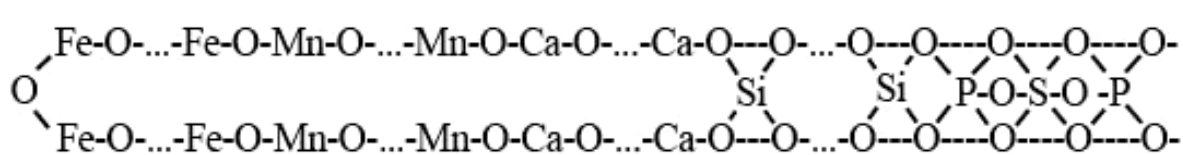
Анализ стохастических металлургических систем из балансовых уравнений суммарных структурно-химических реакций позволяет определить расходные коэффициенты присадочных материалов, а также количество и состав шлаковой фазы и неметаллических включений [18].

При выплавке полупродукта в конвертере процессы рафинирования – дефосфорация и десульфурация осуществляются за счет окисления фосфора с образованием пентаоксида P_2O_5 и окисления серы до ангидрита SO_3 , которые при взаимодействии между собой образуют реакционно-активный ионно-молекулярный комплекс вида:

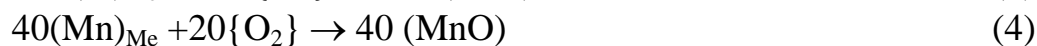
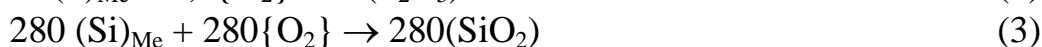


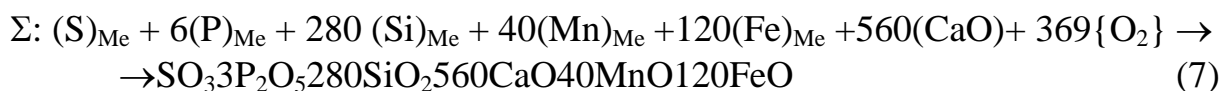
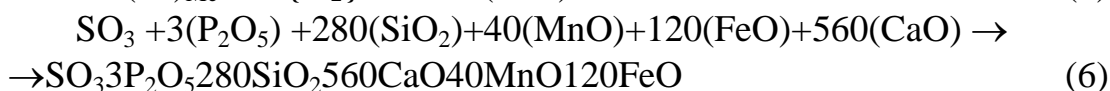
структурная формула которого включает шестивалентный ион S, связанный с пентавалентными ионами P через мостиковые связи с кислородом $(P_nSO_m)^{4-}$. Количество ионов фосфора (n) при $m \geq 10$ всегда не менее двух и зависит от концентрации P_2O_5 в шлаке в соотношении: $P_2O_5 / S \geq 10 / 1$.

Количество плавильного шлака в конвертере достигает 100 кг/т жидкого металла, в котором растворяется СИМ - комплекс $(P_nSO_m)^{4-}$ с образованием центрально - симметричных относительно комплекса структур полигонального типа и заданного химического состава в зависимости от основности шлака. Структурная формула полигональной ячейки СИМ - комплекса в данных условиях (в сокращенной форме записи) приведена ниже:



Последовательный ряд структурно-химических реакций шлакообразования и окисления в конвертере газообразным кислородом полупродукта, содержащего (масс. %) 4,2 C + 0,8 Si + 0,4 Mn + 0,20 P + 0,025 S с образованием плавильного шлака на основе белита ($2CaOSiO_2$) в количестве 60,1 кг/т, имеет вид:





Химический состав плавильного шлака в конвертере на основе белита содержит (масс. %): 0,10 SO_3 + 0,70 P_2O_5 + 28,0 SiO_2 + 52,1 CaO + 4,7 MnO + 14,4 FeO при основности $B^0 = 1,87$ и адсорбционной емкости по сере $A_S = 0,05$ % и фосфору $A_{\text{P}_2\text{O}_5} = 0,70$ %. При этом окисляются примесные элементы в полупродукте (без учета углерода) в количестве (кг/т): 0,03 $[\text{S}]$ + 0,19 $[\text{P}]$ + 7,8 $[\text{Si}]$ + 2,2 $[\text{Mn}]$ + 6,7 Fe_{Me} и на выпуске металл содержит (масс.%) : 0,1 $[\text{C}]$ + 0,02 $[\text{Si}]$ + 0,22 $[\text{Mn}]$ + 0,01 $[\text{P}]$ + 0,022 $[\text{S}]$.

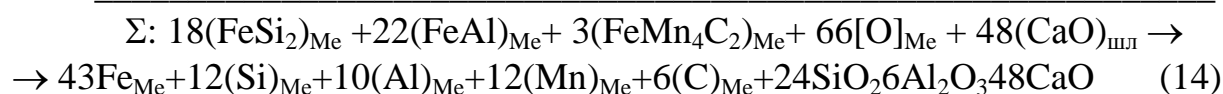
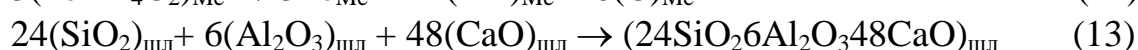
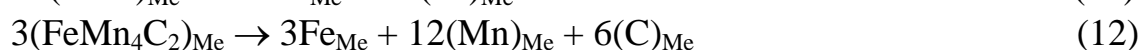
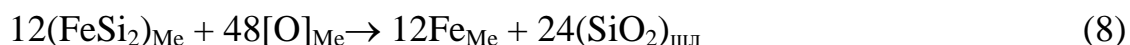
Механизм рафинирования при ковшевой обработке стали

При выпуске плавки из конвертера в стальковш попадает 5,0-5,0 кг/т плавильного шлака с высокой окисленностью, для раскисления которого требуются дополнительные присадочные материалы – углеродистые (коксик, антрацитовый штыб) и ферросплавы (ферросилиций, алюминий). При полной «отсечки» шлака на выпуске из конвертера, в стальковше формируют покровный шлак, рафинировочная способность которого определяется двумя физико-химическими критериями: легкоплавкость и адсорбционная емкость.

Легкоплавкость шлака зависит от степени его эвтектичности, когда достигается максимальная жидкотекучесть при температурах металлического расплава. Адсорбционная емкость шлака зависит от степени его активированного состояния. Степень активированного состояния шлака определяется числом свободных химических связей, вступающих в реакции с примесными элементами жидкого металла с образованием химических соединений (оксиды, сульфиды и др.), растворимых в гомогенном шлаковом расплаве. Активированное состояние достигается термическим или химическим способом, когда при высоких перегревах разрываются связи, либо освобождаются за счет реакций окисления – восстановления химически активных элементов. Сталеплавильные шлаки относятся к окисным системам с ионным типом химических связей катионов (Fe , Si , Al , Ca) с кислородом, которые освобождаются за счет реакций раскисления при взаимодействии с элементами, обладающих большим химическим сродством к кислороду. Термические воздействия существуют только при высоких температурах и с понижением температуры старые связи возобновляются.

Для ковшевой обработки конверторной стали, раскисленной кремнием и алюминием, в соответствии с полигональной диаграммой системы $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ (рис. 2а) рафинировочными шлаками являются эвтектические составы – \mathcal{E}_1 ($6\text{CaOAl}_2\text{O}_33\text{SiO}_2$) – низкоглиноземистые при 16,5 % Al_2O_3 с основностью $B^0=1,87$ и температурой плавления 1250°C ; среднеглиноземистые – \mathcal{E}_2 ($3\text{CaOAl}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$) при 30,9 % Al_2O_3 , $B^0 = 2,8$, $T_{\text{пл}} = 1300^\circ\text{C}$ и высокоглиноземистые – \mathcal{E}_3 ($6\text{CaO}3\text{Al}_2\text{O}_3\text{SiO}_2$) при 43,6 % Al_2O_3 , $B^0 = 5,6$, $T_{\text{пл}} = 1450^\circ\text{C}$ (табл. 2). Оптимальному составу рафинировочного шлака с максимальной жидкотекучестью отвечает тройная низкоглиноземистая эвтектика – \mathcal{E}_1 ($6\text{CaOAl}_2\text{O}_33\text{SiO}_2$).

Механизм шлакообразования и рафинирования (раскисление и десульфурация) при ковшевой обработке спокойных марок сталей описывается последовательным рядом структурно-химических реакций:



где FeSi_2 – ФС45;

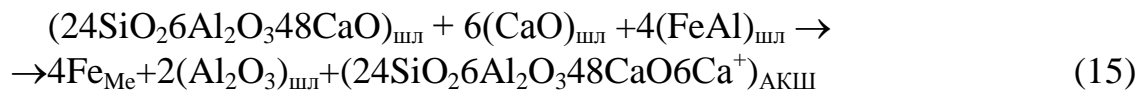
FeAl – ФА30;

FeMn_4C_2 – ФМн70;

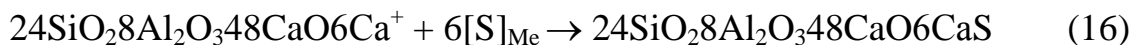
Реакции (8-12) – раскисление и легирование стали кремнием (ФС45), алюминием (ФА30) и ферромарганцем (ФМн70); реакция (13) – шлакообразование.

Ковшевой шлак, полученный по реакции (13) отвечает эвтектическому составу с низким содержанием глинозема (\mathcal{E}_1) обладающий высокой жидкотекучестью и отсутствием реакционной (адсорбционной) активности в результате наличия насыщенных ионных связей химических элементов.

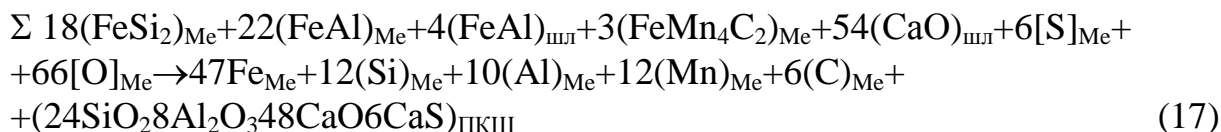
Реакционная способность ковшевого шлака появляется в результате его активирования при раскислении алюминием и добавочных присадок извести для сохранения центрально - симметричной структуры полигональной ячейки:



В активированном состоянии ковшевой шлак адсорбирует серу из металла по структурно-химической реакции:

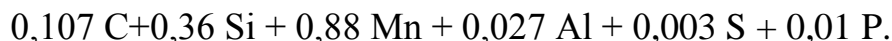


Балансовая реакция шлакообразования и рафинирования конвертерной стали в ковше является суммированием реакций (14, 15, 16):

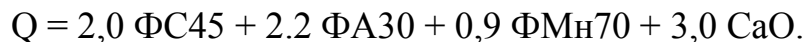


Из уравнения реакции (17) химический состав покровного ковшевого шлака (ПКШ) содержит (масс. %): 26,8 SiO₂ + 15,2 Al₂O₃ + 50,0 CaO + 8,0 CaS при основности $B^0 = 1,87$, $M = 1,38$ и адсорбционной емкости по сере $A_S = 3,57$ %. A_S (содержания серы в шлаке) в данном случае в 3-4 раза превышает концентрации серы в ковшевом шлаке на серийных плавках, что свидетельствует о высокой рафинировочной способности ковшевого шлака по сравнению с ТШС, содержащей 80 % CaO + 20 % CaF₂, при её расходе 5,0-10,0 кг/т жидкого металла.

Балансовая реакция (17) позволяет также определить удельные расходы присадочных материалов – ферросплавов и шлакообразующих, степень раскисления и десульфурации, химический состав стали. Химический состав стали с учетом полупродукта на выпуске содержит (масс. %):



Удельный расход присадочных материалов Q составляет (кг/т):



При этом образуется 5,4 кг/т ПКШ, адсорбировавшего 0,192 кг/т серы, что отвечает степени десульфурации более 80,0 % без использования плавикового шпата и при сокращении расхода извести.

Таким образом, при ковшевой обработке спокойных конвертерных сталей с образованием покровного ковшевого низкоглиноземистого шлака эвтектического состава исключается использование дефицитного

экологически опасного плавикового шпата, сокращается расход извести и повышается степень десульфурации стали.

Выводы

1. Установлен структурный тип и рассчитаны в соответствии с теорией строения металлургических фаз по модели гармонических структур вещества (теория МГС - фаз) геометрические параметры ионно - молекулярных комплексов (кластеров, ассоциатов) сталеплавильных шлаков, определяющих механизм рафинирования стали.

2. Проведен анализ структурно-химического состояния сталеплавильных шлаков и механизма рафинирования при выплавке полупродукта в конвертере и сталеразливочном ковше с использованием полигональных диаграмм $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$ и $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$, построенных новым графо - аналитическим методом на базе бинарных систем. Выполнена классификация систем $\text{FeO-SiO}_2\text{-CaO}$ и $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ с определением структуры исходных компонентов и тройных первичных промежуточных фаз.

3. Определены оптимальные составы шлаков повышенной адсорбционной емкости – плавильного на базе белита (2CaOSiO_2) и ковшевого на базе низкоглиноземистой тройной эвтектики ($6\text{CaOAl}_2\text{O}_33\text{SiO}_2$), позволяющие исключить применение плавикового шпата, сократить расход извести и обеспечить высокую степень рафинирования конвертерной стали.

4. Установлено, что ввод присадочных материалов при ковшевой обработке спокойных марок конвертерных сталей в следующей последовательности (кг/т): ФМн70 (0,8-1,0) → ФС45 (2,0-2,5) → ФА30 (2,0-2,5) → С - коксик (1,0-1,2) → ТШС-СаО (2,5-3,5) обеспечивает в готовом металле содержание серы на уровне 0,003-0,005 %.

Литература

1. Есин О.А. Физическая химия пирометаллургических процессов [Текст] / О.А.Есин, П.В. Гельд / - М.: Металлургия, 1966.- Ч.2.- 702 с.
2. Архаров В.И. О квазиполикристаллической модели расплавов [Текст] / В.И. Архаров, И.А. Новохатский // Строение и свойства металлических и шлаковых расплавов.- Свердловск, 1974.- С.52-53.
3. Убеллоде А.Р. Расплавленное состояние вещества [Текст] / А.Р.Убеллоде.- М.: Металлургия, 1982.- 376 с.
4. Филиппов Е.С. Теоретическое обоснование строения и структуры жидких металлов [Текст] / Е.С. Филиппов // Изв. ВУЗов, ЧМ.- 1976.- №11.- С. 115-122.
5. Гаврилин И.В. Плавление и кристаллизация металлов и сплавов [Текст] / И.В. Гаврилин. - Владимир: Владимирский Гос.Университет, 2000. - 260 с.
6. Жмойдин Г.И. Шлаки для рафинирования металла. Динамика свойств систем $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-CaF}_2$ [Текст] / Г.И.Жмойдин, А.К.Чаттерджи.- М.: Металлургия, 1986.-296 с.

7. Физико-химические расчеты электросталеплавильных процессов [Текст] / В.А.Григорян, А.Я.Стомахин, А.Г.Пономаренко и др. // М.: Металлургия, 1989.- 298 с.
8. Приходько Э.В. Физико-химические критерии для оценки влияния микронеоднородности структуры оксидных расплавов на их свойства [Текст] / Э.В. Приходько, А.И. Белькова // Теория и практика металлургии.- 1998.- №3.- С. 25-28.
9. Дубровский С.А. Феноменологические модели и нелинейная динамика металлургических процессов [Текст] / С.А.Дубровский // Вестник ВГТУ, серия „Материаловедение”.- 2000.- Вып. 18. - С. 105-108.
10. Белов Б.Ф. Структуризация металлургических фаз в жидком и твердом состояниях [Текст]/ Б.Ф. Белов, А.И.Троцан, П.С. Харлашин // Изв.ВУЗов. ЧМ.- 2002.- №4.- С.70-75.
11. Зайцев А.И. Жидкие шлаки как ассоциированные растворы. Фундаментальные исследования физикохимии металлических расплавов [Текст] / А.И.Зайцев, Б.М. Могутнов. – М.: ИКЦ Академкнига, 2002. – С. 228–246.
12. Бердников В.И. Идентификация ассоциатов при расчетах по модели идеальных ассоциированных растворов [Текст] / В.И. Бердников, Ю.А. Гудим, М.И. Картелева. - Металлы.- №5.- 2002.- С.25-32.
13. Егоров Б.Л. Об идентичности механизма химических превращений, происходящих в охлаждающихся шлаковых и металлических расплавах [Текст] / Б.Л. Егоров // Изв. ВУЗов, ЧМ.- №3.- 2000.- С.17-20.
14. Троцан А.И. О природе химической связи элементов в металлургических фазах [Текст]/А.И.Троцан, П.С.Харлашин, Б.Ф.Белов // Изв. ВУЗ. ЧМ.-2002.- №4.-С.60-63.
15. Методика построения полигональных диаграмм состояния бинарных металлургических систем [Текст] / [Б.Ф.Белов, А.И.Троцан, П.С.Харлашин, Ф.С. Крейденко].- Свідोцтво про державну реєстрацію прав автора на твір.- № 2825 від 29.02.2000.
16. Метод побудови полігональних діаграм стану потрійних металургійних систем [Текст] / [Б.Ф.Белов, А.І. Троцан, І.Л. Бродецкий, Ф.С. Крейденко] // Свідоцтво про державну реєстрацію прав автора на твір.- № 48344 від 18.03.2013.
17. Белов Б.Ф. Наноструктурные элементы базовых компонентов в стали [Текст] / Белов Б.Ф., Троцан А.И., Бродецкий И.Л. // Сборник материалов Харьковской нанотехнологической Ассамблеи.- 2008.- Харьков: ННЦ ХФТИ.- Т.2.- С.123-177.
18. Анализ рафинировочных процессов ковшевой обработки стали [Текст] / Буга И.Д., Троцан А.И., Белов Б.Ф. и др. // Металлург. и горн. пром-сть.- 2010.- №3.-С.16-20.
19. Атлас шлаков [Текст]. - М.: Металлургия.- 1985.- 208 с.
20. Казачков Е.А. Современные представления о структуре расплавленных шлаков. Современные проблемы производства стали [Текст] / Е.А. Казачков. - Материалы научно-методической конференции.- Мариуполь: ПГТУ, 2002.- С. 69-76.
21. Кривоносов В.В. О разработке ресурсосберегающих технологий производства стали на основе исследования состава и свойств сталеплавильных шлаков [Текст] / Кривоносов В.В., Старцев В.А., Братчиков С.Г. // Сталь. - 1996. - №6. - С.20 - 22.
22. Стомахин Ф.Я. О суммировании химических реакций и их термодинамических характеристик [Текст] / Ф.Я. Стомахин // Сталь.- 2006.- №6.- С. 60-63.

УДК 621.7.01: 669.18

**СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ И НОВЫЕ РАЗРАБОТКИ
РЕСУРСОСБЕРЕГАЮЩИХ ТЕХНОЛОГИЙ И КОНСТРУКЦИЙ
ДЛЯ ДАЛЬНЕЙШЕГО СОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ
КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕССА
ПРОИЗВОДСТВА СТАЛИ**

А. В. Бендич

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Розглянуто основний напрямок – вдосконалення технологічної системи виробництва сталі у конвертерних цехах. Важливе місце відведено технології комплексної обробки чавуну у ковшах з одночасним видаленням кремнію та сірки. Показано взаємозв'язок параметрів дуття і макрокінетики конвертерної плавки, управління останньою за допомогою дуттьового режиму. Приділено увагу основним принципам та особливостям існуючих дуттьових пристроїв, а також способам вирішення задачі оптимізації їх параметрів. Передбачено розширення можливостей управління плавкою за допомогою вдосконалення дуттьових режимів та пристроїв

Рассмотрено основное направление – совершенствование технологической системы производства стали в конвертерных цехах. Немаловажное место отведено технологии комплексной обработки чугуна в ковшах с одновременным удалением кремния и серы. Показана взаимосвязь параметров дутья и макрокинетики конвертерной плавки, управление последней посредством дутьевого режима. Уделено внимание основным принципам и особенностям существующих дутьевых устройств, а также способам решения задачи оптимизации их параметров. Предусмотрено расширение возможностей управления плавкой посредством совершенствования дутьевых режимов и устройств

The main directions – improvement of the technological system of converter steel production plants. Considerable space is devoted complex processing technology in iron ladles with simultaneous removal of silicon and sulphur. Shows the relationship of parameters of blast macro kinetic of converter smelting, management last of blow through mode. Attention is given to the basic principles and characteristics of the existing blast devices, as well as

methods for solving the problem of optimization of their parameters. Provided for empowerment through improved management of the fuse blowing regimes and devices

В настоящее время кислородно-конвертерный процесс получил широкое распространение во всём мире и стал ведущим в производстве высококачественной стали по технологическому маршруту «доменная печь – кислородный конвертер».

Современное производство стали в конвертерах с применением кислорода уже представляет собой весьма совершенную систему технологий, которые используют эффективные закономерности, большинство из которых полностью оформились в конце XX в., и их потенциал практически ограничивается действием физико-химических законов.

Но всё же продолжается форсирование освоения кислородно-конвертерного способа производства стали как достаточно экономичного и производительного.

По вопросам кислородно-конвертерного производства за истекшие более 50-ти лет опубликована обширная информация, посвящённая отдельным проблемам, частным вопросам или их совокупности. Все эти сообщения – результат поисков условий оптимизации кислородно-конвертерного процесса для тех или иных конкретных условий.

Одним из направлений совершенствования процессов получения стали в кислородных конвертерах, ограниченных временем протекания физико-химических процессов, является реализация технологии получения стандартного по химическому составу металла с дальнейшим проведением ряда операций внепечной обработки стали в ковше, позволяющих получить сталь высокого качества [1].

Повышение конкурентоспособности продукции чёрной металлургии Украины требует поиска новых решений, обеспечивающих повышение качества чугуна и эффективности его производства и передела в условиях сырьевой базы государства. Особенно актуально в настоящее время для доменных цехов Украины использование внедоменной обработки чугуна с целью удешевления его производства и повышения качества для кислородно-конвертерной выплавки более дешёвой высококачественной стали по малошлаковой технологии.

Последние годы на ряде металлургических предприятий Украины и России введены в эксплуатацию, а также запланированы к строительству в новых и реконструируемых кислородно-конвертерных цехах зарубежные коинжекционные установки ковшевой десульфурации чугуна с продувкой смесью деспергированного (гранулированного, фрезерованного) магния

(20-30%) и порошкообразной флюидизированной извести [2]. Была разработана комплексная технология ковшевого рафинирования чугуна с вдуванием десульфураторов через две фурмы. Используя оборудование американской фирмы «ESM», технология предусматривает одновременное вдувание в предварительно раскисленный алюминием расплав чугуна через одну погружную фурму порошкообразной извести в потоке окислительного газа ($O_2 + N_2$) и диспергированного магния в потоке азота через вторую фурму.

Известно, что в связи с неограниченной сырьевой базой и низкой стоимостью интерес к извести, как к традиционному реагенту для десульфурации чугуна, сохраняется, и исследования с целью повышения эффективности её применения продолжаются [3]. Основная трудность процесса десульфурации с вдуванием чисто порошкообразной извести или смеси последней с диспергированным магнием заключается в обеспечении лучшего и более длительного контакта твёрдых частиц извести с примесями расплава. Эффективность использования CaO , которая измеряется её относительным количеством, превращённым в сульфид, по разным данным находится в пределах 4-28%. Преобладающая часть порошкообразной извести из-за пребывания во всплывающих пузырях нейтрального газа-носителя, в том числе с присутствием парообразного магния при вдувании смеси $Mg-CaO$, в непрореагировавшем виде поступает в шлак, который представляет собой вязкую, гетерогенную массу, состоящую в основном из оксида кальция, графитовой спели, доменного шлака и корольков чугуна.

С точки зрения обеспечения спокойного хода обработки, снижения динамических нагрузок на фурменное устройство в условиях дальнейшей интенсификации ковшевой десульфурации чугуна было предложено авторами [4] вдувание диспергированного магния вглубь расплава через вращающуюся погружную фурму. Использование вращающихся погружных фурм для продувки чугуна порошкообразными смесями как магния с известью, так и магния с карбидом кальция, при одинаковых расходах магния свидетельствует:

- о повышении степени десульфурации от 20 до 30%;
- о снижении падения температуры чугуна на 50%;
- об уменьшении склонности к выбросам.

При внедрении на украинских предприятиях технологии обработки чугуна с одновременным удалением кремния и серы с использованием оборудования американской фирмы «ESM» позволило достичь ориентировочно экономического эффекта в размере 0,67 грн./т чугуна [5].

Результатом освоения технологии доменной плавки с использованием пылеугольного топлива и высокосернистого кокса, при снижении

основности шлака до 0,85-0,95 [6] стало производство более дешёвого передельного чугуна с нерегламентированным содержанием серы (0,05-0,10%), фосфора (0,04-0,30%) и пониженными концентрациями кремния (0,3-0,5%) и марганца (0,1-0,3%).

С внедрением комплексного предварительного рафинирования чугуна получило наибольшее распространение малошлаковая технология выплавки высококачественной стали с использованием комбинированной (подача кислородной фурмой кислорода сверху и нейтрального газа – N_2 , Ar через днище продувочными элементами) продувки конвертерной ванны с элементами жидкофазного восстановления железо-, марганец- и хромрудного сырья [7].

Такая технология (процессы LBE, TBM) в настоящее время внедряется в конвертерных цехах СНГ в рамках договоров с фирмой «SIEMENS-VAI» [8].

Для японских металлургических предприятий характерно применение различных комбинированных конвертерных процессов, предусматривающих наряду с верхней кислородной продувкой вдувание через днище: нейтрального газа (процессы LD-KG, LD-KGC); смеси нейтрального и окислительного газов (STB, NK-CB, LD-CB); кислорода вместе с защитным газом (LD-NC, LD-OB) [9].

Эффективность использования комбинированной продувки заключается в создании ресурсо- и энергосберегающих технологий выплавки стали, в частности за счёт снижения окислительности системы шлак – металл.

Применение комбинированной продувки конвертерной ванны обеспечивает хорошее шлакообразование, спокойный ход процесса, снижение дымообразования, высокие выход годного и степень удаления примесей. Преимущества комбинированной продувки являются результатом равномерного интенсивного перемешивания ванны по горизонтали и вертикали, гибкости и более широких пределов регулирования окисленности шлака путём изменения интенсивности верхнего и нижнего дутья [10].

В результате освоения малошлаковой технологии выплавки стали удалось добиться: уменьшения расхода извести на 25-45 кг/т стали и количества шлака до 2-4% от массы металла [11]; повышения выхода годного на 1-2% за счёт снижения потерь металла со шлаком в виде королек и оксидов железа [7, 12]; снижения расхода ферросплавов за счёт жидкофазного восстановления марганцевой и хромистой руд [7, 11]; уменьшения длительности продувки ванны; получения высокого и стабильного качества выплавляемого железоуглеродистого полупродукта.

При верхней продувке кислородом через фурму углерод,

содержащийся в чугуна, образует газообразный оксид углерода и, таким образом, удаляется из жидкой ванны. Сопутствующие элементы, входящие в состав чугуна (кремний, марганец, фосфор и пр.) окисляются и связываются известью, содержащейся в слое шлака на поверхности жидкой ванны. В результате реакции с добавляемой известью определённая часть серы также переходит в шлаковую зону в виде CaS .

В зависимости от интенсивности подачи донного дутья изменяется соотношение скоростей окисления углерода и железа и, тем самым, окисленность шлака, а, следовательно, характер протекания металлургических процессов.

Следовательно, одним из основных и наиболее универсальных управляющих воздействий на ход и технико-экономические показатели плавки кислородного конвертера является процесс взаимодействия струи кислорода с жидкой ванной металла [13].

Дутьевой режим конвертерной плавки можно рассматривать в двух ракурсах: 1) в широком смысле слова, как обобщающую характеристику конструктивных особенностей и режимных параметров работы продувочных устройств, определяющую динамику фаз и характерных зон в конвертере ванны (при определённых параметрах агрегата и технологии плавки); 2) в узком смысле слова, как регламентированное изменение параметров энергоносителей (расход, состав) и положения верхней фурмы по ходу продувки плавки (при определённых параметрах дутьевых устройств) [14].

Дутьевой режим периода продувки должен обеспечивать высокие скорости окисления примесей и шлакообразования, интенсивное перемешивание ванны с целью улучшения условий массо- и теплообмена, высокую степень усвоения кислорода ванной и высокую стойкость футеровки конвертера.

Чаще всего продувка делится на два периода: начальный, когда высота фурмы ($h_{\text{ф}}$) повышена, что обеспечивает окисление железа и усвоение присаженной извести шлаком, и номинальный, когда высота фурмы ($h_{\text{ф}}^{\text{ном.}}$) над уровнем ванны меньше и преимущественно окисляет углерод. Замечено, что в номинальном режиме высота фурмы ($h_{\text{ф}}^{\text{ном.}}$) выбирается оператором близкой к длине начального участка струи ($l_{\text{нач.}}$).

Так, для цилиндрических сопел
$$\frac{h_{\text{ф}}^{\text{ном.}}}{l_{\text{нач.}}} = 0,63 \text{ при } q > 80 \text{ м}^3/\text{мин.},$$
 а для сопел Лаваля
$$\frac{h_{\text{ф}}^{\text{ном.}}}{l_{\text{нач.}}} = 0,90 \text{ при } q > 60 \text{ м}^3/\text{мин.} [15].$$

Основными технологическими параметрами, определяющими дутьевой режим, являются:

- расход и давление кислорода;
- конструкция наконечников фурм и сопел;
- положение фурмы над уровнем металла;
- характер струй, истекающих из сопел.

Эти параметры влияют на глубину внедрения в металл кислородной струи и объём реакционной зоны, от величины которых зависит гидродинамика воздействия кислородной струи на ванну.

Струя кислорода, проникающая в металл, частично отражается от его поверхности и вследствие трения приводит в движение металлическую ванну вокруг струи. При большой скорости кислородной струи и, следовательно, глубоком внедрении её в металл (образование реакционной зоны воронкообразной формы) основная часть струи глубоко проникает в металлическую ванну, вовлекая металл и дробя его на большое количество капель. Струя разбивается на отдельные пузырьки, которые всплывают вверх, увлекая за собой металл. Возникает циркуляционное движение. Часть струи отражается от поверхности ванны, захватывая капли металла, которые вновь возвращаются в ванну по сложным траекториям.

Интенсивность перемешивания металла в конвертерной ванне неодинакова в различные периоды плавки, даже если интенсивность подвода кислорода постоянна. Это связано с тем, что при химическом взаимодействии кислорода с металлом в различные периоды объём его может как увеличиваться, так и уменьшаться.

В начале плавки, когда преимущественно окисляются кремний, марганец, железо и фосфор, объём газа может уменьшаться. То же самое наблюдается в конце плавки при достижении менее 0,05% [C], когда кислород в основном расходуется на окисление железа. В середине плавки, когда окисляется только углерод, и в основном до CO по реакции $2[C] + O_2 = 2CO$, объём газа увеличивается примерно в два раза [16].

В.И. Баптизманским была получена эмпирическая зависимость, связывающая глубину проникновения струи в жидкость с параметрами дутьевого режима:

$$h = K \frac{p^{0,5} d_0^{0,6}}{\gamma_{\text{ж}}^{0,4} \left(1 + \frac{x}{d_0 B} \right)}; \quad (1)$$

- где h – глубина проникновения струи, м;
 p – давление дутья перед соплом, МПа (атм.);
 d_0 – диаметр сопла, м;
 x – высота подъёма фурмы над уровнем металла, м;

B – постоянная, зависящая от вязкости и других свойств жидкости (для стали $B \approx 40$);

$\gamma_{\text{ж}}$ – объёмная масса жидкости, Мг/м^3 ;

K – коэффициент равный 40 (зависит от размерности других величин).

Согласно этой зависимости глубина проникновения кислородной струи в металл определяется, главным образом, давлением дутья, расстоянием от сопла фурмы до поверхности ванны и диаметром сопла. Следовательно, изменяя эти параметры, можно управлять величиной поверхностного контакта окислительной газовой струи со шлаком и глубиной проникновения её в жидкую ванну. В производственных условиях диаметр сопла и давление кислорода обычно остаются практически постоянными. Поэтому глубина проникновения струи регулируется изменением положения фурмы [16].

Как отмечает В.И. Явойский, расчёты глубины внедрения кислородной струи в металлическую ванну и энергии, затрачиваемой на перемешивание ванны, весьма сложны, т.к. одновременно с ударным воздействием струи на металл имеют место другие явления, такие как расширение газа, ассимиляция газа жидкостью, изменение плотности жидкости и т.д.

Кроме того, в процессе продувки вследствие вспучивания ванны во время интенсивного окисления углерода уровень её колеблется в очень широких пределах, что приводит к изменению характера истечения газовой струи – переходу от режима вдувания кислородной струи в среду с малой плотностью («незатопленная» струя) к режиму вдувания струи кислорода в среду с большой плотностью («затопленная» струя).

За время продувки заметно изменяется также плотность газошлакометаллической эмульсии, образующейся в результате дробления металла и шлака на отдельные капли при ударе о поверхность ванны, а также в результате выделения пузырей CO из металла.

Реакция окисления углерода в микрообъёмах ванны и выделение CO в газовую фазу носит взрывной характер, что является следствием механизма брызгообразования – выноса и выброса металла и шлака из конвертера. Это те небольшие капли металла, которые отрываются от поверхности ванны и выносятся из конвертера газовым потоком. При неупругом (мягком) ударе струи о металл образование брызг при встрече кислородной струи с ванной исключается.

Для предотвращения выбросов необходимо обеспечить равномерную, без бурных всплесков скорость окисления углерода, что достигается рассредоточенной подачей кислорода на металлическую ванну через

многосопловые фурмы. Для уменьшения выбросов расход кислорода снижают, а фурму опускают, чтобы уменьшить окисленность шлака [17].

Основным инструментом, управляющим конвертерной плавкой, является продувочная фурма, и управление ведётся путём изменения её положения в рабочем агрегате в течение процесса выплавки металла [18].

Экономическая эффективность процесса конвертирования в значительной степени определяется конструкцией головки кислородной фурмы. При правильном проектировании фурменных головок и рациональном их использовании достигаются следующие результаты:

- ускоренное растворение извести и быстрая наводка жидкоподвижного высокоосновного шлака, в том числе с повышенным содержанием оксида магния;
- уменьшение степени заметалливания технологического оборудования;
- увеличение стойкости фурменных головок и футеровки агрегата;
- снижение удельного расхода шихтовых материалов (чугуна, извести, плакирового шпата, углеродсодержащих материалов, раскислителей и др.);
- повышение качества и выхода жидкого металлического полупродукта [19].

В практике работы отечественных кислородно-конвертерных цехов в течение продолжительного времени в качестве штатных конструкций головок кислородных фурм определились:

– пятисопловые литые головки Константиновского завода металлургического оборудования (КЗМО) к диаметру наружной трубы фурмы 219 мм, которые используются для продувки ванны 160-т конвертеров с расходом кислорода 350-420 нм³/мин. на «АрселорМиттал, Кривой Рог», ПАО «Мариупольский металлургический комбинат им. Ильича» и Енакиевском металлургическом заводе [20]. Средняя стойкость серийно используемых литых головок (КЗМО) с периферийным подводом охлаждающей воды в межсопловое пространство колеблется в пределах 80-95 плавов;

– пяти- и шестисопловые сварные головки с центральным подводом воды собственного производства Днепропетровского металлургического комбината им. Дзержинского [21] к диаметру наружной трубы фурмы 426 мм, используемые для продувки ванны 250-т конвертеров с интенсивностью подачи кислорода 800-1200 нм³/мин. Средняя стойкость этих сварных головок составляет 90-120 плавов;

– пяти- и шестисопловые сварные головки с периферийным охлаждением производства ПАО «МК «Азовсталь» [22] к диаметру наружной трубы фурмы 426 мм, обеспечивающие продувку ванны 350-т

конвертеров с расходом кислорода 800-1200 нм³/мин. при стойкости 100-125 плавов;

– пятисопловые штампованно-сварные головки с периферийным подводом воды производства НПП «Укрфурмет» [23] для конвертерных фурм с наружным диаметром 219 мм, используемые для продувки ванны 65-т конвертеров Днепропетровского металлургического завода им. Петровского с интенсивностью продувки кислородом 180-200 нм³/мин. Средняя стойкость головок составляет 455 плавов против 145 плавов для головок фурм заводского изготовления [23].

Следует особо отметить, что повсеместное использование вышеописанных конструкций как для продувки конвертерной ванны, так и для нанесения шлакового гарнисажа на футеровку конвертера сопровождается снижением стойкости фурм из-за учащённой обрезки металлошлаковых настывлей.

Проблема создания эффективных продувочных устройств (фурм, горелок, форсунок) является одним из интересных направлений при рассмотрении тепло- и массообменных процессов в конвертерных агрегатах.

Связь между формой наконечника и процессами в конвертере всесторонне обсуждается в мире. Параметры, при которых работают дутьевые кислородные фурмы [13], зависят от ёмкости конвертера и производственных мощностей. Длина фурмы (L) достигает 25-32 м, диаметр (d) – 600 мм, расход кислорода – до 1200 нм³/мин., давление кислорода – до 12 МПа. Угол наклона сопел наконечника зависит от числа сопел и составляет от 4° до 12°. Если взять конвертеры ёмкостью до 350 т в Западной Европе, то 46% из них имеют наконечник фурмы в виде 6-ти соплового блока, 32% – 5-ти соплового и 20% – 4-х соплового блока. Критериями выбора количества сопел являются ёмкость конвертера, высота между срезом сопел и поверхностью расплава, количество подачи кислорода в единицу времени.

Основными задачами, которые стоят перед исследователями сопловых наконечников кислородных фурм являются следующие:

- уменьшение стоимости производства стали за счёт экономии кислорода и добавок;
- увеличение срока службы фурмы и конвертеров;
- уменьшение времени плавки и брызгоуноса.

Решить все эти проблемы с помощью одной конструкции фурмы сложно, поэтому существует весьма много разработок фурм и предложений по совершенствованию. Так, большинство фирм Западной Европы используют кованые медные наконечники, которые имеют определённые преимущества в сроке службы по сравнению с литыми.

Определённое направление по совершенствованию фурм связано с оптимизацией конструкции сопла, входной и выходной их части. Большинство сопловых блоков, используемых в конвертерах, имеют число Маха от 1,2 до 2,5, струи в основном недорасширенные, малонерасчётные.

Для повышения ресурсо- и энергосберегающей эффективности продувки конвертерной ванны с формированием конечных шлаков с повышенным содержанием MgO (10-14%), обладающих высокими гарнисажными свойствами были предложены технические решения по разработке новых конструкций головок к штатной кислородной фурме, а также к двухконтурной и двухъярусной фурмам, применительно к условиям верхней продувки ванны 160-т конвертеров «АрселорМиттал, Кривой Рог» [19].

Отличительной особенностью предложенной конструкции головки для штатной кислородной фурмы является применение цельноточеного медного соплового блока, в котором под углом 15° к вертикали размещены по кругу 12 сопел в два ряда [19]. При этом внутренний ряд состоит из четырёх сопел Лавалья критического диаметра 34 мм, а в наружном ряде размещены восемь цилиндрических сопел диаметром 8 мм. При общем расходе кислорода на продувку 380-390 $\text{м}^3/\text{мин}$. обеспечивается перераспределение дутья между рядами сопел Лавалья и цилиндрических в соотношении 9:1. В блоке между соплами выполнены цилиндрические проточки для прохода охлаждающей воды.

Разработанная новая конструкция головки для штатной кислородной фурмы обеспечивает:

- ускоренное растворение присаживаемой извести, наведение жидкоподвижного основного шлака как в начальный период операции, так и после промежуточного скачивания шлака, что сопровождается продувкой конвертерной ванны в режиме перекрытия торца фурмы вспененной шлакометаллической эмульсией, а это способствует существенному снижению интенсивности заметалливания ствола фурмы и горловины конвертера;

- при практически одинаковых шихтовых параметрах опытных и сравнительных плавов удалось улучшить процессы шлакообразования, дефосфорации и десульфурации металла. Степень дефосфорации в опытных плавках составила 85,3%, тогда как в сравнительных – 81,8%. Содержание серы на повалке опытных плавов на 0,001-0,002% ниже;

- эффективность дожигания отходящих газов была выше, что позволило увеличить долю перерабатываемого лома на 16% при снижении расхода угля в продувку на 0,2-0,4 кг/т;

- конструкция головки обеспечивает улучшенное охлаждение межсоплового пространства, предотвращение разгара выходных кромок

сопел и сохранение «жёсткости» струй в процессе эксплуатации. Средняя стойкость конструкции 12-ти сопловой головки составила 137 плавов, что превышает показатели стойкости литой 5-ти сопловой головки в 1,6 раза.

С целью дальнейшего повышения эффективности продувки ванны 160-т конвертеров «АрселорМиттал, Кривой Рог» предусматривает [19] оснастить глуходонные конвертерные агрегаты разработанными конструкциями двухконтурных [19] или двухъярусных [19] фурм повышенной стойкости и системами подвода к ним двух регулируемых потоков основного и дополнительного кислорода с возможностью полной замены его на нейтральный газ.

В результате появляется возможность обеспечить продувку конвертерной ванны в режиме глубокого проникновения в металлический расплав основных сверхзвуковых кислородных струй, истекающих из сопел Лаваля цельноблочной головки двухконтурной или двухъярусной фурмы при перекрытии торца последней слоем вспененной шлакометаллической эмульсии.

Дальнейший прогресс в конвертерном производстве следует ожидать в части повышения эффективности совершенствования технологий подготовки чугуна после выпуска из доменной печи, процессов выплавки в конвертере и ковшевой доводки стали, её разливки на МНЛЗ.

Приоритет отдаётся технологическим решениям конвертерного производства, которые направлены на уменьшение потерь энергоносителей, железа, огнеупоров и других расходуемых материалов при снижении вредного влияния на окружающую среду за счёт уменьшения выбросов CO_2 и пыли, эффективной переработки металлолома и технологических отходов, утилизации технической воды, развития транспортной системы.

Литература

1. Югов П.И. Современное состояние мировой практики конвертерного производства и научные направления его развития в России / П.И. Югов // Чёрная металлургия: бюл. ин-та «Черметинформация». – 2001. – № 9. – С. 9-13.
2. Зборщик А.М. Сравнение эффективности современных технологий внедоменной десульфурации чугуна / А.М. Зборщик, С.В. Куберский, К.Е. Писмарев [и др.] // Сталь. – 2010. – № 1. – С. 21-23.
3. Чернятевич А.Г. Разработка технологии одновременного обескремнивания и десульфурации чугуна в заливочном ковше / А.Г. Чернятевич, А.С. Вергун, А.Н. Кравец [и др.] // Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия. – 2000. – № 10. – С. 14-18.
4. Сигарёв Е.Н. Кинетические закономерности десульфурации чугуна вдуванием диспергированного магния через погружную вращающуюся фурму / Е.Н. Сигарёв, А.Г. Чернятевич, Е.А. Чубина [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2011. – № 5-6. – С. 78-84.
5. Сигарёв Е.Н. Разработка комплексной технологии ковшевого рафинирования

чугуна с вдуванием десульфураторов через две фурмы / Е.Н. Сигарёв, А.Г. Чернятевич, К.И. Чубин [и др.] // Теория и практика металлургии. – 2008. – № 2. – С. 3-7.

6. Чёрная металлургия зарубежных стран (обзор) // Контракт № 062-3/36 от 23.05.96 г., АООТ «Черметинформация». – М. : 1996. – 74 с.

7. Баик Д.Х. Современное состояние кислородно-конвертерного производства на заводе Кваньянг фирмы Posco / Д.Х. Баик, Б.Д. Ю // Труды международной конференции «Чёрная металлургия России и стран СНГ в XXI веке» (6-10 июня 1994 г.; Москва). – М. : Металлургия, 1994. – Т. 1. – С. 221-227.

8. Смирнов Л.А. 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.

9. Югов П.И. Энерго- и ресурсосберегающий металлургический комплекс производства высококачественных чистых сталей / П.И. Югов // Металлург. – 1998. – № 10. – С. 17.

10. Смирнов А.Н. Тенденции развития производства стали в конвертерных цехах / А.Н. Смирнов // Чёрная металлургия: бюл. ОАО «Черметинформация». – 2010. – № 9. – С. 37-42.

11. Ли Д.Ч. Производство ультранизкофосфористой стали на основе дефосфорации жидкого чугуна и разработка малошлакового процесса конвертерной плавки / Д.Ч. Ли, Й.Х. Чанг, В.Л. Сон [и др.] // Труды международной конференции «Чёрная металлургия России и стран СНГ в XXI веке» (6-10 июня 1994 г.; Москва). – М. : Металлургия, 1994. – Т. 2. – С. 231-235.

12. Лякишев Н.П. Сравнительная характеристика состояния кислородно-конвертерного производства стали в России и за рубежом / Н.П. Лякишев, А.Г. Шалимов // М. : Элиз, 2000. – 64 с.

13. Чернятевич А.Г. Современное состояние и направления совершенствования конструкций дутьевых устройств для кислородно-конвертерных процессов / А.Г. Чернятевич // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2002. – № 7. – С. 20-23.

14. Сущенко А.В. К вопросу об оптимизации дутьевых режимов и устройств кислородных конвертеров / А.В. Сущенко // Изв. ВУЗов. Чёрная металлургия. – 2002. – № 3. – С. 21-26.

15. Бойченко Б.М. Конвертерное производство стали / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотский, П.С. Харлашин // Днепропетровск : РВА «Дніпро-ВАЛ», 2006. – 454 с.

16. Бигеев А.М. Металлургия стали / А.М. Бигеев // М. : Металлургия, 1977. – 440 с.

17. Явойский В.И. Теория процессов производства стали / В.И. Явойский // М. : Металлургия, 1967. – 792 с.

18. Семькин С.И. Разработка опытного автоматизированного образца системы определения и контроля положения фурмы в конвертере / С.И. Семькин, С.А. Дудченко, В.В. Вакульчук [и др.] // Чёрная металлургия: бюл. ОАО «Черметинформация». – 2008. – № 12. – С. 29-31.

19. Чернятевич И.В. Современное состояние и направления совершенствования конструкций кислородных фурм для продувки конвертерной ванны / И.В. Чернятевич, Е.Н. Сигарёв, А.Г. Чернятевич // Чёрная металлургия: бюл. ОАО «Черметинформация». – 2008. – № 12. – С. 23-27.

20. Писаренко В.Г. Направления совершенствования продувочного оборудования конвертерного цеха ОАО «Миттал Стил, Кривой Рог» / В.Г. Писаренко,

В.И. Макаренко, И.В. Чернятевич [и др.] // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2006. – № 8. – С. 98-103.

21. Чернятевич А.Г. Повышение стойкости сварных конструкций наконечников верхних кислородных фурм в конвертерном цехе Днепровского металлургического комбината / А.Г. Чернятевич, Л.М. Учитель, С.П. Пантейков [и др.] // *Труды V конгресса сталеплавателей*. – М. : ОАО «Черметинформация», 1999. – С. 137-139.

22. Буга И.Д. Поиск путей достижения передовых показателей металлургического производства Приазовским государственным техническим университетом и ОАО «МК «Азовсталь» / И.Д. Буга, А.В. Воробьев, А.В. Сущенко [и др.] // *Металл и литье Украины*. – 2005. – № 7-8. – С. 12-18.

23. Величко А.Г. Усовершенствование конструкции наконечника кислородной фурмы для конвертерного производства / А.Г. Величко, В.С. Гришин, В.А. Грядунов [и др.] // *Металл и литье Украины*. – 2002. – № 3-4. – С. 32-33.

УДК 621.74.043.2

ПРИСТРІЙ ВИМІРЮВАННЯ І КОРЕКЦІЇ ДОЗИ МЕТАЛУ В МАШИНІ ЛИТТЯ ПІД ТИСКОМ

В. С. Бозушевський, Я. К. Антонець, О. О. Антонець

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто та проаналізовано сучасні методи дозування та подачі розплаву з плавильного агрегату до заливного вікна машини лиття під тиском (МЛТ). Розроблено, приведено та описано блок-схему пристрою для дозування. Досліджено основні керуючі діяння та зворотний зв'язок. Показано шляхи підвищення точності дозування шляхом постійного коректування порції рідкого металу

Рассмотрены и проанализированы современные методы дозирования и подачи расплава из плавильного агрегата в заливочное окно машины литья под давлением (МЛД). Разработано, приведено и описано блок-схему устройства для дозирования. Исследованы основные управляющие действия и обратная связь. Показаны пути повышения точности дозирования путем постоянной корректировки порции жидкого металла

Reviewed and analyzed the modern methods of dispensing and supply of melt from the melting unit to the injection port of die-casting machine (DCM). Developed, presented and described a block diagram of dispensing device. The basic control actions and feedback has investigated. Ways of increasing the accuracy of dosing by continuous adjustment of portion of the liquid metal are shown

Вступ

В даний час в процесах лиття під тиском (ЛПТ) в промислових масштабах застосовується цілий ряд заливальних і дозуючих пристроїв [1-4]. Найбільш поширений механічний спосіб подачі розплаву [1]. Подача розплаву здійснюється роботизованим пристроєм, що працює за програмою. При цьому налив металу проводиться мірним ковшем. Обсяг металу, що заливається є функцією глибини занурення мірного ковша в метал, що знаходиться в плавильній печі. Глибина занурення визначається по спрацьовуванню контактного датчика по ланцюгу стрижень з тугоплавкого металу (наприклад, титану) - метал. Точність дозування

механічним способом в процесі роботи знижується, що пов'язано із зміною глибини занурення мірного ковша в метал внаслідок намерзання металу на стрижень і утворення настилів на ковші.

У автоматичних дозаторах [2-4] як джерело енергії використовується або тиск стисненого повітря (інертного газу), або магніто-динамічні сили. Дозування здійснюється за часом. В обох випадках виникають проблеми точності дозування, пов'язані з поступовим заростанням зливного металопроводу і зміною внаслідок цього його гідростатичного опору.

Дослідження, наведені в статті, проводилися в НТУУ "Київський політехнічний інститут" за темою " Математична модель і система управління машинами лиття під тиском", Державний реєстраційний номер 0112U002173 .

Мета досліджень

Підвищення точності і надійності дозування шляхом введення зворотного зв'язку за фактичною дозою металу надходить в машину ЛПТ.

Результати досліджень

Пристрій виміру і корекції дози (рис.1) монтується на машині ЛПТ і містить циліндр 1 пресування з прес-поршнем 2, запресовуються метал з прес-стакану 3 в прес-форму 4. Вимірювач 5 дози, складається з датчика 6 імпульсів, з яким взаємодіє встановлена на прес-поршні рейка 7 з прорізами в ній щілинами [5], з'єднаного з рахунковим входом лічильника 8. До установчого входу лічильника приєднаний задатчик 9 максимальної дози металу. Вихід лічильника 8 підключений до суматора 10 і індикатора 11 дози металу. До другого входу суматора 10 приєднаний вихід задатчика 12 величини номінальної дози металу. Числовий вихід суматора 10 приєднаний до суматора 13 і індикатора 14 величини відхилення від номінальної дози . Знаковий вихід суматора 10 приєднаний до індикатора 15 знака відхилення дози і суматора 16 . До другого входу суматора 13 підключений вихід задатчика 17 величини граничного відхилення дози металу від номінальної . Вихід суматора 13 підключений до другого входу суматора 16 і індикатору 18 корекції дози. До третього входу суматора 16 підключений вихід задатчика 12 величини номінальної дози. Вхід суматора 16 підключений до входу блоку 19 управління дозатором , який регулює величину дози металу , що видається дозатором 20 . Вихід лічильника 8 через цифроаналоговий перетворювач (ЦАП) 21 , диференціатор 22 і 23 і пороговий елемент 24 підключений до блоку 25 пам'яті , другий вхід якого з'єднаний з датчиком 26 вихідного положення прес-поршня. Режимні входи лічильника 8 з'єднані з датчиком 26 вихідного положення прес-поршня і виходом блоку 25 пам'яті.

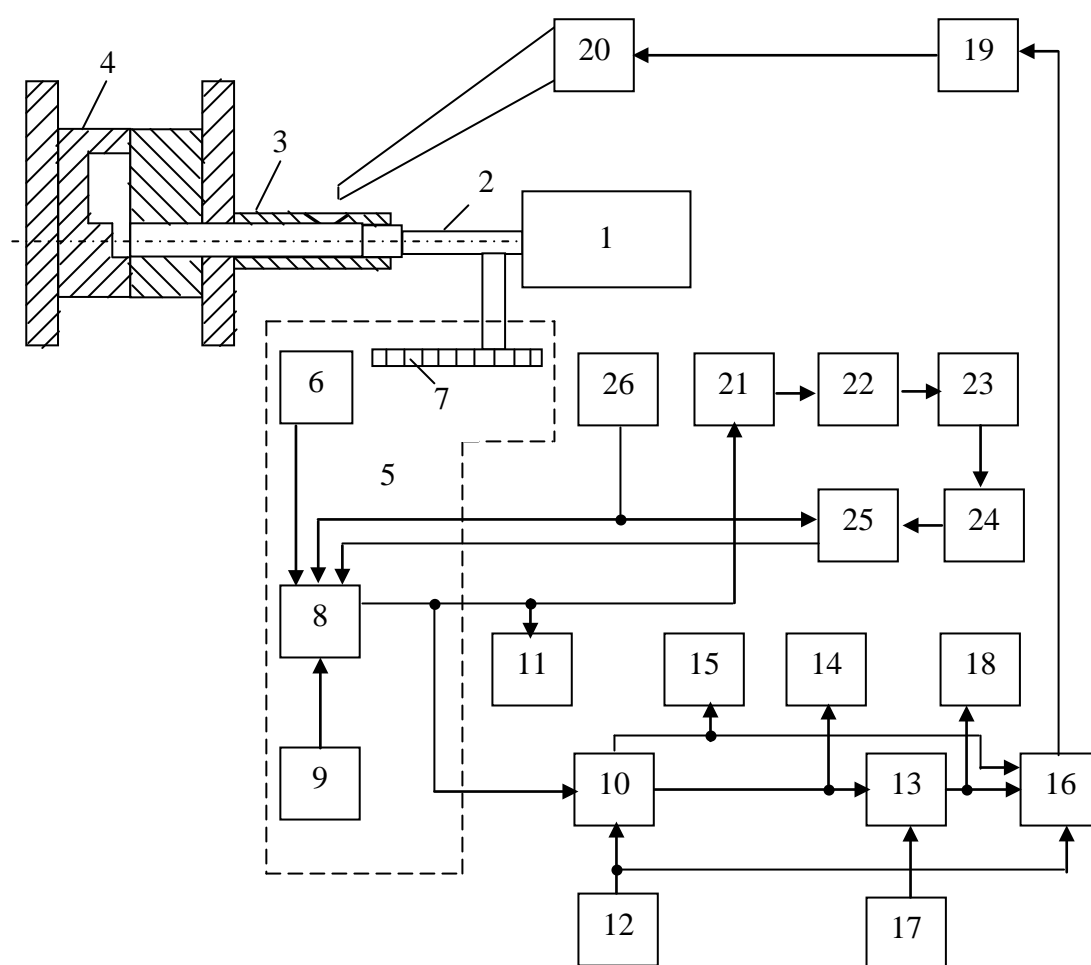


Рис. 1 Блок-схема пристрою

Пристрій працює таким чином. Перед початком пресування датчик 26 вихідного положення прес-поршня видає сигнал «Скидання» з блоку 25 пам'яті і сигнал "Запис" в лічильник 8. При цьому в лічильник 8 записується число Q_m , встановлене на задатчику 9 максимальної дози металу. Воно відповідає положенню прес-поршня 2, при якому рейка 7 входить у взаємодію з датчиком 6 імпульсів. При русі поршня датчик 26 вихідного положення знімає сигнал «Скидання» з блоку 25 пам'яті і переводить лічильник 8 в режим рахунку за відсутності заборонного сигналу на іншому режимному вході лічильника.

Імпульси з датчика 6 надходять на віднімаючий вхід лічильника 8, зменшуючи число, записане в ньому. Поки метал не заповнить весь переріз прес-стакану 3, опір прес-поршня 2 невеликий і його швидкість зростає, досягаючи деякої величини. При цьому прискорення, з яким рухається прес-поршень, або позитивне, або рівне нулю. При заповненні металом

всього перерізу прес-стакану опір руху прес-поршня 2 різко зростає, так як метал витісняється через вузький перетин живильника. Швидкість прес-поршня різко падає, а прискорення стає негативним.

Так як сигнали, що знімаються з виходів ЦАП 21, диференціаторів 22 і 23 відповідають шляху, швидкості і прискоренню прес-поршня 2, то в момент повного заповнення металом перетину прес-стакану 3 на виході порогового елемента 24 з'являється позитивна напруга (зменшення вмісту лічильника 8 відповідає збільшенню шляху прес-поршня 2). При цьому в блок 25 пам'яті заноситься одиничний сигнал, який вступаючи на режимний вхід лічильника 8, забороняє рахунок імпульсів. Таким чином число, зафіксоване в лічильнику 8, дорівнює різниці чисел, відповідних максимальній дозі і шляху, пройденого прес-поршнем 2 до повного заповнення металом перетину прес-стакану 3. Це число відповідає істинній дозі металу, зібраній в прес-стакані 3 і запресованій в прес-форму 4. У першому суматорі 10 це число порівнюється зі значенням номінальної дози Q_z , що задається задатчиком 12. Різниця цих чисел ΔQ_T , відповідна відхиленню дози від номінальної, порівнюється в суматорі 13 зі значенням допустимого граничного відхилення дози ΔQ_z , яке задається за допомогою задатчика 17. У разі позитивної різниці між поточним значенням величини відхилення дози і заданим на виході суматора 13 з'являється число ΔQ , відповідне величині виходу відхилення за допуск. Ця величина подається на другий вхід суматора 16, на третій вхід якого подається число з задатчика 12 величини номінальної дози. На виході суматора 16 з'являється число, відповідне завданням чергової дози металу з урахуванням корекції. Знак «+» або «-» залежить від знаку величини відхилення запресованої дози від номінальної. Сигнал відповідного знака подається зі знакового виходу суматора 10 на перший вхід суматора 16. Вихід суматора 16 підключений до входу блоку 19 управління дозатором, в якому завдання скоригованої величини дози металу при черговій запресовці перетворюється в часовий інтервал при постійному надмірному тиску або напрузі в дозаторі, або в значення тиску або напруги при постійному часі дозування.

Як датчик 6 імпульсів може бути використаний фотоелектричний датчик ДФ1 - У4, датчиком 26 вихідного положення прес-поршня служить безконтактний перемикач БПТ 101-24. Блоки 11, 14 і 15 являють собою матричні газорозрядні індикатори. Решта блоки можуть бути виконані на стандартних інтегральних мікросхемах або реалізовані на мікроконтролері.

Використання пристрою вимірювання та корекції дози металу в машині ЛПД дозволило здійснити процес дозування металу з більш високою точністю. При цьому забезпечується економія металу, підвищується якість виливків, продуктивність машини ЛПД. Можливість

отримання виливків з мінімальним прес-залишком дозволяє збільшити вихід придатного на 0,5 %.

Висновки

Для підвищення точності дозування в схему управління дозатором введений зворотній зв'язок за фактичною дозою металу, визначеною за його обсягом в повністю заповненому прес-стакані. Використання пристрою підвищує техніко-економічні показники процесу ЛПД.

Література

1. АСУТП машин литья под давлением / В.С.Богушевский, В.Н.Иванов, Н.А.Рюмшин, Н.А.Сорокин. – К.: НПК «Киевский институт автоматики», 1994. – 239 с.
2. Дембовский В.В. Автоматизация литейных процессов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1989. – 264 с.
3. Богушевський В.С. АСКТП комплексу лиття під тиском //Автоматизація виробничих процесів. – 2001. – № 2 (13). – С. 53 – 55.
4. Филипенко Е.В., Карпенко В.М., Самарай В.П. Использование статистических методов анализа при мониторинге брака отливок в литейных цехах // Металл и литье Украины. – 2011. – № 5 (216). – С. 10 – 15.
5. Богушевський В.С., Меженський О.М., Сирбу Ю.І. Контроль швидкості пресування в машинах лиття під тиском // Матеріали IV МНТК “Нові матеріали і технології в машинобудуванні“, 19-20.04.2012. – К. – 2012. – С. 115 – 117.

УДК 669.2

СПОЖИВЧІ ВЛАСТИВОСТІ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ ВАНАДІЮ

В. С. Богушевський, В. В. Вовк

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

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

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

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

Вступ

В кінці дев'ятнадцятого століття було виявлено, що невелика добавка до сталі ванадію покращує властивості броньових плит. Але у зв'язку з великою вартістю виробництва ванадій аж до 1950 р. застосовувався тільки як легуючий елемент. Невелика чистота за домішками впровадження і важкість отримання ванадію необхідної чистоти в достатніх кількостях стримували можливість його застосування. Тільки у 50-х рр. була вирішена проблема отримання пластичного ванадію і практично відразу виявився інтерес до ванадію як до перспективної основи жароміцних конструкційних матеріалів. Хороша корозійна стійкість в рідких лужних металах, малий перетин захоплення швидких нейтронів, високий опір корозії (як у титану і хрому), відносно висока міцність при помірних температурах (700 – 800 K) і низька ($6,1 \cdot 10^3$ кг/м³) щільність слугують підставою для розвитку конструкційних сплавів на основі ванадію. Обмеженість застосування сплавів ванадію при високих температурах, що пов'язана з відносно низькою серед тугоплавких металів температурою плавлення ванадію (2173 K) і його основного оксиду V₂O₅ (948 K), значною мірою компенсується фізико-хімічними властивостями деяких сплавів ванадію, використовуваних як надпровідні матеріали з малою щільністю, а також матеріалів для ядерної техніки і хімічного машинобудування.

Діапазон робочих температур сплавів на основі ванадію 900–1400 К.

Хімічний склад і механічні властивості ванадієвих сплавів

Діаграми стану подвійних сплавів ванадію з тугоплавкими металами характеризується мінімумом на кривих ліквідус – солідус в системах V – Nb, V – Ta, V – Cr, V – W з необмеженою розчинністю у ванадії при всіх температурах ніобію, хрому, молібдену і вольфраму. У системах V – Ta, V – Ti в твердому стані спостерігається розрив необмеженої розчинності при порівняно низьких температурах в області великих концентрацій другого елементу. Гафній і цирконій мають обмежену розчинність, а в потрійних системах V – Zr – N, V – Zr – C, V – Hf – N стабільні з'єднання ZrC, HfC, NbC, TaC, HfN і ZrN утворюють з ванадієм квазібінарні евтектики. Тому у ванадієвих сплавах найчастіше поєднують твердорозчинне зміцнення з деформаційним, а також зміцнення дисперсними фазами (дисперсійне тверднення або введення дисперсної зміцнюючої фази методами порошкової металургії, отримання евтектик і т. д.).

Пластичність ванадієвих сплавів істотно залежить від домішок впровадження. При цьому, якщо загальний вміст кисню і вуглецю не перевищує 0,2 %, помітне підвищення міцнісних характеристик ще не супроводжується помітним зменшенням пластичності. Вплив водню, вміст якого обмежують 0,001 – 0,003 %, можна знизити вакуумним відпалом.

У невеликих концентраціях елементи, що утворюють тверді розчини заміщення, зміцнюючи ванадій, підвищують температуру переходу його в крихкий стан. Особливо сильно підвищують твердість і знижують пластичність ванадію домішки неметалів, що створюють розчини заміщення. Межа міцності ванадію при добавці 0,25 і 0,55 % Si зростає до 1670 – 1805 МПа. Пластичність на стиснення знижується до 20 %.

Конструкційні ванадієві сплави поділяють на низьколеговані технологічні сплави (в основному системи V – Ti з різними легуючими елементами) і високолеговані сплави систем V – Nb, V – Nb – Ta (табл. 1).

Вплив легування на механічні властивості при кімнатній температурі наведено в таблиці 2.

Таблиця 1 Хімічний склад і механічні властивості ванадієвих сплавів при температурі 293 К

Сплав	Вміст елементів, %	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	HV , МПа
ВиМ-1	0,2Fe, Al, Si; 0,01N ₂ , 0,001H ₂ ; 0,03C, O ₂	300	20
ВиМ-2	0,3Fe, Al, Si; 0,02N ₂ , 0,001H ₂ ; 0,05C, O ₂	300	20
Ванадій	99,9V; 0,05-0,12O ₂ ; 0,02-0,04N ₂	333	6	2,4	...
ВВ-8	6-8W; 0,3Fe, Al, Si; 0,03C, O ₂ ; 0,02N ₂	412	18
V-W	10W	539	9
V-Al	1Al	510	0	0	1941
	2,5-7,5Al	637-559	0	0	2373
V-Cr	1-5Cr	549	0	0	1800- 2130
V-Fe	1Fe (2,5, 5, 7,5, 10)	451-510	0	0	2000
V-Mo	1Mo (2,5, 5, 7,5, 10)	559-480	0	0	2336- 1900
V-Ti	1Ti	688	0	0	2863
	2,5Ti	618	12,5	23,7	1873
V-Zr	1Zr	343	34,1	51,5	1157
	2,5Zr	368	23,1	74,4	1070
V-Ti-Mo	5Ti, 5Mo (5Ti, 10Mo)	1500(495)	4(25)
	20Ti, 10Mo	784	23
V-Ti-Nb	5Ti, 10Nb (5Ti, 20Nb)	605(732)	25(19)
	10Ti, 10Nb (10Ti, 20Nb)	650 (767)	21(20)
V-Ti-Al	40Ti, 5Al	927	23,4	25,8	...
V-Ti-Al-C	40Ti, 5Al, 0,5C	951	13,0	33,7	...
V-Ti-Fe	5Ti, 10Fe	579	20	10	...
V-Ti-Si	5Ti, 10Fe (5Ti, 1Si); 5Ti, 2Si	579(564) 637	20(24) 3,1	10(48) 10	...
ВТАН	5Ti, 20Nb, 0,4N	830	6
V-Ti-W	5Ti, 10W	592	23
V-Ti-Ta	5Ti, 20Ta	724	25
V-Zr-Si	2,5Zr, 1Si	495	18,8	48	...
	2,5Zr, 3Si	726	9,4	6,0	...

Таблиця 2 Механічні властивості ванадієвих сплавів, загартованих у воді з 1263 К після витримки 30 хв.

Вміст легуючих елементів, %	σ_B , МПа		$\sigma_{0,2}$, МПа		δ , %	
	при температурі, К					
	293	1253	293	1253	293	1253
Нелегований 99,8 V	402	147	343	...	16	...
5 Ti	480	...	392	...	17	...
20 Ti	598	255	530	235	22	40
10 Mo	539	118	510	108	13	51
10W	539	125	500	98	9	2
20W	706	186	696	167	0	14
10 Nb	628	255	579	235	21	41
20 Nb	736	382	745	255	6	22
60 Nb	1078	...	1010	...	16	...
10 Ta	608	...	588	...	11	...
50 Ta	1480	285	1098	...	4	...
5 Ti, 5 Mo	490	256	382	206	25	9
10 Ti, 5 Mo	618	235	569	226	22	28
10 Ti, 10 Mo	628	265	549	235	13	9
20 Ti, 5 Mo	686	294	628	265	19	29
5 Ti, 20 Mo	637	304	549	270	4	3
5 Ti, 5 Nb	530	245	402	216	25	27
5 Ti, 10 Nb	726	471	677	432	19	10
10 Ti, 5 Nb	579	265	481	235	27	39
20 Ti, 20 Nb	774	304	735	284	21	56
5 Ti, 20 Nb, 1 Si	932	255	833	235	21	74
5 Ti, 40 Nb	882	...	765	...	20	...
5 Ti, 5 Ta	471	284	363	279	29	17
5 Ti, 20 Ta	716	333	569	423	23	12
10 Ti, 5 Ta	579	284	579	245	17	19
20 Ti, 20 Ta	775	284	735	275	18	85
5 Ti, 5 W	510	196	392	167	23	7
5 Ti, 10 W	588	275	520	255	23	13
10 Ti, 5W	549	255	471	225	23	10
20 Ti, 20 W	765	314	716	284	21	52

За даними Armour Research Foundation, що включені в цю таблицю, невеликі добавки алюмінію, хрому, заліза, молібдену, нікелю, кремнію, титану, цирконію приводять до сильного окрихчування, причому хром, молібден, тантал і титан викликають аномальні максимуми і мінімуми на концентраційних залежностях температури переходу. Підвищення концентрації титану в подвійних і потрійних сплавах вище 2 % підвищує пластичність ванадієвих сплавів.

Ванадієві сплави не стійкі проти окиснення при температурах вище 950 К. Легування хромом, цирконієм, кремнієм, алюмінієм підвищує жаростійкість. Жаростійкість сплавів, що містять 15 – 16 % Al, в три рази вище за жаростійкість ванадію. Значне поліпшення стійкості ванадію проти окиснення спостерігається при легуванні ніобієм, який запобігає утворенню рідкого оксиду на поверхні ванадію і його сплавів до 1070 – 1170 К. Надійний захист ванадієвих сплавів проти окиснення при високій температурі забезпечують силіцидні покриття. Шар дисиліцида ванадію, отриманий вакуумним силіціюванням, є жаростійким до температур 1500 – 1870 К.

Одним з основних напрямів промислового використання ванадієвих сплавів є матеріали для оболонок тепловиділяючих елементів (ТВЕЛ) реакторів на швидких нейтронах. Сплави ванадію перспективні також як конструкційні жароміцні матеріали з високою питомою міцністю. Характер впливу температури на короточасну і тривалу міцність істотно залежить від складу і стану сплавів.

Якнайкращим поєднанням короточасних механічних властивостей в діапазоні температур 300 – 1300 К володіють сплави V – Ti – Nb, що містять також тантал, цирконій, гафній, вуглець або азот, добавка яких сприяє дисперсійному зміцненню. Вплив температури на механічні властивості дослідних ванадієвих сплавів показано в таблицях 3 – 4.

Таблиця 3 Механічні властивості V-Nb сплавів при високих температурах

Вміст легуючих, %	1368 К			1588 К		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
20Nb, 5Ti	255	266	73	59	49	110
20Nb, 10Ta	304	275	34	98	88,3	86
20Nb, 4Ti, 1Zr	265	235	112	78,4	68,6	110
ВТАН	292	200	50	123	68	40
60Nb, 1Zr, 0,07C	530	490	19	137	118	170
60Nb, 1Hf	431	402	...	88,3	...	60
40Nb, 30Ta, 1Hf	471	441	26	167	147	124

Таблиця 4 Механічні властивості і довготривала міцність сплавів на основі алюмотермічного ванадію

Вміст легуючих елементів, %	σ_B , МПа		δ , %		σ_{100} , МПа	
	293	973	293	973	773	873
40 Ti, 5Al	928	659	23,4	9,4	689	310
40 Ti, 5Al, 0,5C	954	614	13	15	772	283
50 Ti, 5Al	869	580	17,2	12,5	655	255
50Ti, 6,9Al, 0,41C	983	344	13	26,6	716	274
50Ti, 5Cr	896	454	9,4	17	414	166
50Ti, 5Cr, 0,5C	835	586	15,6	12,5	524	179
50Ti, 15Cr	1005	550	1,5	0	655	207

Важливе значення для зберігання зміцненого стану після термомеханічних обробок має температура рекристалізації деформованих сплавів. За даними Armour Research Foundation оптимальні для міцнісних властивостей добавки титану і ніобію складають відповідно 5 і 20 %. Підвищений вміст ніобію вище 20 % неістотно змінює міцність, а заміна титану цирконієм або гафнієм не підвищує ні міцність, ні температуру рекристалізації. Наявність четвертого компоненту (молібдену, силіцію, ітрію, вуглецю і бору) підвищує температуру рекристалізації (табл. 5).

Таблиця 5 Мінімальні температури, вище яких 30-хв. нагрів після 60%-ої теплої або холодної деформації ванадієвих сплавів приводить до повної рекристалізації

Сплав	Θ , К	Сплав	Θ , К
V	1103	V-5Ti-20Nb-1Si	1363
V-20Nb	1253	V-5Ti-20Nb-2,5Mo	1363
V-50Nb	1253	V-5Ti-20Nb-0,25Y	1363
V-2Hf-20Nb	1253	V-5Ti-20Nb-0,25C	1479
V-5Ti-20Nb	1253	V-2Zr-20Nb-0,25C	1473
V-5Ti-40Nb	1263	V-5Ti-20Nb-0,1B	1593

Вміст титану в твердорозчинних жароміцних ванадій–ніобієвих сплавах обмежений 5 %, оскільки додавання титану починаючи з 1 % різко знижує тривалу міцність, хоча і підвищує короточасну міцність. Легування ніобієм збільшує тривалу міцність, проте при тривалих

випробуваннях (більше 1000 год.) ефект підвищення вмісту ніобію слабшає.

Найкращими параметрами тривалої міцності характеризується сплав $V - 20 Nb - 5 Ti - 0,6 Si$, σ_{1000}^{923} якого досягає 700 МПа. Оптимальним збігом міцності й пластичності в широкому діапазоні температур характеризується сплав $V - 20 Nb - 4 Ti - 1 Zr - 0,07C$. Порівняння кращих ванадієвих сплавів із сплавами ніобію, молібдену й суперсплавами на нікелевій і кобальтовій основах за питомою міцністю показують перспективність ванадієвих сплавів як конструкційних матеріалів в діапазоні температур 700 – 1400 К.

Дуже добрі механічні властивості мають дисперсійно-зміцнені складно леговані сплави з частками нітридної фази ВТАН. Литий сплав ВТАН ($V - 20 Nb - 5 Ti - 0,4N$) при 1473 К ($\sim 0,7\Theta_{пл}$) має $\sigma_B \sim 200$ МПа і за цим показником уступає тільки ванадієвим сплавам із сумарним вмістом танталу і ніобію більше ніж 60 – 70 %.

Залежність механічних властивостей сплаву ВТАН від температури наведена в таблиці 6, а данні про довготривалу міцність сплавів, що застосовуються реакторобудуванні – в таблиці 7.

Таблиця 6 Межа міцності при розтягуванні ($\epsilon=5 \cdot 10^{-4} c^{-1}$) ванадієвих сплавів с нітридним і карбідним зміцненням

Сплав	300	923	1253	1293	1368	1473
ВТАН литий	830	707	461	446	292	209
деформаційний	941	831	461	354	200	68
V-20Nb-5Ti деф.	730	600	278	261	220	98
V-20Nb-4Ti	732	255	...

Таблиця 7 Тривала міцність ванадієвих сплавів, що призначені для роботи в атомних реакторах (листовий матеріал відпалений при 1073 К протягом 24 год.)

Сплав	σ_{100} , МПа, при 923 К	σ_{100} , МПа, при 1073 К
V-20Ti	343	...
V-20Ti-1Ta	371	151
V-10Ti-1Ta	423	151
V-2,5Ti-1Si	467	192

Використання ванадію в металургії

Ванадій в основному використовується як легуюча добавка при отриманні зносостійких, жароміцних і корозійностійких сплавів (насамперед, спеціальних сталей), як компонент при отриманні магнітів.

Чорна металургія – основний споживач ванадію (до 95 % усього виробленого металу). Ванадій входить до складу швидкорізальної сталі, її замінників, малолегованих інструментальних і деяких конструкційних сталей. При введенні 0,15 – 0,25 % ванадію різко підвищуються міцність, в'язкість, опір утомі й зносостійкість сталі. Ванадій, що введений в сталь, є одночасно розкислюючим і карбідоутворюючим елементом. Карбіди ванадію, розподіляючись у вигляді дисперсних включень, перешкоджають росту зерна при нагріванні сталі. Ванадій в сталь вводять у формі легатурного сплаву – ферованадію. Застосовують ванадій і для легування чавуну. Новим споживачем ванадію виступає промисловість титанових сплавів, що швидко розвивається; деякі титанові сплави містять до 13 % ванадію. В авіаційній, ракетній та інших областях техніки знайшли застосування сплави на основі ніобію, хрому і танталу, які містять присадки ванадію. Розробляються різні за складом жароміцні і корозійностійкі сплави на основі ванадію з додаванням Ti, Nb, W, Zr і Al, застосування яких очікується в авіаційній, ракетній і атомній техніці. Цікаві надпровідні сплави і сполуки ванадію з Ga, Si і Ti. Чистий металевий ванадій використовують в атомній енергетиці (оболонки для тепловиділяючих елементів, труби) і у виробництві електронних приладів. Хлорид ванадію застосовується при термохімічному розкладанні води в атомно – водневій енергетиці (ванадій – хлоридний цикл "Дженерал Моторс", США).

Оксид ванадію V_2O_5 служить ефективним каталізатором, наприклад, при окисленні сірчастого газу SO_2 в сірчаний газ SO_3 при виробництві сірчаної кислоти. Сполуки ванадію знаходять різноманітне застосування в різних галузях промисловості (текстильної, скляної, лакофарбової та ін.) Пятиокис ванадію широко застосовується в якості позитивного електрода (катода) в потужних літєвих батареях і акумуляторах.

Висновки

Обмеженість застосування сплавів ванадію при високих температурах, пов'язана з відносно низькою серед тугоплавких металів температурою плавлення ванадію (2173 K) і його основного оксиду V_2O_5 (948 K), значною мірою компенсується фізико-хімічними властивостями деяких сплавів ванадію, використовуваних як надпровідні матеріали з малою щільністю, а також матеріалів для ядерної техніки і хімічного машинобудування.

Пластичність ванадієвих сплавів істотно залежить від домішок впровадження. При цьому, якщо загальний вміст кисню і вуглецю не перевищує 0,2 %, помітне підвищення міцнісних характеристик ще не супроводжується помітним зменшенням пластичності. Вплив водню,

вміст якого обмежують 0,001 – 0,003 %, можна знизити вакуумним відпалом.

Ванадієві сплави не стійкі проти окиснення при температурах вище 950 К. Легування хромом, цирконієм, кремнієм, алюмінієм підвищує жаростійкість. Жаростійкість сплавів, що містять 15 – 16 % Al, в три рази вище за жаростійкість ванадію.

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.: «ІЦ СПОВ», Електронне видання, 2011. – 97 с.

УДК 669.184.244.66.012.1

ЗАМКНУТАЯ СИСТЕМА УПРАВЛЕНИЯ КИСЛОРОДНО-КОНВЕРТЕРНОЙ ПЛАВКОЙ

В. С. Богушевский, С. В. Жук, К. П. Грабовский, А. И. Стецик

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

На основании теории критических концентраций разработана математическая модель обезуглероживания. Модель реализована в системе управления конвертерной плавкой. Применение математической модели обезуглероживания существенно улучшает технико-экономические показатели кислородно-конвертерной плавки

На основі теорії критичних концентрацій розроблена математична модель знеуглецювання. Модель реалізована в системі управління конвертерною плавкою. Застосування математичної моделі знеуглецювання суттєво покращує техніко-економічні показники киснево-конвертерної плавки

On the basis the theory of critical concentrations of developed a mathematical model of decarburization. The model is realized in the control system converter process. Application of a mathematical model significantly improves the decarburization technical and economic indicators of BOF smelting

Вступление

Доминирующим условием научно-технического прогресса и роста эффективности кислородно-конвертерного производства, улучшения качества и расширения сортамента стали, разработки ресурсосберегающих и экологически чистых технологий является автоматизация на основе систем контроля и прогнозирования протекания технологического процесса с использованием адекватных математических моделей. Анализ моделей передовых зарубежных фирм показывает то, что они не пригодны для использования в условия отечественного производства в связи с ограничениями по количеству марок стали и слабой подготовкой и усреднением сырьевых материалов. Отечественные модели построенные на отдельно взятых принципах и позволяют получить некую «среднюю» плавку, а задача моделирования на порядок сложнее.

Построение замкнутой системы управления конвертерно-кислородной плавкой базируется на комплексном сочетании всех технологических операций, физико-химических и тепло- и массообменных процессов.

Постановка задачи

Целью построение замкнутой системы является увеличение эффективности кислородно-конвертерной плавки путем использования разных способов моделирования – детерминированного, вероятностного и эвристического.

Результаты исследования

Разработанная замкнутая система синтезирует управления по отклонению входящих параметров с обеспечением воспроизведения протекания реакции обезуглероживания, процесса нагрева ванны и ускорения процесса шлакообразования. Быстрое растворение заранее непрогретого лома вызывает замедление шлакообразования и десульфурации, а также из-за низкой температуры металла переокисление ванны. Ухудшение процесса шлакообразования, особенно в начале продувки приводит к увеличению выносов и выбросов металла из конвертера, зарастания фурмы и горловины конвертера. Поэтому, замкнутая система должна обеспечить параметры для оптимального управления процессом.

Замкнутое управление конвертерно-кислородным процессом базируется на использовании статической, динамической и замкнутой моделей управления, которые построены с помощью детерминированных и статистических методов, методов автоматической классификации и положительного опыта предыдущего управления. Структура предлагаемой замкнутой модели управления конвертерным процессом представлена на рис.1. Статическая модель замкнутой системы обеспечивает: расчёт шихтовки плавки (расход чугуна и лома на плавку в соответствии с заданными параметрами – масса жидкой стали, химанализ и температура стали); расчёт количества охладителей на плавку и материалов, которые вносят дополнительное тепло; расчёт необходимого количества кислорода на плавку; расчет продолжительности продувки; расчёт массы раскислителей на плавку. Динамическая модель обеспечивает расчёт прогнозированной массы жидкой стали; динамические расчёты скорости обезуглероживания и содержания углерода при продувке и додувке; динамический контроль температуры конвертерной ванны и процесса шлакообразования.

Ведущей составляющей общей динамической модели является модель расчета скорости обезуглероживания и содержания углерода. В основу

модели положены исследования Филиппова С.И. и Мельника С.Г., которые показали, что процесс обезуглероживания протекает в диффузионном режиме и при $[C] < 0,15 - 0,20 \%$ происходит замена адсорбционного слоя на поверхности металла, то есть реакция переходит в стадию лимитирования переноса углерода из объема ванны к поверхности реагирования [1, 2, 3]. Продолжение этих исследований для конвертеров садкой 160- и 350 тонн [4, 5] позволило развить теорию и доказать, что критическое содержание углерода, при котором происходит переход зависит от технологических параметров процесса.

Предложен алгоритм контроля массовой доли углерода в ванне:

– по балансу для содержания углерода не ниже 0,6 % [6]:

$$C = \frac{C_{\text{ч}} m_{\text{ч}} + C_{\text{л}} m_{\text{л}} + C_{\text{ик}} m_{\text{ик}} - 15,4 \cdot 10^{-3} K_0 \int_{(\tau)} M_{\text{CO}_2} v_{\Gamma} d\tau}{m_{\text{ч}} + m_{\text{л}} + 0,22 m_{\text{ик}} - 0,72 \tau}; \quad (1)$$

– по разности объемной плотности излучения факела в двух спектральных областях* для содержания углерода ниже 0,6 %:

$$C = 10^{-1} v_{\Gamma} (0,607 + 1,62 M_{\text{CO}_2} - 1,06 M_{\text{H}_2\text{O}}) \quad (2)$$

($R = 0,75, \sigma = 0,03 \%, P > 0,99$),

где $m_{\text{ч}}, m_{\text{л}}, m_{\text{ик}}$ – масса соответственно чугуна, лома, известняка, т;

$C, C_{\text{ч}}, C_{\text{л}}, C_{\text{ик}}$ – содержание углерода соответственно в ванне, чугуне, ломе, известняке, %;

K_0 – стехиометрический коэффициент пропорциональности между массой и объемом газообразного вещества при нормальных условиях, равный для углерода $0,536 \text{ кг/м}^3$;

$M_{\text{CO}_2}, M_{\text{H}_2\text{O}}$ – показания пирометра, пропорциональные объемной плотности монохроматического излучения факела в инфракрасном спектре, соответствующем максимуму поглощения CO_2 и H_2O , мВ;

R – коэффициент множественной корреляции;

σ – среднеквадратическое отклонение для содержаний углерода 0,06...0,40 %; P – достоверность коэффициента корреляции.

* Это позволяет уменьшить влияние в конце продувки на процесс вводимых в конвертер добавок сыпучих, так как увеличение объемной плотности излучения CO_2 , Вт/м³, вследствие повышения его объемной доли в отходящем газе после ввода добавки сопровождается одновременным возрастанием объемной плотности излучения паров H_2O , выделяющихся из сыпучих.

Переход от алгоритма (1) к алгоритму (2), при содержании углерода 0,6 % (для 160-тонных конвертеров), связан с переходом реакции окисления углерода от первого кинетического периода, в котором скорость обезуглероживания является функцией объемного расхода дутья, ко второму, в котором скорость окисления углерода определяется его содержанием.

Определение содержания углерода по балансу сопряженное с погрешностью, что связано с неточным определением содержания углерода в шихте (в частности в ломе) и ошибками в определении мгновенной скорости обезуглероживания, которое при интегрировании накапливается. Поэтому, как только плавка переходит во второй кинетический период, определение углерода по зависимости (2) предпочтительнее, так как не требует знания начального содержания углерода.

Расчетным методом по балансу водяных паров определяют расход отходящего газа

$$V_r = \frac{(\rho_{д0} v + \rho_0 v_{в0})(1 + 1580\alpha M_{CO_2})}{7,31M_{H_2O}}, \quad (3)$$

где $\rho_{д0}$, ρ_0 – абсолютная влажность соответственно дутья и воздуха при нормальных условиях, г/м³;

v , $v_{в0}$ – объемный расход дутья и подсосанного воздуха, м³;

α – температурный коэффициент объемного расширения газа, равный 1/273 К⁻¹.

Известно, что расход эжектируемого воздуха прямо пропорционален разрежению в кессоне [7]:

$$v_{в0} = 55,8 \delta p, \quad (4)$$

где 55,8 – коэффициент пропорциональности для 160-тонного конвертера с охладителем конвертерных газов ОКГ-100-2, м³/(мин · Па);

δp – разрежение в нижней плоскости кессона, Па.

Использование указанной информации позволило получить зависимость (3) для определения массовой доли углерода в ванне в конце продувки, так как при стабильной подаче дымососной установки с уменьшением расхода отходящего газа, которое сопровождается снижением объемной плотности монохроматического излучения CO₂,

увеличивается расход эжектируемого воздуха, следовательно, и излучение паров H_2O .

Удовлетворительные результаты по контролю обезуглероживания получены также при использовании информации о давлении отходящего газа в переходном газоходе [8]. Измерение и идентификация давления отходящего газа дает возможность следить за динамикой выгорания углерода в ванне, что позволяет использовать параметр для управления продувкой и определения момента окончания плавки на заданной массовой доле углерода.

Результаты химического анализа отходящего газа на CO , CO_2 , N_2 и O_2 позволяют прогнозировать процесс обезуглероживания в ванне. Целесообразно, для определения расхода отходящих газов, дополнительно измерять содержание аргона. В этом случае расход отходящих газов определяется по формуле:

$$v_{\bar{a}} = \frac{Ar_{\bar{a}} N_{2\bar{a}} - Ar_{\bar{a}} N_{2\hat{a}}}{Ar_{\bar{a}} N_{2\bar{a}} - Ar_{\bar{a}} N_{2\hat{a}}} v_{\bar{a}} \quad , \quad (5)$$

где объемный расход отходящих газов и эжектируемого воздуха определяются из балансовых соотношений:

$$v_{\Gamma} N_{2\Gamma} = N_{2д} v_{д} + N_{2в} v_{в} \quad , \quad (6)$$

$$v_{\Gamma} Ar_{\Gamma} = Ar_{д} v_{д} + Ar_{в} v_{в} \quad (7)$$

где $Ar_{в}$, $Ar_{д}$, Ar_{Γ} – соответственно содержание аргона в воздухе, дутье и в отходящих газах, %;

$N_{2в}$, $N_{2д}$, $N_{2\Gamma}$ – соответственно содержание азота в воздухе, дутье и отходящих газах, %.

Рассмотрим возможность использования информации об анализе газа на водород для контроля и управления плавкой.

Водород вносится в конвертер влагосодержащими компонентами, а покидает рабочее пространство в виде газообразного продукта, объемная доля которого в отдельные моменты продувки может достигать в системе без дожигания 20 %. Постоянным источником водорода является влага, поступающая в ванну с кислородом дутья, а также в случае течи кислородной фурмы или кессона. Поступление водорода в металл обычно описывается реакцией $H_2O + CO \rightarrow CO_2 + H_2$ с константой равновесия обратной реакции $K = P_{CO} P_{H_2O} / P_{CO_2} P_{H_2}$. В присутствии паров оксидов

железа в рабочем пространстве конвертера происходит заметная диссоциация влаги, сопровождающаяся эндотермическим эффектом. Как показывают расчеты [9] реакция разложения влаги в конвертере почти необратима.

Масса водяных паров в газообразном кислороде зависит от его температуры, давления и относительной влажности. Термодинамический процесс сжатия влажного кислорода близок к экзотермическому, вследствие испарения воды, подаваемой для смазки цилиндров (поршневые компрессоры), а также благодаря развитой поверхности водяной охлаждающей рубашки [10]. При изотермическом сжатии влажного газа, уменьшение его объема вызывает увеличение плотности пара, которая, однако, не может превысить предельную плотность насыщения при данной температуре.



Рис.1 Математические модели замкнутой системы управления

Возможность получения информации о векторе состояния конвертерной плавки в любой момент времени по ходу продувки дает возможность управлять самим объектом. Если траектория системы заданная, то при возникновении отклонений можно определить то или иное управляющее воздействие и возвратится на расчетную траекторию или построить новое программное управление, которое в итоге приведет систему после окончания продувки в границы заданной марки стали. Корректирование можно проводить двумя способами. При использовании первого способа корректирование происходит по заданной программе, при использовании второго – по конечному состоянию.

Управляющие воздействия в первом случае выбираются путем минимизации критерия вида:

$$I(v, H, m_{\text{жк}}, m_{\text{ж}}, m_{\text{ш}}) = \sum_{i=1}^n \alpha_i M(\dot{L}_i - \dot{L}_{i*})^2, \quad (8)$$

во втором:

$$I(V, \bar{H}, \sum m_{\text{жк}}, \sum m_{\text{ж}}, \sum m_{\text{ш}}) = \sum_{j=1}^k \alpha_j M(L_j - L_{j*})^2, \quad (9)$$

где α_i, α_j – коэффициенты, определяющие важность точности достижения характеристик стали i -й в настоящий момент времени и j -й в момент повалки конвертера;

\dot{L}_i, L_j – компоненты вектора состояния i -го в настоящий момент времени и j -го во время повалки;

L_j, L_{j*} – заданные значения параметров i -го в настоящее время и j -го во время повалки;

$v, H, m_{\text{жк}}, m_{\text{ж}}, m_{\text{ш}}$ – управляющие воздействия: интенсивность подачи дутья, высота фурмы над уровнем спокойной ванны, массы известняка, извести и плавикового шпата.

Для реализации замкнутого управления периодами кислородно-конвертерной плавки необходимо повысить точность контроля входящих параметров и математического описания процесса в условиях неполной информации, путем использования точных методов контроля режимных параметров и надежной компьютерной техники, которая характеризуется развитой структурой устройств связи с объектом, быстроедействием, неограниченным объемом памяти. При этом в динамике происходит оценка состояния объекта в любой момент времени и управления самим ходом процесса по отклонению от заданных значений.

При изменении, каких либо обстоятельств траектории обезуглероживания изменяется траектории нагрева и окисления. Навязывание объекту в этих условиях ранее заданных программных траекторий и попыток поддержки методом регулирования по отклонению приводят к неоптимальным результатам. И наоборот, использования особенностей внутреннего самодвижения системы (собственных функций объекта), выбор резонансных управлений позволяет достичь конечных результатов с малыми расходами на управления. С этой точки зрения более приемлемым есть критерий (9). Также стоит учитывать, что физико-химические процессы, которые протекают в конвертерной ванне, в некой мере определяются процессом шлакообразования. Скоротечность конвертерной плавки обуславливает необходимость раннего наведения активного, реакционноспособного шлака с доведением основности конечного шлака не менее чем 2,5. Составом и физическими свойствами шлака определяются металлургические реакции рафинирования (степень удаления серы и фосфора), угар раскислителей, легирующих элементов, потери металла с выбросами и выносами. Поэтому управление процессом шлакообразования целесообразно проводить в соответствии с критерием (8).

Выводы

В основу построения системы замкнутого управления кислородно-конвертерной плавкой положена идея функционирования модели «система-человек», в которой человеку отводится роль наблюдателя с возможностью вмешательства в процесс плавки, при необходимости. Реализация данного принципа позволяет минимизировать человеческий фактор при принятии решений во время плавки и контролировать систему на предмет сбоев в работе.

Литература

1. Филиппов, С.И. Теория металлургических процессов [Текст] / С.И. Филиппов. – М.: Металлургия, 1967. – 280 с.
2. Филиппов, С.И. Кинетические возможности интенсификации обезуглероживания Fe-C расплавов при воздействии нейтрального газа аргона [Текст] / С.И. Филиппов, С.Г. Мельник // Известие высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 1977. - № 7. – С. 8 – 14.
3. Мельник, С.Г. Кинетические особенности окисления углерода при введении в металлический расплав раскислителя и азота [Текст] / С.Г. Мельник С.И. Филиппов, // Известие высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 1977. - № 8. – С. 21 – 28.
4. Богушевский, В.С. Математическая модель управления дутьевым режимом конвертерной плавки [Текст] / В.С. Богушевский, В.Ю. Сухенко, Е.А. Сергеева // Известие высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 2011. - № 8. – С. 24 – 25.

5. Богушевский, В.С. Параметры отходящего газа как индикаторы массо- и теплообменных процессов в ванне конвертера [Текст] / В.С. Богушевский, С.В. Жук, Е.Н. Зубова // Металл и литье Украины. – 2012. - № 7. – С. 16 – 20.

6.Сорокин Н. А., Глуховская В. М. Исследование информации о температуре отходящих газов в АСУ конвертерным процессом // Разработка и эксплуатация эффективных систем и средств автоматизации сталеплавильного производства. – И-т автоматики, 1982. – С. 13 – 18.

7.Бережинский А.И., Хомутильников П.С. Утилизация, охлаждение и очистка конвертерных газов. – М.: Металлургия, 1967. – 216 с.

8.Автоматическое определение содержания углерода в ванне конвертера по изменению некоторых параметров кислородно-конвертерного процесса / В.С.Богушевский, С.К.Соболев, В.В.Карнаухов и др. // Комплексная автоматизация сталеплавильного производства. – К.: Техніка, 1970. – С. 16 – 23.

9.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.

10.Бродянский В.М., Меерзон Ф.И. Производство кислорода. – М.: Металлургия, 1970. – 384 с.

УДК 669.18 (075.8)

ТЕХНОЛОГІЯ КОНВЕРТЕРНОЇ ПЛАВКИ З ЕНЕРГОЗБЕРЕЖЕННЯМ

В. С. Богушевський, М. І. Забайрацький

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглядаються різні способи збільшення масової частки брухту в шихті кисневого конвертера, їх характеристики, переваги та недоліки

Рассматриваются различные способы увеличения массовой доли лома в шихте кислородного конвертера, их характеристики, преимущества и недостатки

We consider various ways of increasing the mass fraction of scrap in the charge of the oxygen converter, their characteristics, advantages and disadvantages

Вступ

Істотним недоліком киснево-конвертерного процесу є обмежені можливості переробки брухту. На сьогоднішній день розроблено ряд методів підвищення частки брухту в шихті: насамперед зменшення теплових втрат чавуну під час транспортування з доменного цеху, в конвертері під час простою, попереднє нагрівання брухту і чавуну, введення палива під час продувки тощо.

Враховуючи, що газ, які відходять з конвертера, складаються приблизно із 90 % CO і 10 % CO₂, а тепловий ефект допалювання CO до CO₂ становить близько 21000 кДж/кг вуглецю, великі резерви для збільшення частки металевого брухту також криються і у підвищенні ступеня допалювання CO у порожнині конвертера. Саме про ці способи, їх характеристики, переваги та недоліки йдеться мова в даній роботі.

Переваги та недоліки сучасних методів підігріву металобрухту

В сучасних умовах найбільш економічним є метод підігріву брухту поза конвертером, оскільки забезпечує високу продуктивність сталеплавильного агрегату і порівняльну простоту можливих (і застосовуваних в електросталеплавильному виробництві) схем підігріву.

Це підтверджується детальним економічним аналізом наведених витрат при підвищенні частки брухту в металевій шихті.

В діючих цехах підігрів металобрухту поза конвертером важкоздійснений, перш за все, за відсутності площ для розміщення підігріваючих пристроїв, розташування і розмір яких відповідають умовам доцільної організації виробництва і забезпечують синхронізацію роботи підігріваючої установки і конвертера.

При проектуванні нових цехів у ряді випадків доцільно планувати місце розміщення самостійних установок для нагрівання скрапу і спорудження спеціального устаткування з автоматикою і відповідними комунікаціями, не дивлячись на недоліки методу. Особливо важливо передбачити транспортування гарячого скрапу на короткі відстані у пристосованих для цього простих завантажувальних пристроях.

Підігрів металобрухту в конвертерах слід, передусім, застосовувати в тих цехах, де є резерви підвищення продуктивності або мають місце значні вимушені простой (зокрема, за відсутності шихти). Даний метод простіший за рекомендований для нових цехів, але вимагає великих витрат тепла, вогнетривів і ретельного контролю стану футеровки, знижує продуктивність конвертерів, що повинно, перш за все, враховуватись при організації його впровадження.

На думку і за результатами розрахунків авторів, спосіб підігріву брухту в конвертерах при виплавці сталей масового призначення (вуглецевих і низьколегованих) економічніший за переплавку в електропечах. Це ж побічно підтверджується високою ефективністю підігріву брухту для електропечей шляхом спалювання палива в умовах багатьох країн, яка визначається скороченням періоду плавлення, витрат електроенергії, підвищенням продуктивності електросталеплавильних агрегатів і якості металу, що виплавляється. Слід зазначити, що в діючих вітчизняних конвертерних цехах є значні резерви підвищення продуктивності. На сьогодні тривалість плавки складає 40-53 хв., у найближчі роки вона може бути скорочена до 30-35 хв. за рахунок впровадження заходів щодо поліпшення підготовки брухту і прискорення його завалки, скорочення завантажувально-допоміжних операцій, інтенсифікації продувки, широкого застосування систем автоматичного керування плавкою і цехом в цілому, а також удосконалення систем газоочистки і газовідвідного тракту. Одночасне здійснення підігріву брухту в конвертерах і заходів, що скорочують тривалість циклу процесу, не викликають зниження продуктивності цехів.

Технологія плавки з енергозбереженням

Останніми роками високі техніко-економічні показники виробництва якісної сталі були досягнуті в конверторах з комбінованим дуттям, де в умовах інтенсивного продування ванни киснем згори, через багатосоплові фурми, здійснюється додаткове донне перемішування рідкого металу аргонем (азотом) або через сопла киснем в захисній атмосфері природного газу [6].

Гази, що відходять з кисневого конвертера, містять 80 – 90 % CO, допалювання якого до CO₂ супроводжується виділенням великої кількості тепла ($\Delta H_{298}^0 = - 565,64$ кДж/моль O₂).

Теоретичний аналіз і дослідні дані показують, що двох'ярусний метод продування конвертерної ванни киснем є найбільш ефективним в конвертерних процесах з комбінованим дуттям, де використовується природний газ як захисна атмосфера в соплах донного дуття. У цих умовах газові компоненти CO і H₂ при попаданні в шлак розкислюють його, що дозволяє усунути головний недолік використання двох'ярусних фурм, викликаний зниженням стійкості футерування.

Однією з головних характеристик конвертерної плавки є вихід придатного, який у свою чергу залежить значною мірою від окисленості (FeO) шлаку. На вихід рідкої сталі впливають також втрати заліза з викидами у вигляді "корольків" в шлаку і винесенням залізистого пилу газами, що відходять.

Застосування двох'ярусної фурми для допалювання CO над ванною із застосуванням донного перемішування металу знижує винос бризок металу і плавильного пилу з конвертера, інтенсифікує процеси нагріву і знеуглецювання металу, які покращують такі технологічні показники, як залишковий вміст марганцю і кисню у сталі, підвищують витрату брухту на процес і вихід рідкої сталі на 1 т чавуну.

Встановлено, що комбіновані процеси конвертерної плавки на основі застосування двох'ярусної фурми з отдувом дозволяють до того ж регулювати окисленість шлаку шляхом раціональної зміни витрат кисню на продування і допалювання CO, а також шляхом зміни інтенсивності донного продування, тобто добрим перемішуванням ванни. Це дозволяє отримати не лише необхідну швидкість дефосфорації і десульфурації металу, але й інтенсифікації процесів нагріву і знеуглецювання ванни, зниження втрат металу з шлаком і поліпшення основних техніко-економічних показників процесу.

Проте, робота конвертера з допалюванням газів CO, що відходять, в робочому просторі має також ряд істотних недоліків :

- температура горіння нагрітого CO в кисні досягає 3000 °С, внаслідок чого різко знижується стійкість футерівки верхньої частини конвертера;

- при допалюванні СО в робочому просторі конвертора збільшується окисленість шлаку і втрати металу з ним;

- шлаки з підвищеним вмістом FeO схильні до спінювання, що затрудняє використання отриманого тепла від допалювання СО для нагріву металу.

Для допалювання оксиду вуглецю в конверторах верхнього дуття кисень подається за допомогою двох'ярусних фурм. Як приклад, на рисунку 1 показана конструкція двох'ярусної фурми, яка використовувалася при виплавці сталі в 130-т конверторах комбінату "Криворіжсталь". Голівкою її служила звичайна п'ятисоплова киснева фурма з кутом нахилу осі сопел до вертикалі 20° , розрахована на витрату кисню $6,7 - 8,3 \text{ м}^3/\text{с}$. При продуванні, голівка фурми розташовувалася на 1000 мм вище рівня спокійної ванни. Фурми другого ярусу мали діаметр 15 і 18 мм, кут нахилу осі фурми до вертикалі 30° і 45° і розташовані на відстані 1650 мм від нижнього торця голівки. Витрата кисню через верхні сопла складала 30 – 35 % витрати кисню через сопла голівки фурми.

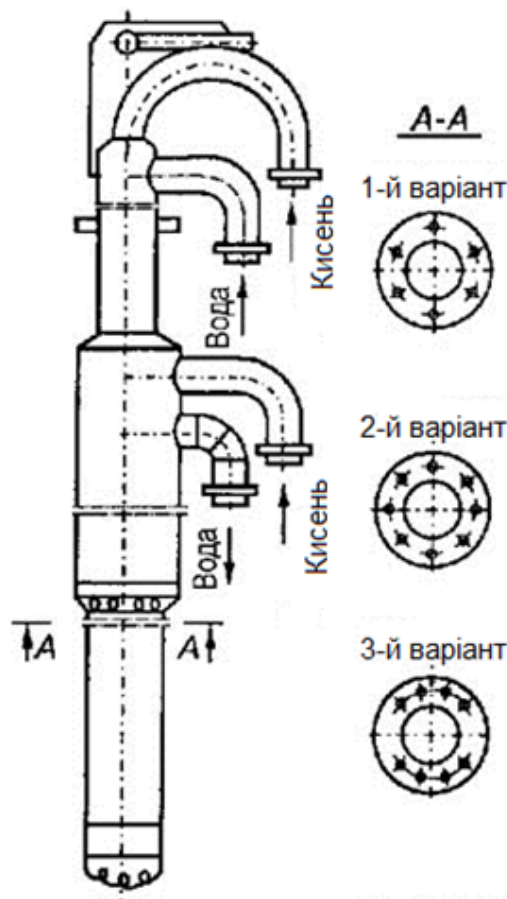


Рис. 1 Двох'ярусна киснева фурма для допалювання газів СО, що відходять, в робочому просторі конвертора

Було встановлено, що в 130-т конверторах допалювання СО дозволяє збільшити вміст CO_2 в газах, що відходять, на рівні горловини конвертера до 25 – 30 %. За рахунок тепла, отриманого при допалюванні оксиду вуглецю, долю брухту в металевій частині шихти можна збільшити на 3 – 10 % (рисунок 2) Коефіцієнт використання тепла від допалювання СО, розрахований як відношення приросту теплоємності рідкого металу до загальної кількості тепла, що виділилося при протіканні реакції, авторами різних досліджень оцінюється в 50 – 65 %.

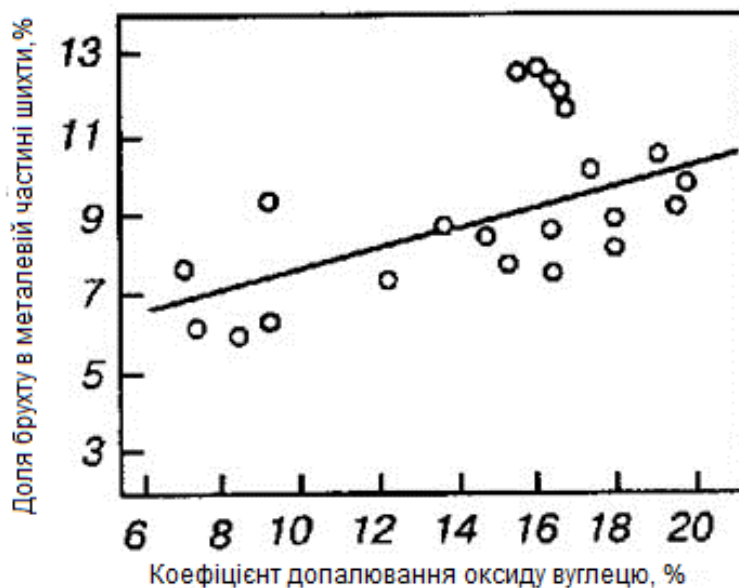


Рис. 2 Залежність збільшення долі брухту в металевій частині шихти від коефіцієнта допалювання оксиду вуглецю

Донндічорметом розроблена технологія конвертерної плавки з циклічним переміщенням фурми звичайної конструкції по ходу продування. Після опускання в робоче положення і 3 - 5 хвилин продування фурма починає здійснювати зворотно-поступальний рух у вертикальній площині із заздалегідь заданою амплітудою. Тривалість одного циклу переміщення фурми складає не більше 30 секунд. Переміщення фурми припиняють за 1 - 2 хвилини до закінчення продування. У кожному з циклів при русі фурми вгору відбувається допалювання СО і осадження вспіненого шлаку, а при русі вниз - передача тепла рідкому металу.

Результати впровадження технології ЕЗТ у виробництво

В результаті такого регулювання, як видно з рисунків 3 та 4, значення масової частки CO_2 вдалось збільшити тільки у середині продувки. А

значення масової частки FeO вдалось підтримувати на певному рівні тривалий час.

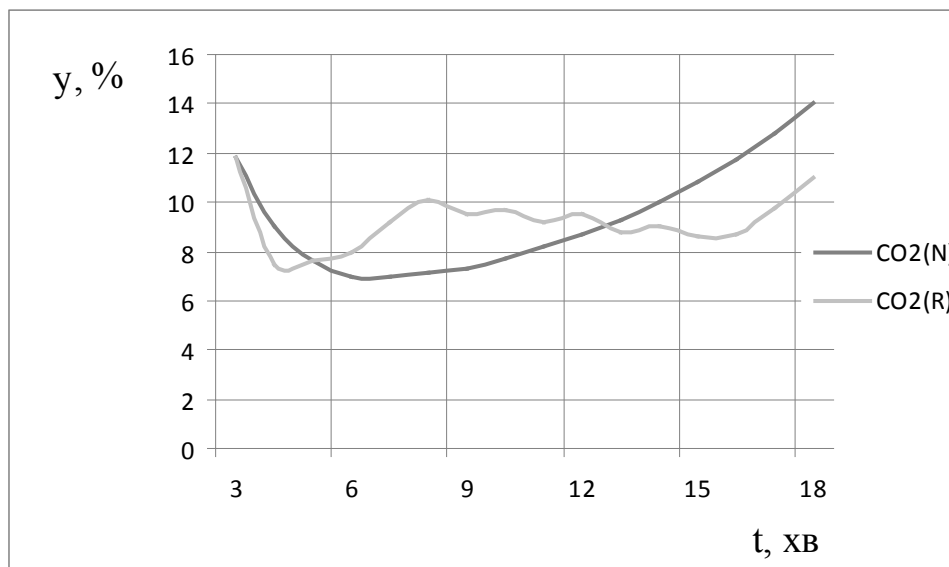


Рис. 3 Зміна масової частки CO₂ при постійному положенні фурми відносно розплаву (N, $y = 0.0015t^4 - 0.0677t^3 + 1.181t^2 - 8.735t + 30.041$) та при регулюванні відстані фурми під час всього періоду продувки (R, $y = 8E-05t^6 - 0.0056t^5 + 0.1574t^4 - 2.2846t^3 + 17.874t^2 - 70.402t + 116.15$)

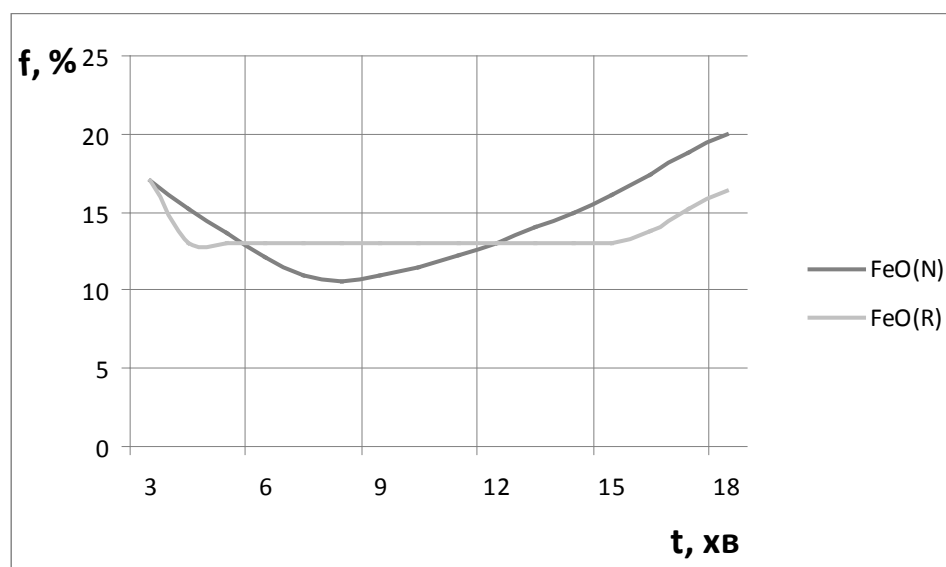


Рис. 4 Зміна масової частки FeO при постійному положенні фурми відносно розплаву (N, $f = -0.001t^4 + 0.031t^3 - 0.1481t^2 - 2.0733t + 25.31$) та при регулюванні відстані фурми під час всього періоду продувки (R, $f = 0.0001t^6 - 0.0094t^5 + 0.2477t^4 - 3.3365t^3 + 24.248t^2 - 89.833t + 145.51$)

Для забезпечення одночасного регулювання масової частки CO_2 і FeO необхідно побудувати двоконтурну систему регулювання, яку можливо застосувати для двоярусних фурм. Регулювання масової частки CO_2 можна забезпечити шляхом змінення витрати дуття на другий ярус, а зміну FeO – зміною положення фурми до рівня спокійної ванни.

Керування конвертерної плавки в умовах енергозберігаючої технології з використанням одноконтурних фурм збільшує частку переробленого брухту в металевій шихті на 2 – 3 %.

Керування конвертерної плавки в умовах енергозберігаючої технології з використанням двоярусної фурми збільшує частку переробленого брухту в металевій шихті на 5 – 7 %, поліпшує екологію навколишнього середовища.

Література

1. Антипин В. Г., Афонин С. З., Косырев Л. К. О направлении развития и структуре сталеплавильного производства.// "Сталь". — № 3. — 1993.
2. Леонтьев Д. Черная металлургия России не ждет помощи от государства.// "Финансовые известия". — № 45. — 1993.
3. Сосковец О. Н. Техническое перевооружение и развитие металлургии в России.// "Сталь". — № 6. — 1993.
4. Явойский В. И. и др. Металлургия стали.// "Металлургия". — 1983.
5. Арсентьев П. П. и др. Конвертерный процесс с комбинированным дутьем.// "Металлургия". — 1991.
6. Ключев М. П. Лекции по металлургии стали. — М., 1993.
7. Марочник сталей и сплавов.// "Машиностроение". — 1989.
8. 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.
9. Бойченко Б.М., Охотський В.Б., Харлашин П.С. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія: Підручник. — Дніпропетровськ: РВА „Дніпро-ВАЛ”, 2004. — 454 с.
10. Баптизмандский В.И., Меджибожский М.Я., Охотский В.Б. Конвертерные процессы производства стали. Теория, технология, конструкции агрегатов. — К. — Донецк: Вища школа, 1984. — 344 с.
11. В.О. Шаповалов, І.В. Шейко, Г.О. Ремізов. Плазмові процеси та устаткування в металургії, Київ «Хімджест» 2012 рік.
12. Чернятевич А.Г. Новые разработки конструкций кислородных фурм и способов продувки ванны 160-т конвертеров ОАО „АрселорМиттал Кривой Рог”/А.Г.Чернятевич, Е.Н.Сигарев, И.В.Чернятевич//Теория и практика металлургии. — 2010. - № 1 – 2. — С. 31 – 38.
13. Математические модели и системы управления конвертерной плавкой/ В.С.Богушевский, Л.Ф.Литвинов, Н.А.Рюмшин, В.В.Сорокин. — К.: НПК „Киевский институт автоматики”, 1998. — 304 с.14. Гостев В.И. Нечеткие регуляторы в системе автоматического управления. — К.: “Радиоаматор”, 2008. — 972 с.

14. Чернятевич І.В. Розробка комплексної ресурсо- та енергозберігаючої технології продувки конвертерної ванни і нанесення шлакового гарнісажу на футерівку конвертера. Автореферат на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук. – Дніпродзержинськ: 2011. – 22 с.

УДК 658.52.011.56

НЕЧІТКЕ УПРАВЛІННЯ КИСНЕВО-КОНВЕРТЕРНОГО ПРОЦЕСУ

В. С. Богушевський, К. М. Зубова

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В роботі представлено результати імітаційного моделювання системи управління киснево-конвертерною плавкою з використанням регулятора нечіткої логіки. Визначено параметри регулятора та досліджено якість регулювання за перехідним процесом. Встановлено, що регулюючи процес за запропонованою схемою можна підвищити вміст CO_2 у відхідних газах на 1,2 %, не збільшуючи при цьому вміст оксидів заліза у шлаку

В работе представлены результаты имитационного моделирования системы управления кислородно-конвертерной плавкой с использованием регулятора нечеткой логики. Определены параметры регулятора и исследовано качество регулирования по переходному процессу. Установлено, что регулирование по предложенной схеме дает возможность повысить содержание CO_2 в отходящих газах на 1,2 %, не увеличивая при этом содержание оксидов железа в шлаке

In this paper presents simulation results of control system BOF melting using fuzzy logic controller. The parameters of the controller and the quality of regulation in the transition process were investigated. The regulation on the proposed scheme enables to increase the amount of CO_2 in the flue gas by 1,2 %, without increasing the content of iron oxides in the slag was established

Вступ

Актуальною проблемою при виплавці сталі в кисневому конвертері є підвищення частки брукхту у шихті. Для вирішення цієї проблеми можна використати тепло, яке виділяється при допалюванні CO до CO_2 у відхідних газах, шляхом регулювання відстані фурми над рівнем розплаву. Але таке регулювання може призвести до збільшення кількості заліза, яке окисниться та перейде у шлак, порушивши техніко-економічні показники процесу.

Постановка задач дослідження

Метою дослідження є підвищення ступеню допалювання CO до CO₂ у відхідних газах в порожнині конвертера без збільшення кількості оксидів заліза у шлаку.

Методика проведення експерименту

Дослідження процесів допалювання монооксиду вуглецю та окисненості шлаку проводилось за допомогою імітаційного моделювання використовуючи систему Matlab, а саме Simulink та Fuzzy logic Toolbox. В програмі Simulink було складено систему управління киснево-конвертерним процесом, а в програмі Fuzzy logic Toolbox розроблено та налаштовано регулятор нечіткої логіки.

В роботі [1] показано, що процес продувки нестационарний та характеризується трьома основними періодами.

Виходячи з цього для ефективного управління ККП шляхом регулювання однарусної фурми управління процесом продувки проводили, відповідно до періодів продувки. І в першому періоді контролювали тільки кількість оксидів заліза у шлаку, так як в цей період температура розплаву низька і спорідненість кисню до заліза вище ніж у вуглецю, що може призвести до не допустимого підвищення FeO у шлаку. У другому періоді проходить інтенсивне зневуглецювання розплаву в результаті чого весь кисень зв'язується з вуглецем утворюючи монооксид вуглецю, а на окиснення заліза кисню практично не вистачає. Тому у другому періоді проводили регулювання процесу у напрямку підвищення вмісту CO₂ у відхідних газах, так як це не призведе до значного підвищення кількості оксидів заліза у шлаку. У третьому періоді майже весь вуглець окиснився, і утворений монооксид вуглецю взаємодіє з киснем, в результаті чого у відхідних газах збільшується кількість діоксиду вуглецю. Залізо також швидко окиснюється та переходить у шлак, що призводить до підвищення вмісту оксидів заліза у шлаку. Тому у третьому періоді потрібно регулювали окисненість шлаку.

Виходячи з цього у першому періоді до 180 с проводили регулювання у напрямку контролю кількості FeO, у другому періоді з 300 с регулювати рівень фурми для підвищення кількості CO₂, а у третьому з 960 с знову регулювання у напрямку контролю кількості FeO.

Регулювання окисненості шлаку відбувається за залежністю представленою на рис. 1, а кількості CO₂ відповідно до залежності представленої на рис. 2.

Таким чином на вхід нечіткого регулятора послідовно через певний проміжок часу потрапляють помилка невідповідності по FeO, по CO₂ та знову по FeO.

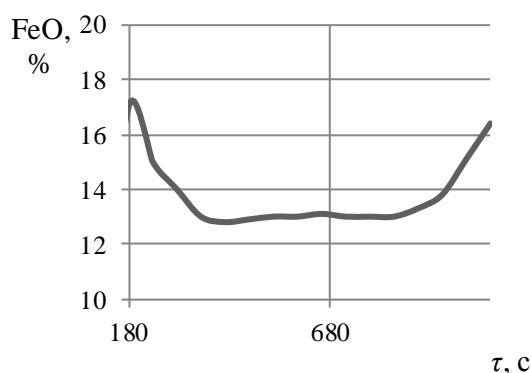


Рис. 1 Зміни кількості оксидів заліза у шлаку з часом

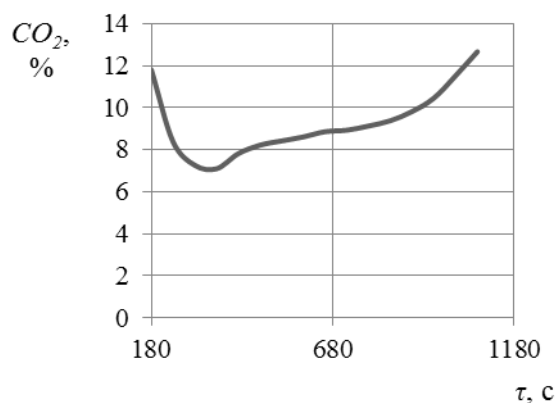


Рис. 2 Зміна кількості діоксиду вуглецю у відхідних газах з часом

При налаштуванні нечіткого регулятора за вхідні параметри обрано помилку невідповідності (err), швидкість її зміни (s) та прискорення (a). В якості вихідного параметру обрано керуюче діяння (m) (рис. 3).

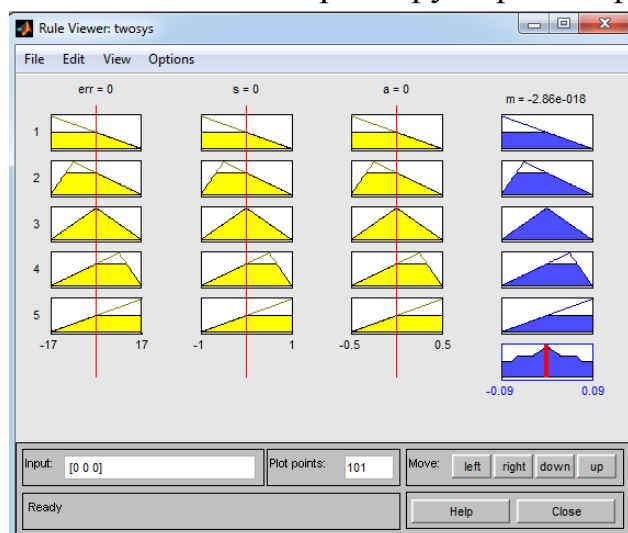


Рис. 3 Інтерфейс перегляду правил

Для нечіткого регулятора обрано трикутні функції приналежності з п'ятьма термами. База правил складається із п'яти правил і має вигляд:

Правило 1. Якщо помилка невідповідності, швидкість її зміни та прискорення – від'ємні, то значення керуючого діяння – від'ємне.

Правило 2. Якщо помилка невідповідності, швидкість її зміни та прискорення – від'ємні, але близькі до нуля, то значення керуючого діяння – від'ємне, але

близьке до нуля.

Правило 3. Якщо помилка невідповідності, швидкість її зміни та прискорення – нульові, то значення керуючого діяння – нульове.

Правило 4. Якщо помилка невідповідності, швидкість її зміни та прискорення – додатні, але близькі до нуля, то значення керуючого діяння – додатне, але близьке до нуля.

Правило 5. Якщо помилка невідповідності, швидкість її зміни та прискорення – додатні, то значення керуючого діяння – додатне.

Час проходження імітаційного моделювання задано від 180 с до 1080 с., так як заплановано розпочинати нечітке регулювання у процесі продувки на виробництві саме із 180 с.

В результаті налаштування регулятора отримали такі діапазони зміни вхідних та вихідного параметрів: err [- 17; 17], s [- 1; 1], a [- 0,5; 0,5], m [- 0,09; 0,09].

Результати регулювання зображені на рис. 4 – 6.

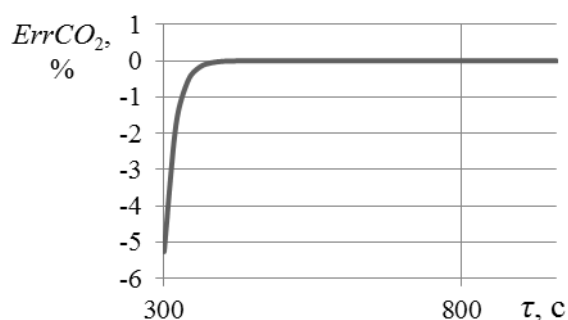
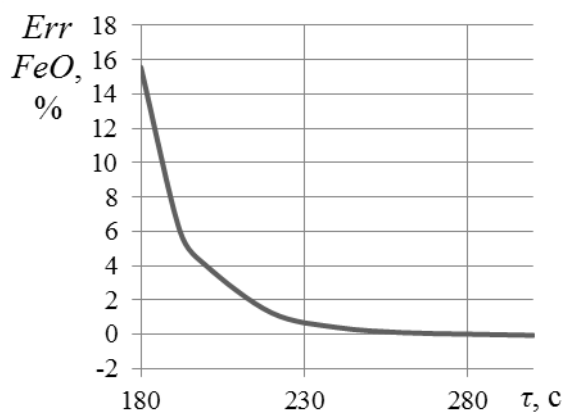


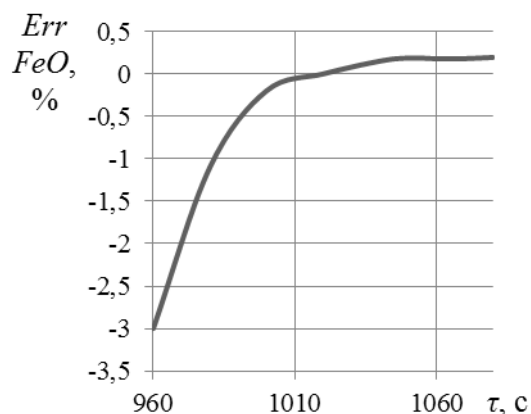
Рис. 4 Помилка невідповідності по CO_2

Таким чином максимальна помилка невідповідності по CO_2 відповідає значенню – 5,26 %, але вже на 400 с помилка зменшується і сягає нульового значення.

Максимальна помилка невідповідності по FeO у першому періоді відповідає значенню 15,57 % і досягає



а)



б)

Рис. 5 Помилка невідповідності по FeO :
а) у першому; б) у третьому періоді

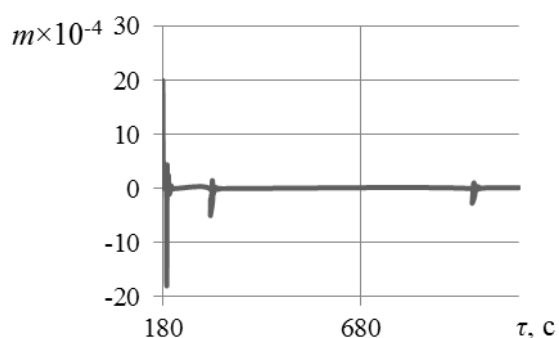


Рис. 6 Зміна керуючого діяння впродовж імітаційного моделювання

нульового значення на 250 с. У третьому періоді найбільша помилка сягає значення – 3 % і на 1012 с досягає нульового значення, але вже одразу починає збільшуватись, і на 1080 с відповідає значенню 0,194 %.

На рис. 6 зображено зміну керуючого діяння у продовж процесу регулювання. З рис. 6 видно, що на початку керуюче

діяння підвищується до 0,02 та досягає нуля на 225 с. В результаті переключення системи управління з FeO на CO₂, керуюче діяння також змінюється з 0,005 до 0 та досягає нульового значення на 330 с. При переключенні системи з CO₂ на FeO керуюче діяння змінюється в діапазоні від – 0,0027 на 961 с до 0,00018 на 1080 с.

Таким чином, завдяки поступовому регулюванню нам вдалось налаштувати систему управління процесом продувки контролюючи кількість оксидів заліза у шлаку у допустимому інтервалі, та підвищити кількість діоксиду вуглецю у відхідних газах.

Висновки

Так як підвищення відстані фурми над рівнем розплаву може призвести не тільки до збільшення ступеня допалювання монооксиду вуглецю до діоксиду вуглецю, але і збільшити кількість оксидів заліза у шлаку, тому при складанні системи управління враховано не тільки кількість CO₂ у відхідних газах, але і кількість FeO у шлаку.

Для більш ефективного управління ККП шляхом регулювання однарусної фурми запропоновано проводити управління процесом, відповідно до періодів продувки. В першому періоді контролювати тільки кількість оксидів заліза у шлаку, у другому періоді вміст CO₂ у відхідних газах, а у третьому періоді знову окисненість шлаку.

Таким чином, завдяки поступовому регулюванню нам вдалось налаштувати систему управління процесом продувки контролюючи кількість оксидів заліза у шлаку у допустимому інтервалі, та підвищити кількість діоксиду вуглецю у відхідних газах на 1,2 %.

Наступні дослідження будуть проводитись у напрямку розробки системи та налаштування нечіткого регулятора для двохранусної фурми.

Література

1. Богушевський В. С. Математична модель регулювання киснево-конвертерного процесу / В. С. Богушевський, К. М. Зубова // Технологічні комплекси. – 2013. №2(8). – С. 32 – 38.

УДК 669.18 (075.8)

ЗНЕСІРКУВАННЯ ЧАВУНУ ЗІ ЗАСТОСУВАННЯМ МАГНІЮ

В. С. Богушевський, Д. В. Мамчик

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджена адекватність відомих моделей знесіркування чавуну з використанням магнію

Исследована адекватность известных моделей удаления серы из чугуна с использованием магния

The adequacy of known iron desulfuration models using magnesium has Investigated

Вступ

Розвиток тенденції виробництва сталі з низьким і особливо низьким ($< 0,005$ %) вмістом сірки зумовлює потребу конвертерного виробництва в рідкому чавуні з низьким ($< 0,006$ %) і наднизьким ($< 0,001 \dots 0,002$ %) вмістом сірки [1]. Це завдання може бути реалізоване тільки при використанні процесів позадоменної десульфурзації, які мають бути адаптовані до масового виробництва (10 ... 20 тис. т чавуну на добу), великих об'ємів чавуновозних ковшів і малих циклів між оброблюваними ковшами. Тому багато конвертерних цехів мають у своєму складі відділення позадоменної десульфурзації чавуну (ВДЧ). Вони розрізняються місцем проведення десульфурзації, типом застосовуваних десульфурантів, засобами видалення шлаку, що утворився, і його подальшою утилізацією. Як показує практика, десульфурация здійснюється і в транспортних ковшах типу "торпедо" і в звичайних заливальних, як на вході у міксерне відділення, так і в конвертерному [2].

Найбільшого поширення в якості десульфурантів отримали магнійвмісні матеріали і карбід кальцію в суміші з вапном. Застосовуються і комбіновані методи десульфурзації, наприклад, вдування сумішей і введення дроту з десульфуючим наповнювачем [3].

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

Дослідити ефективність видалення сірки в чавуні за відомими моделями з використанням магнію.

Методика проведення експерименту

В останні роки на металургійних підприємствах Росії, України та Китаю введені в експлуатацію побудовані за ліцензіями зарубіжних фірм ВДЧ, в яких чавун продувають сумішшю гранульованого магнію і порошкоподібного флюїдизованого вапна у співвідношенні 1: (3 – 5) через фурми з постійним перетином.

Вимоги різних підприємств до хімічного складу застосовуваного при десульфурації чавуну флюїдизованого вапна представлені в табл. 1. З наведених даних видно, що цей матеріал відрізняється високим вмістом оксиду кальцію, низьким вмістом сірки і малими втратами при прогартуванні W . У процесі помелу вапно обробляють силіконовим маслом. У результаті такої обробки збільшується плинність порошку (кут природного укосу не більше 25^0), зменшується схильність вапна до гідратації при взаємодії з атмосферною вологою.

Таблиця 1 Хімічний склад флюїдизованого вапна

Назва підприємства	Масова частка компонентів, %						
	CaO	MgO	SiO ₂	S	CO ₂	H ₂ O*	W
Almamet GmbH	92-98	0,5-2,0	0,1-1,0	<0,1	<2,0	<1,5	<2,5
Voestalpine Stahl GmbH	94	2	–	–	–	–	–
ВАТ «Северсталь»	95,5	0-3	0-3	<0,05	–	–	–
ТОВ «Завод металургійних реагентів» (м. Кушва Єкатирибургська обл.)	>95	–	–	–	–	–	<2,5
ДП «Укрдіпромет»	>92	–	<0,5	<0,03	–	–	<2,0
ВАТ «Алчевський металургійний комбінат» (ТУ У 26.5-00193714-042-2001)	>94	–	–	<0,04	–	–	<0,8

Результати досліджень

Освоєння технології десульфурації чавуну продувкою сумішшю гранульованого магнію і порошкоподібного вапна вимагає додаткових капітальних витрат, пов'язаних з необхідністю будівництва на підприємстві ділянки підготовки флюїдизованого вапна. Крім того, при використанні цього способу обробки збільшуються витрати на десульфуранти, а також кількість ковшового шлаку і втрати чавуну з ним. При цьому ефективність десульфурації металу при продувці гранульованим магнієм без добавок і сумішшю гранульованого магнію з флюїдизованим вапном значно не відрізняються.

Про це свідчить проведена нами обробка результатів десульфурації чавуну, що проведена фірмою ESM II LP (США) і у ВДЧ ВАТ «Металургійний комбінат» Азовсталь» (рис. 1).

На рис. 1, а показані наведені фірмою «ESM II LP» (США) результати обробки металу в 140-т чавуновозних ковшах продувкою сумішшю порошкоподібного вапна і гранульованого магнію у співвідношенні (3,5 – 4) : 1 при масі оброблюваного металу 80 – 100 т.

Результати дослідження представлені у вигляді залежності між середніми за час обробки значеннями ступеня використання магнію для десульфурації чавуну (η_s) і вмісту сірки в металі ($[S]$). У ході розрахунку припускали, що сірка видаляється з металу тільки в результаті взаємодії з магнієм. Аналітичний вигляд залежності має вигляд

$$\eta_s = -327,81[S]^2 + 25,174[S] + 0,0259. \quad (1)$$

Залежність характеризується нелінійністю. Із зростанням вмісту сірки в чавуні збільшується ефективність використання магнію.

На рис. 1, б показані результати обробки даних дослідження десульфурації металу в 140-т чавуновозних ковшах в ОДЧ ВАТ «Металургійний комбінат» Азовсталь» [4]. Магній інжектуювався в чавун через фурми з випарними камерами зі швидкістю 5 – 6 кг/хв. в потоці природного газу, витрата якого змінювалася в межах 25 – 40 $\text{нм}^3/\text{год}$. У ході дослідження маса оброблюваного металу змінювалася від 55 до 97 т. Аналітичний вигляд залежності має вигляд

$$\eta_s = 0,1497e^{43,441[S]}. \quad (2)$$

Хоча вид аналітичних залежностей (1) і (2) різний для вмісту вуглецю до 0,03 % вони практично співпадають. Залежність (2) при більш високих значеннях сірки (> 0,03 %) слабо підкріплена експериментальними даними і до того ж вони мають велику дисперсію.

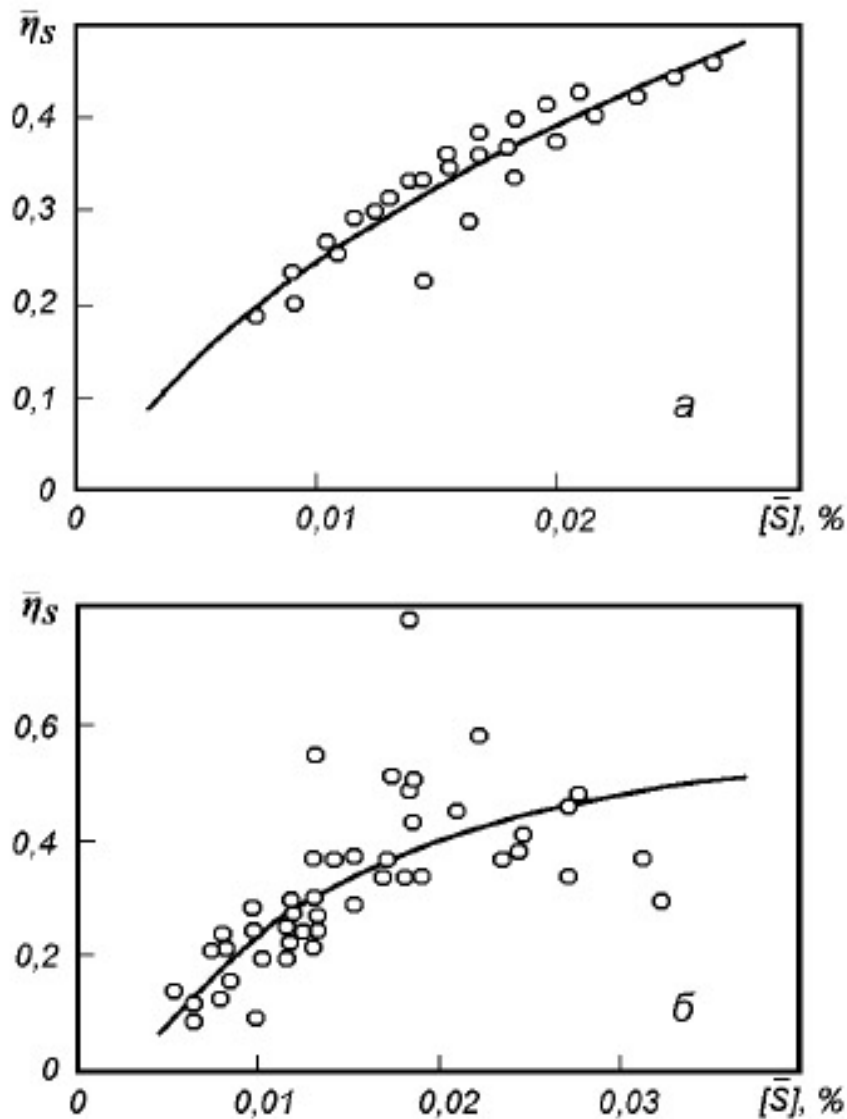


Рис 1 Залежність ступеня використання магнію для десульфурації чавуну від концентрації сірки в металі при обробці в 140-т чавуновозних ковшах:
а – продування сумішшю гранульованого магнію і флюїдизованого вапна;
б – продування гранульованим магнієм без добавок

Аналіз даних на рис. 1 показує, що в ході описаних вище досліджень ефективність використання магнію для десульфурації чавуну була практично однаковою.

Дані рис. 1, б були використані при побудові наведеної на рис. 2 діаграми для визначення питомої витрати магнію на десульфурацію чавуну в чавуновозних ковшах.

Як видно із рис. 2 при будь-якому вмісті сірки ефективність використання магнію зменшується із збільшенням його витрати і при

відповідних значеннях подальша обробка чавуну магнієм для зниження вмісту сірки стає недоцільною.

Потрібно пам'ятати, що отримані за допомогою цієї діаграми значення питомих витрат десульфурантів, слід розглядати тільки лише як оціночні. При обробці кожного окремо взятого ковша ефективність десульфурації металу може змінюватися в залежності від маси оброблюваного чавуну, його температури, кількості та хімічного складу ковшового шлаку [5 – 7].

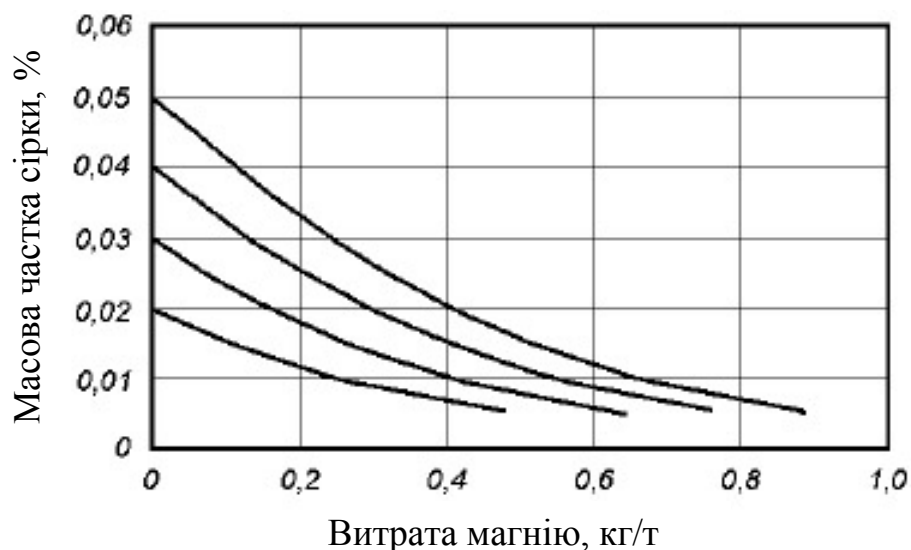


Рис. 2 Діаграма для визначення питомої витрати магнію на десульфурацію чавуну в 140-т чавуновозних ковшах

Висновки

Проведені дослідження показали, що ефективність використання магнію для десульфурації чавуну практично однакова при використанні гранульованого магнію і флюїдизованого вапна і гранульованого магнію без добавок.

Ефективність використання магнію зменшується із збільшенням його витрати і при відповідних значеннях подальша обробка чавуну магнієм для зниження вмісту сірки стає недоцільною.

Література

1. 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.

2. Основы металлургийного 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.

3. Дюдкин Д.А., Кисиленко В.В. Внепечная десульфурация чугуна порошковой магнийсодержащей проволокой // Сталь. – 1998. – № 5. – С. 16 – 18.

4. Носоченко О.В., Зотов А.В., Гилев Е.Е. Десульфурация передельного чугуна магнием по принципу моноинжекции через специальные фурмы // Сталь. – 1999. – № 12. – С. 19 – 21.

5. Трубавин В.И., Горобец В.Г. Экономическая эффективность различных методов внепечной обработки стали. Металлургическая и горнорудная промышленность. – 1993. – № 4. – С. 63 – 64.

6. Поживанов М.А. Внепечная металлургия чугуна. – К.: ФТИМС НАН Украины. – 2006. – 78 с.

7. Jose Flavio Viana, Sergio Luis do Soura Costa, Alessandro Prenazzi, Dauglas C. Lee. Hot metal Desulphurization by CaO Co-Injection in Usiminas Steel Shop // IMA, The Global Voice for magnesium. – Prague. – 1999. – P. 151 – 161.

УДК 669.18 (075.8)

ПОЗАПІЧНА ОБРОБКА СТАЛІ В КОНВЕРТЕРНОМУ ЦЕХУ

В. С. Богушевський, О. М. Меженський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені способи позапечної десульфурзації сталі в конвертерному цеху

Приведены способы выпечной десульфурации стали в конвертерном цехе

Ways ladle desulfurization of steel in the converter shop are shown

Вступ

У зв'язку з безупинно зростаючими вимогами до таких властивостей сталі, як пластичність при ударних навантаженнях, особливо в умовах низьких температур, виникає необхідність керування кількістю, сполуками, формою й характером розподілу неметалічних включень у готовій сталі [1]. Вакуумна обробка сталі є ефективним засобом зниження вмісту газів й оксидних неметалічних включень, але практично не впливає на вміст сірки й забруднення металу сульфідними включеннями. У сталях, розкислених марганцем, кремнієм й алюмінієм, сульфідні включення, що утворюються в процесі кристалізації й наступне охолодження, являють собою сполуки сірки із залізом і марганцем – FeS й MnS і розчини Fe-Mn. Ці включення при звичайному вмісті марганцю в сталі (0,6 – 0,8 %) характеризуються, порівняно невисокою температурою плавлення (1100 – 1600 °C). У процесі гарячої деформації металу (в інтервалі 900 – 1250 °C) включення володіють достатньою пластичністю й витягаються у вигляді плівок або ниток, що викликає анізотропію механічних властивостей готової сталі [2].

Кількість сульфідних включень, їхні сполуки, розміри, форма тощо залежать у першу чергу від вмісту сірки в металі, що кристалізується, а також від сполук її у сталі, швидкості затвердіння, режиму подальшого охолодження злитка й ін. Найбільш ефективним способом зниження забруднення сталі сульфідними включеннями за інших рівних умов є зниження концентрації сірки. Перехід сірки з металу в шлак – процес, що протікає з обмеженою швидкістю, що залежить від сполук шлаків і металу

й поверхні взаємодії фаз. Видалення сірки в сталеплавильних процесах здійснюється шляхом переведення її в сполуки, не розчинні в металі й добре розчинні в шлаку. Такою сполукою є CaS [3].

Ступінь десульфурації росте зі збільшенням активності CaO в шлаку, поверхні розділу метал-шлак й кількості шлаку, а також при зниженні активності кисню в металі.

В умовах мартенівської або конвертерної плавки при високій окисленості шлаків ($\Sigma(\text{FeO}) > 12\%$) вміст кисню в металі досягає $0,06\%$ і більше, тому коефіцієнт розподілу сірки ($L_S = (\text{S})/[\text{S}]$) між шлаком й металом не перевищує 4—8. Для одержання в готовій сталі не більше $0,01\%$ S при вмісті її в шихті $\sim 0,04\%$ необхідно багаторазове відновлення шлаків, що різко знижує продуктивність сталеплавильних агрегатів і погіршує їхні техніко-економічні показники. Процес видалення сірки може бути прискорений при обробці сталі в ковші синтетичними шлаками з високою десульфуруючою здатністю, при одночасному скороченні тривалості плавки.

Зміна сполук сульфідних неметалічних включень у сталі може бути досягнута за допомогою елементів, що утворюють із сіркою тугоплавкі сполуки, що не розчиняються в рідкому залізі. У першу чергу до таких елементів відносяться ЛЗМ і РЗЛС [4].

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

Метою роботи є отримання якісної сталі в конвертерному цеху з використанням позапічної обробки сталі.

Результати досліджень

Одні з найпоширеніших методів десульфурації сталі:

- обробка сталі синтетичними шлаками;
- вдмухування в метал порошкоподібних матеріалів;
- обробка сталі, попередньо розкисленої алюмінієм;
- десульфурація сталі в процесі інжектування рафінованого шлаку на установці доведення металу.

Розглянемо ці способи детальніше.

Ідея рафінування металу рідкими синтетичними шлаками, що отримані в спеціальному плавильному агрегаті, належить радянському інженерові А. С. Точинському (1925 р.). Порцію шлаків у кількості 3 – 6 % від маси сталі

нагрівають до необхідної температури і заливають у сталерозливний ківш, а потім у цей же ківш випускають сталь, рафіновану до заданих вмістів вуглецю й фосфору. Найбільше широко для десульфурації використовують вапново-глиноземисті шлаки. Шлаки зазначеної сполуки виплавляють в електродуговій печі з графітовою футерівкою. Ступінь видалення сірки коливається в межах 50 – 80 %. Він досягає максимальних значень при обробці високовуглецевих сталей і сталей, легованих кремнієм. Так, сталь, рафінована рідкими синтетичними шлаками, набуває підвищену пластичність й ударну в'язкість.

Ефективним методом позаагрегатної десульфурації може бути вдмухування в метал порошкоподібних матеріалів у струмені інертного газу. Звичайно подача порошків відбувається за допомогою футерованої труби, що занурюється в метал на глибину до 3 м. Установка складається з дозуючого пристрою, з'єднаного гнучким шлангом з рухомою фурмою. Ківш у процесі обробки закривається кришкою для зменшення розбризкування металу, створення захисної атмосфери над ним, а також уловлювання й очищення газоподібних продуктів, що виділяються.

Десульфурація сталі в сталерозливному ковші за рахунок інжектування порошку рафінованих шлаків потоком аргону за допомогою насоса є однією з операцій на установці доведення металу (УДМ) в умовах конверторного цеху ВАТ «МК Азовсталь». Відповідно до існуючої технології по прибуттю сталерозливного ковша на УДМ спочатку проводять продувку металу аргонem, потім замір температури й відбір проби сталі, а також, вибірково, вимір активності кисню датчиком приладу. Після одержання аналізу початкової проби вводять розраховану кількість коригувальних добавок і проводять десульфурацію сталі за допомогою інжектування в потоці аргону порошку рафінованих шлаків. По закінченні операції інжектування виконують вимір температури й відбирають пробу сталі.

За регламентом розливання на МНЛЗ і по вимогах для окремих груп сталі вміст сірки в готовій сталі не повинен перевищувати 0,020 – 0,025 %. Для цієї мети використовуються чавун, що містить 0,015 – 0,020 % S, оброблений гранульованим магнієм у відділенні десульфурації чавуну (ВДЧ) з подвійним скочуванням шлаку в спеціальному відділенні (ВВШ) і в заливальному прольоті. Зменшення вмісту сірки в чавуні від 0,020 до 0,004 %, в брукті від 0,030 до 0,005 % (вибіркового оборотного брукта), а також зменшення зашлакованості чавуну від 0,25 до 0,15 % скорочують прихід сірки від 0,3129 до 0,1179 кг/т, а перехід сірки в рідкі продукти плавки – від 0,2623 до 0,0955 кг/т. При цьому вміст сірки в сталі на випуску знижується від 0,0139 до 0,0051%. Коефіцієнт переходу сірки в

продукти плавки і прихід сірки в рідкі продукти плавки істотно зменшується при підвищенні температури сталі на випуску.

Окислювальна здатність ківшевих шлаків залежить від кількості конверторного шлаку, що потрапив в ківш під час випуску. В цьому випадку під час випуску метал знизу продували аргоном, а для відсічення шлаку використовувалась система з пневматичним стопором [5].

Присадки CaC_2 під час випуску низьковуглецевого напівпродукту помітно зменшують окислення ківшевого шлаку. При цьому найбільший ефект досягається сумісними присадками $\text{CaC}_2 + \text{CaF}_2$ на струмінь металу і Al на шлак. Формування ківшевого шлаку продовжується і після закінчення випуску, при цьому продовжується дія присаджених на випуску CaC_2 і Al і подальше розкислення шлаку. Таким чином, під час випуску завдяки перемішуванню металу падаючим струменем сталі й продуванням з дна аргоном формується ківшевий шлак, що визначає протікання процесів десульфурації й асиміляції неметалевих включень при позапічній обробці сталі.

В роботі була досліджена десульфурація сталі в ковші під час випуску твердою шлакоутворюючою сумішшю (ТШС) і розкисленням конверторним шлаком. ТШС складалася з 80 – 85 % відсіву вапна і 15 – 20 % плавикового шпату. Витрата суміші до 10 кг/т сталі. Була також випробувана десульфурація тільки відсівом вапна [6]. Встановили, що в порівнянні з випуском плавки без присадок десульфураторів в ківш середня ступінь десульфурації збільшилась з 17 до 37 %.

Висновки

Додаткова обробка металу в ковші сприяє істотному поліпшенню ТЕП плавки в сталеплавильному агрегаті й головне – забезпеченню одержання сталі високої якості з низьким вмістом сірки, фосфору, кисню і неметалевих включень, водню і азоту.

Обробка сталі, попередньо розкисленої алюмінієм, протягом 10 – 30 хв. сумішшю $\text{CaO} + \text{CaC}_2$ у кількості 5 – 15 кг/т у струмені аргону дозволяє знизити вміст сірки в готовій сталі на 40 – 90 %.

Кращі результати впливу на якість металу досягаються при використанні комбінованих або комплексних методів, коли в одному або в декількох, послідовно розташованих агрегатах, здійснюється ряд операцій по видаленню газів, неметалевих включень і небажаних елементів.

Позапічна обробка рідкої сталі в вакуумі має широкі можливості. Її можна використати для обробки будь-яких, у тому числі й для рядових сталей, і дозволяє одночасно дегазувати значну кількість металу.

Література

1. 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.
2. 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.
3. Козаков С. В. Прогнозирование состава стальных расплавов во время выплавки и внепечной обработки // Металл и литье Украины. – 2005. – № 3-4. – С. 17 – 20.
4. Виноградов С.В., Фетисов А.А., Жучков В.И. Методы улучшения качества и разливаемости металла путем совершенствования технологии его раскисления при внепечной обработке //Металлург. – 2003. – № 10. – С. 44 – 47.
5. Внепечная обработка литой стали в ковшах с использованием донных продувочных устройств/ С.П.Еротько, С.В.Быковских, А.И.Шевченко и др. // Металл и литье Украины. – 2000. – № 11-12. – С. 30 – 32.
6. Богушевський В.С., Сирбу Ю.І., Меженський О.М. Використання внутрішніх резервів тепла – шлях підвищення ефективності конвертерного процесу // Матеріали Міжнародної конференції „Матеріали для роботи в екстремальних умовах-4”, 20 – 21.12.2012, Київ. – С. 197 – 201.

УДК 621.74.043.2

АВТОМАТИЧЕСКОЕ РЕГУЛИРОВАНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ПРЕСС-ФОРМ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПОД ДАВЛЕНИЕМ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ НЕЧЕТКИХ РЕГУЛЯТОРОВ

В. С. Богушевський, Р. В. Самарай, В. П. Самарай

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»
(e-mail: oxygen@i.ua)*

Температура прес-форми машини лиття під тиском відіграє ключову роль у нормальній і правильній роботі машини лиття під тиском. При дотриманні правильного температурного режиму прес-форми можна істотно знизити основні види браку, збільшити якість виливки, продовжити термін експлуатації прес-форми, а також зменшити простій обладнання пов'язаний з технічним обслуговуванням і ремонтом. Регулювання температури найдоцільніше на сьогоднішній день здійснювати в автоматичному режимі. Для цього обладнання комплектується спеціальними датчиками і електронною системою управління і автоматики. Одним із способів регулювання температури в автоматичному режимі є використання управління виробничим процесом на основі нечіткої логіки. Нечітка логіка дозволяє використовувати властивості, що не доступні класичним методам регулювання

Температура пресс-формы машины литья под давлением играет ключевую роль в нормальной и правильной работе машины литья под давлением. При соблюдении правильного температурного режима пресс-формы можно существенно снизить основные виды брака, увеличить качество отливки, продлить срок эксплуатации пресс-формы, а также уменьшить простой оборудования связанный с техническим обслуживанием и ремонтом. Регулирование температуры целесообразнее всего на сегодняшний день осуществлять в автоматическом режиме. Для этого оборудование комплектуется специальными датчиками и электронной системой управления и автоматики. Одним из способов регулирования температуры в автоматическом режиме является использование управления производственным процессом на основе нечеткой логики. Нечеткая логика позволяет использовать свойства не доступные классическим методам регулирования

Mold temperature injection molding machine has a key role in normal and proper use of the injection molding machine. Subject to the correct temperature of the mold can significantly reduce the main types of marriage, increase the quality of the casting, extend the life of the mold, and reduce downtime associated with maintenance and repair. Temperature control would be best to date carried out in automatic mode. For this equipment is equipped with special sensors and an electronic control system and automation. One way to control the temperature in the automatic mode is the use of process control based on fuzzy logic. Fuzzy logic allows the use of the property is not available classical methods of regulation

Введение

Высокая эффективность литейного производства предполагает высокое качество отливок, экономически оптимальный и высокий темп работы оборудования – машин литья под давлением (ЛПД), высокую производительность, соблюдение оптимальных технологических режимов литья. Выполнения этих требований можно достичь одновременным использованием нескольких контуров регулирования технологических параметров ЛПД, одним из которых является температура пресс-формы ЛПД [1].

Как правило, литейный процесс протекает нормально в большом диапазоне температур пресс-формы, но отклонения от технологической нормы могут привести к браку и остановке машины ЛПД. При ручном обслуживании регулирование температуры пресс-формы является очень полезным, а при автоматическом режиме работы машины ЛПД оно просто необходимо [2].

Исследования, приведенные в статье, проводились в НТУУ “Киевский политехнический институт” по теме “Математическая модель и система управления машинами литья под давлением”, Государственный регистрационный номер 0112U002173.

Постановка задачи

Целью исследований является повышение точности регулирования температуры пресс-формы.

Результаты исследований

Температура $t_{пз}$ рабочей поверхности пресс-формы перед заливкой определяется как:

$$t_{пз}=t_{ф}+f(T_{ц}), \quad (1)$$

где $t_{ф}$ – температурный фон формы;

$T_{\text{ц}}$ – длительность предыдущего цикла.

При случайных колебаниях $T_{\text{ц}}$ колебания $t_{\text{ф}}$ не превышают 15° , но если они связаны с технологическими особенностями процесса, то приближаются 50°C . Колебания цикла вызывают колебания $t_{\text{пз}}$, которые можно устранить практически только стабилизацией. Переменная $t_{\text{ф}}$ зависит от среднего темпа работы n или $T_{\text{ц}}$ за некоторый интервал времени. Можно описать уход тепла пресс-формы с охлаждающей жидкостью:

$$t_{\text{ф}(i)} = nq(R_{\text{ф}(i)} + 1/(kG^m F_{\text{ох}})) + t_{\text{в.ср.}}, \quad (2)$$

где $t_{\text{ф}(i)}$ – температурный фон в i -й точке пресс-формы;
 q – количество тепла, поступающее в форму за один цикл;
 $R_{\text{ф}(i)} = (t_{\text{ф}(i)} - t_{\text{оп}})nq$ – тепловое сопротивление пресс-формы;
 $t_{\text{оп}}$ – температура на поверхности охлаждающего канала;
 $R_{\text{ф}(i)}$ – для каждой точки пресс-формы является постоянной величиной и может быть определена расчетом или опытным путем;
 $kG^m = a$ – коэффициент теплопередачи от пресс-формы к охлаждающей жидкости, выраженный в явном виде через расход охлаждающей воды G , коэффициенты k и m рассчитывают;
 $F_{\text{ох}}$ – площадь поверхности охлаждающих каналов;
 $t_{\text{в.ср.}}$ – средняя температура охлаждающей жидкости;
 $R_0 = 1/(kG^m F_{\text{ох}})$ – тепловое сопротивление охлаждающей системы.

Таким образом, в $t_{\text{ф}}$ можно вносить изменения с помощью n или G . Из методов, основанных на изменении G , можно отметить следующие: включение и выключение или непрерывное изменение подачи охлаждающей жидкости в зависимости от температуры пресс-формы [3], включение и выключение подачи охлаждающей жидкости одновременно с началом и концом работы машины [1, 2], изменение G в зависимости от температуры охлаждающей жидкости на выходе (термостатическая регулировка) [4, 5].

Общим недостатком этих способов является то, что они не учитывают особенностей пресс-форм. Из уравнения (2) видно, что изменение G является эффективным только в тех случаях, если R_0 больше или хотя бы одного порядка с $R_{\text{ф}}$. Сделать $R_{\text{ф}}$ достаточно малым, явным приближением охлаждающих каналов к рабочей поверхности пресс-формы или увеличением их количества является невозможным по технологическим и конструктивным соображениям. Но с другой стороны, при получении высокой производительности нужно максимально воспользоваться возможностями охлаждающей системы. Переменную R_0 нельзя делать

слишком большой, кроме пресс-форм с низкой тепловой нагрузкой nq – для небольших автоматов с горячей камерой прессования. Обычно большинство форм работает в режиме $R_{\phi} \gg R_0$. Следствием этого является в общем случае, то что регулированием G нельзя в полной мере разрешить задачу обеспечения требуемой температуры пресс-формы t_{ϕ} и возможно применение его лишь в особых случаях или в сочетании с регулированием с помощью темпа работы.

Регулирование n эффективно при любых R_{ϕ} и дает максимально возможную производительность. Способы регулирования t_{ϕ} , связанные с какими-либо воздействиями на n , следующие: работа машины с жестким циклом, применение блокирующего устройства, выключающего машину при перегреве пресс-формы, включение рабочего хода машины после охлаждения пресс-формы до заданной температуры [6] (рефлекторное управление темпом).

Жесткий цикл обычно осуществляется на небольших автоматических машинах с горячей камерой прессования. В общем, могут допускаться колебания темпа не больше определяемого по формуле при $G = \text{const}$:

$$\Delta n = \Delta t_{\phi} / (q(R_{\phi} + 1/(kG^m F_{\text{ox}})) + q/(2G)), \quad (3)$$

$$\Phi = T/T_{\text{ц}}; \quad (4)$$

$$b = 2q/(cy(F_{\text{н}} + F_{\text{н}})); \quad (5)$$

$$\eta = x/(\sqrt{12aT_{\text{ц}}}); \quad (6)$$

$$\Delta\Theta = ((\sqrt{aT_{\text{ц}}})/b)(t - t_{\text{нз}}); \quad (7)$$

где Δt_{ϕ} — допускаемое температурное отклонение.

Блокировка машины всего лишь предотвращает перегрев пресс-формы. Рефлекторное управление, когда интервал между открытием и закрытием пресс-формы определяется не временем выполнения каких-либо операций, а теплотехническими соображениями, сокращает цикл и немного стабилизирует температуру поверхности пресс-формы перед заливкой при ее разогреве. Для блокировки рефлекторного управления необходимо установить в форме датчики температуры (любую конфигурацию). Место установки датчика является определяющим характер работы регулирующего устройства. На рис. 1 показано распределение температуры в пресс-форме в направлении, перпендикулярном к рабочей поверхности ($\eta = 0$) в разных моментах времени. Кривые получены с

помощью расчета при замене теплового действия отливки на пресс-форму мгновенным источником тепла. На рисунке обозначено:

t — температура в произвольной точке пресс-формы;

$t_{пз}$ — температура поверхности пресс-формы перед заливкой;

T — время от начала заливки;

$T_{ц}$ — длительность цикла;

x — расстояние от поверхности пресс-формы;

$F_{н}, F_{п}$ — площади рабочих поверхностей в неподвижной и подвижной полуформах;

a, c, γ — соответственно температуропроводность, теплоемкость и плотность материала пресс-формы; 1 — $\phi = 0,025$; 2 — $\phi = 0,05$; 3 — $\phi = 0,1$; 4 — $\phi = 0,2$; 5 — $\phi = 0,4$; 6 — $\phi = 0,6$; 7 — $\phi = 0,8$; 8 — $\phi = 1,0$.

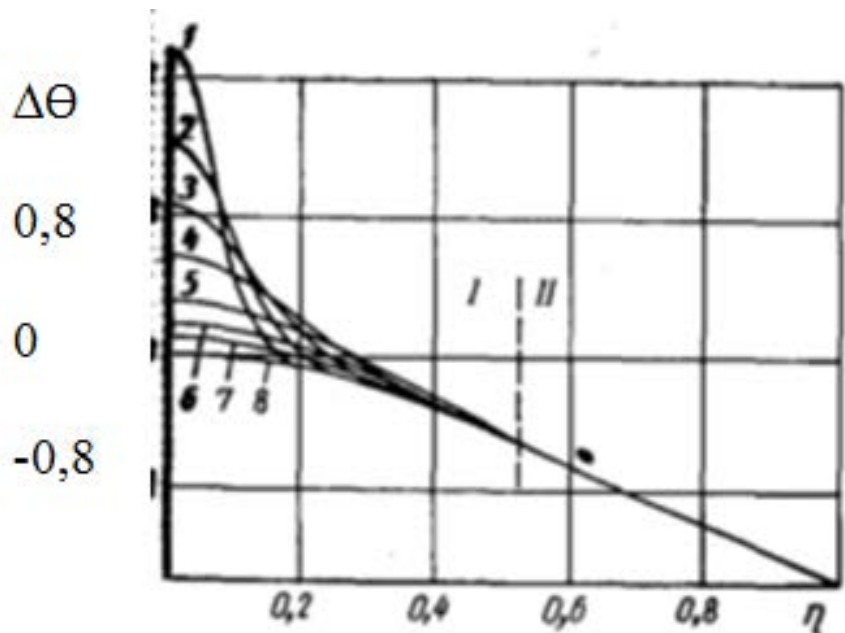


Рис. 1 Распределение температуры в разных моментах времени

При установке датчика в зоне 1 регулирующее устройство будет работать в рефлекторном режиме, а в зоне 2 выполнять функцию блокировки от перегрева. Требования к устройствам рефлекторного управления и блокировки абсолютно различаются: для блокировки нужна простая инерционная аппаратура, например термореле, непосредственно производящее нужные переключения рефлекторного управления, а для рефлекторного — малоинерционная аппаратура, способная достаточно точно и быстро фиксировать колебания температуры. Термореле работающее в рефлекторном режиме, может производить беспорядочные

выключения машины при нормальной температуре. Аппаратура рефлекторного управления, работая в режиме блокировки, не будет использовать своих возможностей в отношении сокращения цикла.

Место установки датчика определяем с помощью графика на рис. 2, где показана амплитуда температурных колебаний на разных расстояниях от рабочей поверхности. Кривая получена на основе приведенного расчета; точки — это результаты экспериментов на различных формах: 1 — форма для цинковой отливки весом 5 г; 2 — для алюминиевой 230 г; 3 — для алюминиевой 3400 г.

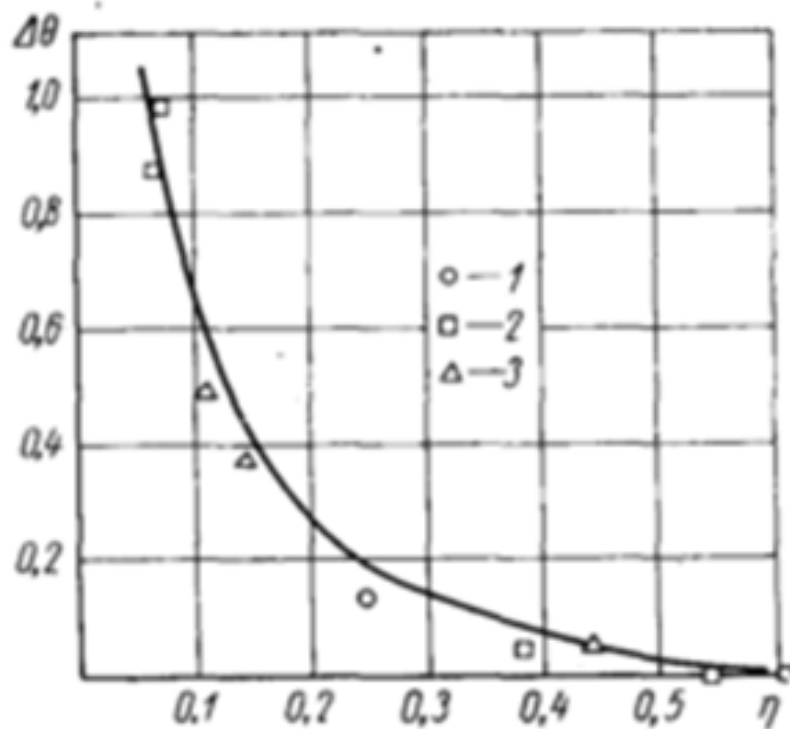


Рис. 2 Амплитуда температурных колебаний на разных расстояниях от рабочей поверхности

Учитывая, что обычно время выдержки $T_{\text{выд}}=(0,3;0,4) T_{\text{ц}}$ (7), можно принять для точки установки датчика при рефлекторном управлении $\eta \leq 0,2$, так как в этой точке температура проходит через максимальное значение при $\phi = 0,2 < \phi_{\text{выд}}$ (см. рис. 1), и срабатывание датчика на подъеме температуры невозможно.

С помощью оснащения каждой машины и формы дополнительным оборудованием и автоматического управления, становится возможным регулирование температуры пресс-формы одним из рассмотренных способов; при ручном управлении нужен контроль температурного режима

формы специальным прибором, который регистрирует температуру одновременно на нескольких машинах.

Раскрытие формы по реле времени является регулированием температуры удаления отливки. Она при этом зависит от температурного фона. На рис. 3 показаны значения температуры поверхности пресс-формы в момент выталкивания отливки в зависимости от t_{ϕ} при ручной работе на машине. Колебания температуры в 30°C можно считать вполне приемлемыми. Следовательно, регулирование t_{ϕ} вполне обеспечивает требуемую температуру при выталкивании отливки на малых машинах, даже при ручном управлении, а на больших, где целесообразно экономить время в начале работы (при разогреве пресс-формы), раскрывать форму следует при определенной температуре [6].

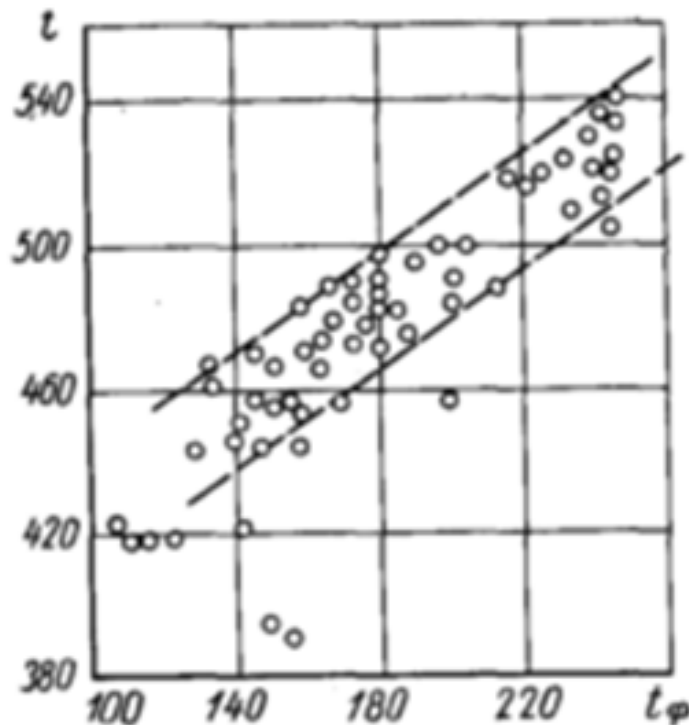


Рис. 3 Значения температуры поверхности пресс-формы в момент выталкивания отливки в зависимости от t_{ϕ} при ручной работе на машины

На рис. 4 показаны изменения температуры за один цикл в разных точках пресс-формы, в начале работы (пунктирная линия) и после разогрева (сплошная линия). Термопары установлены на разном расстоянии от рабочей поверхности; 1, 2 – термопары установлены на расстоянии 2 мм от рабочей поверхности пресс-формы; 3 – на расстоянии 3 мм; 4 – 10 мм. При большом удалении датчика от рабочей поверхности при разогреве регулирующее устройство может не сработать или

сработать на подъеме температуры. Для предотвращения преждевременного раскрытия формы требуется блокировка этого устройства в начальный период цикла. Расположение датчика регулирующего устройства в непосредственной близости, на расстоянии 1—2 мм от рабочей поверхности формы, сокращает время блокировки и повышает производительность машины в период разогрева пресс-формы. Применение ее предварительного подогрева увеличивает это расстояние.

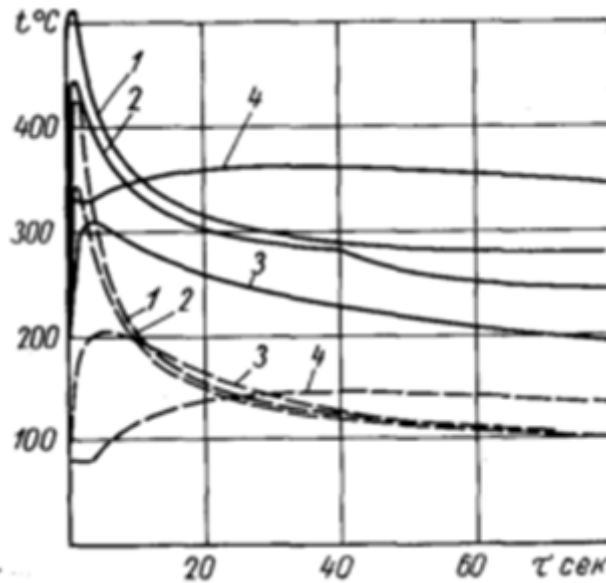


Рис. 4 Изменения температуры за один цикл в разных точках пресс-формы, в начале работы (пунктирная линия) и после разогрева (сплошная линия)

Для измерения температуры вблизи рабочей поверхности (1—2 мм) можно использовать датчик в виде термопары, впаянной в стержень 4, который своим торцом входит в полость формы (рис. 5).

Регулирование целесообразно осуществлять не классическими методами, а по правилам нечеткой логики. Вид функции и форма графиков принадлежности может быть различной.

При задании функций принадлежности (ФП) треугольной формы на едином универсальном множестве $U=[0, 1]$ получаем аналитические выражения для каждой лингвистической величины. При поступлении на нечеткий регулятор (НР) значений входных переменных $\theta, \dot{\theta}, \ddot{\theta}$ с дискретным шагом h осуществляется расчет выходных величин u_1^*, u_2^*, u_3^* и ФП $\mu^j(u), j = \overline{1, 3}$, по соответствующим формулам [7].

Лингвистическое правило управления представим в необходимом виде согласно оптимальных технологических режимов управления и регулирования температурой пресс-форм ЛПД при охлаждении. Лингвистические оценки выбираются из терм-множества лингвистических

переменных для контура регулирования температуры пресс-формы θ , $\dot{\theta}$, $\ddot{\theta}$ и m : $\alpha_c^j \in$ [отрицательная ($j = 1$), положительная ($j = 2$), близкая к нулю – нулевая ($j = 3$)].

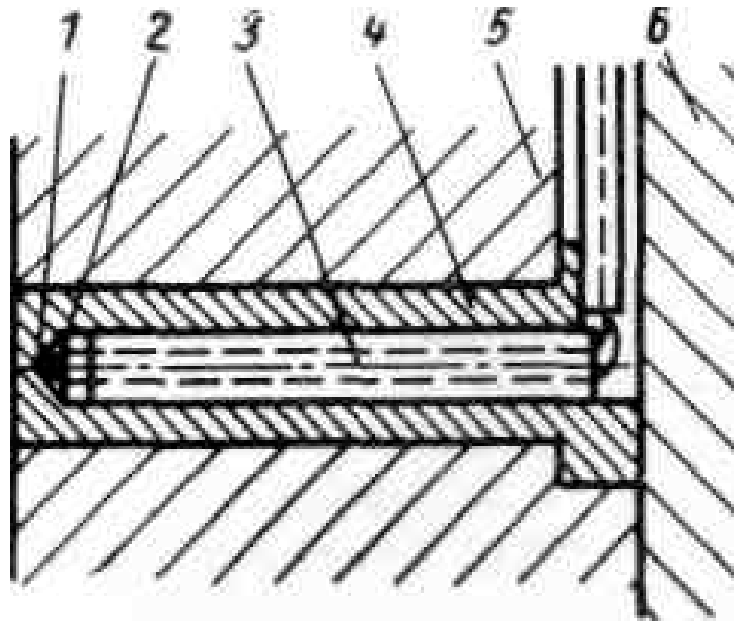


Рис. 5 Датчик в виде термопары, впаянной в стержень который своим торцом входит в полость формы: 1 — спай термопары, 2 — медный припой; 3 — фарфоровый изолятор; 5 — матрица; 6 — плита

После проведения всех расчетов и сравнений, определяется интенсивность, температура и продолжительность подачи теплоносителя.

Таким образом, подачу теплоносителя необходимо прекратить в момент достижения заданного значения соответствующей нечеткой модели, т.е. соответствующего уровня охлаждения. Нечеткая модель также используется для регулирования продолжительности подачи теплоносителя для нагрева литейной формы. Система регулирования может быть выполнена на стандартных средствах измерения:

1. Соответствующие термопары – для измерения температуры пресс-форм ЛПД;
2. Терморезисторы – для измерения температуры охлаждающей жидкости;
3. Аналого-цифровые преобразователи (АЦП);
4. Регулирующие микроконтроллеры (наиболее целесообразны AVR-микроконтроллеры типа *AtMega-8*, *AtTiny* либо PIC-микроконтроллеры);
5. Цифро-аналоговые преобразователи;
6. Соответствующие программаторы для микроконтроллеров;

7. Персональные компьютеры как альтернатива либо как вспомогательное оборудование для измерения, фиксации, обработки температурной информации с датчиков, выдачи сигналов управления и регулирования, сохранения и статистической обработки телеметрической информации с пресс-формы ЛПД.

Применение системы регулирования температуры литейной формы на базе НР уменьшает брак на 1,5 % (соответственно снижается возврат), увеличивает производительность машины ЛПД на 2 % и повышает стойкость пресс-формы на 0,5 %.

Выводы

1. Регулирование температуры пресс-формы позволяет существенно уменьшить количество поверхностных и внутренних дефектов отливок (прежде всего типа "сетка разгара", "шероховатость", "неспай", "недолив" и др.), тепловых ударов на ее рабочей поверхности, что уменьшает разгар пресс-формы, повышает продолжительность эксплуатации пресс-формы. Введение в систему НР повышает качество отливок и регулирования, увеличивает производительность, оптимизирует темп работы пресс-форм и машин ЛПД, уменьшает энергопотребление процесса ЛПД.

2. Для организации контура регулирования температурой пресс-формы ЛПД актуально и целесообразно использовать нечеткий регулятор температуры.

3. Для измерения температуры пресс-формы ЛПД целесообразно использовать термопары и терморезисторы с использованием микроконтроллеров и специальных микросхем АЦП с компенсацией холодного спая и малошумящего усилителя (например, серии МАХ) с последующей подачей преобразованного цифрового сигнала температуры одновременно на цифровой индикатор и в файл персонального компьютера через микросхему приемо-передатчика (например, МАХ232).

4. Для измерения температуры охлаждающей жидкости пресс-формы ЛПД целесообразно использовать терморезисторы (с интервалом измерения температуры 0 – 150 градусов).

5. Датчики температуры (термопары и терморезисторы) целесообразно подключить к микроконтроллерам и персональным компьютерам системы регулирования температуры пресс-форм ЛПД через многочисленные широкоизвестные в автоматизированных системах интерфейсы: моноканалы однопроводные – "1-wire"; двухпроводные – "I²C" ("TWAN"); четырехпроводные – "SPI" ("ISP", стандартные сетевые интерфейсы RS485, RS482 и другие, например, даже несетевые последовательные и параллельные интерфейсы – (порты "COM") и "CENTRONIX" (порты "LPT"). Возможна передача телеметрических

данных через классическое сетевое оборудование, интерфейсы и протоколы типов “Звезда” (“*ARCNet*”), “Кольцо” (“*TokenRing*”), “Шина” (“*Ethernet*”).

Литература

1. Новиков В. П., Баландин Г. Ф. Регулирование температуры форм для литья под давлением // Литейное производство. – 1966. – № 6. – С. 38 – 40.
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. АСУТП машин литья под давлением / В.С.Богушевский, В.Н.Иванов, Н.А.Рюмшин, Н.А.Сорокин. – К.: НПК “Киевский институт автоматики”, 1994. – 239 с.
4. Богушевський В.С. АСКТП комплексу лиття під тиском //Автоматизація виробничих процесів. – 2001. – № 2 (13). – С. 53 – 55.
5. Богушевський В.С., Зубова К.М. Управління конвертерною плавкою в режимі енергозбереження // Науково-технічна інформація. – 2013. - №1 (55). – С. 52 – 56.
6. Богушевский В.С., Антоневиц Я.К. Тепловая работа пресс-формы машины литья под давлением // Металл и литье Украины. – 2012. – № 6. – С. 7 – 9.
7. Гостев В.И. Нечеткие регуляторы в системе автоматического управления. – К.: “Радіоаматор”, 2008. – 972 с.

УДК 669.18.046.5:669.04:538.84

ОСОБЛИВОСТІ ТЕПЛОФІЗИЧНОЇ ВЗАЄМОДІЇ ТВЕРДИХ МЕТАЛЕВИХ МАТЕРІАЛІВ З РІДКОЮ СТАЛЛЮ*

В. С. Богушевський¹, В. О. Середенко², С. В. Кадигроб¹, Ю. А. Орлова¹

¹ Національний технічний університет України «КПІ»

² Фізико-технологічний інститут металів і сплавів НАН України

Наведені результати теоретичних і експериментальних досліджень взаємодії при розкисненні твердих металевих матеріалів (FeMn, SiMn, FeSi, FeCr, а також сплаву АМС) зі сталлю

Приведены результаты теоретических и экспериментальных исследований взаимодействия твердых металлических материалов (FeMn, SiMn, FeSi, FeCr, а также сплава АМС) со сталью

The results of theoretical and experimental studies of the interaction of solid metal materials (FeMn, SiMn, FeSi, FeCr and AMS alloy) with steel are listed

Вступ

В період обробки сталі металодобавками протікають складні фізико-хімічні процеси [1]. У загальному випадку цей період включає стадії теплової взаємодії, розчинення, хімічної взаємодії і утворення продуктів реакції. В залежності від умов обробки і властивостей металевих матеріалів вони можуть взаємодіяти як із сталлю, так і зі шлаком, футерівкою ковша й атмосферою. Продукти хімічних реакцій можуть як надходити в сталь, так і видалятися з її об'єму. При обробці сталі добавками виникає проблема швидкого досягнення рівномірного розподілу речовини присадки у всьому об'ємі сталі. У той же час дія факторів, що лімітують на окремих стадіях процесу обробки сталі добавками не дозволяє забезпечити прискорену гомогенізацію речовини добавок в об'ємі оброблюваної сталі [2]. Тому, встановлення механізмів процесів, що відбуваються при обробці сталі металодобавками, що визначають структури математичних моделей взаємодії добавок зі сталлю

* Наведені в статті дослідження проводились в Національному технічному університеті України "КПІ" по темі "Модель керування конвертерною плавкою по енергозберігаючій технології", Державний реєстраційний номер 0112U003476

в реальних умовах, є одним з головних завдань дослідження таких процесів.

Постановка задачі

Метою досліджень є визначення структури математичних моделей взаємодії добавок зі сталлю в реальних умовах і створення методу одночасного контролю основних параметрів ванни, які залежать один від одного і визначають характер перебігання процесу засвоєння добавки.

Результати досліджень

Істотний вплив на теплові процеси при взаємодії металевих фаз з більш нагрітим рідкометалевим середовищем надає контактний термічний опір, дія якого проявляється в зниженні коефіцієнта тепловіддачі і нестабільності теплообміну в часі. Дослідження, проведені з рідкими металами, показали, що термічний опір – результат складного процесу, що обумовлений сукупністю фізико-хімічних, гідродинамічних та теплових явищ біля поверхні теплообміну [3]. Найбільш вірогідною причиною погіршення тепловіддачі в такій системі є утворення на кордоні рідкого металу з твердою металодобавкою прошарку додаткової фази. Відображення в ідеалізованій формі періоду розчинення в сталевому розплаві однорідних металодобавок представлено Р. І. Л. Гутрі п'ятьма способами (рис. 1 [4]). При введенні холодних шматків присадок (Al, FeMn) в рідку сталь (рис. 1., I, A) вони покриваються оболонкою з затверділої сталі (I, B). Оболонка оточує присадку, в той час як вона починає плавитися (I, C). Цей механічний бар'єр існує деякий час і перешкоджає розподілу речовини в обсязі сталі. Дуже часто добавка повністю розплавляється ще до того, як розплавиться сталева оболонка (I, D). При II способі після розплавлення оболонки (II, C) розплавлення поверхневого шару добавки супроводжується його винесенням або розчиненням, а сталева кірка більше на металодобавці не виникає. На відміну від цього при III способі сталева оболонка знову виникає на твердій частині добавки, яка залишилася.

При високій екзотермічній теплоті розчинення в сталі добавок (Si і його сплави [5, 6]) реакція розчинення Si в сталі починається на поверхні розділу сталевої оболонки з поверхнею добавки, яка підплавилася (IV, B). При цьому утворюється рідка евтектика і внаслідок ерозії оболонки зсередини виділяється тепло. Процес розплавлення таких матеріалів в сталі розглядають як плавлення непрогрітого тіла обмежених розмірів з короточасним збереженням розплаву на поверхні й завершенням процесу при безперервному видаленні розплаву з твердого ядра [7]. При зануренні твердих тугоплавких присадок (FeMo, FeW) навколо них на початку

утворюється сталева оболонка (V, B). Після її розплавлення відбувається розчинення присадки в дифузійному режимі. На цей процес головним чином впливають межа розчинності добавок в сталі, їх коефіцієнти дифузії в сталі й гідродинамічна ситуація в зоні розчинення.

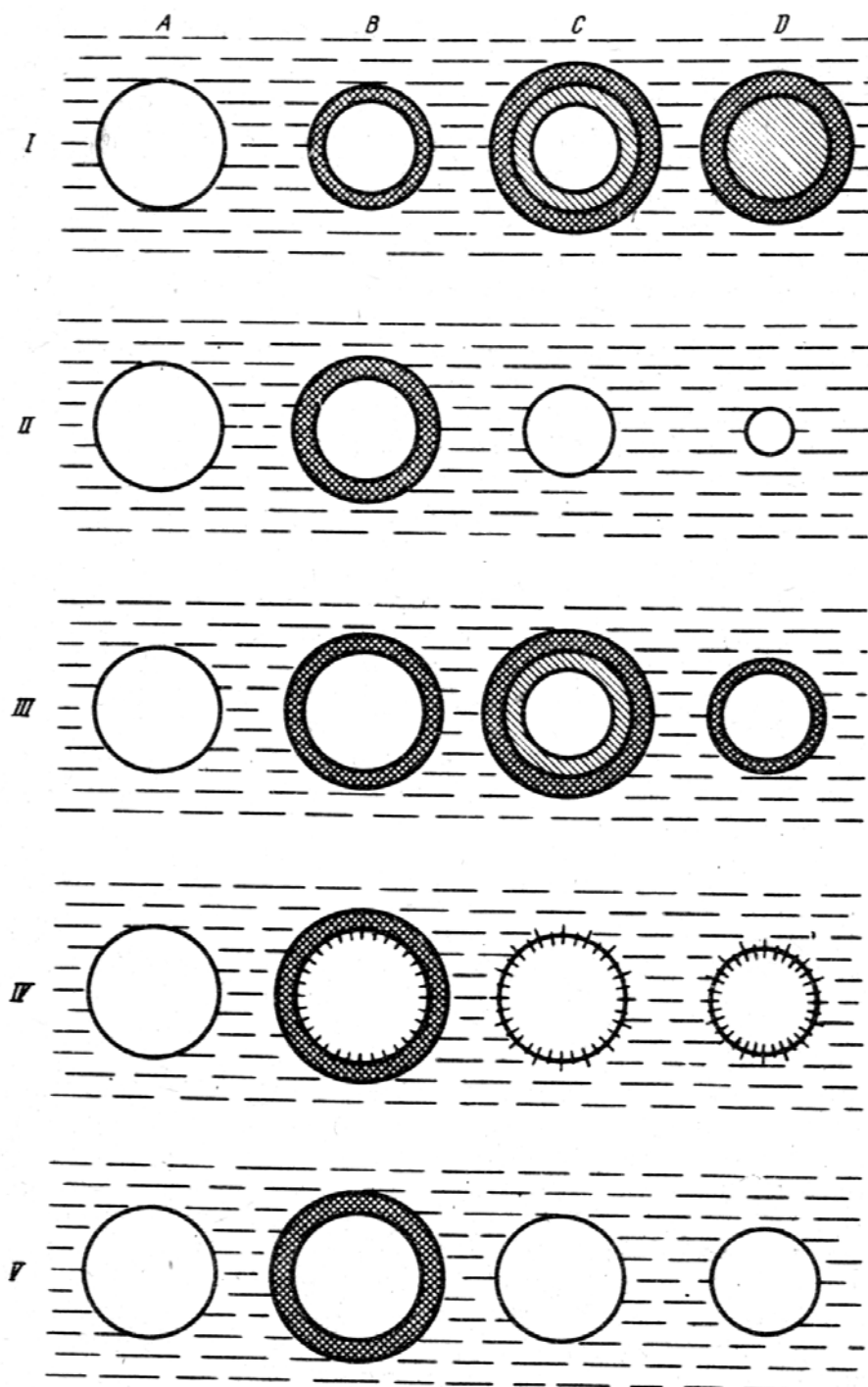


Рис. 1 П'ять кінетичних способів плавлення і (або) розчинення добавок у рідкій сталі

За інших рівних умов час повного розчинення кускових матеріалів у сталі на 2 – 3 порядки більше, ніж порошкоподібних [8], що досить істотно в разі тугоплавких і зверхтугоплавких при садок.

У наведених класифікаціях металодобавок за механізмом розчинення в рідкій сталі не враховані метали та сплави, температура кипіння яких нижче значень $t_{\text{спл}}$ і $t_{\text{сж}}$. Як відомо [9], крапля рідини, вміщена в розплавлений метал і яка має меншу температуру кипіння, ніж температура розплаву, швидко опиняється оточеною газовим шаром парів цієї рідини. Таке утворення має специфічні фізичні характеристики, які суттєво впливають на його взаємодію з розплавленим металом. Зокрема, в процесі пароутворення відбувається різке зниження температури розплаву поблизу киплячої краплі й істотне збільшення об'єму парорідинних утворень, що супроводжується значним збільшенням швидкості спливання добавки в розплав [10]. В даний час розвивають два основних напрямки вирішення завдання ефективного використання металевих матеріалів, що містять Са для позапічної обробки сталі. Перший напрямок пов'язаний з оптимізацією складів сплавів, спрямованої на усунення несприятливого впливу області незмішування в системі "сплав-сталь". Зусилля дослідників зосереджені в першу чергу на зменшенні або повному виключенні області незмішування рідких сплавів із сталлю [11], а також застосування сплавів з підвищеними температурами плавлення ($> t_{\text{сж}}$) і дисоціації [5]. Другий варіант направлений на використання недоліку ЛЗМ – високої схильності до пароутворення, для інтенсифікації фізико-хімічних процесів їх взаємодії зі сталлю за рахунок посилення перемішування і утворень високорозвиненої міжфазної поверхні "газ-сталь". Цей варіант реалізований шляхом вдування порошків або подачі порошкового дроту в глиб розплавленої сталі, для чого розроблені технологічні процеси і створено обладнання, що дозволяє обробляти сталь порошками в ковшах великої ємності [5, 12, 13]. Оптимальна технологія обробки сталі добавками в ковшах різної ємності може бути розроблена лише за наявності даних про швидкість і механізм розчинення (плавлення) добавок в об'ємі сталі.

Експериментально встановлено, що основний вплив на швидкість розплавлення холодних ковшових однорідних присадок І класу надають їх теплофізичні властивості, розміри, температура сталі й гідродинаміка розплаву в ковші [4, 14, 6, 15]. Після подачі добавок на струмись сталі, що сходить в 5-тонний ківш, або примусово занурювані під рівень металу на глибину 0,35 – 0,40 м при витримці розплаву в такому ковші встановлено, що при повному розплавленні добавок за час випуску плавки в пробах металу, відібраних через 60 – 100 с після розплавлення присадок, фіксувався їх однорідний розподіл. У випадках, коли добавки не встигали розплавитися за час наповнення ковша сталлю, як і при їх введенні під час

витримки металу в ковші, хімісклад металу проб періодично змінювався [15]. В роботі [15] визначено так само, що швидкість розплавлення FeMn при випуску плавки в ківш в інтенсивно перемішуємому металі в 1,5 рази вище, ніж у сталі при її витримці в ковші після його наповнення. У той же час гідродинамічні умови істотний вплив на розплавлення SiMn не надали. Експерименти, проведені в ковшах місткістю 5 т на сталі 3 сп з введенням циліндричних добавок діаметром 0,05 м і масою 1,0 кг при витримці розплаву показали, що на присадки FeMn інтенсивно наморожують значний шар сталі, а розплавлення добавки протікає одночасно з розплавленням сталевий оболонки (рис. 1) [15]. Як видно з рис. 1 наморожування сталі на SiMn відбувається значно слабкіше, ніж на FeMn, а розплавлення добавок SiMn в основному відбувалося після розплавлення сталевий оболонки. Істотна відмінність у протіканні процесів термічного взаємодії цих твердих сплавів Mn зі сталлю обумовлено, перш за все, їх значною різницею в теплопровідності (λ), яка при 20 °С майже на порядок менше у SiMn при близьких значеннях щільності й температури плавлення [16, 17]. Результати дослідів, проведених в 50 кг індукційній печі на низьковуглецевій сталі при 1600 °С з примусовим введенням в неї зразків гомогенних сплавів у вигляді циліндрів діаметром 0,04 м, показали значний вплив теплопровідності й температури плавлення легкоплавких добавок на утворення сталевий кірки (оболонки) і загальну тривалість її плавлення [14, 18]. Однак цього впливу не спостерігалось на тугоплавких сплавах з відносно малою теплоємністю, зокрема, для FeCr (ФХ006). Дослідження, проведені при вимкненому електроживленні печі, тобто при відсутності електромагнітного перемішування розплаву показали, що найбільша маса сталі наморожується на сплавах ФС 10 (10 % Si) – 590 г і ФС40 (50 % Si) – 520 г, але час їх повного розплавлення при цьому істотно відрізнявся – відповідно 120 і 70 с, незважаючи на близькі значення температур плавлення (1400 °С). Маса намерзлої кірки сталі (370 г) і повна тривалість розплавлення добавок (120 с) металевий марганцю МР1 були значно більшими, ніж у присадок FeMn (60 % Mn), хоча температура плавлення останнього на 60 °С вище, ніж у МР1 (1240 °С). Найменший час повного розплавлення зафіксовано у FeSi марки ФС 65 (65 % Si) – 32 с і сплаву АМС (12 % Al, 60 % Mn, 19 % Si) – 38 с, хоча у ФС65 маса намороженої сталі досягала 185 г, а на АМС була незначною.

Висновки

Експериментально встановлено, що основний вплив на швидкість розплавлення холодних ковшових однорідних присадок надають їх теплофізичні властивості, розміри, температура сталі й гідродинаміка розплаву в ковші.

Результати дослідів, проведених в 50 кг індукційній печі на низьковуглецевій сталі при 1600 °С з примусовим введенням в неї зразків гомогенних сплавів у вигляді циліндрів діаметром 0,04 м, показали значний вплив теплопровідності й температури плавлення легкоплавких добавок на утворення сталеві кінки (оболонки) і загальну тривалість її плавлення. Однак цього впливу не спостерігалось на тугоплавких сплавах з відносно малою теплоємністю, зокрема, для FeCr (ФХ006).

Дослідження, проведені при вимкненому електроживленні печі, тобто при відсутності електромагнітного перемішування розплаву показали, що маса намерзлої кінки сталі (370 г) і повна тривалість розплавлення добавок (120 с) металевого марганцю МР1 були значно більшими, ніж у присадок FeMn (60 % Mn), хоча температура плавлення останнього на 60 °С вище, ніж у МР1 (1240 °С).

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. Никитин В.И. Физико-химические явления при воздействии жидких металлов на твёрдые. – М.: Атомиздат, 1967. – 441 с.
4. Гутри Р.И.Л. Практика вдувания в металл легирующих добавок и их перемешивание // Труды конф. “Инжекционная металлургия” 83”. – Лулеа (Швеция): Пер. с англ. / Под ред. М. Ф. Сидоренко. – М.: Металлургия, 1986. – С. 283 – 298.
5. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. – Ч.П. Основы и технология ковшевой металлургии: Пер. с нем. – М.: Металлургия, 1984. – 414 с.
6. Исследование механизма плавления лигатур на основе РЗМ в стали / В.М.Кравченко, Е.Б.Теплицкий, Ю.Н.Тарусин, А. С.Жердев // Матер. Международной науч.-техн. конф. “Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технологии, экология”. – К. – Днепропетровск: КПИ. – 2000. – С. 135 – 138.
7. Жучков В.Н., Носков А.С., Завьялов А.Л. Растворение феросплавов в жидком металле. – Свердловск: УрО АН СССР, 1990. –134 с.
8. Меджибожский М.Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов: Учеб. пособие для вузов. – К. – Донецк: Вища школа. Головное изд-во, 1979. – 280 с.
9. Теория взаимодействия кипящей капли с расплавленным металлом / М.А.Кривоглаз, В.Л.Найдек, М.Е.Осиповский, В.А.Перелома // Металлофизика. – 1972. – Вып. 39. – С. 26 – 37.
10. Перелома В.А., Найдек В.Л. Жидкий кислород в производстве стали. – К.: Наукова думка, 1984. – 204 с.
11. Гольдштейн Я.Е., Мизин В.Г. Модифицирование и микролегирование чугуна и стали. – М.: Металлургия, 1986. – 272 с.
12. Оптимизация режима ввода порошковой проволоки в жидкую сталь /

Кисиленко В.В., Онищук В.П., Дюдкин Д.А. и др. // Металл и литьё Украины. – 2000. – №1–2. – С. 17 – 20.

13. Смирнов Н.А., Кудрин В.А. Рафинирование стали продувкой порошками в печи и ковше. – М.: Металлургия, 1984. – 168 с.

14. Казачков Н.П. Легирование стали. – К.: Техніка, 1982. – 120 с.

15. Терзиян П.Г., Кравченко В.М., Чеботников А.Т. К кинетике расплавления марганца и силикомарганца в сталеразливочном ковше // Металлургия и коксохимия. – Вып. 30.- К.: Техніка. – 1972. – С. 63 – 68.

16. Понкратов Н.А., Огурцов А.П., Кривко Е.М. К вопросу о математическом моделировании процесса плавления ферросплавов в ковше // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 1987. – №9. – С. 29 – 31.

17. Изучение свойств ферросплавов и лигатур для микролегирования и раскисления стали / В.С.Игнатьев, В.А.Вихлевщук, В.М.Черногрицкий и др. // Известия высших учебных заведений. Чёрная металлургия. – 1988. – №6. – С. 37 – 42.

18. Підготовка комплексних розкиснювачів у сталеплавильному виробництві / В.С.Богушевський, В.О.Середенко, Х.І.Кириченко, Ю.А.Орлова // Матеріали Міжнародної конференції „Матеріали для роботи в екстремальних умовах-4”, 20 – 21.12.2012, Київ. – К.: Політехніка. – 2012. – С. 148 – 152.

УДК 669.18 (075.8)

ПОЗАПІЧНА ОБРОБКА ЧАВУНУ

В. С. Богушевський, Ю. І. Сирбу

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Наведені способи позапічної десульфурзації чавуну

Приведены способы выпечной десульфурации чугуна

Ways iron ladle treatment are shown

Вступ

Висока ступінь рафінування рідкого металу, скорочення нераціональних його витрат при заміні звичайної сталі легованою, підвищення якості зливок, що одержуються на установках неперервної розливки, значна економія феросплавів і електроенергії забезпечуються в наш час різними методами позапічної обробки [1].

Однією з найважливіших задач в процесах позапічної обробки металу є підвищення якості сталі [2]. Тому проблема розробки технології й створення надійних пристроїв для позапічної обробки є дуже важливою і актуальною.

Видалення шкідливих домішок із металу у ході сталеплавильних процесів дуже обмежено, тому кількість їх визначається насамперед вмістом у вихідних матеріалах, серед яких основним є чавун.

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

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

Результати досліджень

На основі розробленого механізму процесу десульфурзації чавуну магнієм через розчинення магнію в чавуні й наступного видалення сірки

розроблена технологія десульфурації чавуну введенням магнію через фурму, що дозволяє досягти максимального ступеня засвоєння магнію чавуном (до 95 %). Така технологія реалізована на металургійному комбінаті "Азовсталь" [3]. Швидкість подачі магнію через таку фурму – 15 кг/хв. Підготовка фурми до експлуатації складається з природного сушіння вогнетривкого покриття фурми, сушіння факелом природного газу, сушіння в спорожненому розігрітому ковші, „загартування” при короткочасному зануренні в чавун 3 – 4 рази.

Для обробки чавуну магнієм використовується спеціальний ківш. При проведенні дослідів коробку з магнієм вводили у випаровувач через бокову стінку. На стінках випаровувача є виступи з цегли для укладання коробки з магнієм.

Підвищення тиску парів магнію при його випаровуванні визиває зниження рівня чавуну у випаровувачі до вершини отворів.

Дослідження показали, що процес протікав досить спокійно, без викидів чавуну, при цьому досягалось високе використання магнію і значне зменшення вмісту сірки в чавуні – з 0,1 до 0,005 %.

В теперішній час для десульфурації у чавуновізному ковші застосовується чистий гранульований магній. Зі сховища магній доставляється в герметичній упаковці вакуумним транспортом у видатковий бункер ємністю 0,5 м³, обладнаний ваговим пристроєм. Магній видається з бункера під тиском стиснутого повітря і через фурму надходить у ківш, наповнений чавуном на 80—85 % об'єму.

Магній повинен відповідати наступним вимогам:

- уводитися вдмухуванням його в гранульованому вигляді;
- для введення магнію в рідкий чавун використовується аргон або природний (нейтральний) газ;
- магній у рідкий чавун необхідно вдмухувати без добавок;
- необхідно створити умови охолодження зони введення магнію в розплав;

Виконання викладеного комплексу вимог забезпечує найбільш ефективне засвоєння магнію чавуном, надійне видалення сірки. Вміст сірки в обробленому чавуні знижується до 0,003—0,004 %.

На рисунках 1 і 2 приведені графіки залежності ступеня десульфурації від витрат гранульованого магнію при різних початкових вмістах сірки: 0,1 і 0,02 %. Обробка даних проводилась статистичним методом з допомогою ПЕОМ. Кожний графік характеризується початковою низькою залежністю знесіркування чавуну від витрат гранульованого магнію. Далі залежність приймає лінійний характер і при низьких вмістах сірки збільшення витрат гранульованого магнію не призводить до суттєвого зниження вмісту сірки.

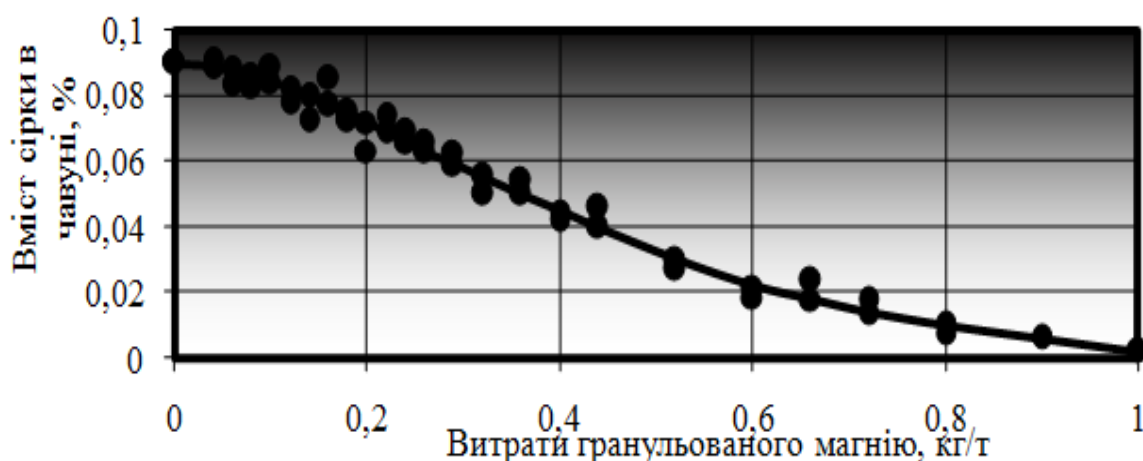


Рис. 1 Розрахункові значення питомих витрат гранульованого магнію в залежності від вихідного і кінцевого вмісту сірки в чавуні при високому початковому вмісті сірки

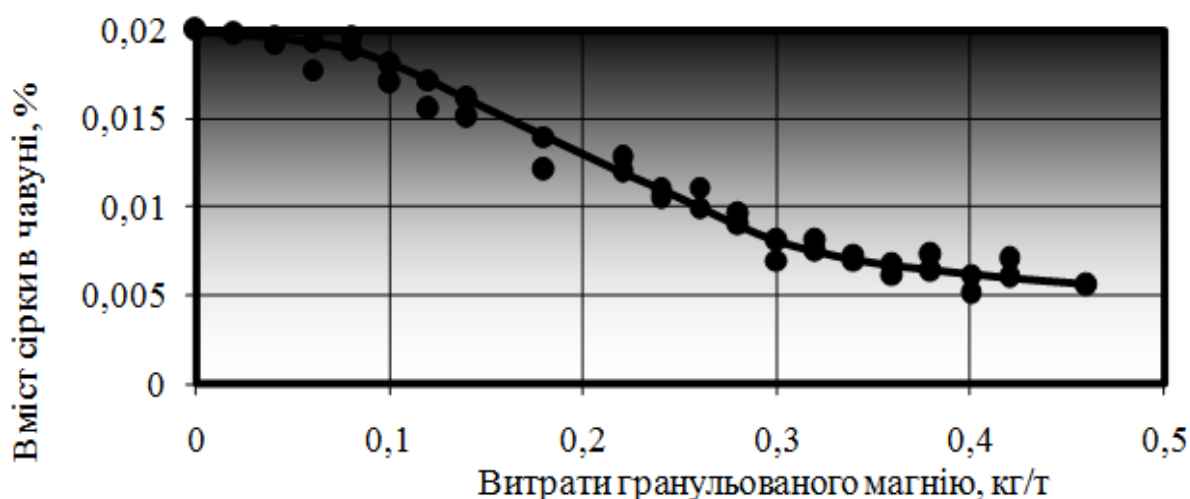


Рис. 2 Розрахункові значення питомих витрат гранульованого магнію в залежності від вихідного і кінцевого вмісту сірки в чавуні при низькому початковому вмісті сірки

Тобто незалежно від початкового вмісту сірки в чавуні при визначеній витраті магнію настає момент, який характеризується економічною недоцільністю подальшої десульфурзації магнієм в чавуні. При необхідності подальша десульфурация повинна бути перенесена в агрегати доводки металу сталеплавильного виробництва.

Досліджувався також вплив температури чавуна на десульфурацию (рис. 3). На графіку ми бачимо, що чим нижча температура рідкого чавуна, тим краще йде видалення сірки з металу. Найдоцільніше проводити

десульфуріацію при температурі 1250 С°, і при тому додавання Mg для досягнення його рівноважних значень більше ніж 0,005% недоцільно. З цієї точки зору позапічну десульфуріацію чавуну слід перенести з доменних ковшів в заливальні чавуновізні ковші сталеплавильних відділень.

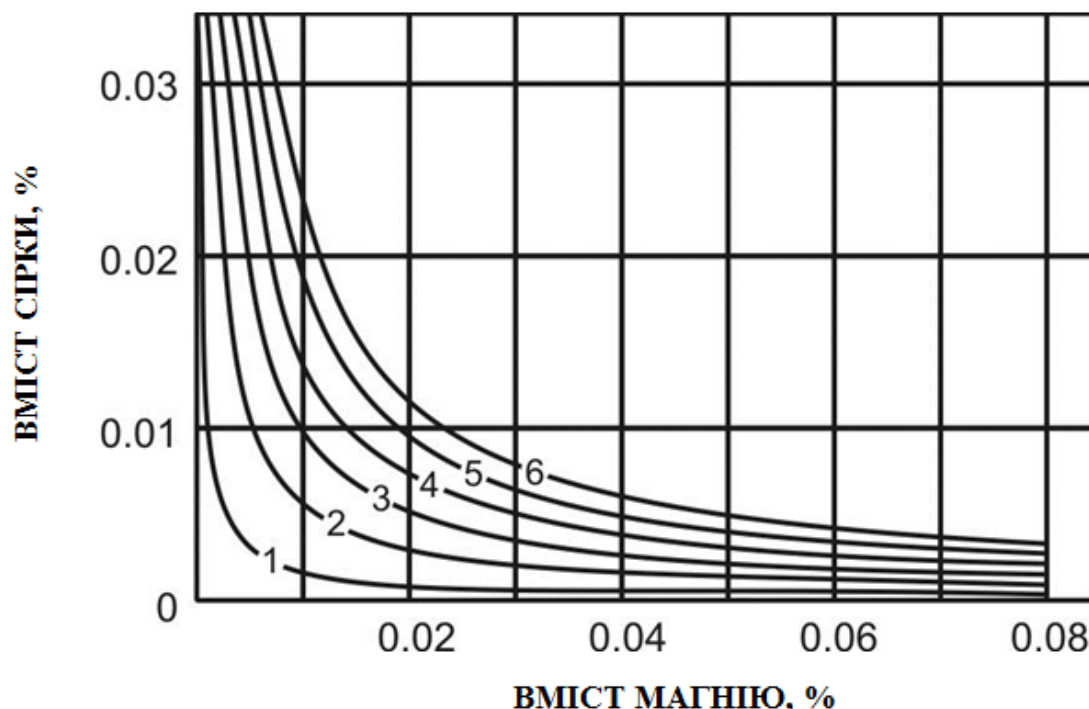


Рис. 3 Взаємозв'язок розрахункових рівноважних значень $[S]_p$, і $[Mg]_p$ у рідкому чавуні після рафінування магнієм. Температура чавуну, °С:
1 – 1250; 2 – 1300; 3 – 1350; 4 – 1450; 5 – 1450; 6 – 1500

Для видалення фосфору використовують зазвичай соду. Видалення протікає за реакцією: $4[P] + 5Na_2CO_3 = 5Na_2O \cdot 2P_2O_5 + 5C$.

Як відомо, для проведення операцій дефосфорації і десульфуріації потрібні різні умови. Для успішної дефосфорації бажано мати високий окислювальний потенціал, а для десульфуріації – низький. Проблему вирішують організацією операцій дефосфорації й десульфуріації в одному агрегаті зі спеціальною фурмою [4]. У зоні виходу з фурми, що подає у глиб металу окислювальну суміш, окислюється фосфор; на межі розділу метал – високоосновний малоокислений шлак відбувається видалення сірки.

Висновки

Серед багатьох технологій десульфуріації чавуну найбільш сприятливою є розроблена Інститутом чорної металургії НАН України і

освоєна комбінатом "Азовсталь" технологія обробки гранульованим магнієм із широкими можливостями регулювання процесу [5]. Ефективність обробки підвищується при використанні природного газу в якості газоносія й обмеженні інтенсивності обробки. Установлено характерні риси процесу, обумовлені первісним насиченням чавуну магнієм і взаємодією магнію із сіркою, визначена залежність засвоєння магнію в розплаві від параметрів чавуну й організації процесу.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів: Підручник / Д.Ф.Чернега, В.С.Богусевський, 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. Дюдкин Д.А., Харахулах В.С. О перспективах повышения качества металла в Украине //Металлы и литье Украины. – 1999. – № 13 – 14. – С. 5 – 7.
4. Поживанов М.А., Внечная металлургия чугуна. – К.: ФТИМС НАН Украины. – 2006. – 78 с.
5. Богусевський 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

УДК 669(075.8)

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕПЛОВЫХ ПОТЕРЬ НА НАГРЕВ ФУТЕРОВКИ ПЛАВИЛЬНОЙ ПЕЧИ

В. С. Богушевский, А. Э. Скачок

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Стаття присвячена підвищенню точності визначення теплових втрат на нагрівання плавильної печі. Особлива увага звертається зносу бічної стінки тигля. На основі проведеного дослідження виявлено, що втрати тепла на нагрів футерівки залежать від: температури рідкого металу, тривалості плавки, зносу футеровки, допоміжних операцій

Статья посвящена повышению точности определения тепловых потерь на нагрев плавильной печи. Особое внимание обращается износу боковой стенки тигля. На основе проведенного исследования найдено, что потери тепла на нагрев футеровки зависят от: температуры жидкого металла, продолжительности плавки, износа футеровки, вспомогательных операций

The article is dedicated to increase of accuracy of definition of thermal losses on heating of the melting furnace. The special attention addresses to deterioration of a lateral wall of the crucible. Based on the conducted research it is found that heat losses on heating of the crucible depend from: temperatures of liquid metal, duration of melting, deterioration of the crucible, auxiliary operations

Введение

Тепловые потери на нагрев футеровки составляют значительную величину в тепловом балансе печи.

Поскольку мощность тепловых потерь на нагрев футеровки индукционной тигельной печи (ИТП) не может быть измерена непосредственно ее определяют расчетным путем. С целью упрощения расчетов принята в качестве рабочей гипотеза аддитивности составляющих теплообмена, согласно которой сложные тепловые явления в футеровке могут быть представлены как ряд самостоятельных, более простых процессов, поддающихся анализу.

Потери энергии на нагрев ИТП складываются из аккумуляции теплоты футеровкой тигля, подины и крышки, потери теплоты в окружающую среду теплопроводностью многослойной футеровки и излучением с зеркала ванны через открытую крышку в период вспомогательных операций (загрузки, слива металла, скачивания шлака и т.д.). Возмущением термоцикла нагрева-охлаждения активного слоя футеровки пренебрегают. Кроме того, до 25 % энергии теплового баланса теряется в системе водяного охлаждения индуктора [1, 2].

Каждую составляющую теплотерю рассчитывают по известным соотношениям для теплообмена. Точность расчетов зависит от достоверности задаваемых условий однозначности.

На первых плавках кампании тигля или после длительного простоя агрегата существенную долю потерь составляет теплота, аккумулированная футеровкой печи, особенно подиной. Процесс прогрева стенок заканчивается наступлением квазиустановившегося теплового состояния, в котором подводимое к телу количество теплоты равняется отводимому в окружающее пространство. Теплота, аккумулированная футеровкой печи, в 1,5 раза превышает энергию, расходуемую на плавку.

Исследования, приведенные в статье, проводились в НТУУ „Киевский политехнический институт” по теме „Математическая модель и система управления машинами литья под давлением”, Государственный регистрационный номер 0112U002173.

Цель исследований

Повышение точности определения тепловых потерь на нагрев футеровки плавильной печи.

Результаты исследований

В основу теоретического исследования теплотерю положен выбор условий однозначности неустановившейся и квазиустановившейся тепловой работы футеровки печи. Тепловые потери печи, рассчитываемые при установившемся тепловом режиме, зависят от температуры расплавленного металла, геометрической формы, размеров (рис. 1), теплоизолирующей способности футеровки и условий теплообмена на границе с окружающей средой.

Тигель – один из самых ответственных элементов ИТП, в значительной мере определяющий ее эксплуатационную надежность. По ходу кампании ИТП рабочая поверхность футеровки тигля подвергается механическому и химическому износу огнеупора, особенно боковых стенок.

Смоделируем геометрию реальной футеровки боковой стенки печи эквивалентной цилиндрической стенкой (рис. 2). Известно, что при значениях отношения наружного диаметра цилиндрической стенки к внутреннему меньше 2 (в нашем случае отношение 1,22), последнюю без большой погрешности (менее 4 %) можно рассматривать как неограниченную пластину такой же толщины.

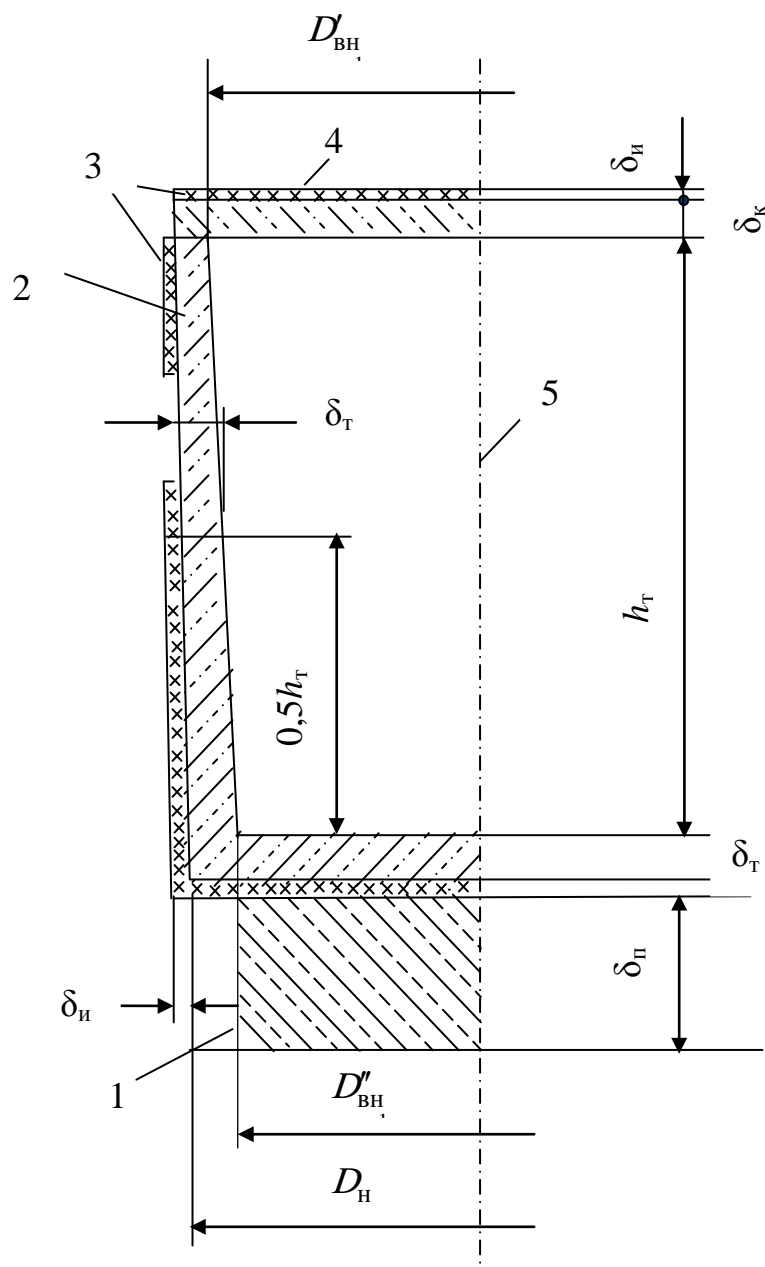


Рис. 1 Футеровка ИТП:

1 – подина; 2 – тигель; 3 – тепловая изоляция; 4 – крышка; 5 – ось печи

Теплообмен на неподвижных наружных поверхностях стенки описывается граничным условием третьего рода, учитывающим теплоотдачу с плоской поверхности конвекцией и излучением [3]

$$\alpha_o = 9,78 + 0,07(t_{\text{нар}} - t_o), \quad (1)$$

где α_o – коэффициент теплоотдачи, Вт/(м²·К);

$t_{\text{нар}}$ – температура наружной поверхности стенки, °С;

$t_o = 15$ – температура окружающей среды, °С.

Экспериментальное изучение объекта предопределило контролируемую информацию процесса (независимую переменную в математическом описании) – номер плавки по кампании футеровки тигля как аналог временной координаты. Ввиду того, что продолжительность формирования дискретной информации в масштабе плавочного цикла пренебрежительно мала по сравнению с длительностью всей кампании тигля ($n_k = 1500 \dots 2000$), зависимости теплотехнических параметров от n при ритмичной работе можно считать непрерывными функциями.

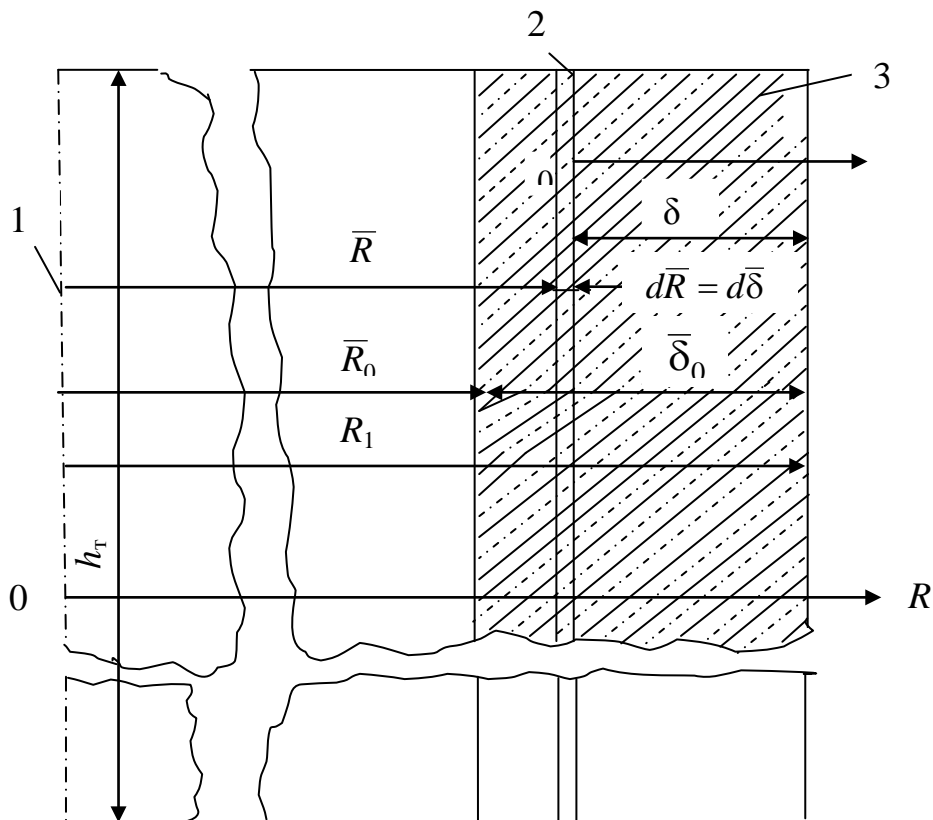


Рис. 2 Схема геометрии, системы координат и износа боковых стенок тигля ИТП:

1 – ось печи; 2 – элементарный слой размываемой футеровки; 3 – футеровка стенки тигля

Внутренний радиус в начале кампании по футеровке, \bar{R}_0 , определяется простым соотношением

$$\bar{R}_0 = (D'_{\text{вн}} + D''_{\text{вн}})/4, \quad (2)$$

где $D'_{\text{вн}}$, $D''_{\text{вн}}$ – соответственно верхний и нижний внутренний диаметры конусной полости тигля, м.

Задаваясь постоянным массовым износом тигля на плавку по ходу его кампании $m'_T = dm_T/dn$ и выражая бесконечно малую массу размытой футеровки через изменение геометрических размеров эквивалентной цилиндрической стенки $dm_T = 2\pi\bar{R}h_T\rho_T d\bar{R}$, интегрированием в пределах (\bar{R}_0, \bar{R}) и $(0, n)$ находим закон движения внутренней поверхности полости тигля

$$\bar{R} = \sqrt{\bar{R}_0^2 + m'_T n / (\pi h_T \rho_T)}, \quad (3)$$

где m'_T – постоянный за плавку массовый износ тигля по ходу его кампании, кг; m_T – масса тигля, кг; n – номер плавки (слива металла) по ходу кампании тигля; \bar{R} – текущий по ходу кампании тигля внутренний радиус эквивалентной цилиндрической стенки, м; h_T – высота полости тигля, м, $\rho_T = 2200$ – плотность футеровки тигля [2], кг/м³.

Существенное влияние на стойкость обновленной футеровки ИТП оказывает режим ее сушки, разогрева и спекания с помощью электронагревателя (рис. 3).

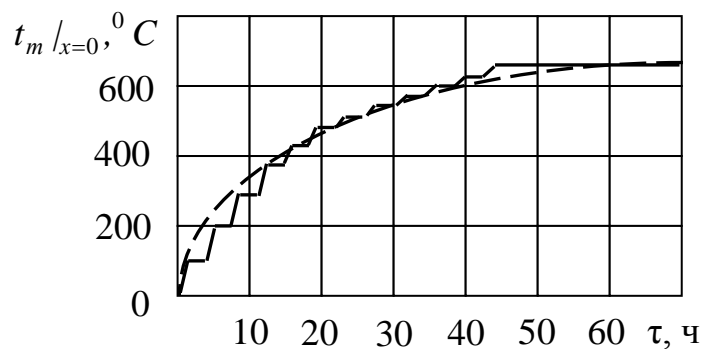


Рис. 3 График зависимости температуры внутренней поверхности нового тигля ИТП по ходу первой и последующих плавкок. Пунктирная линия – аппроксимация по формуле (5)

Температуру контактной поверхности тигля, омываемую жидким металлом, определяем по формуле [4]

$$t_{\text{т}} /_{x=0} = \frac{t_{\text{ж}}}{\sqrt{\frac{c_{\text{т}} \lambda_{\text{т}} \rho_{\text{т}}}{c_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} \rho_{\text{ж}}} + 1}}, \quad (4)$$

где t – температура, $^{\circ}\text{C}$;

c – средняя удельная теплоемкость, Дж/(кг · К);

λ – теплопроводность, Вт/(м · К);

ρ – плотность кг/м³.

Индексы «ж» и «т» относятся соответственно к параметрам жидкого металла и тигля.

С достаточной для практики точностью температуру огневой поверхности тигля $t_{\text{т}} /_{x=0}$, аппроксимируем уравнением (рис. 3)

$$t_{\text{т}} /_{x=0} = t_{\text{к.т}} [1 - \exp(-\beta \tau)], \quad (5)$$

где $t_{\text{к.т}} = \frac{t_{\text{к.ж}}}{\sqrt{\frac{c_{\text{т}} \lambda_{\text{т}} \rho_{\text{т}}}{c_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} \rho_{\text{ж}}} + 1}}$ – конечная температура внутренней поверхности тигля, $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{к.ж}} = 750$ – конечная температура жидкого металла, $^{\circ}\text{C}$;

$\beta = 0,053$ – коэффициент, ч⁻¹;

τ – время, ч.

Для расчета нестационарного температурного поля в футеровке печи реальную многослойную стенку приводим к эквивалентной по термическим свойствам однослойной, приняв за базу для сравнения внутренний слой, омываемый ванной [5 – 7]

$$\delta_{\text{э}} = \delta_1 + \sum_{r=2}^k \delta_r \frac{a_r}{a_1}, \quad (6)$$

где $\delta_{\text{э}}, \delta_1, \delta_r$ – толщина соответственно эквивалентной однослойной стенки, первого внутреннего слоя, омываемого жидким металлом, и r -го слоя футеровки, м;

$r = 2, 3, \dots, k$ – порядковий номер слоя футеровки;
 a_r, a_1 – температуропроводность соответственно r -го и первого базового слоя футеровки, $\text{м}^2/\text{с}$.

На основе расчета нестационарной теплопроводности с использованием решения для однослойной плоской стенки при монотонно изменяющемся граничном условии первого рода определены теплотери на аккумуляцию днищем тигля эквивалентной толщины.

С учетом выбранных условий однозначности

$$\left\{ \begin{array}{l} \partial t_T / \partial \tau = 3600 a_T \partial^2 t_T / \partial x^2 \quad (\tau > 0, 0 \leq x \leq \delta_3); \\ t_T |_{\tau=0} = 0; \\ t_T |_{x=0} = \frac{t_{к.ж} [1 - \exp(-\beta \tau)]}{\sqrt{\frac{c_T \lambda_T \rho_T}{c_{ж} \lambda_{ж} \rho_{ж}} + 1}} \quad (\beta > 0); \\ \partial t_T / \partial \tau |_{x=\delta_3} = 0; \\ \delta_3 = \delta_T + \delta_{и} \sqrt{a_{и} / a_T} + \delta_{п} \sqrt{a_{п} / a_T}, \end{array} \right. \quad (7)$$

решение задачи имеет следующий вид [8]:

- для температурного поля

$$t_T = \frac{t_{к.ж}}{\sqrt{\frac{c_T \lambda_T \rho_T}{c_{ж} \lambda_{ж} \rho_{ж}} + 1}} \left\{ 1 - \frac{\cos[\sqrt{Pd}(1 - x/\delta_3)]}{\cos \sqrt{Pd}} \exp(-PdFo) - \sum_{n=1}^{\infty} A_n \frac{Pd}{Pd - \mu_n^2} \cos[\mu_n(1 - \frac{x}{\delta_3})] \times \right. \\ \left. \times \exp(-\mu_n^2 Fo) \right\}, \quad (8)$$

- для среднеинтегральной по толщине температуры эквивалентной донной стенки тигля

$$\bar{t}_T = \frac{t_{к.ж}}{\sqrt{\frac{c_T \lambda_T \rho_T}{c_{ж} \lambda_{ж} \rho_{ж}} + 1}} \left[1 - \frac{1}{\sqrt{Pd}} \operatorname{tg} \sqrt{Pd} \exp(-PdFo) - \sum_{n=1}^{\infty} B_n \frac{Pd}{Pd - \mu_n^2} \exp(-\mu_n^2 Fo) \right] \quad (9)$$

- и для градиента температуры

$$\frac{\partial t_{\tau}}{\partial x} = \frac{-t_{\kappa, \text{ж}}}{\left(\sqrt{\frac{c_{\tau} \lambda_{\tau} \rho_{\tau}}{c_{\text{ж}} \lambda_{\text{ж}} \rho_{\text{ж}}}} + 1\right) \delta_{\text{э}}} \left\{ \sqrt{\text{Pd}} \frac{\sin[\sqrt{\text{Pd}}(1 - x/\delta_{\text{э}})]}{\cos \sqrt{\text{Pd}}} \exp(-\text{Pd} \text{Fo}) + \sum_{n=1}^{\infty} C_n \frac{\text{Pd}}{\text{Pd} - \mu_n^2} \times \right. \\ \left. \times \sin[\mu_n(1 - \frac{x}{\delta_{\text{э}}})] \exp(-\mu_n^2 \text{Fo}) \right\}, \quad (10)$$

где t_{τ} – температура тигля, $^{\circ}\text{C}$;
 $a_{\tau} = 0,61 \cdot 10^{-6}$ – температуропроводность тигля [7], $\text{м}^2/\text{с}$;
 x – перпендикулярная к поверхности футеровки пространственная координата, начало отсчета которой совмещено с огневым фронтом, м ;
 $\delta_{\text{э}}$ – эквивалентная толщина стенки, приведенная по теплофизическим характеристикам к материалу тигля, м ;
 δ_{τ} , $\delta_{\text{и}}$, $\delta_{\text{п}}$ – толщина соответственно тигля, изоляции и подины, м ;
 $a_{\text{и}} = 0,2 \cdot 10^{-6}$, $a_{\text{п}} = 0,61 \cdot 10^{-6}$ – теплопроводности изоляции и подины [7], $\text{м}^2/\text{с}$;
 $\text{Pd} = \beta \delta_{\text{э}}^2 / (3600 a_{\tau})$ – теплообменный критерий Предводителя; β – коэффициент;
 $\text{Fo} = 3600 a_{\tau} \tau / \delta_{\text{э}}^2$ – критерий Фурье;
 $A_n = (-1)^{n+1} \cdot 2/\mu_n$, $\mu_n = (2n-1)\pi/2$, $B_n = 2/\mu_n^2$, $C_n = (-1)^{n+1} \cdot 2$ – n -е коэффициенты;
 $n = 1, 2, \dots, \infty$ – натуральный ряд положительных чисел;
 \bar{t}_{τ} – среднеинтегральная по толщине температура эквивалентной донной стенки тигля, $^{\circ}\text{C}$.

Для нахождения численных результатов используем номограммы, полученные на основе решения на ЭВМ задач относительно безразмерной функции [7].

Количество теплоты, аккумулированное футеровкой, находим с учетом среднеинтегральной по объему температуре

$$\bar{t}_{\tau} = \frac{1}{V} \int_V t_{\tau} dV, \quad (11)$$

где V – объем футеровки ИТП, м^3 .

Для плоской стенки интегрирование по объему вырождается в интегрирование по координате, поэтому формула расчета теплосодержания имеет вид

$$Q_{\text{ак}} = \frac{\pi}{4} c_{\text{T}} \rho D_{\text{н}}^2 \delta_{\text{э}} (\bar{t}_{\text{T}} - t_{\text{о}}), \quad (12)$$

где $Q_{\text{ак}}$ – количество теплоты, аккумулированное футеровкой, Дж; $D_{\text{н}}$ – наружный диаметр тигля, м.

Потери теплоты на последовательную аккумуляцию футеровкой на плавку по ходу кампании определяем по формуле для значений $n > 0$

$$Q'_{\text{ак}} = A \exp[-B(n-1)], \quad (13)$$

где $Q'_{\text{ак}}$ – теплопотери на последовательную аккумуляцию футеровкой, эквивалентной донной стенки тигля на плавку по ходу кампании, Дж; A , Дж, B – коэффициенты, которые находим из системы уравнений

$$\begin{cases} \exp[-B(n_{\text{кву}} - 1)] = 0,01\eta; \\ A \int_1^{n_{\text{кву}}} \exp[-B(n-1)] dn = Q_{\text{ак}}, \end{cases} \quad (14)$$

где $n_{\text{кву}}$ – номер плавки по кампании футеровки, на которой наступает квазиустановившийся тепловой режим;

$\eta = 5$ – заданное отклонение от установившегося значения экспоненты в конце переходного процесса, %.

Квазиустановившийся тепловой поток теплопроводностью через стенку, распространяющийся в положительном направлении оси X определяем по формуле

$$q_j = q_{\text{yj}} F_j = \frac{(t_{\text{к.т}} - t_j)}{\sum_{(i)} \frac{\delta_i}{\lambda_i}}, \quad (15)$$

где q_j – тепловой поток, через j -ю стенку печи, Вт;

$j = 1$ – боковая стенка тигля;

$j = 2$ – днище;

$j = 3$ – крышка;

q_{yj} – удельный тепловой поток (поверхностная плотность теплового потока через j -ю стенку печи), Вт/м²;

F_j – площадь наружной поверхности j -й стенки печи, м^2 ;
 t_j – температура наружной поверхности j -й стенки печи, $^{\circ}\text{C}$;
 δ_i – толщина i -го слоя стенки, м ;
 λ_i – проводимость i -го слоя стенки, $\text{Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$; $i \in \text{т, к, и, п}$;
 т – тигель;
 к – крышка;
 и – тепловая изоляция;
 п – подина.

Температуру t_j находим из уравнения теплового баланса при квазиустановившейся передаче теплоты через j -ю стенку печи в окружающую среду

$$\frac{t_{\text{к.т}} - t_j}{\sum_{(i)} \frac{\delta_i}{\lambda_i}} = \alpha_o (t_j - t_o). \quad (16)$$

Необходимо отметить, что вследствие износа боковой стенки тигля наружная температура ее увеличивается. Условия внешнего квазиустановившегося теплообмена в этом случае будут непостоянными (задача с нелинейными граничными условиями третьего рода).

В табл. 1 приведены результаты расчета квазиустановившегося теплового потока теплопроводностью через стенку ИТП ИАТ-1, для которой $D_{\text{н}} = 0,89 \text{ м}$, $D'_{\text{вн}} = 0,78 \text{ м}$; $D''_{\text{вн}} = 0,72 \text{ м}$; $\delta_{\text{и}} = 0,01 \text{ м}$; $\delta_{\text{п}} = 0,4 \text{ м}$; $\delta_{\text{к}} = 0,07 \text{ м}$, $h_{\text{т}} = 1,3 \text{ м}$, $m'_{\text{т}} = 0,058 \text{ кг}$ и $n^* = 1800$. Теплофизические коэффициенты принимаем по данным [7]: $c_{\text{т}} = 838 \text{ Дж}/(\text{кг} \cdot \text{К})$; $\lambda_{\text{т}} = \lambda_{\text{п}} = \lambda_{\text{к}} = 0,752 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$ и $\lambda_{\text{и}} = 0,186 \text{ Вт}/(\text{м} \cdot \text{К})$.

Таблица 1 Расчет квазиустановившегося теплового потока теплопроводностью через j -ю стенку ИТП ИАТ-1

j	$t_j, ^{\circ}\text{C}$	$\sum_{(i)} \frac{\delta_i}{\lambda_i}$	$q_{yj}, \text{Вт}/\text{м}^2$	$F_j, \text{м}^2$	$q_j, \text{Вт}$
1	$t_1(n)^*$	$\frac{R_1 - \sqrt{R_0^2 + 0,0116n/n^*}}{\lambda_{\text{т}}} + \frac{\delta_{\text{и}}}{\lambda_{\text{и}}}$	$q_{y1}(n)$	$\pi(D_{\text{н}} + 2\delta_{\text{и}})h_{\text{т}}$	$q_1(n)$
2	82	$\frac{\delta_{\text{т}}}{\lambda_{\text{т}}} + \frac{\delta_{\text{и}}}{\lambda_{\text{и}}} + \frac{\delta_{\text{п}}}{\lambda_{\text{п}}}$	985	$\pi D_{\text{н}}^2/4$	610
3	188	$\frac{\delta_{\text{к}}}{\lambda_{\text{к}}} + \frac{\delta_{\text{и}}}{\lambda_{\text{и}}}$	3840	$\pi D_{\text{н}}^2/4$	2380

С целью упрощения температуру принимаем постоянной, соответствующей середине кампании по футеровке, 110°C .

Определим по номограммам [7] время $t_{\text{кву}}$ сквозного прогрева эквивалентной донной стенки 1-тонной печи, при котором наступает квазиустановившееся тепловое состояние и соответствующее ему значение $t_2 = 79,5^{\circ}\text{C}$ и $\bar{t}_T = 389^{\circ}\text{C}$. Это время оказалось равным $\tau_{\text{кву}} = 73$ ч, а в дискретном измерении с учетом продолжительности первой плавки и среднего значения плавочного цикла тепловой обработки 40 % твердой металлозагрузки $\Delta\tau_{\text{ц}} = 55$ мин оно составило $n_{\text{кву}} = 34$. Решением системы уравнений (14) находим значения $A = 1,94 \cdot 10^4$ Дж и $B = 0,09$.

Тепловой поток излучением с зеркала ванны в окружающее пространство при открытой крышке $q_{\text{изл}}$, Вт, определяем по формуле

$$q_{\text{изл}} = \sigma \varepsilon \xi \frac{\pi (D'_{\text{вн}})^2}{4} [(t_{\text{ж}} + 273)^4 - (t_o + 273)^4], \quad (17)$$

где σ – постоянная Стефана-Больцмана, равная $5,67 \cdot 10^{-8}$ Вт/(м²·К⁴);
 ε – интегральная полусферическая степень черноты излучения (излучательная способность) расплава.

По данным [9] для алюминиевого расплава, покрытого оксидной пленкой, $\varepsilon = 0,19$; ξ – коэффициент диафрагмирования стенками тигля, учитывающий их экранирующее действие и зависящий от геометрии полости [9] (для случая 1-тонной печи и номинальной садки $\xi = 0,68$).

Так как $(t_{\text{ж}} + 273)^4 \gg (t_o + 273)^4$ (величина правой части неравенства составляет 0,63 % левой части), абсолютной температурой окружающего пространства можно пренебречь.

Суммарные теплотери на нагрев футеровки ИТП по ходу ее кампании за время плавочного цикла равны

$$Q_{\text{пот}} = \gamma Q'_{\text{ак}}(n) + 60\{[q_1(n) + q_2]\Delta\tau_{\text{ц}} + q_3\Delta\tau_{\text{пл}} + q_{\text{изл}}\Delta\tau_{\text{изл}}\}, \quad (18)$$

где $Q_{\text{пот}}$ – общие тепловые потери ИТП за время плавочного цикла, Дж;

$\gamma = 1,25$ – коэффициент, учитывающий теплотери на аккумуляцию боковых стен тигля и крышки;

$\Delta\tau_{\text{пл}}, \Delta\tau_{\text{всп}}$ – продолжительность, соответственно, плавки и вспомогательных операций ($\Delta\tau_{\text{ц}} = \Delta\tau_{\text{пл}} + \Delta\tau_{\text{всп}}$), мин.

Для печи ИАТ-1 суммарные тепловые потери на нагрев футеровки составляют

$$Q_{\text{пот}} = 1,25 \cdot 1,94 \cdot 10^4 \exp(-161n/n^* + 0,09) + 60 \left[\left(\frac{1780}{0,486 - \sqrt{0,141 + 0,0116n/n^*}} + \right. \right. \\ \left. \left. + 610 \right) \Delta \tau_{\text{ц}} + 2380 \Delta \tau_{\text{пл}} + 3,5 \cdot 10^{-9} (t_{\text{ж}} + 273)^4 \Delta \tau_{\text{всп}} \right]. \quad (19)$$

Выводы

Тепловые потери на нагрев футеровки печи являются функцией температуры жидкого металла, продолжительности плавки и вспомогательных операций, а также зависят от износа футеровки, который можно аппроксимировать номером плавки по кампании футеровки.

Результаты исследований использованы для определения тепловых потерь кислородного конвертера для производства стали [10].

Литература

1. Основы 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. Богушевський В.С., Антонець Я.К. Прогнозування температурного режиму ванни плавильної печі // Наукові вісті НТУУ „КПІ”. – 2012. – № 2. – С. 108 – 113.
3. Хоблер Т. Теплопередача и теплообменники. – Л.: ГХИ, 1961. – 820 с.
4. Грузин Б.Г. Температурный режим литья стали. – М.: Металлургия, 1962. – 352с.
5. Бровкин Л.А., Гузов Л.А. Инженерный расчет нагрева многослойной пластины при граничном условии первого рода // Изв. вузов. Энергетика. – 1985. – № 9. – С. 94 – 97.
6. Бровкин Л.А., Гузов Л.А. Инженерный расчет нагрева многослойной пластины при граничном условии третьего рода // Изв. вузов. Чер. Metallургия. – 1985. – № 8. – С. 94 – 97.
7. Пехович А.И., Жидких В.М. Расчеты теплового режима твердых тел. – Л.: Энергия, 1976. – 352 с.
8. Лыков А.В. Теория теплопроводности. – М.: Высш. шк., 1967. – 600 с.
9. Матрюков Б.С. Теория, конструкции и расчеты металлургических печей: Расчеты металлургических печей / Под ред. В.А.Кривандина. – М.: Metallургия, 1986. – Т.2. – 376 с.
10. Богушевський В.С., Жук С.В. Теплові втрати конвертера як складові динамічної моделі контролю температурного режиму // Наукові нотатки. – 2012. – № 38. – С. 6 – 9.

УДК 621.74.06

УСТРОЙСТВО ДЛЯ ДОЗИРОВАНИЯ ЖИДКОГО МЕТАЛЛА

В. С. Богушевский, В. Ю. Сухенко, М. Г. Пасичник

*Национальный технический университет Украины
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розглянуті недоліки пристроїв дозування рідкого розплаву при заливці у ливарну форму. Запропонований пристрій дозування рідкого розплаву, який дозволяє контролювати точність і підвищувати надійність дозування

В статье рассмотрены недостатки устройства дозирования расплава при заливке в литейную форму. Предложено устройство дозирования жидкого расплава, которое позволяет контролировать точность и повысить надежность дозирования

Disadvantages of devices for metering of the melt in the casting mold is considered in the article. The unit dosing of a liquid melt, which allows to control and to improve the accuracy of dosing reliability was requested

Введение

Автоматизация заливки форм расплавом повышает качество отливок, снижает брак и трудоемкость процесса, уменьшает массу пресс-остатка. Ключевая проблема автоматической заливки литейных форм – дозирование расплава, а в некоторых случаях и регулирование скорости заливки. В промышленных масштабах применяются различные устройства дозирования расплава и способы его подачи [1 – 3].

Постановка задачи

Разработать устройство дозирования, которое обеспечивало бы точный контроль порций металлы при заливке.

Результаты исследований

Наиболее распространена подача расплава механическим способом, осуществляемая роботизированным устройством в функции объема дозы. При этом налив металла производится мерным ковшом [4]. Глубина погружения мерного ковша в металл, находящийся в плавильной печи, определяется по срабатыванию контактного датчика по цепи стержень из

тугоплавкого матеріала (зачастую титана) – металл. При всей простоте реализации способ имеет недостатки, связанные с изменением глубины погружения мерного ковша в металл вследствие намораживания металла на стержень и образования настывлей на ковше.

Нами разработано устройство, лишённое этих недостатков, имеющее более высокую точность и надёжность дозирования (рис. 1).

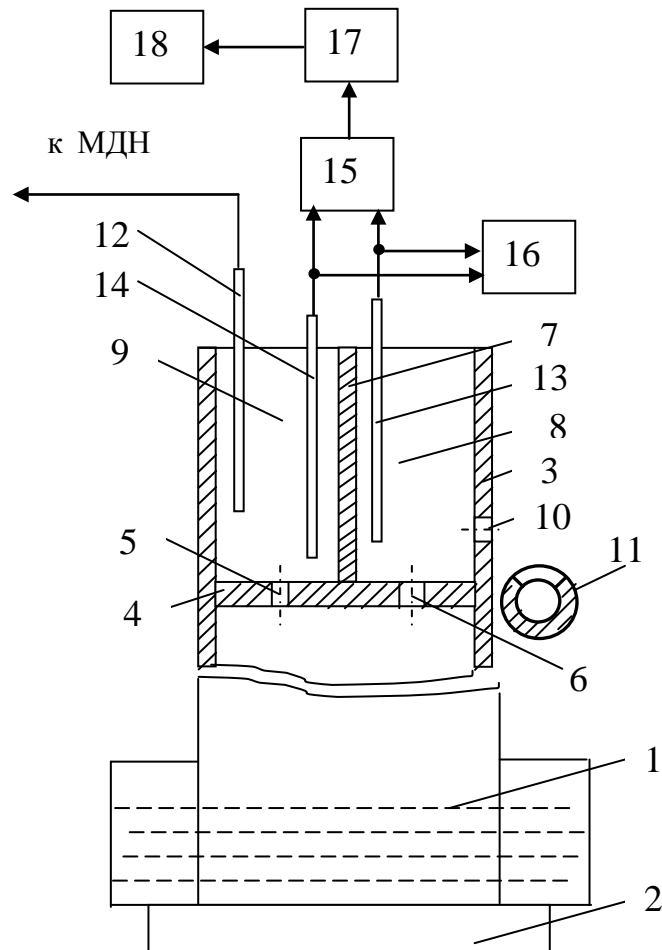


Рис. 1 Схема устройства для дозирования жидкого металла

Устройство состоит из ванны 1 с жидким металлом, магнитодинамического насоса (МДН) 2 для подачи металла в металлопровод 3, который оборудован горизонтальной перемычкой 4. В перемычке выполнены отверстия 5 и 6 разного диаметра. Полость над горизонтальной перемычкой 4 разделена вертикальной перегородкой 7 на две камеры 8 и 9. В стенке камеры 8 в стенке металлопровода 3 выполнено сливное окно 10, через которое металл поступает в камеру 11 прессования, а в камере 9 установлен датчик 12 уровня, соединенный со схемой управления МДН 2.

Нижняя кромка сливного окна 10 расположена выше горизонтальной перемычки 4. Вторым датчик 13 уровня установлен в камере 8 на нижней кромке сливного окна 10, а третий датчик 14 уровня установлен в камере 9 таким образом, чтобы в начале работы устройства жидкий металл достигал уровней, на которых установлены датчики 13 и 14 одновременно. Выходы датчиков 13 и 14 уровня через блок ИЛИ 15 соединены с первым входом (запуск) и через блок И 16 – со вторым входом (сброс) таймера 17, выход которого соединен с блоком 18 сигнализации. В качестве датчиков 12 – 14 уровня могут быть использованы контактные электроды. Таймер 17 может быть выполнен на базе стандартного блока прецизионного интегрирования.

Устройство работает следующим образом. При включении МДН 2 металл, находящийся в ванне 1, поступает в металлопровод 3 и через отверстия 5 и 6 соответственно меньшего и большего диаметра, выполненные в горизонтальной перемычке 4, поступает в камеры 8 и 9, которые разделены вертикальной перегородкой 7. При этом металл, поступающий через отверстие 6 большего диаметра в камеру 8, достигает сливного окна 10 и выливаясь через него заполняет камеру 11 прессования. Металл, поступающий через отверстие 5 меньшего диаметра, заполняет объем камеры 9. Заполнение камеры 9 идет до тех пор, пока не сработает первый датчик 12 уровня, отключающий МДН 2. При отключении МДН металл из камер 8 и 9 по металлопроводу 3 стекает в ванну 1. Соотношение сечений отверстий, выполненных в горизонтальной перемычке 4, позволяет небольшими расходами жидкого металла в камеру 9 фиксировать заданную дозу жидкого металла, поданную через отверстие 6 большего сечения и сливное окно 10 в камеру 11 прессования, так как отверстия находятся в одинаковых условиях (влиянием небольшой высоты столба можно пренебречь) относительно напора жидкого металла, создаваемого МДН. Таким образом, необходимая доза заливаемого жидкого металла в камеру 11 прессования определяется сечением отверстия в горизонтальной перемычке 4 и расположением датчика 12 уровня и не зависит от величины давления, создаваемого МДН.

Так как в процессе эксплуатации устройства происходит неравномерное зарастание отверстия, то точность дозирования со временем снижается. При этом жидкий металл достигает датчики 13 и 14 уровня в различное время. В момент достижения металлом одного из датчиков 13 или 14 уровня через блок ИЛИ 15 запускает таймер 17, сброс которого происходит по сигналу от блока И 16 при поступлении обоих сигналов от датчиков 13 и 14 на его входы. При превышении времени работы таймера некоторой величины, определяемой допустимой

погрешностью дозирования, с его выхода на блок 18 сигнализации поступает сигнал, фиксирующий нарушение процесса дозирования.

Выводы

Предлагаемое устройство позволяет контролировать точность дозирования в процессе работы и, следовательно, повышает его надежность. Использование устройства для дозирования жидкого металла позволяет повысить надежность дозирования, предупреждая нарушения точности дозирования, что приводит к снижению брака на 0,5 % (соответственно снижает возврат).

Литература

1. Весодозирующее оборудование литейных цехов / К.С.Богдан, В.Н.Горбенко, В.М.Демченко и др. – М.: Машиностроение, 1977. – 256 с.
2. Дембовский В.В. Автоматизация литейных процессов: Справочник. – М.: Машиностроение, 1989. – 264 с.
3. Средства и системы автоматизации литейного производства / К.С.Богдан, В.Н.Горбенко, В.М.Денисенко и др. – М.: Машиностроение, 1981. – 272 с.
4. Богушевський В.С., Антоневич Я.К. Система керування машинами лиття під тиском // Наукові праці національного університету харчових технологій. – 2013. – № 48. – С. 10 – 16.

УДК 669.715'721'782'74:536.6

**ИССЛЕДОВАНИЕ ПЛАВЛЕНИЯ, КРИСТАЛЛИЗАЦИИ И
МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ЛИТЕЙНОГО СПЛАВА
Al-Mg-Si-Mn ЛЕГИРОВАННОГО Ti и Zr**

В. В. Бойко¹, Я. Хорник², Е. Л. Прач, А. И. Трудоношин³, К. В. Михаленков³

¹ Технический университет Берлина

² Пражский технический университет

³ Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»

В роботі представлено литу структуру та структуру після гомогенізації виливків зі сплаву AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti) отриманих литтям в кокиль. Зразки було досліджено методами диференціальної скануючої калориметрії (ДСК), світлової та електронної мікроскопії та визначенням мікротвердості. ДСК дослідження показали, що температура плавлення евтектики в сплаві AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti) становить $593\pm 2,5^{\circ}\text{C}$, що вище ніж у комерційного сплаву АК7. Дослідження мікроструктури показало, що гомогенізація призводить до зміни морфології евтектичних ламелей Mg_2Si в сфери. Вимірювання макро- і мікротвердості показали, що твердість поступово збільшується при штучному старінні

В работе представлена литая структура и структура после гомогенизации отливок из сплава AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti) полученных литьем в кокиль. Образцы были исследованы методами дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), световой и электронной микроскопии. Механические свойства определялись измерениями твердости и микротвёрдости. ДСК измерения показали, что температура плавления эвтектики в сплаве AlMg5Si2Mn+(Zr+Ti) равна $593\pm 2,5^{\circ}\text{C}$, что выше чем у сплава АК7. Исследования микроструктуры показало, что гомогенизация приводит к изменению морфологии эвтектических ламелей Mg_2Si в сферы. Измерения макро-и микротвердости показали, что твердость постепенно увеличивается в процессе искусственного старения

The as-cast and heat treated structure of permanent mould of the AlMg5Si2Mn alloy has been investigated by differential scanning calorimetry (DSC), microhardness measurements, light and transmission electron microscopies. DSC measurements show that the eutectic melting temperature was about $593\pm 2,5^{\circ}\text{C}$ and it is higher than that of commercial A356 casting

alloy. Results of solution treatment showed that eutectic lamellas changing their morphology to spheres. The macro- and microhardness tests show that hardness continuously growth during artificial aging

Введение

Главной движущей силой увеличения выпуска алюминиевых сплавов сейчас является растущее их потребление в транспортном секторе, а особенно в автомобильной промышленности. Именно поэтому потребность в легких кузовных конструкциях, облегченных деталях подвески и двигателя определяет прогресс в развитии новых технологий литья и разработке новых сплавов, адаптированных к таким процессам, как литье под низким и высоким давлением, тиксо- и рео-литье. При этом основным направлением в поиске новых сплавов является универсальность их состава и возможность получения высоких эксплуатационных свойств в условиях использования разных технологий литья, а также непосредственно в литом состоянии или после термической обработки.

Высокие литейные свойства, коррозионная стойкость, высокие механические характеристики литейных сплавов системы Al-Si, с добавками Mg, Cu и Mn, позволяют использовать их при получении различных деталей для изготовления разнообразных деталей кузова, подвески, двигателя и внутренней отделки автомобиля [1]. Уникальность литейных силуминов состоит в том, что отливки из них могут быть получены практически всеми известными литейными технологиями.

Одним наиболее существенным достижением в области разработки новых сплавов является создание серии литейных сплавов, содержащих в себе принципиально новое сочетание элементов. Вместо классической композиции Al-7%Si-0,3%Mg (АК7, А356) в новых сплавах фазовые равновесия смещены в область обогащенную магнием – система Al-Mg-Si. В этой связи следует отметить, что среди всех выпускаемых алюминиевых полуфабрикатов сплавы на основе системы Al-Mg-Si являются наиболее распространенными (сплавы серии 6XXX типа 6061, АД31, АД35). В это же время 6-я группа в принятой международной классификации литейных сплавов до недавнего времени оставалась не задействованной.

Первые исследования литейных сплавов системы Al-Mg-Si появились еще в 30-х годах прошлого века, когда немецкие ученые провели исследования по разработке нового поршневого сплава с плотностью на уровне $2,5 \text{ г/см}^3$ и имеющего хорошую теплопроводность и жесткость. Разработанный сплав получил название Mg51 и содержал 5,0-7,0 вес.% Mg и 1,0-1,5 вес.% Si [2]. В литературе не удалось выявить информацию, нашли ли практическое применение поршни, изготовленные из указанного сплава, или

нет. Однако есть информация, что этот сплав использовался для литья головок блоков цилиндров дизелей с воздушным охлаждением. Исторически следующий пик интереса к сплавам системы Al-Mg-Si приходится на 80-90 годы прошлого столетия. В этот период исследователями из бывшего СССР были разработаны литейные сплавы АЛ13, АЛ22 и АЛ29 [3], а в Европе публикуются работы, связанные с исследованием промышленным сплавом с маркой Hydronalium 511 (сокращенно Hy511) [2]. Он содержал 5,0-6,0 вес.% Mg и 1,0-1,5 вес.% Si и использовался для литья головок блоков цилиндров дизельных моторов с воздушным охлаждением, а также обладал высокой коррозионной стойкостью и хорошими механическими свойствами при повышенных температурах.

Ренессанс литейных сплавов системы Al-Mg-Si начался в 1996 году, когда на рынке был представлен литейный сплав с номинальным составом AlMg5Si2Mn [4]. При литье под высоким давлением временное сопротивление этого сплава достигает 350 МПа, а относительное удлинение до 18 %. При этом, такой уровень свойств можно получить уже в литом состоянии, в то время как, максимальные механические свойства АК7 (А356) достигаются только после термообработки.

Одним из главных достоинств сплавов Al-Mg-Si, является высокая температура плавления эвтектики. По литературным данным температура эвтектики равна T_e - 595°C [5], что выше, чем у сплавов системы Al-Si (T_e - 575°C). Другим преимуществом системы Al-Mg-Si, является низкое содержание Si в твердом растворе, которое дает возможность дополнительного легирования матрицы сплава Sc, Cr, Li, Ti, Zr, Cr, Hf, а так же их комбинациями, которые не могут быть добавлены в сплавы с высоким содержанием кремния из-за возможности образования хрупких силицидов.

Одновременно с постоянным увеличением интереса к сплавам на основе системы Al-Mg-Si исследования структуры, фазового состава и механических свойств освещены в литературе не в полной мере. Поэтому целью данной работы было определение влияние дополнительного легирования Ti+Zr на плавление и кристаллизацию сплава AlMg5Si2Mn, а также установление причин изменения механических свойств при термической обработке.

Методика проведения эксперимента

В качестве исходного материала был выбран сплав с номинальным составом AlMg5Si2Mn с добавкой 0,1 вес.% Ti и 0,1 вес. % Zr. Точный состав сплава, определенный методом рентгеноспектрального анализа, приведен в таблице 1 в сравнении с двумя промышленными сплавами, которые были включены в программу исследований для сравнения.

Опытные плавки проводили в печи сопротивления в графитовом тигле емкостью 250 гр. В качестве исходных материалов использовались алюминий высокой чистоты (99,997), лигатуры AlSi25, AlMn26, AlMg50, AlZr10, AlTi6.

В перегретый до 720°C алюминий добавляли поочередно предварительно подогретую до 350°C кремниевую, марганцевую, титановую и циркониевую лигатуру. Магниевою лигатуру вводили последней, погружая навеску под зеркало расплава графитовым колокольчиком. После ввода лигатуры расплав продувался аргоном в течении 10 мин. После продувки металл заливали в стальную прямоугольную форму с комнатной температурой. Были получены слитки с размером 160×25×17 мм и весом около 0,25 кг. Из центра слитков вырезали кубические образцы размером 10×10×10 мм для последующих механических испытаний и исследования структуры.

Таблица 1 Химический состав исследуемых сплавов

Образцы	Элементы, вес.% (Al-остальное)							
	Mg	Si	Mn	Ti	Zr	Fe	Cu	Zn
Т	4,7	1,89	0,52	0,105	0,055	0,02	0,003	0,002
Промышленные литейные сплавы								
A356	0,32	6,97	0,02	-	-	0,06	-	-
AlMg5Si2Mn	5,5	2	0,6	0,2	-	0,2	0,05	0,07

Серия образцов была обработана по режиму Т6 [4], который включает гомогенизацию при температуре 570°C, закалку в воду при комнатной температуре и искусственное старение при температуре 175°C (табл. 2). Температура нагрева под закалку была выбрана на основании результатов калориметрических исследований. Старение проводилось сразу после закалки.

Таблица 2 Вид и время термической обработки исследуемых образцов

Образец	Т	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10	T11	T12
	Время обработки, мин												
Гомогенизация 570°C	-	30	60	90	30	30	30	60	60	60	90	90	90
Искусственное старение 175°C	-	-	-	-	30	60	1800	30	60	1800	30	60	1800

Калориметрические исследования плавления и кристаллизации были выполнены с использованием дифференциального сканирующего калориметра (ДСК) NETZSCH DSC 404 предварительно откалиброванного для алюминиевых сплавов с учетом погрешности теплового эффекта. ДСК исследования проводились в керамических тиглях в окислительной

атмосфере. Образцы весом около 20 мг нагревались до 710°C со скоростью 10 К/мин и, соответственно, охлаждались для получения кривых нагрева и кристаллизации. Во время нагрева калориметр регистрирует разницу в потребляемой (или выделяемой) энергии в единицу времени между массами тигля с образцом и без него. Для исследований плавления или кристаллизации на кривой ДСК обычно отображается тепловой поток (ΔH , мВт/мг), как функция температуры. Пик, направленный в положительную область указывает на экзотермическую реакцию, то есть кристаллизацию. Соответственно, пик направленный в отрицательную область соответствует эндотермической реакции, т.е. плавлению.

Исследования структуры проводились с использованием светового микроскопа «Zeiss Axioskop» и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) PHILIPS CM-30, при ускоряющем напряжении 250 кВ. Определение химического состава фаз и распределения элементов проводили методом локального рентгеноспектрального анализа (ЛРСА) с помощью системы Noran System Six производства Thermo Scientific. Максимальная степень фокусировки зонда варьировалась в пределах 4-8 нм.

Измерение твердости проводились на тестовой машине Бринелля с шариком диаметром 2,5 мм и нагрузкой 62,5 кг в течении 10 секунд. Испытания микротвердости проводились на полированных нетравленных шлифах на микротвердомере Duramin-2 (Struers, Дания). Измерения микротвердости по Виккерсу HV проводили для зерен α -Al с использованием нагрузки 0,05 кгс в течение 10 секунд.

Результаты исследований

Дифференциальная сканирующая калориметрия

На рис. 1 и 2 представлены графики изменения теплового потока от температуры для сплава Т, полученные при различных скоростях нагрева, а также в сравнении с промышленными сплавами АК7 и AlMg5Si2Mn. В температурном интервале 20-590°C тепловые эффекты не наблюдались, поэтому этот диапазон температур на рисунках не показан.

При достижении температуры около 590°C на кривой нагрева появляется тепловой эффект направленный в отрицательную область, что соответствует эндотермической реакции. Наблюдаемый эффект характеризуется следующими температурами:

- $T_{\text{эвт_onset}}$ - температура плавления эвтектики,
- $T_{\text{пик_1}}$ - температура пика 1,
- $T_{\text{пик_2}}$ - температура пика 2,
- T_{outset} - температура окончания теплового эффекта (см. рис.2).

При малых скоростях нагрева (1 K мин^{-1}) величина пиков очень мала и это не позволяет идентифицировать все тепловые эффекты как при нагреве, так и при охлаждении образцов. Увеличение скорости нагрева до 20 K мин^{-1} приводит к тому, что температура $T_{\text{эвт_onset}}$ остается неизменной, а абсолютная величина пика увеличивается. Температуры пиков $T_{\text{пик_1}}$ и $T_{\text{пик_2}}$ также смещаются в сторону более высоких температур (рис. 1).

В работе [7] была экспериментально установлена взаимосвязь между скоростью нагрева и площадью пика. Изменение площади под пиком связано с тем, что любое фазовое превращение с увеличением скорости нагрева имеет меньше времени для протекания. Авторами [9] установлено, что взаимосвязь между скоростью нагрева (охлаждения) и тепловым потоком описывается уравнением:

$$f(T, t) = \frac{dQ}{dt} - C_p \frac{dT}{dt} \quad (1)$$

где $f(T, t)$ - тепловой поток;

dQ/dt - плотность теплового потока;

C_p - теплоемкость;

dT/dt - скорость нагрева (охлаждения).

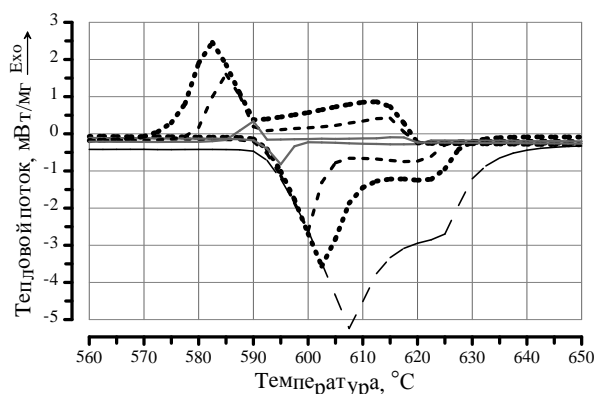


Рис. 1 Кривые ДСК для сплава AlMg5Si2Mn с добавкой 0,1% Ti+0,1% Zr при разных скоростях нагрева и охлаждения:
 — 1К/мин, — — 5К/мин,
 — 10К/мин, — — — 20К/мин

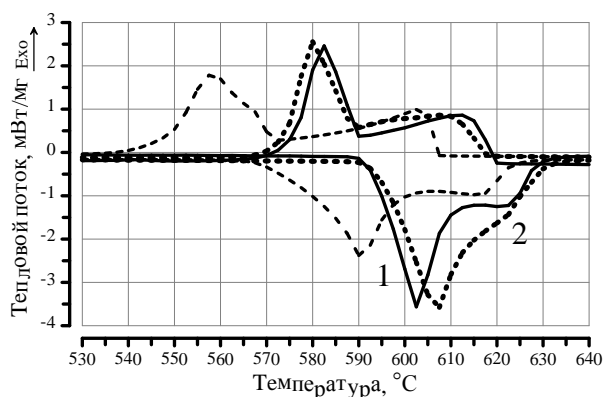


Рис. 2 Кривые ДСК промышленных литейных алюминиевых сплавов, скорость нагрева/охлаждения 10 К/мин:
 — AlMg5Si2Mn (+0,1% Ti+0,1% Zr),
 — — A356, Magsimal59,

При скорости нагрева 10 K мин^{-1} на кривой ДСК четко различимы два эндотермических эффекта (см. рис. 2). Первый эндотермический эффект соответствует плавлению эвтектики (Al)+(Mg₂Si) (обозначен 1 на рис. 2). Второй тепловой эффект, обозначенный 2, соответствует плавлению зерен

α -Al. В таблице 3 представлены значения температур начала плавления эвтектики ($T_{\text{эвт_onset}}$) для образцов Т-Т12 определенные по результатам ДСК. Полученные данные имеют незначительный разброс и позволяют установить погрешность данного метода при исследовании плавления алюминиевых сплавов. Рассчитанная стандартная погрешность составляет 0,67.

Для промышленного сплава АК7 начало пика 1 наблюдается при температуре $T_{\text{эвт_onset}}=567^{\circ}\text{C}$, что соответствует температуре начала плавления эвтектики (Al)+(Si). Максимум теплового эффекта наблюдается при температуре $T_{\text{пик_1}}=590^{\circ}\text{C}$. При температуре $T_{\text{пик_2}}=617^{\circ}\text{C}$, наблюдается максимум второго теплового эффекта. Этот эффект связан с плавлением фазы α -Al.

Результаты ДСК промышленного сплава AlMg5Si2Mn полностью совпадают с данными, полученными для образцов Т, выплавленных в лабораторных условиях. Это свидетельствует о том, что введение 0,1 вес.% Ti + 0,1 вес.% Zr не оказывает влияния на характер плавления и кристаллизации литейных сплавов системы Al-Mg-Si-Mn. По данным [6] в сплавах Al-Mg титан присутствует в составе α -Al и образует соединение Al_3Ti . Информации о тройных соединениях в системе Al-Mg-Ti обнаружить не удалось. В этой же работе сообщается, что в сплаве с номинальным составом Al+1,0 вес. %Mg+0,05 вес.%Zr может образовываться тройное соединение по перитектической реакции $\text{L} + \text{Al}_3\text{Zr} \rightarrow \text{AlMgZr} + \text{Al}$, но экспериментальные подтверждения этой реакции не приводятся и можно полагать, что в равновесии с твердым раствором существует только одна цирконий содержащая фаза – Al_3Zr . Отсутствие реакций, связанных с образованием тройных соединений с участием Ti и Zr в сплавах Al-Mg-Si-Mn подтверждается данными ДСК, так как никаких дополнительных тепловых эффектов на кривых выявлено не было. Промышленный сплав AlMg5Si2Mn содержит в составе 0,2 вес.% Ti. Это выше, чем содержание Ti в перитектической точке двойной диаграммы состояния Al-Ti (0,15 вес.%). Однако в области температур близких к температуре перитектической реакции, которая протекает при 665°C [6], тепловой эффект не наблюдался, что предположительно связано с малым количеством фазы Al_3Ti .

На рис. 3 представлены ДСК-кривые сплава Т в литом состоянии и после термообработки (табл. 3). Как видно гомогенизация и искусственное старение также не оказывает существенного влияния на характер плавления, поскольку кривые, как в литом состоянии, так и после термообработки, практически совпадают.

Таблица 3 Температуры тепловых эффектов исследуемых образцов

	T	T1	T2	T3	T4	T5	T6	T7	T8	T9	T10	T11	T12
	Температура, °C												
$T_{\text{эвт_onset}}$	591,3	592	591,7	593,0	591,8	591,9	591,8	592,2	595,3	594,4	596,6	594,4	592,1
$T_{\text{пик_1}}$	601,0	601,0	599,0	602,0	601,0	602,0	602,0	602,0	604,0	601,0	602,0	603,0	600,0
$T_{\text{пик_2}}$	619,0	620,0	623,0	619,0	619,0	620,0	618,0	620,0	620,0	618,0	618,0	621,0	627,0
T_{outset}	626,4	628,5	639,6	626,2	626,0	628,6	628,1	628,3	628,1	625,5	625,7	626,7	636,9

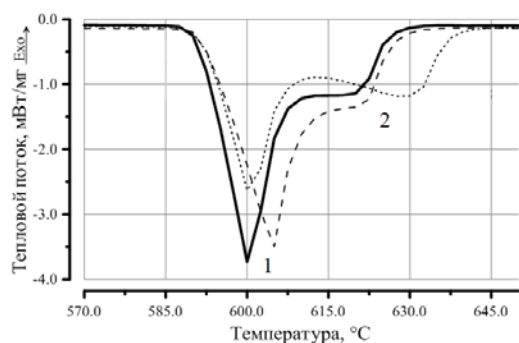


Рис. 3 Результаты ДСК для сплава $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}(+0,1\text{Ti}+0,1\text{Zr})$

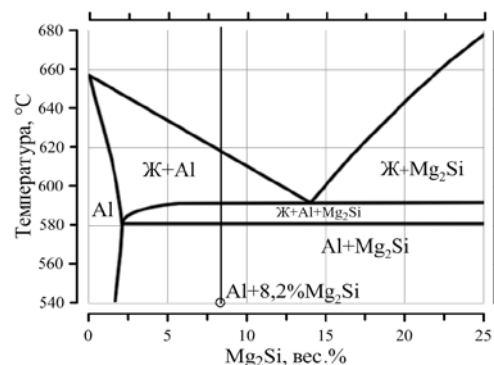


Рис. 4 Диаграмма состояния системы $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$, область богатая Al (линей указано положение исследуемого сплава)

Для объяснения полученных эффектов данные ДСК были сопоставлены с фазовой диаграммой системы $\text{Al-Mg}_2\text{Si}$ (рис. 4). Процесс плавления сопровождается эндотермическим эффектом 1, который четко видно на рис. 3. Начало теплового эффекта, не зависимо от вида термообработки, начинается при температуре $T_{\text{эвт_onset}} = 593,5^\circ\text{C} \pm 2,5^\circ\text{C}$, температура при максимальном значении теплового потока составляет $T_{\text{peak_1}} = 601,5^\circ\text{C} \pm 2,5^\circ\text{C}$. Максимум второго пика также колеблется в небольших пределах $T_{\text{peak_1}} = 621^\circ\text{C} \pm 3^\circ\text{C}$.

Таким образом экспериментально подтверждено, что температура начала плавления сплавов системы Al-Mg-Si составляет $593,5^\circ\text{C} \pm 2,5^\circ\text{C}$, что на 26°C выше температуры промышленного сплава АК7 (система Al-Si). На основании полученных данных можно утверждать, что рабочая температура деталей из сплава $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ может быть повышена минимум на 20°C по сравнению с АК7.

Исследование микроструктуры

На рисунке 5 представлены микроструктуры сплава Т в литом состоянии и после гомогенизации в течении 30, 60 и 90 минут. Фазовый

состав сплава после литья включает зерна твердого раствора на основе Al и эвтектику (Al)+(Mg₂Si), имеющую пластинчатую морфологию. В центрах эвтектики наблюдается фаза, имеющая правильную кристаллическую огранку и являющаяся базовыми кристаллами Mg₂Si. Средний размер Mg₂Si находится в пределах 10 – 20 мкм. По расходящимся от кристалла ламелям эвтектики можно считать, что их рост начался непосредственно на поверхности базового кристалла Mg₂Si.

При нагреве под закалку фазовый состав сплава остается таким же, как и в литом состоянии, однако изменяется морфология фаз (Рис. 5 б, в и г). После 30 минут нагрева при 570°C начинается дезинтеграция ламелей Mg₂Si. Увеличение времени нагрева приводит к коагуляции сфер и увеличению их размера.

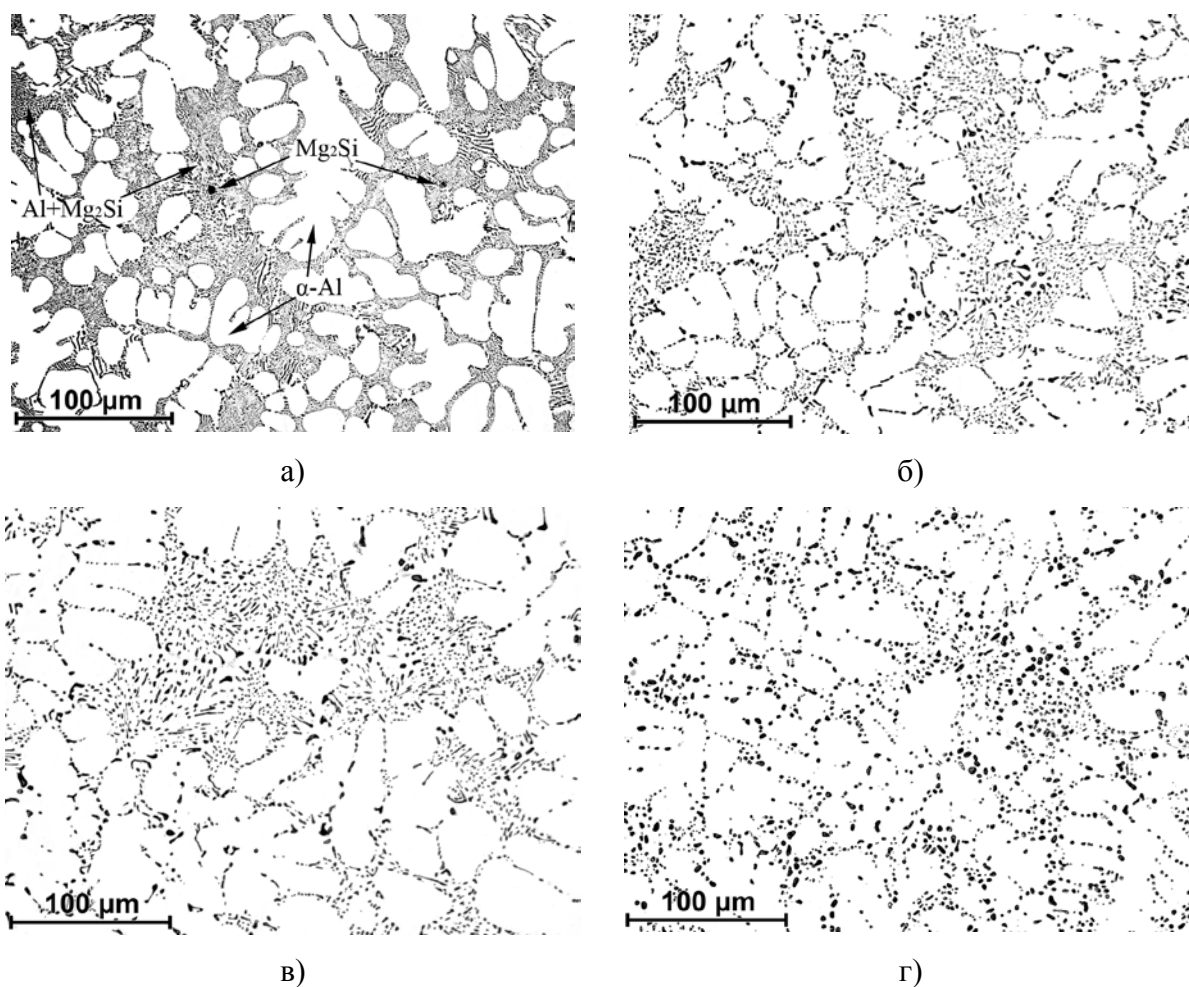


Рис. 5 Микроструктуры сплава AlMg5Si2Mn(+0,1Ti+0,1Zr) в литом состоянии (а), после гомогенизации при T=570 °C в течении 30 мин. (б), после гомогенизации при T=570 °C в течении 60мин. (в), после гомогенизации при T=570 °C в течении 90мин (г)

Механические свойства

Измерения твердости и микротвердости образцов в процессе гомогенизации показали уменьшение твердости сплава в течение первых 30 минут нагрева под закалку. В литом состоянии твердость сплава составляла 85 НВ. После 30 минут выдержки при 570°C твердость снизилась до 65 НВ (рис. 6б). Дальнейшая выдержка при температуре гомогенизации не привела к изменению твердости. Такая же тенденция наблюдалась при измерениях микротвердости (Рис. 6а).

В этом контексте необходимо отметить, что твердость по Бринеллю является интегральным показателем и представляет усредненное значение твердости α -Al и интерметаллидной фазы (Mg_2Si). Соответственно, изменение НВ является индикатором изменения свойств обеих, присутствующих в сплаве, фазовых составляющих - α -Al и эвтектики (Al)+(Mg₂Si). Микротвердость является локальным методом и отражает изменение химического состава или протекание фазовых превращений непосредственно в твердом растворе.

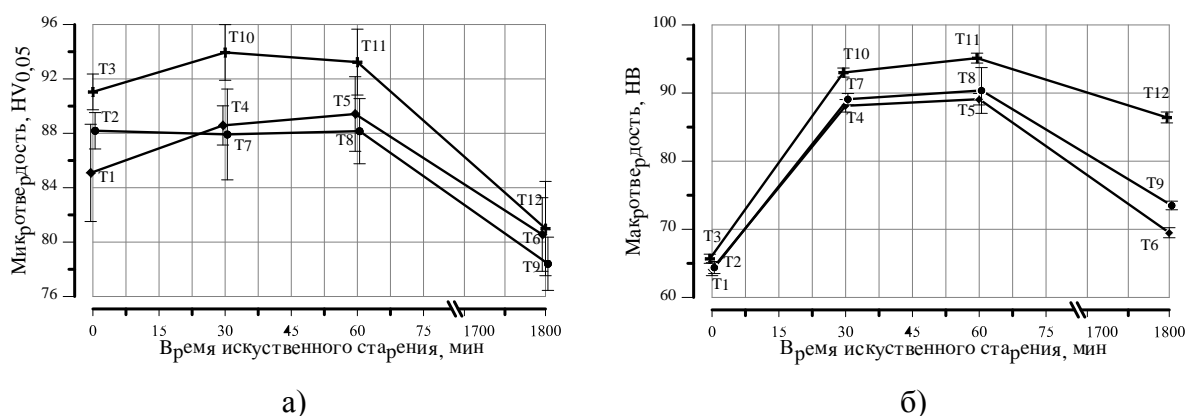


Рис. 6 Графики зависимости микро- (а) и макротвердости (б) от времени гомогенизации (при 570°C) и искусственного старения (при 175°C).
Время гомогенизации: \blacklozenge - 30 мин. (кривые T1-T4-T5-T6), \bullet - 60 мин. (кривые T2-T7-T8-T9), \blacktriangle - 90 мин. (кривые T3-T10-T11-T12)

Сопоставление результатов исследований структуры с изменением твердости при нагреве под закалку показывает, что первым фактором ответственным за снижение макротвердости сплава является дезинтеграция ламелей Mg_2Si и увеличение расстояния между их фрагментами (Рис. 5).

Определение химического состава α -Al методом ЛРСА показало уменьшение содержания Mg при нагреве под закалку. В литом состоянии (образец Т) α -Al содержит 2,3 вес.% Mg. После нагрева в течении 30 минут содержание Mg в α -Al снизилось до 1,6 вес.% (образец Т1). Увеличение

длительности нагрева до 90 мин (образец Т2) и более приводит к постепенному увеличению содержания Mg в α -Al до 1,8 вес.% (образец Т3). Такая же тенденция наблюдалась для Ti и Zr. В литом состоянии α -Al содержит 0,21 вес.% Ti и 0,20 вес.% Zr. После 30 минутной выдержки содержание обоих элементов снижается до 0,14 и 0,17 вес.%, соответственно. В образце выдержанном 90 минут содержание Ti – 0,29 вес.% и Zr – 0,25 вес.%.

Содержания Mn в α -Al также изменяется в зависимости от времени нагрева. В литом состоянии α -Al содержит 0,47 вес.% Mn, что практически равно количеству введенной добавки и свидетельствует о том, что при введении в сплав 0,5-0,6 вес.% Mn количество образовавшихся первичных фаз, содержащих Mn, очень мало.

При гомогенизации в течение 30 минут содержание Mn уменьшается до 0,35 вес.% и после выдержки 90 минут равно 0,25 вес.%. Такое изменение связано с тем, что уже на ранних стадиях гомогенизации в твердом растворе выделяются частицы, в состав которых входит Mn, Si и Fe. Морфология частиц представлена на Рис. 6б и после выдержки 90 минут в состав частиц входит: Mn – 25,4 вес.%, Si – 2,2 вес.%, Fe – 0,7 вес.%, Mg – 1,2 вес.%, Al – остальное. На основании результатов ЛРСА частицы можно идентифицировать как β -(Al₃FeSi) фазу. Именно образование этой фазы приводит к снижению содержания Mn в твердом растворе и, надо полагать, оказывает влияние на твердость сплава.

Соответственно, изменение содержания легирующих элементов в твердом растворе является вторым фактором, который приводит к снижению твердости и микротвердости сплава при гомогенизации.

Одновременно с уменьшением содержания легирующих элементов, следующая причина уменьшения микротвердости была выявлена при исследовании образцов сплава Т на ПЭМ в литом состоянии и после гомогенизации в течении 30 минут. На Рис. 7а представлено изображение структуры α -Al в литом состоянии, полученное в светлом поле. Видно, что его структура неоднородна и содержит частицы в форме тонких пластин, которые одним краем присоединены к темной линии, являющейся дислокацией.

В работе [8] было показано, что такие частицы формируются в результате естественного старения сплава непосредственно в литом состоянии и основным механизмом их образования есть гетерогенное зарождение на дислокациях. Наиболее вероятно, что эти частицы являются выделениями β "-Mg₉Si₅ фазы. Однако точный ответ о составе частиц получить практически очень сложно, так как они являются тонкими пластинами, и спектр ЛРСА во всех случаях будет интегральным, т.е. показывать не только состав самих частиц, но и α -матрицы,

расположенной под ними. Авторами работы [8] также была показана прямая взаимосвязь плотности дислокаций и количества образовавшихся частиц.

Исследования образцов после гомогенизации показали, что частицы β'' - Mg_2Si фазы в алюминиевой матрице отсутствуют (рис. 6б). Это свидетельствует об их растворении. Таким образом, третьим фактором, ответственным за уменьшение твердости сплава при гомогенизации является растворение частиц β'' . Полученные результаты одновременно подтверждают упрочняющую роль этих частиц в литом состоянии.

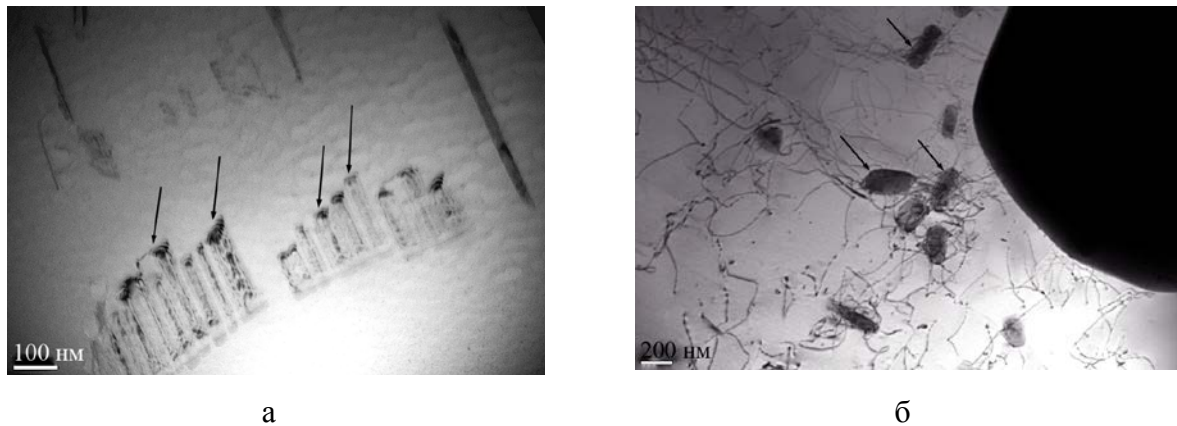


Рис. 7 Структура α -Al в сплаве Т в литом состоянии (а) (стрелками указаны зародившиеся на дислокациях выделения) и после выдержки при 570°C в течение 30 минут (стрелками обозначены частицы β -(Al_5FeSi) фазы) (б)

При искусственном старении твердость и микротвердость сплава увеличиваются, как это видно из рис. 6. Максимальные значения достигаются уже после выдержки в течении 30 мин при температуре 175°C. Увеличение времени искусственного старения не приводит к существенному повышению твердости, а после 90 мин как HV , так и $\text{HV}_{0,05}$ снижаются практически до уровня гомогенизированного состояния.

Таким образом, оптимальным режимом термообработки сплава является гомогенизация при 570°C в течение 30 мин и искусственное старение при 175°C в течение 30-60 минут. С точки зрения энергоэффективности такой режим является более экономичным, по сравнению с традиционной обработкой сплава АК7 по режиму Т6 при котором время гомогенизации доходит до 6-8 часов и искусственное старение – 5-8 часов.

Выводы

1. С использованием метода ДСК с высокой точностью были установлены температуры плавления фазовых составляющих исследуемого сплава. Также была установлена оптимальная скорость нагрева и охлаждения для проведения ДСК исследований. Сравнение кривых ДСК для сплава $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}+(0,1\text{Ti}+0,1\text{Zr})$ и промышленного сплава $\text{AlMg}_5\text{Si}_2\text{Mn}$ показало, что дополнительное легирование $\text{Ti}+\text{Zr}$ не оказывает влияния на процессы плавления и кристаллизации.

Сопоставление полученных температур с равновесной диаграммой состояния Al-Mg-Si показало хорошее совпадение экспериментальных результатов с теорией. Температуры плавления эвтектики $(\text{Al}) + (\text{Mg}_2\text{Si})$, для серии исследуемых образцов (в литом состоянии и после термообработки) составили $T_{\text{onset}}=593,5^\circ\text{C}\pm 2,5^\circ\text{C}$, что, приблизительно на 25°C выше, чем у литейных силуминов системы Al-Si-Mg .

2. Анализ микроструктуры показал, что в литом состоянии Al-Mg-Si-Mn сплав, состоит из трех фаз: матрица $\alpha\text{-Al}$, эвтектика $(\text{Al})+(\text{Mg}_2\text{Si})$ и первичные кристаллы Mg_2Si . Зерна $\alpha\text{-Al}$ имеют дендритную морфологию, а эвтектика состоит из пластин Mg_2Si перемежающихся с $\alpha\text{-Al}$. Зарождение эвтектических ламелей происходит на базовых кристаллах Mg_2Si , расположенных в центрах эвтектических колоний.

3. Механические испытания показали, что при гомогенизации твердость сплава снижается, что связано с дезинтеграцией ламелей Mg_2Si , уменьшением содержания легирующих элементов в твердом растворе и растворением частиц β'' -фазы. Искусственное старение приводит к повышению твердости сплава и оптимальные значения HB и микротвердости достигаются через 30-60 минут старения.

Виктория Бойко и Александр Трудоношин выражают благодарность Техническому Университету Берлина и Чешскому Техническому Университету в Праге за предоставление материальной базы для проведения исследований. В.Бойко с благодарностью отмечает Немецкую службу академических обменов (DAAD) за финансовую поддержку. А. Трудоношин благодарит Международный Вышеградский Фонд за предоставление стипендии Visegrad/V4EaP для проведения исследований.

Литература

1. V. Boyko, Eutectic spheroidization in Al-7Mg-3Si casting alloys during solution treatment. / V. Boyko, O.L. Prach, O.I. Trudonoshyn, K.V. Mykhalenkov // XVI Międzynarodowa konferencja naukowo-techniczna odlewnictwa metali niezależnych "Nauka I Technologia", Krakow, 2013. - p. 21-27

2. Pirs J., Zalar A. Investigations of the distribution of elements in phases present in G-AlMg₅Si cast alloy with EDX/WDX spectrometers and AES // *Microchimica Acta*, Vol.101, N 1-6, 1990. - p. 295 – 304
3. Строганов Г. Б. Высокопрочные литейные алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1985. - 216 с.
4. Sternau H., Koch H., Franke A.J. Magsimal-59 an AlMgMnSi-type squeeze-casting alloy designed for temper F // *Aluminium Rheinfelden GmbH*, P. O. Box 11 40, D-79601 Rheinfelden, Germany
5. T. Petkov, Optimierung der Wärmebehandlung einer AlMgSi-Gusslegierung / T. Petkov, D. Künster, T. Pabel, K. Faerber, C. Kneißl, P. Schumacher // *Druckguss*, Vol. 6, 2012, 268-274
6. L.F. Mondolfo, *Aluminium Alloys: Structure and Properties*. Butterworth & Co Publishers Ltd; 2nd Revised edition, December 1979, 971
7. P.D. Garn *Thermoanalytical Methods of Investigation* / P.D. Garn // Academic Press. New York, 1965, pp. 404-406..
8. Boyko V., Link T., Korzhova N., Mykhalenkov K., Microstructure characterization of AlMg₅Si₂Mn casting alloy, in: *Materials Science and Technology (MS&T) 2013*, October 27-31, Montreal, Quebec, Canada, 2013, 1331-1338
9. L.C. Thomas, Use of multiple heating rate DSC and modulated temperature DSC to detect and analyze temperature-time dependent transitions in materials / L.C. Thomas // *American Laboratory*, vol. 33, 2001, - p. 26-29
10. D.J. Chakrabarti, Precipitation in Al-Mg-Si alloys with Cu additions and the role of the Q' and related phases / D.J. Chakrabarti, Y. Peng, D.E. Laughlin // *Mater. Sci. Forum*, 2002, - p. 857-862

УДК 669.147

ПРОБЛЕМЫ, ВЫЗЫВАЕМЫЕ ПРЕБЫВАНИЕМ ВОДОРОДА В НЕПРЕРЫВНОЛИТЫХ ВЫСОКОПРОЧНЫХ СТАЛЯХ

С. Б. Бойченко, Е. В. Синегин

Национальная металлургическая академия Украины

Виконано розрахунки граничного рівня розчинності водню у твердих флокеночутливих високоміцних сталях, перевищення якого викликає дефекти продукції у вигляді флокенів і тріщин. Використання результатів розрахунків у промисловості сприяло підвищенню якості пружинних сталей

Выполнены расчеты предельного уровня растворимости водорода в твердых флокеночувствительных высокопрочных сталях, превышение которого вызывает дефекты продукции в виде флокенов и трещин. Использование результатов расчетов в промышленности способствовало повышению качества пружинных сталей

Calculations of maximum level of hydrogen solubility in solid Flakes high strength steels, which causes excess production defects as cracks and hairline cracks. Using the results of calculations in the industry contributed to improving the quality of spring steel

Введение

Неизбежными источниками водорода во всех без исключения промышленных металлах и сплавах, в их числе и в сталях являются влага, водяные пары и водород, образующийся при различных химических и электрохимических процессах в жидких и газообразных водородсодержащих средах. Попадание водорода в сталь является одной из основных причин возникновения в них таких дефектов как раковины, пузыри, снижение в локальных областях пластических свойств и повышение здесь же твердости и хрупкости. Однако самым серьезным последствием наличия водорода в сталях являются флокены, представляющие собой в изломе пятна (хлопья), а в поперечном микрошлифе непрерывнолитой заготовки – трещины. Наличие трещин вызывает резкое снижение механических свойств. Флокены тем более опасны, чем более высокую прочность имеет сталь.

Флокены могут быть во всех сталях, но наиболее часто они встречаются в высокопрочных сталях, содержащих хром, то-есть в хромистых, хромомарганцовистых, хромокремнистых, хромоникелевых, хромоникельфольфрамовых [1-3], и значимость проблемы снижения содержания водорода, особенно в таких сталях в соответствии с требованиями рынка постоянно возрастает.

Постановка задач исследования

Водород может проникать в жидкую и твердую сталь на различных производственных этапах, например, в течение плавки, внепечной обработки, разливки, травления и отжига, так как молекула водорода диссоциирует на поверхности металла, и как атомное ядро (протон H^+), на несколько порядков меньшее по размерам, чем атом водорода, растворяется в металле с присущим ему исключительно высоким коэффициентом диффузии [4]. При превышении предела растворимости в данной модификации железа при данной температуре водород выделяется из раствора и при затвердевании стали создает сильные внутренние напряжения, которые приводят к образованию флокенов.

Исследованиями авторов установлено, что уже при проникновении в сталь водорода возможна пластическая деформация и берет свое начало докритический рост трещин. У высокопрочных сталей с содержанием $[H] > 2,5 \text{ ppm}$ нагрузки величиной, намного меньшей границы растяжения, уже способны вызвать разлом с малой деформацией. Разлом при этом может произойти спустя часы или дни после приложения нагрузки. Высокие содержания водорода приводят к индуцированному им охрупчиванию, причем интеркристаллические разломы, трещины со специфическим расположением «вороньи лапки» [2] и поры не исключены на поверхности единичных зерен даже у изделий простейшей формы из высокопрочных хромо-кремнистых сталей.

С целью прогнозирования содержания водорода $[H]$ в готовой продукции и определения мер для его снижения в рамках этой статьи сопоставлены расчетные и экспериментально определенные авторами содержания $[H]$ в хромомарганцовистых и хромокремнистых сталях на каждом из этапов их производства.

Методика проведения экспериментов

В сталеплавильном цехе завода А, оборудованном дуговыми электропечами, установками «ковш-печь», камерным вакууматором, машинами непрерывной разливки отбирали пробы стали по завершении каждого звена передела. Содержание $[H]$ в затвердевшем металле

определяли выдерживанием пробы при 650 °С в газе-носителе с последующим замером в измерительном элементе.

Информацию о содержании [Н] в жидкой стали в сталеразливочном и промежуточном ковшах получали с помощью установки «Hydris».

Фактический уровень [Н] проанализирован с привлечением термодинамических закономерностей поведения водорода в железоуглеродистых расплавах.

Результаты исследований

Растворимость (или окклюзия – оба термина суммируют все звенья попадания водорода из газовой фазы в объем металла) определяется реакцией



Константа равновесия реакции (1) имеет вид

$$K_H = a_H / \sqrt{P_{H_2}} = [\%H] / \sqrt{P_{H_2}}, \quad (2)$$

$$\lg[\%H] = \lg K + 1/2 \lg P_{H_2}, \quad (3)$$

где K – константа равновесия,

a_H – активность водорода,

P_{H_2} – парциальное давление водорода в газовой фазе;

$[\%H]$ – содержание водорода в металле.

Для дальнейшего рассмотрения теоретических содержаний водорода в металле необходимо учесть следующее. Величина K возрастает с повышением температуры от комнатной до обычной для процессов производства стали (1550-1700 °С). В пределах температур существования модификаций железа α , γ и δ , и в области жидкого состояния железа это нарастание происходит монотонно (рис. 1) в соответствии с уравнением [5]:

$$\lg K = -\frac{\sum \Delta H_s}{2RT} + \sum \Delta S, \quad (4)$$

где $\sum \Delta H_s$ – суммарное изменение энтальпии при диссоциации молекул и

растворении атомов газа;

R – газовая постоянная;

T – абсолютная температура металла, К;

$\sum \Delta S$ - суммарное изменение энтропии системы при растворении газа.

Для практики большое значение имеет изменение растворимости водорода в железе под влиянием присадок различных элементов, являющихся обычными компонентами и легированных, и углеродистых сталей. Хорошо исследована растворимость водорода почти во всех бинарных сплавах железа, имеющих практическое значение. На рис. 2 приведена диаграмма растворимости водорода в бинарных сплавах железа при 1600 °С.

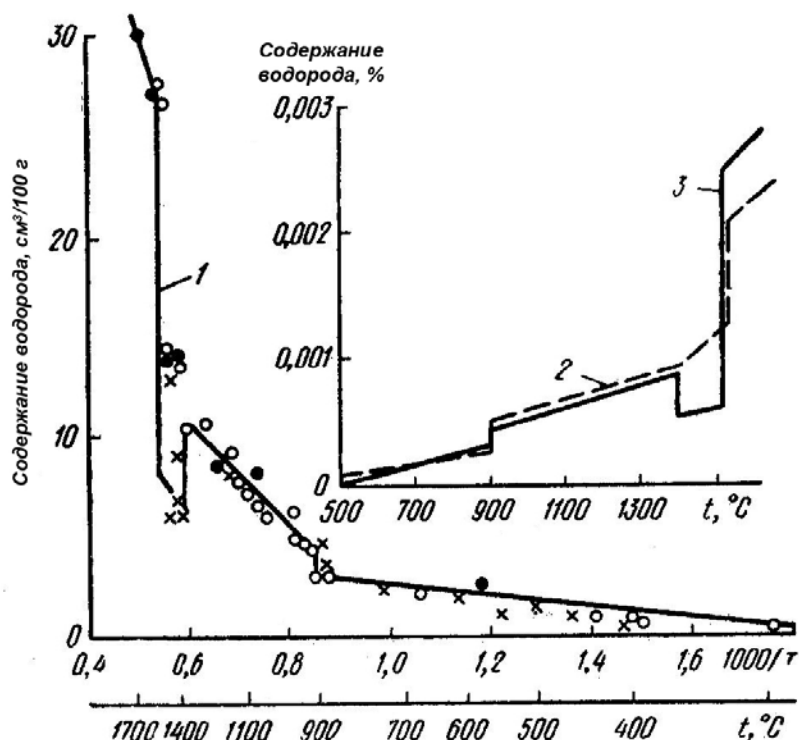


Рис. 1. Влияние температуры на растворимость водорода в чистом железе по данным: 1 – Гудремона; 2 – А.Н. Морозова; 3 – Сивертса

Как видно из диаграммы, все исследованные компоненты бинарных сплавов железа могут быть разбиты на три группы:

1) Ce, La, Ti, Ta, V, Nb – гидрообразующие элементы, значительно увеличивающие растворимость водорода, по крайней мере до тех значений их концентрации, пока гидраты Ce, Ti и т.п. не выделяются в отдельную фазу;

2) Cr, Cu, Mn, Ni, Co, Sn – элементы, мало влияющие на растворимость водорода в железе. Растворимость водорода в сплавах этих элементов с железом приближенно определяется как средневзвешенная по

растворимости в чистом железе и добавленном компоненте (по правилу аддитивности);

3) Ge, Al, Si, B, C (и не показанные на рис. 2 O, S и P) – элементы, резко снижающие растворимость водорода. Они повышают ближний порядок в металле и образуют с атомами железа группировки, близкие в среднем по составу к стехиометрическому карбиду, силициду железа и т.д., уменьшают сорбционную емкость оставшихся вне пределов этих группировок объемов (атомов) железа по отношению к водороду.

Зависимость (4) для кубической объемно центрированной решетки δ – и α – железа принимает следующий вид:

$$\lg K = -1418/T - 2,369. \quad (5)$$

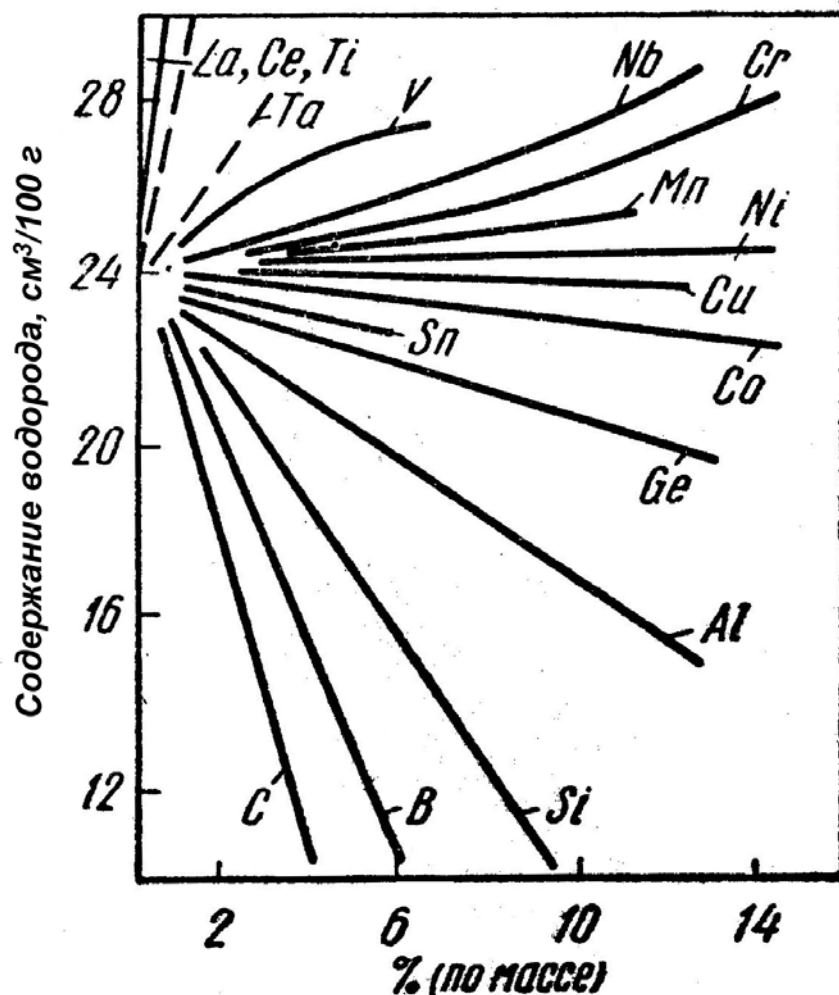


Рис. 2. Влияние третьего компонента на растворимость водорода в сплавах Fe–i–H при 1600 °C [5]

Имеющиеся в литературе [5, 6] данные о константах равновесия K отличаются для δ – Fe большим, а для α – Fe меньшим рассеянием, и зависимость (5) нами выбрана как средневзвешенная.

Соответствующие константы равновесия растворения водорода в кубической гранецентрированной решетке α – железа описываются уравнением [7]

$$\lg K = -1182/T - 2,369 \quad (6)$$

и почти не отличаются от данных других авторов [6].

Для жидкого железа, по данным Шенка [8]:

$$\lg K = -1662/T + 2,269 \quad (7)$$

Константы равновесия в жидком железе у других авторов [2-7] несколько больше и во всех случаях так же возрастают с повышением температуры.

В названных химических формулах важную роль играет, согласно закону Сивертса, газовая фаза:

$$[H] = K \sqrt{P_{H_2}} \quad (8)$$

Содержания водорода в α – и γ – Fe авторами определены с помощью названных выше формул для различных парциальных давлений и представлены на рис. 3. С повышением температуры, как и ожидалось, возрастают содержания водорода, причем при переходе от кубической объемноцентрированной решетки α – железа в кубическую гранецентрированную γ – железа наблюдается скачок растворимости. Самые высокие содержания водорода в металле достигаются под чистой водородной атмосферой (кривая 1), они почти на шесть порядков меньше в техническом вакууме (кривая 5). Содержание водорода в железе на воздухе отображает кривая 4.

Содержание водорода в α – и γ – железе более точно представлено на рис. 4. В соответствии с равновесием между α - и γ – Fe согласно линии GS на диаграмме Fe-C [1] температура перехода понижается в зависимости от содержания углерода с 910 до 738 °С. Таким образом, переход происходит у сталей 20Х2ГА при 840 °С, в то время как у сталей марки 54С2ХГА эта температура составляет 780 °С. Рисунок 4 также позволяет оценить влияние парциального давления водорода в газовой фазе: так, при смене атмосферы с 0,5 на 40% объемных водорода при 900 °С возрастает

теоретическое равновесное содержание в металле у сталей марки 54С2ХГА с 0,3 до 2,7 ppm, то-есть разность содержаний водорода в α – и γ – железе увеличивается с ростом концентрации в нем углерода.

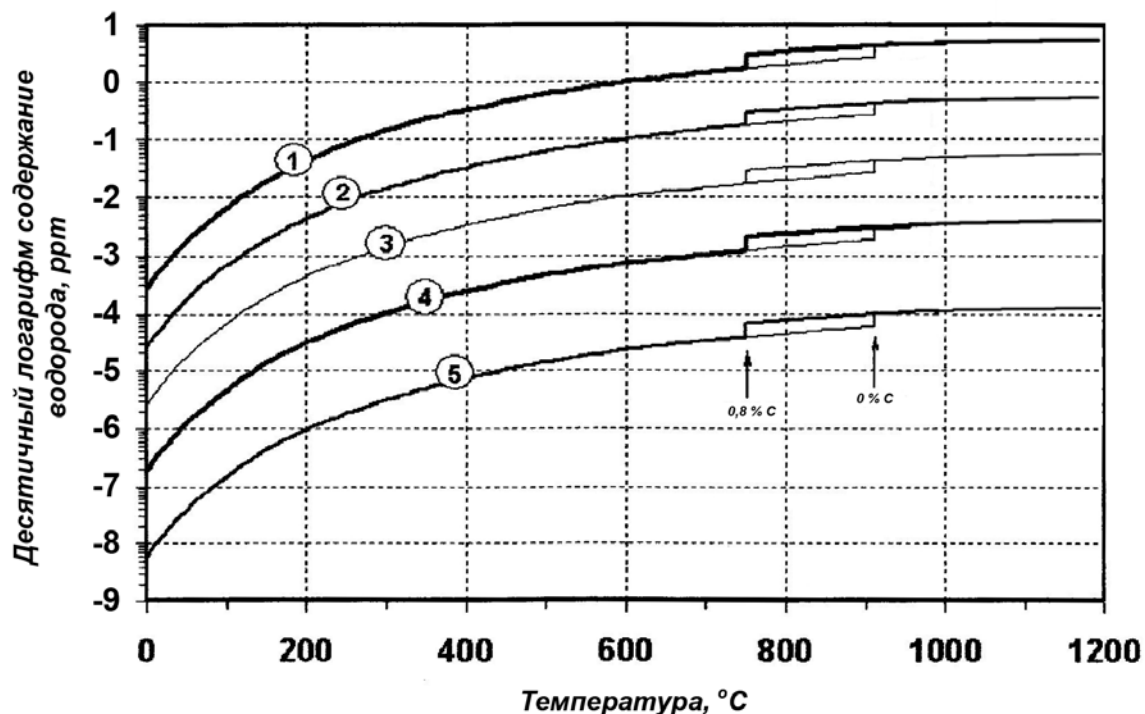


Рис. 3. Влияние температуры и парциального давления водорода в газовой фазе (цифры у кривых, Па) на его концентрацию в твёрдом железе: 1 – 10^5 (чистая водородная атмосфера); 2 – 10^3 ; 3 – 10 ; 4 – $5 \cdot 10^{-2}$ (воздушная атмосфера); 5 – $5 \cdot 10^{-5}$ (вакуум)

Анализируя составы шлаков для внепечной обработки стали, следует учитывать, что они могут быть как источниками внесения водорода в металл перед его разливкой, если шлаки формируют из непрокаленных оксидов. И, наоборот, водородопоглотительная способность шлаков может явиться серьезным средством снижения содержания $[H]$, если при внесении в сталеплавильную систему они не содержали влаги и водяных паров. Установлено, что водородопоглотительная способность щелочных шлаков системы $CaO-Al_2O_3$ составляет 1000 ppm, но с повышением доли кислых оксидов она понижается до 100-600 ppm [9].

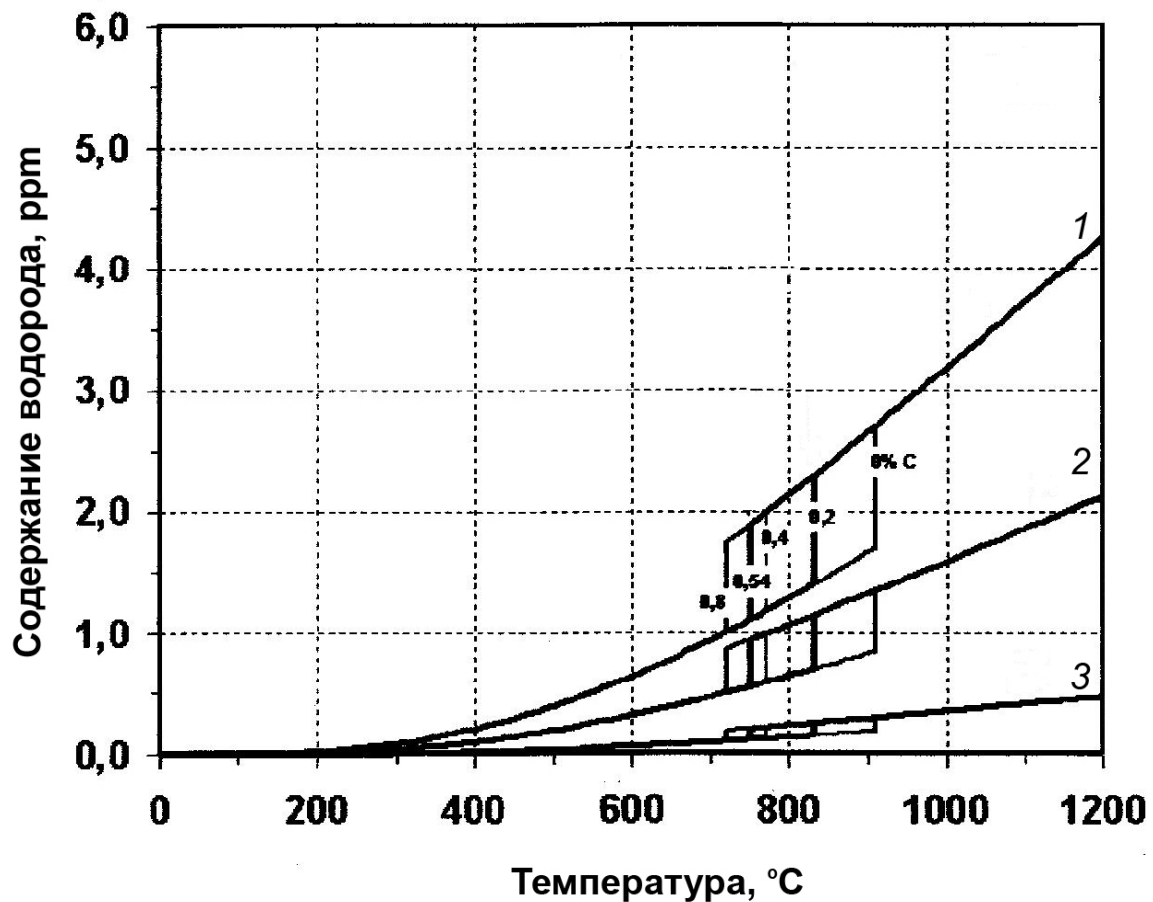


Рис. 4. Теоретическое содержание водорода в α - и γ -железе при различном парциальном давлении и объёме водорода в газовой фазе: 1 – $4 \cdot 10^{-4}$ Па (40 % об.); 2 – 10^{-4} Па (10% об.); 3 – 500 Па (0,5% об.)

На основании рассмотренных теоретических положений и выполненных расчетов предельной растворимости водорода в твердой стали, при превышении которой в ней будут появляться флокены и трещины, в технологию внепечной обработки и проката выплавляемых пружинных сталей марок 20Х2ГА и 54С2ХГА внесены коррективы. Они приближают содержание водорода в жидком расплаве к расчетной предельной его растворимости в твердой металлопродукции, что призвано исключить выделение излишнего водорода при затвердевании с инспированием описанных выше дефектов.

Содержание водорода в расплаве после выпуска из электропечи обычно составляет 5-8 ppm. Применяемая технология обработки стали на установке «ковш-печь» безжелезистыми известково-глиноземными шлаками с продувкой через донные пористые пробки аргонem уменьшает [H] до 3-4 ppm. Дальнейшая дегазация пружинных сталей в вакууматоре

при давлении $< 0,5$ кПа протекает с высокой величиной K в уравнении (8), отвечающей эффективным диффузионным процессам в этих условиях в соответствии с законом Фика, и обеспечивает $[H] < 1$ ppm.

После завершения вторичной металлургии ковш со сталью транспортируется на машину непрерывного литья заготовок (МНЛЗ). В течение непрерывной разливки сталь поступает из ковша через предварительно нагретый промковш в погружные (в кристаллизатор) стаканы.

Первые плавки при литье «плавка на плавку» характеризуются повышением $[H]$ в течение первых минут до 3 ppm, так как применяемые огнеупорные массы, несмотря на предварительное нагревание, еще передают стали остаточную влажность. После этой первичной фазы содержание водорода резко снижается и достигает к концу серии уровня 1-2 ppm. Стоит упомянуть, что часть плавов с повышенным содержанием водорода подвергается выдержке, чтобы достичь дальнейшего понижения уровня $[H]$ благодаря замедленному охлаждению.

В рамки описываемого исследования включили и не дегазированную (без вакуумирования) плавку стали сорта 54С2ХГА. Содержание водорода в промковше в течение разливки составляло 4 ppm и соответствовало уровню $[H]$ перед дегазацией.

Определены значения $[H]$ в пружинной ленте из стали 54С2ХГА. В прокатанном состоянии уровень $[H]$ в ленте у вакуумированных плавов был равен 0,4 ppm. Низкого уровня $[H] \leq 0,9$ ppm достигали и в ленте невакуумированной плавки. Из этого следует, что в течение нагревания в печи прокатного цеха и процесса прокатки водород эффундирует из стали, причем независимо от содержания водорода в жидкой стали в промковше.

В дальнейшей производственной цепочке содержание водорода в стали после травления незначительно увеличивается – до 0,8 ppm, а затем при последующем термическом улучшении стали в бедной водородом атмосфере удастся снова достичь значений в 0,5 ppm вследствие процессов эффузии.

Выводы

На основе фундаментальных металлургических положений и расчетов оценили уровни предельного содержания водорода в жидком и твердом железе применительно к производству флокеночувствительных высокопрочных сталей. Промышленные эксперименты показали, что содержание водорода в металле $[H]$ снижается при его внепечной обработке в ковше-печи и вакуумировании стабильно до ≤ 1 ppm. Даже если в течение непрерывной разливки в промковше имеют место более высокие значения $[H]$, в прокатанной ленте тем не менее $[H]$ снижается до

уровня $\leq 1\text{ppm}$, что подтверждено результатами плавов с вакуумированием стали и без него.

Благодаря низким значениям [Н] можно исключить вызванные водородом дефекты металлопродукции. При дальнейшей обработке или в течение службы изделия необходимо исключать контакт протонов с его поверхностью, чтобы избежать их проникновения в сталь, особенно, в состоянии ее напряжения, и появления трещин.

Литература

1. Гуляев А.П. Металловедение [Текст] / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1978. – 648 с.
2. Галактионова Н.А. Водород в металлах [Текст] / Н.А. Галактионова. – М.: Государственное научно-техн. издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1959. – 256 с.
3. Гельд П.В. Водород в металлах и сплавах [Текст] / П.В. Гельд, Р.А. Рябов. – М.: Металлургия, 1974. – 272 с.
4. Бойченко С.Б. Повышение качества непрерывнолитых заготовок высокопрочных сталей [Текст] / С.Б. Бойченко, Ю.С. Пройдак, А.Н. Стоянов. – Бюллетень НТИЭИ. Черная металлургия, 2013. – №1. – С. 34-37.
5. Металлургия стали [Текст] / В.И. Явойский, С.Л. Левин, В.И. Баптизманский [и др.] – М.: Металлургия, 1973. – 816 с.
6. Steelmaking Data Sourcebook. Revised Eddition The Japan Society for the Promotion of Science / The 19-th Committee on Steelmaking – New York: Gordon and Breach Science Publishers, 1988. – 598 p.
7. Geller W. Gerundlagen der Wirkung von Wasserstoff auf die Rissbildung in Stählen [Text] / W. Geller u. Tak-Ho Sun. – Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1950. – №21. – S. 423-428.
8. Schenk H. Untersuchungen über die Wasserstofflosigkeit in Eisen, Nickel, Cobalt, Kupfer und deren binären Nickellegierungen [Text] / H. Schenk, K.W. Lange – Archiv für das Eisenhüttenwesen, 1966. – № 37. – S. 739-748.
9. Mausbach K. Structural Statements, Coordination Numbers and Water Vapour Solubility in aluminate Slags [Text] / K. Mausbach, N. Nowack, F. Schlegelmilch. – Steel Research, 1993. – № 64. – P. 239-245.

УДК 669.273

РАФИНИРОВАНИЕ ВОЛЬФРАМА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ

*А. В. Веретильник**

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Метою даної роботи було вибрано вивчення процесу рафінування вольфраму від домішок, що містяться в ньому та негативно впливають на функціональні властивості вирощуваних монокристалів. У даній статті було розглянуто метод рафінування вольфраму при плазменно-індукційній зонній плавці

Целью данной работы было выбрано изучение процесса рафинирования вольфрама от содержащихся в нем примесей, негативно влияющих на функциональные свойства выращиваемых монокристаллов. В данной статье был рассмотрен метод рафинирования вольфрама при плазменно-индукционной зонной плавке

The aim of this work was chosen to study the process of refining tungsten impurities contained in it, adversely affecting the functional properties of single crystals grown. This article was considered a method of refining tungsten plasma-induction zone melting

Введение

Получение высокочистых структурно-совершенных материалов позволяет существенно повысить их служебные характеристики и, возможно, открыть новые свойства, которые при рядовом содержании примесей обычно не проявляются.

Одним из способов получения структурно-совершенных материалов, содержащих минимальное количество примесей, является выращивание монокристаллов.

Применительно к получению монокристаллов тугоплавких металлов больших размеров (170x140x20 мм и более), наилучшими перспективами обладает способ плазменно-индукционной зонной плавки (ПИЗП).

* статья написана под руководством:

д.т.н., профессора В. А. Шаповалова, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

к.т.н., с.н.с. В. В. Якуши, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

Формирование монокристалла способом ПИЗП происходит при послойной наплавке металла путем переплава расходуемых поликристаллических прутков плазменной дугой при возвратно-поступательном движении плазмотрона. Высокочастотный источник подогрева выплаваемого слитка (индуктор) позволяет снизить температурные градиенты в зоне формирования кристалла до значений, которые не вызывают термические напряжения такой величины, при которой возникают трещины и другие дефекты структуры.

Механизмы рафинирования тугоплавких металлов, в связи с очень высокими температурами их плавления, менее изучены по сравнению с более легкоплавкими металлами. Данные по этим процессам важны не только для совершенствования технологии выращивания монокристаллов, но также и для других способов получения высокочистых материалов.

Рафинирование исходного металла от примесей в процессе выращивания монокристаллов тугоплавких металлов, в существенной мере, зависит от удельного тепловложения, и как следствие, достижения определенных температур перегрева жидкой фазы и является важной характеристикой способа получения монокристаллов. При ЭЛЗП оно зависит от мощности электронно-лучевой пушки. При использовании дуговых и плазменных источников нагрева оно обеспечивается тепловложением дугового источника нагрева. Применение аргоно-гелиевой плазмы обычного состава не повышает температуру ванны расплава. Учитывая высокую стоимость гелия, целесообразно оптимизировать содержания гелия в смеси плазмообразующего газа и поддерживать его расход на низшем уровне.

Тем не менее, удельное тепловложение при многих жидкофазных способах является ограниченным в силу корреляции между температурой жидкости и силами поверхностного натяжения, которые удерживают ванну от проливов. Свободным от проливов жидкой ванны является плазменно-индукционная зонная плавка в достаточно широком температурном диапазоне. В связи с этим рафинирующая способность плазменно-индукционной зонной плавки может быть значительно выше, чем других способов выращивания монокристаллов вольфрама и молибдена.

Экспериментальные исследования проведены на установке УП-122 для плазменно-индукционного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов. В качестве расходуемого материала использовались поликристаллические прутки вольфрама марок ВЧ (ТУ 19-39-79) и ОВЧ (ТУ 48-19-194-82) диаметром 4, 5 и 8 мм, с суммарным содержанием примесей не превышающим 0,06...0,07 %.

Процесс выращивания монокристаллов проводили при силе тока плазмотрона 360...420 А и напряжение на дуге 38...40 В. Плазмообразующий газ состоял из смеси гелия (70 %) и аргона (30 %). Его расход составлял 15 л/мин. При выплавке монокристаллов избыточное давление газов в рабочей камере установки поддерживалось на уровне 0,3 атм.

Пробы для химического анализа были отобраны из переплавляемых прутков, капель и выращенных монокристаллов. Газовый анализ металла на содержание [H], [O] и [N] проводили методом вакуумного восстановительного плавления на установке TN-114 фирмы LECO. Для определения содержания углерода в металле использовали газоанализатор CSA 202 (ASII) LEYBOLD-HERAEUS GMBH. Сведения о содержании других примесей приведены по данным завода-изготовителя тугоплавких металлов. Результаты химического анализа представлены в таблицах 1 и 2.

Таблица 1 Содержание примесей в вольфраме, (вес.%) $\times 10^4$

Место отбора проб	Fe	Si	Al	Ca	Mo	As	Hf	Bi	Pb	Sn	Sb	Zn	Cu	Ti	Cr	C	S	P
Пруток	35	40	25	30	< 100	10	<1	<1	<1	<1	10	10	10	2	10	9.5	8	34
Кристалл	20	35	20	20	< 100	10	<1	<1	<1	<1	10	10	10	2	10	8.3	7	28

Таблица 2 Содержание кислорода, водорода и азота в вольфраме

Место отбора проб	Содержание примесей, вес. %		
	[O]	[H]	[N]
Пруток	0,023	0,0069	0,0030 (0,019)
Капля	0,0022	0,00105	0,0042
Кристалл	0,00080	0,00046	0,0020
ТУ	0,002	0,0005	0,002

Магнитное перемешивание расплава, присущее плазменно-индукционной зонной плавке, является фактором, который дополнительно интенсифицирует процесс рафинирования металла.

Правомерно считать, что основным механизмом рафинирования вольфрама в процессе выращивания монокристаллов методом ПИЗП является испарение примесей. Коэффициенты распределения основных примесей между жидкой и твердой фазами для данного процесса близки к 1, поэтому рафинирование при перекристаллизации маловероятно.

Эффект снижения концентрации примесей проявляется при повышенном их содержании в основном металле. В ряде случаев, при постановке подобных экспериментов прибегают к искусственному

насыщению исследуемого материала примесями. В нашем случае были использованы прутки с достаточно низким содержанием основных примесей. Как следует из табл. 1, при содержании примесей менее $(1...2) \times 10^{-4} \%$ (Bi, Pb, Ti...) снижения их концентрации не наблюдается. Это также относится и к элементам, имеющим относительно близкие к вольфраму значения упругости паров (Mo, Hf).

Основное снижение концентрации кислорода при ПИЗП наиболее вероятно связано с процессами окисления испаряющегося во время плавления основного металла (вольфрама) и содержащихся в нем примесей.

Известно, что при плазменно-дуговом переплаве азот из газовой фазы растворяется в металле весьма интенсивно, поэтому этот метод не относят к процессам, обеспечивающим глубокое рафинирование металла от азота. Наиболее распространенным объяснением этой специфики плазменного нагрева является предположение о том, что с металлом контактируют молекулы азота, которые обладают повышенной внутренней колебательной энергией. Равновесное содержание газа в жидком металле при этом значительно превышает термодинамическое значение даже при низких парциальных давлениях азота в газовой фазе.

Однако, при плазменно-индукционной выплавке монокристаллов вольфрама нами обнаружено значительное снижение содержания азота в жидком металле (табл.2). Это можно объяснить тем, что в высокотемпературных условиях выплавки монокристаллов вольфрама в пограничном слое газа у поверхности металла присутствует большое количество паров металлических примесей, содержащихся в исходных прутках. Релаксация колебательной энергии молекул азота в этом случае протекает полнее в сравнении, например, с выплавкой стали, а это обеспечивает более благоприятные условия для рафинирования жидкого металла от азота.

Выводы

1. Показана перспектива применения способа плазменно-индукционной зонной плавки для получения структурно-совершенных крупных плоских монокристаллов вольфрама с низким содержанием примесей.

2. Выявлено, что основным механизмом рафинирования вольфрама при выплавке кристаллов способом ПИЗП является испарение в силу специфики процесса и физических свойств металла.

3. Установлено, что при плазменно-индукционном выращивании монокристаллов вольфрама достигается значительное снижение содержания азота в металле.

Литература

1. Исследование процесса выращивания плоских монокристаллов вольфрама и молибдена / Шаповалов В.А., Коваленко А.А., Латаш Ю.В., Шейко И.В., Жолудь В.В. // Проблемы специальной металлургии. – Киев, 1993, – №1. – с.79–82.
2. Кубашевский О., Олкок К.Б. Металлургическая термехимия / пер. с англ. Львовой В.Н., Маслова С.А. – М.: Металлургия, 1982. – 392с., ил.
3. Пфанн В. Зонная плавка. – М.: Мир, 1970. – 368 с.
4. Получение и металлофизика особо чистых металлов / Ажажа В.М., Ковтун Г.П., Тихинский Г.Ф. // Металлофизика и новейшие технологии. – Киев, 2000, – т.22, № 2. – с.21–35.
5. Бурханов Г.С., Шишин В.М., Кузьмищев В.А., Сергеев Н.Н., Шнырёв Г.Д. Плазменное выращивание тугоплавких монокристаллов. – М.: Металлургия, 1981. – 200с.
6. О поглощении газов жидким металлом из плазмы /В.И. Лакомский. // Проблемы специальной металлургии. Под ред. Б.Е. Патона (Материалы международного симпозиума, посвященного 100-летию со дня рождения Е.О. Патона. Киев, май 1970г.). – Киев–Москва, 1971. – с.68–71.

УДК 669.273

ОСОБЕННОСТИ КАПЕЛЬНОГО ПЕРЕНОСА МЕТАЛЛА ПРИ ВЫРАЩИВАНИИ МОНОКРИСТАЛЛОВ ВОЛЬФРАМА

*А. В. Веретильник, Д. А. Бирюченко**

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Метою даної роботи було вибрано вивчення процесу крупнокапельного переносу металу при вирощуванні крупних профільованих монокристалів вольфраму. В статті розглянуто вплив швидкості переміщення плазматрона і діаметра прутків, що використовувались, на властивості переносу

В работе рассмотрен механизм переноса металла при выращивании профилированных монокристаллов вольфрама. Исследовано влияние скорости перемещения плазматрона и диаметра расходуемых прутков на свойства переноса

The aim of this work was to study the selected process drip metal transfer in growing large single crystals of tungsten profiled. The paper considers the impact velocity of the plasma torch and the diameter of the rods that were used on the transport properties

Введение

Капельный перенос металла определяет условия рафинирования и кристаллизации слитка. Соизмеримость размеров анодного пятна плазменной дуги, капли жидкого металла и металлической ванны при П-ИЗП тугоплавких монокристаллов определяет строгую связь между параметрами переноса металла и параллельно проходящими процессами рафинирования и формирования монокристаллической структуры. Поглощение либо выделение газов, рафинирование от неметаллических включений и вредных примесей проходит в пленке на торце плавящегося прутка, в переходящей капле жидкого металла и собственно в локальной металлической ванне. Энтальпия ванны жидкого металла у фронта кристаллизации монокристалла, в основном определена теплотой,

* статья написана под руководством:

д.т.н., профессора В. А. Шаповалова, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

к.т.н., с.н.с. В. В. Якуши, ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины

вкладываемой плазменной дугой и электромагнитным полем тока индуктора, скрытой теплотой кристаллизации, а также теплотой, вносимой каплями жидкого металла. В работе установлено, что в результате капельного переноса металла кристаллизация монокристаллов происходит с разной скоростью, при этом масса движущейся ванны жидкого металла циклически изменяется.

Цель исследований, проводимых в данной работе, состояла в изучении влияния скорости перемещения плазменного источника нагрева и диаметра расходуемых прутков на параметры переноса металла при выращивании профилированных монокристаллов вольфрама.

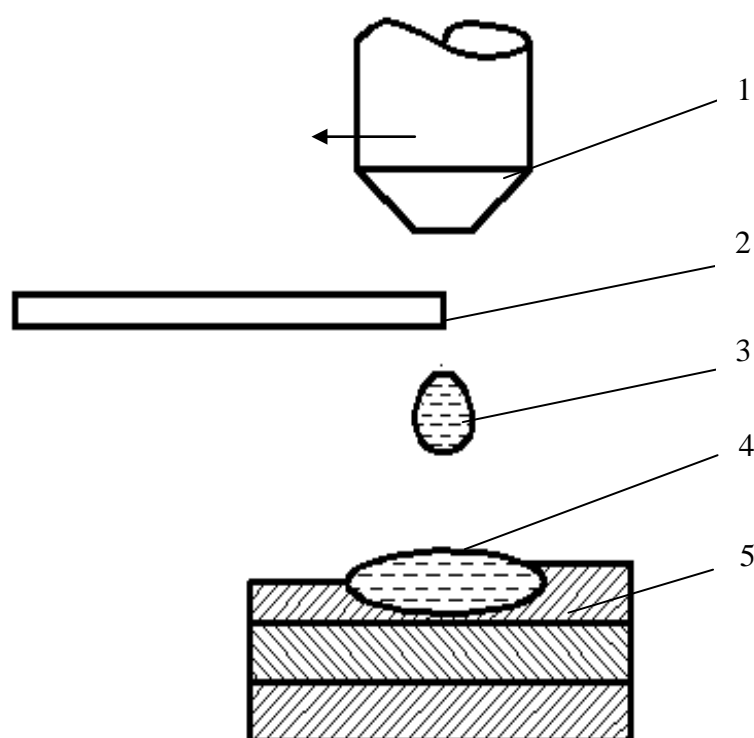


Рис. 1 Схема переноса металла при П-И ЗП монокристаллов тугоплавких металлов: 1 – плазмотрон; 2 – переплавляемый прут; 3 – капля жидкого металла; 4 – металлическая ванна; 5 – монокристаллические слои

В качестве отправной методики к изучению данных задач выбран широко применяемый в металлургической практике подход к определению основных параметров переноса металла по частоте перехода капель жидкого металла в металлическую ванну. За время взаимодействия

формирующей капли металла с плазменной дугой для анализа принято усредненное по десяти циклам время повторяемости одних и тех же составных актов капельного переноса, с точкой отсчета от момента отрыва очередной капли. Массу переходящих капель определяли расчетным путем, исходя из принятого допущения о равенстве линейной скорости плавления присадочных прутков и скорости движения плазмотрона. Масса металла на испарение в расчете не принималась.

Экспериментальные исследования проведены на полупромышленной установке УП-122 М для плазменно-индукционного выращивания монокристаллов тугоплавких металлов Института электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины.

В качестве расходующихся материалов были выбраны прутки технически чистого вольфрама диаметром 3, 4, 5 и 8 мм. Затравочным кристаллом служил цилиндрический монокристалл вольфрама диаметром 20 мм. В эксперименте использовалась плазмообразующая смесь, состоящая из 70 % гелия и 30 % аргона. С целью уменьшения влияния на перенос металла абсорбированных газов и влаги на стенках печного пространства, камеру после очистки и обезжиривания вакуумировали в течении 30 минут до 10^{-2} мм.рт.ст. с последующим одноразовым промыванием и заполнением аргоном до избыточного давления 112 кПа. В ходе экспериментов силу тока плазмотрона поддерживали на постоянном уровне 400...405 А. Напряжение на дуге составляло 38...40 В. Расход плазмообразующей смеси – 15 л/мин. Мощность дополнительного индукционного обогрева так же поддерживали постоянной.

Непосредственные измерения проводили после одночасовой холостой (без подачи расходующихся прутков) работы плазмотрона. При этом рабочая атмосфера печи, согласно успевае достаточнo промыться, концентрация влаги снижается до уровня практически не влияющего на процесс.

Скорость движения плазмотрона изменяли в широких пределах от 7 до 30 мм/мин. Время образования капель фиксировали секундомером. Повторные измерения проводились трижды при одних и тех же значениях скорости движения плазмотрона и диаметре переплавляемых прутков. Результаты измерений и выполненных расчетов сведены в табл. 1.

Размеры формирующихся капель и тип переноса обусловлены соотношением сил, действующих на жидкую каплю, удерживающуюся на торце переплавляемого прутка. Картина силовых факторов, определяющих равновесие капли на краю прутка при П-И ЗП отличается главным образом от картин, характерных для дуговой сварки и канонических схем ПДП, ВДП, ЭШП тем обстоятельством, что переплавляемый металл и источник нагрева (плазменная дуга) гальванически развязаны.

Таблица 1 Параметры капельного переноса металла при плазменно-индукционном выращивании плоских монокристаллов вольфрама

Диаметр прутка, мм	Скорость перемещения плазмотрона $U_{пл}$, мм/мин	Время образования капли t_{cp} , с			Масса капли m , г			
		t_{cp1}	t_{cp2}	t_{cp3}	m_1	m_2	m_3	m_{cp}
8	10	8,40	8,25	8,50	1,34	1,31	1,35	1,33
	20	4,15	4,20	4,35	1,32	1,34	1,38	1,35
	30	2,86	2,80	2,83	1,37	1,34	1,35	1,35
5	7,6	24,20	24,80	25,70	1,14	1,17	1,21	1,18
	20	9,00	8,90	9,50	1,12	1,11	1,18	1,14
	30	6,05	5,50	6,10	1,13	1,03	1,14	1,10
4	10,6	23,70	22,50	21,80	1,00	0,95	0,92	0,96
	20	9,00	8,80	9,10	0,72	0,70	0,72	0,71
3	15	21,30	22,50	23,00	0,72	0,76	0,77	0,75

Вследствие этого доминирующая роль электромагнитных сил, вызванных взаимодействием проводника с током и собственного магнитного поля, создаваемого этим током, в механизме переноса металла в данном случае исключается. В исследуемом процессе выращивания монокристаллов, силовое воздействие на каплю обусловлено тремя факторами. С одной стороны – силы поверхностного натяжения металла, удерживающая каплю на торце прутка и с другой – гравитационная сила массы капли и сила лобового удара плазменного потока, которые инициируют ее отрыв. При достижении каплей критической массы, равновесие в рассматриваемой системе становится неустойчивым и переходит в колебательный режим из быстро нарастающей амплитудой. Капля пытается оторваться от прутка. Смещение равновесия в сторону отрыва капли вызвано увеличением веса капли и силы лобового удара в результате роста ее массы и миделевого сечения. С другой стороны – тепловое воздействие плазменной дуги приводит к перегреву жидкого металла в капле и резкому снижению его поверхностного натяжения, а следовательно к ослаблению силы, удерживающей ее на краю прутка. Процесс П-И ЗП монокристаллов вольфрама в диапазоне изменения исследуемых параметров характеризуется крупнокапельным переносом металла с массой переходящих капель в среднем от 0,71 до 1,35 г (рис. 2).

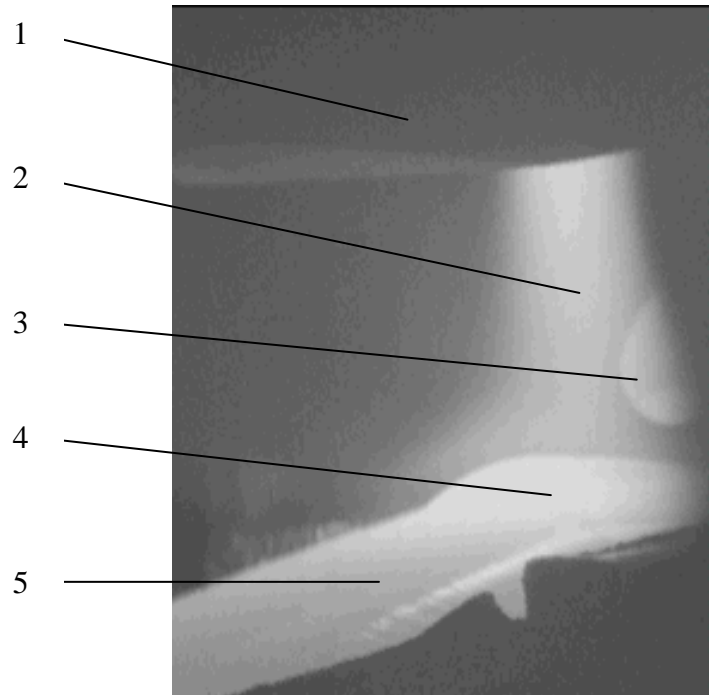


Рис. 2 Фотографический снимок процесса образования капли жидкого металла на торце переплавляемого прутка при П-И ЗП профилированных монокристаллов вольфрама: 1 – сопло плазмотрона; 2 – плазменная дуга; 3 – капля жидкого металла; 4 – локальная металлическая ванна; 5 – монокристалл

Установлено, что влияние скорости перемещения плазмотрона на массу переходящих капель хотя и незначительное, однако неоднозначное для разных диаметров прутков (рис. 2). Кривые 1 и 2, отражающие данную зависимость для крупных сечений практически горизонтальные. Более выраженное влияние скорости плазменного источника нагрева на массу капель жидкого металла наблюдается при переплаве прутков малого диаметра (кривая 3). Мы полагаем, что установленный факт может быть объяснен влиянием масштабного фактора, что вызван отличием в характере плавления прутков разных диаметров, а именно, скоростью нагрева и пространственным положением зоны плавления в плазменной дуге. Вследствие радиального распределения температуры и газодинамического давления в плазменной дуге, формирующаяся капля существенно перегревается. С увеличением скорости движения плазмотрона зона плавления прутка смещается к центру дуги. При этом сила поверхностного натяжения, как отмечалось выше, резко снижается, с другой стороны, газодинамическое давление на каплю металла в приосевой зоне существенно выше по сравнению с периферией дуги.

Таким образом, при переплаве прутков малого поперечного сечения с увеличением скорости перемещения плазмотрона масса переходящих капель жидкого металла уменьшается.

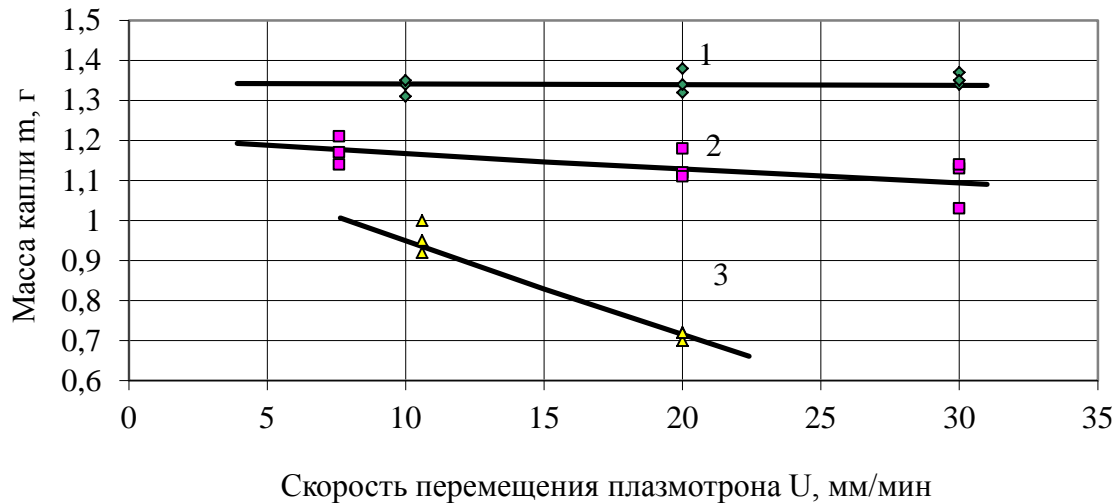


Рис. 3 Влияние скорости перемещения плазмотрона на массу капли:
1 - диаметр прутка 8 мм; 2 - диаметр прутка 5 мм; 3 - диаметр прутка 4 мм

В ходе экспериментов выявлено, что масса капель на торце прутка при одинаковой энергетике процесса плавки и скорости перемещения плазмотрона, однозначно определяется поверхностным натяжением металла. Величина силы поверхностного натяжения для одного и того же металла зависит от диаметра прутка, определяющего периметр смачивания. Характер кривой (рис. 4), устанавливающий зависимость массы капли от диаметра переплавляемого прутка, хорошо согласуется из данными, приведенными в для ПДП. Масса капель жидкого металла с увеличением диаметра расходуемых прутков растет не пропорционально, и практически не изменяется при использовании прутков диаметром более 8 мм.

В наиболее характерном для П-И ЗП монокристаллов вольфрама диапазоне скоростей перемещения плазмотрона от 15 до 25 мм/мин, при условии обеспечения постоянства массовой скорости плавки, поверхность реагирования формирующихся в единицу времени капель практически постоянна. Поэтому для повышения производительности процесса при практически одинаковом уровне рафинирования металла наиболее целесообразно для переплава использовать прутки вольфрама диаметром 8 мм. Применение прутков большего диаметра нежелательно по следующей причине. С увеличением сечения прутка, наблюдается заметное

экранирование жидкого металла локальной ванны поверхностью переплавляемого прутка. При этом практически незначительно отличающиеся по массе переходящие капли жидкого металла, вносят существенное возмущение в тепловое состояние ванны и условия кристаллизации металла. Ранее в работе так же было установлено, что при использовании для выращивания монокристаллов вольфрама прутков диаметром более 8 мм в теле кристаллов возможно образование грубых дефектов монокристаллической структуры – фантомных зерен с ориентацией, которая отличается от основной ориентации монокристалла. Присутствие в теле монокристалла фантомных зерен недопустимо.

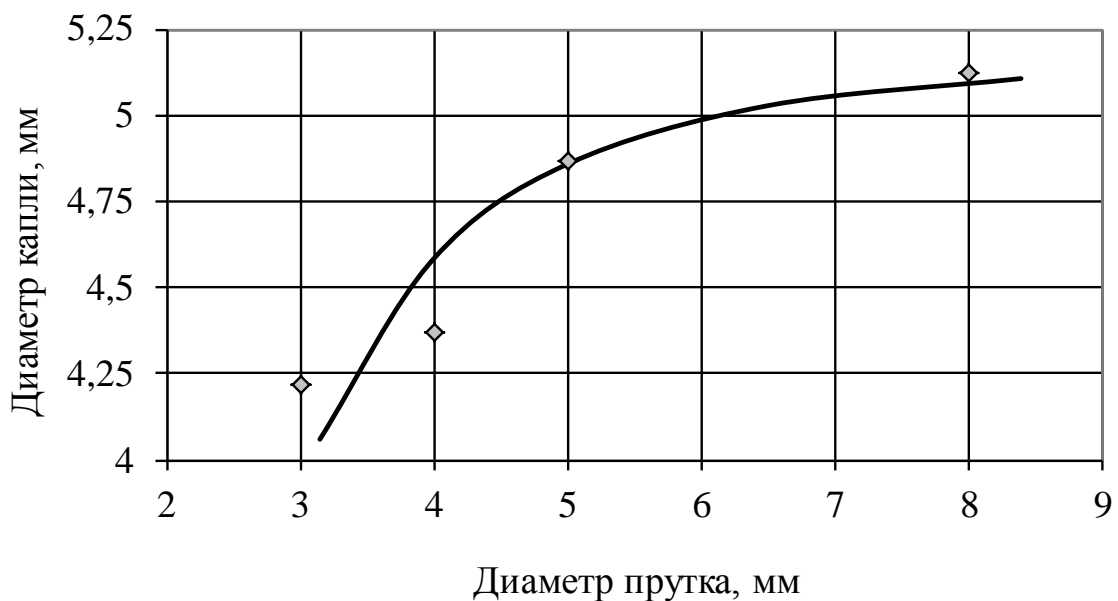


Рис. 4 Влияние диаметра прутка на размер капли (скорость перемещения плазмотрона – 15 мм/мин)

Выводы

1. Установлено, что в исследуемом диапазоне изменения скорости движения плазмотрона и диаметра переплавляемых прутков, процесс П-И ЗП монокристаллов вольфрама характеризуется крупнокапельным переносом металла с массой переходящих капель в среднем от 0,71 до 1,35 г.

2. Показано, что масса капель жидкого металла при переплаве прутков диаметром от 5 до 8 мм практически не зависит от скорости плазмотрона. Уменьшение массы переходящих капель при переплаве прутков малых диаметров может быть связано с масштабным фактором, вызванным

изменением скорости нагрева и смещения зоны плавления металла к центру плазменной дуги.

3. Определено, что для повышения производительности процесса и обеспечения необходимых условий кристаллизации металла без образования дефектов структуры в виде фантомных зерен следует использовать для переплава прутки вольфрама диаметром 8 мм.

Литература

1. Клюев М.М. Плазменно-дуговой переплав. Москва.: «Металлургия», 1980, 256 с.
2. Шаповалов В.А., Коваленко А.А., Шейко И.В., Жолудь В.В. Влияние технологических параметров на возникновение дефектов при послойном формировании крупных профилированных монокристаллов тугоплавких металлов // Проблемы СЭМ. – 1993. - № 4. – С. 92-94.
3. Походня И.К. Металлургия дуговой сварки: процессы в дуге и плавление электродов. Киев: «Наукова думка», 1990, 222 с.
4. Шаповалов В.А., Шейко И.В., Иващук В.А., Коваленко А.А., Каниболоцкий С.А. Исследование динамики газовой фазы при плазменно-дуговой плавке вольфрама. // Проблемы СЭМ. – 1992. - № 1 – С. 75-77.
5. F.Wang, W.K. Hou, S.J. Hu, E. Kannatey-Asibu, W.W. Schultz, P.C. Wang Modelling and analysis of metal transfer in gas metal arc welding // J. Phys. D: Appl. Phys. 36 (2003) p. 1143–1152
6. Краснов А.Н., Шариквер С.Ю., Зильберберг В.Г. Низкотемпературная плазма в металлургии. М.: «Металлургия», 1970. -216 с.
7. Латаш Ю.В., Торхов Г.Ф., Кедрин В.К., Таранов М.И. Исследование газодинамического давления плазменной дуги на металл Проблемы СЭМ. – 1981. – вып. 15. – С. 64-69.

УДК 669.2

ВИРОЩУВАННЯ МОНОКРИСТАЛІВ МОЛІБДЕНУ І ВОЛЬФРАМУ ПЛАЗМЕННО – ІНДУКЦІЙНИМ МЕТОДОМ

М. П. Волкотруб, О. М. Воробйова

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив плазменно-індукційного процесу на якість монокристалів молібдену і вольфраму. Встановлено, що контрольована газова атмосфера захищає розплавлений метал від забруднення і забезпечує додаткове його очищення. Показано, що використання індукційного нагріву при формуванні монокристалів дозволяє знизити температурний градієнт на межі розділу рідкої і твердої фаз, що сприятливо позначається на формуванні структури монокристалу

Исследовано влияние плазменно - индукционного процесса на качество монокристаллов молибдена и вольфрама. Установлено, что контролируемая газовая атмосфера защищает расплавленный металл от загрязнения и обеспечивает дополнительную его очистку. Показано, что использование индукционного нагрева при формировании монокристаллов позволяет снизить температурный градиент на границе раздела жидкой и твердой фаз, что благоприятно сказывается на формировании структуры монокристалла

It is investigated the effect of plasma - induction process on the quality of monocrystals of molybdenum and tungsten. Found that controlled gas atmosphere protects the molten metal from contamination and provides extra cleaning. It is shown that the use of induction heating in the formation of monocrystals can reduce the temperature gradient at the interface between the liquid and solid phases, which is favorable for the formation of a single crystal structure

Підвищена цікавість до монокристалів молібдену і вольфраму викликається комплексом присутніх у кристалів унікальних фізико-хімічних та механічних властивостей. До яких можна віднести : достатньо високу ідеальність кристалічної будови, дуже малий вміст присутніх домішок, більш високу у порівнянні з полікристалічними тілами пластичність, значну стабільність властивостей в умовах дії

високореакційних середовищ , довготривалих циклічних навантажень і. т. п. Характерною особливістю монокристалів є також анізотропія властивостей в залежності від кристалографічної орієнтації.

Монокристалічні складнопрофільні деталі і цілі конструктивні вузли відкривають значні перспективи втіленню в життя високотехнологічних розробок. В першу чергу це невід'ємно пов'язано з можливістю отримання монокристалів тугоплавких металів великих розмірів , у тому числі і крупних профільованих кристалів молібдену і вольфраму. Однак вказана обставина поки ще стримувалась відсутністю технології вирощування великих монокристалів.

Традиційні способи отримання тугоплавких металічних кристалів (електронно-променева зонна плавка, плазменно-дуговий спосіб) давали можливість вирощувати монокристали молібдену лише циліндричної форми обмеженого діаметру до 50 мм. Нові розроблювані методи, такі як метод рекристалізації не завжди дозволяють виростити кристали, які відповідають вимогам якості та кристалографії.

Існуюча проблема виготовлення якісних великих кристалів була вирішена в Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України розробкою плазменно - індукційного методу вирощування монокристала.

Були набуті навички і знання в отриманні крупних профільованих монокристалів вольфраму, які дозволяли виростити кристали розміром 120*80*20 і якістю не нижчою від якості невеликих монокристалів електронно-променевої і плазменно-дугової плавки.

Однак , як і на кожному етапі становлення технології , технологія отримання ще більш крупних профільованих монокристалів молібдену і вольфраму плазменно-індукційним способом мала свої недоліки. Це стосувалося процесів стабілізації геометричних розмірів вирощуємих кристалів, оптимізації складу газової фази, появи високочастотних пробіїв між індуктором і формуєним монокристалом. Метою роботи стала розробка технології вирощування якісних крупних профільованих кристалів молібдену з допомогою плазменно-індукційної плавки, позбавленої приведених недоліків.

Задачі досліджень:

- 1) Дослідити вплив індукційного нагріву на формування монокристалів молібдену і вольфраму
- 2) Дослідити вплив температурного режиму вирощування монокристалів молібдену і вольфраму на їх макроструктуру
- 3) Дослідити вплив плазменно- індукційного процесу на якість монокристалів молібдену і вольфраму

У процесі вирощування монокристалу на плазмено- індукційній установці, ванна рідкого металу утримується на торці злитку не лише силами поверхневого натягу, але і силами, створюваними високочастотним електромагнітним полем індуктора (силами левітації), які безпосередньо формують бокову поверхню монокристала. Таким чином проводиться надійне утримування великих мас розплаву на торці злитку.

Рафінування металу від домішок відбувається як на стадії утворення краплі, так і у ванні розплаву, який перемішується магнітним полем і інтенсифікує процес. Крім того, застосування високочастотного магнітного поля дозволяє знизити температурний градієнт у твердій фазі, що є необхідною умовою зростання досконалих монокристалів.

На лабораторній установці в ІЕЗ ім. Є. О. Патона плазменно - індукційним методом були отримані монокристали молібдену діаметром 35 мм зовнішній вигляд якого наведено на (Рис. 1). У процесі плавок струм плазмової дуги підтримувався в межах 190-270 А (залежно від виду і діаметру вирощуваного монокристалу), швидкість витягування - 0,9 мм / хв, потужність високочастотного поля в індукторі-15 кВт.

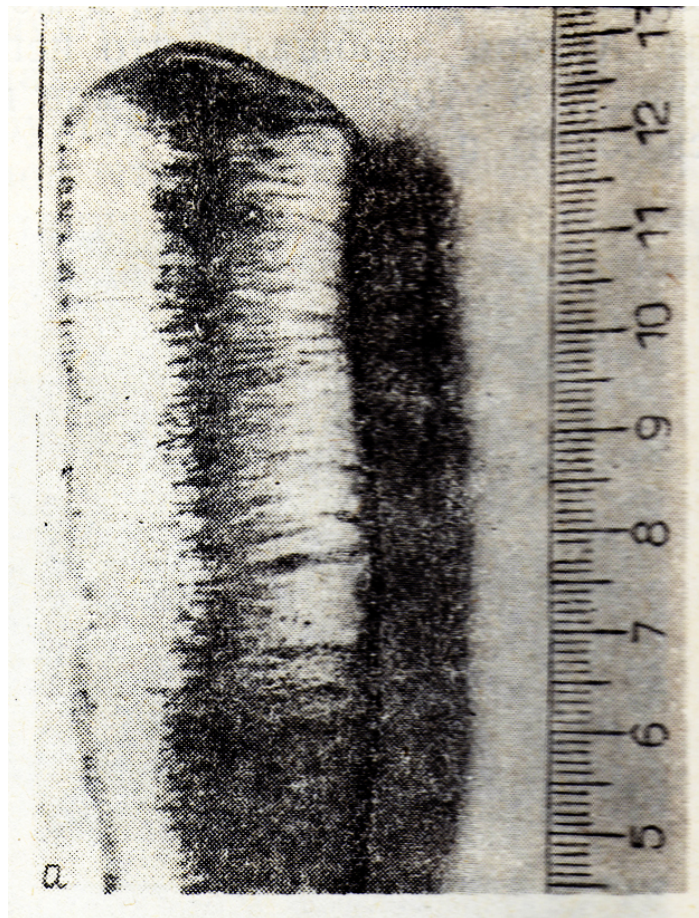


Рис. 1 Зовнішній вигляд монокристалу молібдену

Структура вирощених монокристалів вивчалася металографічним і рентгенографічним методами на поперечних і поздовжніх зразках. Шліфи полірувалися механічно і багаторазово електролітично.

Дослідження макроструктури монокристалів молібдену показало, що отримані монокристали мають мозаїчну будову вздовж усього напрямку росту (Рис.2). Характерно, що на ділянках стабільної роботи установки границі субзерен більш точні, значно зменшилася забрудненість небажаними включеннями. На верхніх кінцях і зовнішніх шарах монокристала зустрічаються полікристалічні ділянки, які можна пояснити порушеннями технологічного процесу плавки, що призвело до зміни умов теплообміну і кристалізації.

Поява дефектів у монокристалах визначається рядом факторів, найважливішими з яких є концентрація домішок у вихідних заготовках і нестабільність умов плавки. Монокристали, вирощені з використанням литої заготовки великого перетину, вражені пористістю в набагато меншому ступені.

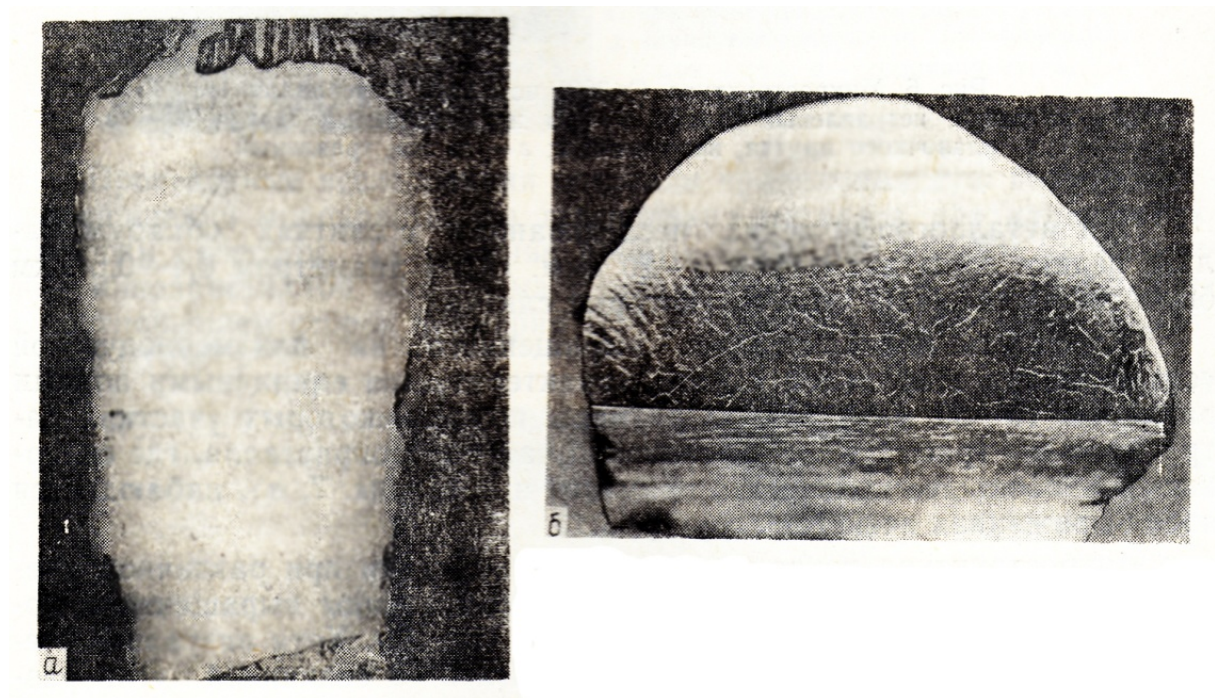


Рис. 2 Макроструктура монокристалу молібдену:
а - поздовжній переріз (x1,5), б - поперечний переріз (x2,5)

При металографічних дослідженнях в злитках виявлялися рідкісні пори діаметром 5-20 мкм. Пори діаметром 0,4-0,5 мкм були зафіксовані лише в деяких злитках.

Пористість монокристалу, вирощеного на плазменно- дуговій установці при стабільній роботі, характеризується одиничними порами розміром 10-30 мкм, причому розміри пор в деяких ділянках затравки вище (Рис.3, а, б). У головній частині монокристалу, де міститься найбільша кількість домішок і пор (Рис.3, б), спостерігається явно виражена коміркова структура.

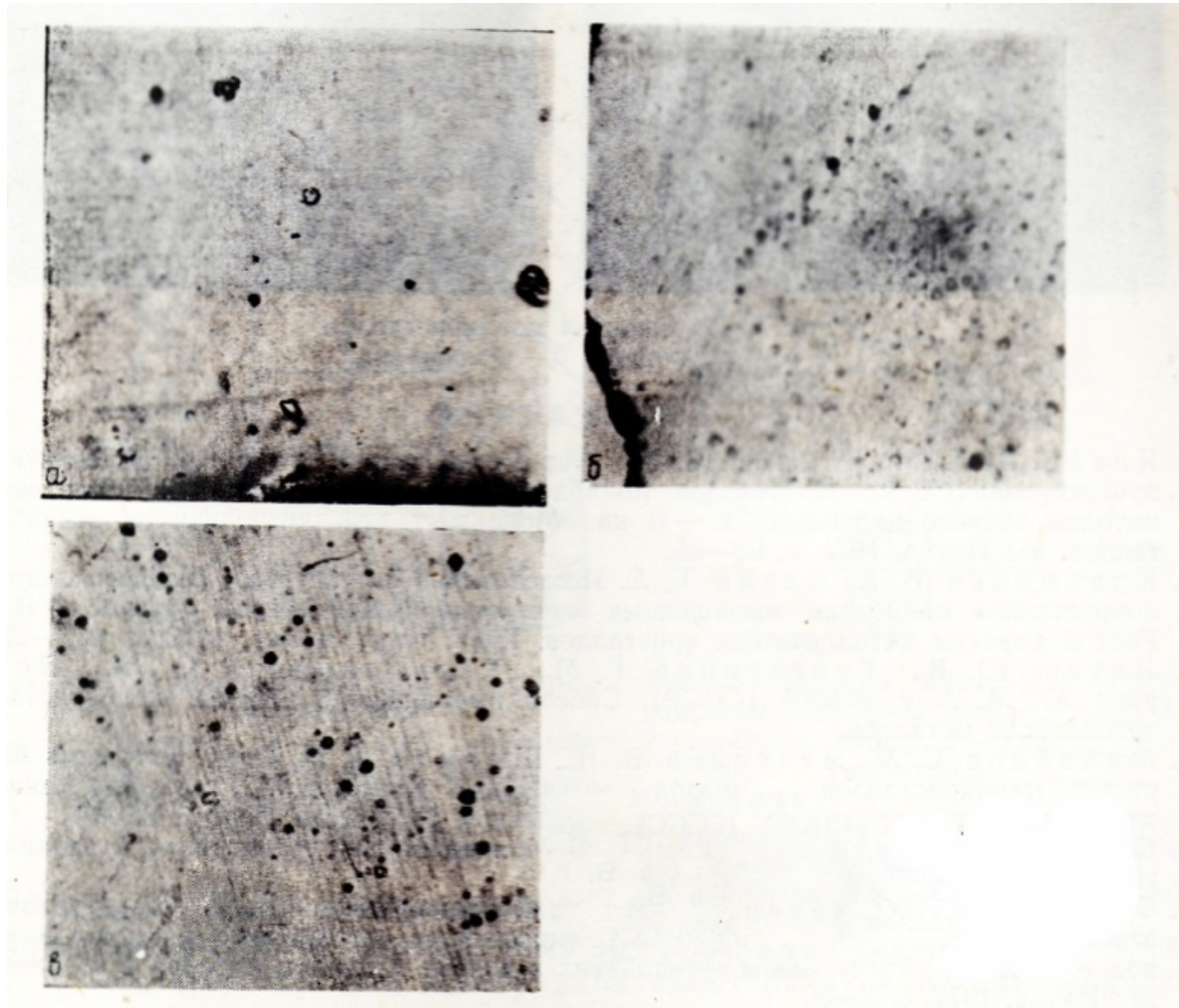


Рис. 3 Зміна пористості за висотою зразка молібдену (х200):
а - ділянка затравки, б - центральна частина, в - головна частина

Мікроструктура вивчалася металографічно при різному збільшенні (Рис.4). Слід зазначити, що субграниці вирощеного монокристалу проростають з затравочного зразка. Хоча візуально ступінь вираженості субграниць важко пов'язати з величиною кута разорієнтації, оскільки вона залежить від ряду факторів, таких, як тип межі, кристалографічна орієнтація поверхонь, по яких проходить границя, протравлюваність, все

ж різниця у розмірі та спрямованості субзерен затравки і отриманого монокристала незначна.

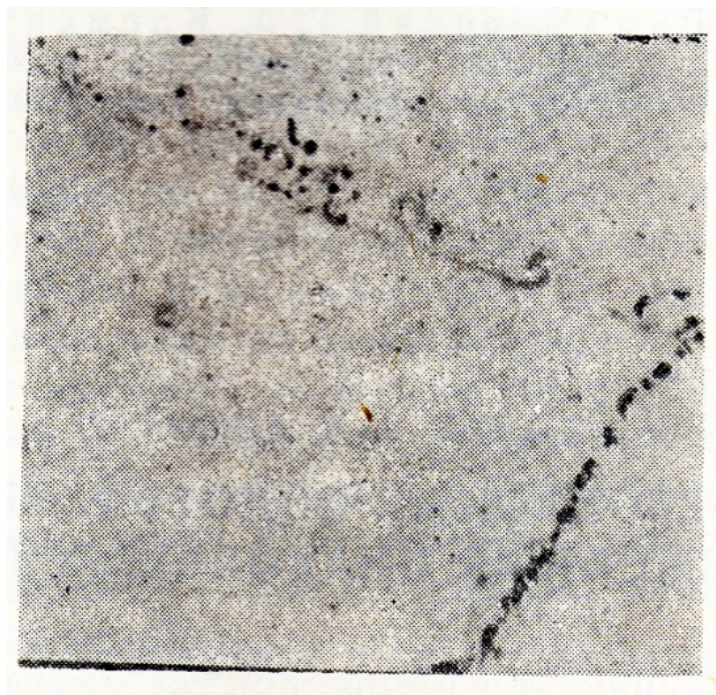


Рис. 4 Мікроструктура зразка молібдену(х450)

Металографічний контроль мікропористості отриманих монокристалів виявив наявність поодиноких пор діаметром до 40 мкм, а також скупчень пор, діаметр яких становить 10 ... 20 мкм і менше, що відповідає ТУ 48-19-58-81 для монокристалічного молібдену.

Зміст газових домішок у монокристалах вольфраму (Таблиця 1) визначали методом відновного плавлення на установці TN-114 фірми LECO.

Таблиця 1 Вміст газів в монокристалі вольфраму

Індекс плавки	Місце відбору зразків	Вміст, %	
		[N]	[O]
Б	Затравка	0,0016	0,0071
	Присадка	0,0025	0,0130
	Монокристал	0,0022	0,0130
В	Затравка	0,0016	0,0071
	Присадка	0,0015	0,0057
	Монокристал	0,0018	0,0075

Незначне збільшення концентрації азоту і кисню в переплавленому металі у порівнянні з вихідним пояснюється недостатнім очищенням плазмоутворюючого газу від домішок вологи та азоту, а також забрудненістю атмосфери печі. Зниження вмісту газових домішок можна досягти шляхом більш глибокого очищення інертних газів, що використовуються для стабілізації плазмового розряду.

У монокристалі з поздовжньою орієнтацією макросубструктури, отриманому з нагріванням затравки до 700 ° С, розворот окремих ділянок, розділених вертикальними субграницями по висоті кристала, має постійне значення (індекс плавок В), у той час як при вирощуванні монокристалу без попереднього нагрівання спостерігається неоднорідність в розвороті кристалографічної площини (індекс плавок Б).

У цілому, плоскі монокристали плазмової плавки з індукційним підігрівом характеризуються досить низьким рівнем власного розвитку макросубструктури.

Висновки

1. Встановлено, що використання індукційного нагріву при формуванні монокристалів молібдену дозволяє знизити температурний градієнт на межі розділу рідкої і твердої фаз, що сприятливо позначається на формуванні структури монокристала.

2. Контрольована газова атмосфера захищає розплавлений метал від забруднення і забезпечує додаткове його очищення шляхом фізико-хімічної взаємодії плазмоутворюючого газу з домішками, що містяться у металі.

3. Показано, що попередній підігрів злитку безпосередньо перед плавкою, а також контрольоване його охолодження виключає можливість утворення холодних тріщин, забезпечує однорідність розвороту кристалічної решітки по висоті злитка, а також призводить до істотного поліпшення макроструктури злитка.

Література

1. Плазменное выращивание тугоплавких монокристаллов/ Г.С. Бурханов, В.М. Шишин, В.А. Кузьмищев Сергеев и др. – М.: Металлургия, 1981. – 200 с.
2. Тугоплавкие металлы и сплавы./ Е.М. Савицкий, Г.С. Бурханов, К.Б. Поварова и др. – М.: Металлургия, 1986. – 352 с.
3. Некоторые особенности плазменно-индукционного выращивания плоских монокристаллов и их свойства / И.В. Шейко, С.А. Каниболоцкий, В.А. Ивашук, и др. // Проблемы специальной электрометаллургии. – Киев, 1989, – Вып. 67. – с. 90 – 94.
4. Процессы роста и выращивания монокристаллов / под ред. Шефталя Н.Н. – М.: Издательство иностранной литературы, 1963. – 530 с.

5. Монокристаллы молибдена и вольфрама/ И.А. Бродский, В.А. Крохмалёв, Е.Е. Петушков, и др. –Ташкент : Из-во “Фан“ УзССР, 1973. – 148с.
6. Фізикохімія металургічних систем і процесів : Підручник / В.Я. Шурхал, В.К. Ларін, Д.Ф. Чернега та ін. – К.: Вища шк., 2000. – 470 с.
7. Шаповалов В.О.,Шейко І.В. , Ремізов Г.О./Плазмові процеси та устаткування в металургії.– К.: - «Хімджест». – 2012. – 384 с.

УДК 669.2

ЕЛЕКТРОШЛАКОВИЙ ПЕРЕПЛАВ НЕКОМПАКТНИХ ВІДХОДІВ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ АЛЮМІНІЮ

М. П. Волкотруб, М. Р. Смалюх

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Установлено, що при електрошлаковій плавці відходів алюмінієвих сплавів, які містять магній (до 2,5%), для ефективного рафінування металу та збереження його хімічного складу в межах марочного необхідно в шлак системи $\text{NaCl} - \text{KCl}$ додавати карналіт ($\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2$) з криолітом (Na_3AlF_6) у співвідношенні (1,2 - 1,7) : 1

Установлено, что при электрошлаковой плавке отходов алюминиевых сплавов, содержащих магний (до 2,5%), для эффективного рафинирования металла и сохранения его химического состава в пределах марочного необходимо в шлак системы $\text{NaCl} - \text{KCl}$ добавлять карналлит ($\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2$) с криолита (Na_3AlF_6) в соотношении (1,2 - 1,7): 1

It is established that at electroslag melting of waste of the aluminum alloys containing magnesium (to 2,5%), for effective refinement of metal and preservation of its chemical composition within branded it is necessary in NaCl system slag - KCl to add carnallite ($\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2$) from cryolitas Na_3AlF_6) in the ratio (1,2 - 1,7): 1

У теперішній час досить актуальними є питання щодо переробки та впровадження в виробництво різноманітних металевих відходів, які утворюються при виготовленні та обробці металопродукції. Особливо це стосується кольорових металів і їх сплавів, серед яких велику групу становлять некомпактні відходи алюмінієвих сплавів переважно у вигляді стружки, а також дрібного брухту, фольги, висічки, обрізків тощо.

Такі відходи мають невелику насипну вагу та підвищену вологість, забруднені залишками мастильних матеріалів та окисдною плівкою. Переробка їх у відбивних, дугових індукційних та роторних печах, які традиційно використовуються для плавки цих кольорових металів, характеризується значним вигаром (5 - 20%) як основного елементу, так і легуючих добавок, а виплавлений метал - низькою якістю внаслідок підвищеного вмісту газів і неметалевих вкраплень. Тому з метою

отримання з таких відходів придатної для використання у виробництві металопродукції виникає потреба в подвійному їх переплаві або додатковій обробці з проведенням операцій долегування та рафінування. Крім цього, стружку та дрібні відходи, за виключенням плавки в роторних печах, бажано перед переробкою компактувати, а це, в свою чергу, призводить до збільшення трудоемності процесу та вимагає наявності додаткового обладнання.

Зважаючи на вище зазначене, доцільним є використання інших, більш прогресивних технологій. Одним з таких способів може бути електрошлакова плавка з невитратним електродом. Особливістю даного процесу є те, що розплавлення металу відбувається в товщі рідкого шлаку без контакту з атмосферою печі, що дозволяє суттєво знизити вигар металу. Крім цього, шлак є не тільки джерелом теплоти, але й рафінуючим середовищем.

Задачі досліджень

Задачі досліджень полягають в наступному:

- дослідити вплив складу шлаку на вміст легуючих елементів у сплавах, що переплавляються;
- розробити склади шлакових композицій для плавки відходів алюмінієвих сплавів, які забезпечують стабільність процесу та високу рафінуючу здатність.

Експерименти проводили з алюмінієвим поршневым сплавом АЛ25, хімічний склад якого наведений у табл. 1.

Таблиця 1 Хімічний склад відходів алюмінієвих сплавів

Сплав	Вміст легуючих компонентів і домішок, % мас.								
	Al	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn
АЛ25	основа	10,5	1,8	1,3	0,95	0,35	0,056	0,6	0,5
		10,0-13,0	1,5-3,0	0,8-1,3	0,8-1,3	0,3-0,6	0,05-0,2	≤0,8	≤0,5

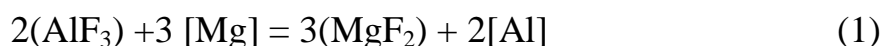
У чисельнику – вміст елементів у конкретному сплаві, в знаменнику – вміст елементів згідно зі стандартами (ГОСТ 1583-93 на сплав АЛ25)

Відомо, що при плавці і обробці алюмінію та його сплавів у промисловості використовуються соляні шлакові композиції. Тому для проведення експериментальних плавок стружки сплаву АЛ25 були підготовлені соляні шлаки, які зазвичай використовуються в промисловості при плавці та обробці алюмінію і його сплавів, на основі хлориду натрію (NaCl), як самого доступного і дешевого матеріалу, з добавками для зниження температури плавлення хлориду калію (KCl). Для надання шлакам рафінуючих властивостей додавали кріоліт (Na₃AlF₆).

Склад шлаків наступний: **№ 1** – NaCl - 60%, KCl – 40% та **№ 2** – NaCl - 52%, KCl - 38%, Na₃AlF₆ – 10%.

Дослідження металургійних особливостей електрошлакової плавки відходів алюмінієвих сплавів полягало в розробці оптимального складу шлаку, здатного забезпечити стабільність протікання процесу, збереження хімічного складу металу, що переплавляється і його рафінування від неметалевих домішок (оксидних плівок) та газів. Плавки проводили з використанням соляних шлаків, склад яких приведено.

Результати аналізу хімічного складу алюмінієвого сплаву, виплавленого під даними шлаками (табл.2), показали, що в металі знижується вміст магнію, особливо при плавці під шлаком **№2**. Пояснюється це перерозподілом магнію між контактуючими фазами (металом і шлаком) та протіканням обмінної реакції (1) між цим елементом і фторидом алюмінію в шлаку (як складової кріоліту). Для попередження цього необхідно підвищувати активність магнію в шлаку, шляхом додавання до нього компонентів, що містять цей елемент.



Таблиця 2 Хімічний склад отриманого алюмінієвого сплаву

№ шлаку	Час витримки металу під шлаком, хв.	Вміст основних компонентів, % мас.							Домішки, % мас.	
		Al	Si	Cu	Mg	Ni	Mn	Ti	Fe	Zn
1	5	основа	10,5	1,8	1,0	0,94	0,35	0,056	0,49	0,5
	15	основа	10,5	1,82	0,75	0,95	0,35	0,055	0,51	0,5
	30	основа	10,7	1,8	0,67	0,95	0,33	0,055	0,52	0,5
2	5	основа	10,5	1,8	0,42	0,96	0,35	0,055	0,5	0,5
	15	основа	10,5	1,82	0,37	0,95	0,34	0,055	0,5	0,48
	30	основа	10,4	1,81	0,28	0,95	0,34	0,054	0,54	0,48

У якості магнійвміщуючого компоненту використовували карналіт (KCl·MgCl₂), і проведені додаткові експерименти для уточнення поведінки магнію (табл.3). Експериментальними даними підтверджено, що вміст магнію в алюмінієвому сплаві АЛ25 залежить від концентрацій карналіту і кріоліту в шлаку (рис. 1) і зберігається в регламентованих межах (0,8-1,3 %) при співвідношенні KCl·MgCl₂ до Na₃AlF₆ як (1,2 – 1,7) : 1.

У процесі проведення експериментів виявлено, що при введенні в шлак понад 18% карналіту порушувалася стабільність процесу, очевидно внаслідок збільшення електропровідності шлаку, а також спостерігалось підвищене димоутворення при випаровуванні KCl·MgCl₂. Тому доцільно обмежитися концентрацією карналіту в шлаку на указаному рівні.

Таблиця 3 Експериментальні шлаки для плавки відходів сплаву АЛ25

№ п/п	NaCl	KCl	Na ₃ AlF ₆	KCl· MgCl ₂	№ п/п	NaCl	KCl	Na ₃ AlF ₆	KCl· MgCl ₂
3	53	35	5	7	10	44	29	10	17
4	51,5	34,5	5	9	11	45	29,5	11	14,5
5	49	33	10	8	12	44	28,5	11	16,5
6	48,5	32,5	10	9	13	43,5	28	11	17,5
7	48	32	10	10	14	44	29,5	12	14,5
8	47,5	31,5	10	11	15	42	28	12	18
9	47	31	10	12	16	40	27	15	18

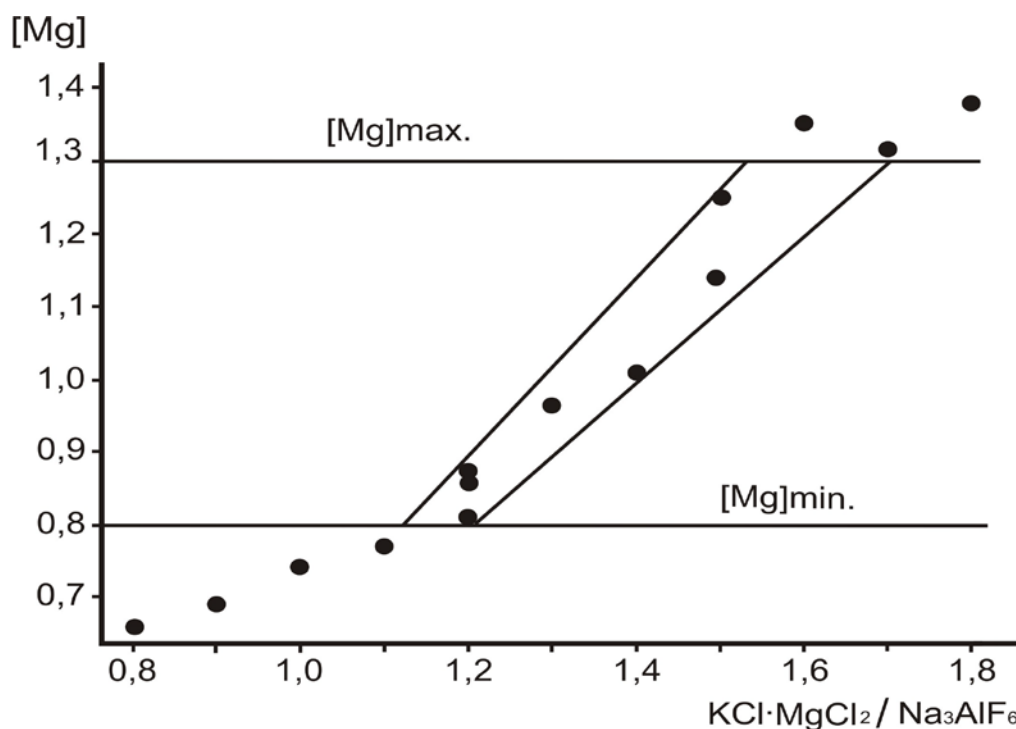


Рис. 1 Залежність вмісту магнію в сплаві АЛ25 від співвідношення між карналітом і кріолітом

На підставі проведеного комплексу досліджень для плавки відходів алюмінієвого поршневого сплаву АЛ25 розроблено соляний шлак складу, %: NaCl – 44...48; KCl – 25...30; Na₃AlF₆ – 10...15; KCl·MgCl₂ - 12...18, який забезпечує стабільне ведення процесу, збереження хімічного складу металу та ефективне його рафінування від неметалевих домішок і газів. Рекомендовано використовувати даний шлак також для плавки інших алюмінієвих сплавів зі вмістом магнію до 2,5%.

Висновки

1. Одним із ефективних методів переробки некомпактних металевих відходів, у тому числі алюмінієвих сплавів, є електрошлакова плавка з невитратним електродом, при якій забезпечується ефективне рафінування металу та збереження його хімічного складу в нормованих межах.

2. Склад соляних шлаків впливає на поведінку легуючих елементів алюмінієвих сплавів, що містять магній, і рафінує їх від неметалевих вкраплень і газів. Установлена необхідність додавання в шлак для рафінування металу кріоліту (Na_3AlF_6), а для стабілізації хімічного складу металу – магнійумісними компонентів, наприклад карналіту ($\text{KCl} \cdot \text{MgCl}_2$).

3. Установлено, що при співвідношенні карналіту до кріоліту як (1,2-1,7) : 1 концентрація магнію в алюмінієвих сплавах, що містять цей елемент (до 2,5% Mg), таких як АЛ25, зберігається в регламентованих межах.

Література

5. Шевелев А.И. Создание комплекса по переработке лома и отходов цветных металлов // Металл и литье Украины. – 2004. - №3-4. – С. 45-46.

6. Переплав алюминиевых сплавов «ПОЛЗУНОВСКИЙ АЛЬМАНАХ» / В. Г. Радченко, В. Н. Шабалин, К. М. Трашков, В. И. Душаткин // -2003. -№4, с 78 –84 .

7. Ходаков С.П., Ходаков П.Е., Макаров Г.С. Переработка алюминиевых шлаков и их использование. Технология легких сплавов, 1999, № 4, с. 61–69.

УДК 621.762:669.715.29

УЛЬТРАЗВУКОВАЯ УДАРНАЯ ОБРАБОТКА АЛЮМИНИЕВОГО СПЛАВА Д16 НА ВОЗДУХЕ

С. М. Волошко, А. П. Бурмак

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Досліджено можливості більш ефективного, у порівнянні з традиційною термо-механічною обробкою, зміцнення поверхні легких конструкційних сплавів ультразвуковою ударною обробкою (УЗУО) на повітрі за умов квазі-гідростатичного стиснення зразка. На прикладі промислового алюмінієвого сплаву Д16 показано унікальну можливість зміцнення поверхні (до ~600%), обумовленого синергетичним впливом процесів низькотемпературної механічної наноструктуризації та механохімічної взаємодії алюмінію із киснем під дією УЗУО. Запропоновано якісну модель формування оксидного покриття товщиною декілька десятків мікрометрів. З використанням комплексу фізичних методів дослідження встановлено основні закономірності формування фазового і хімічного складу, структури та механічних властивостей поверхневих шарів сплаву Д16 залежно від амплітуди та тривалості обробки. Показано, що циклічний характер змін мікротвердості обумовлюється перебігом дисипативних процесів динамічного повернення та динамічної рекристалізації. За оптимальних режимів УЗУО зносостійкість поверхневих шарів зростає у ~2,5 рази, рівень залишкових макронапружень стиснення дорівнює -650 МПа

Исследованы возможности более эффективного, по сравнению с традиционной термо-механической обработкой, упрочнения поверхности легких конструкционных сплавов ультразвуковой ударной обработкой (УЗУО) на воздухе в условиях квази-гидростатического сжатия образца. На примере промышленного алюминиевого сплава Д16 показана уникальная возможность упрочнения поверхности (до ~600%), обусловленного синергическим влиянием процессов низкотемпературной механической наноструктуризации и механохимического взаимодействия алюминия с кислородом под действием УЗУО. Предложена качественная модель формирования оксидного покрытия толщиной несколько десятков микрометров. С использованием комплекса физических методов исследования установлены основные закономерности формирования

фазового и химического состава, структуры и механических свойств поверхностных слоев сплава Д16 в зависимости от амплитуды и длительности обработки. Показано, что циклический характер изменений микротвердости обусловлен развитием процессов динамического возврата и динамической рекристаллизации. При оптимальных режимах УЗУО износостойкость поверхностных слоев возрастает в $\sim 2,5$ раза, уровень остаточных макронапряжений сжатия равен -650 МПа

The possibilities of the more effective, compared to conventional thermo-mechanical processing, surface hardening the light structural alloys, by ultrasonic impact treatment (UIT) in air under quasi-hydrostatic pressure of the sample were investigated. On the example of the commercial aluminum alloy D16 it was shown a unique opportunity to harden the surface (up to $\sim 600\%$) due to the synergistic effect of the low-temperature processes of the mechanical nanostructuring and mechanochemical interaction of aluminum with oxygen under the influence UIT. A qualitative model for the formation of the oxide coating thickness of several tens of micrometers was proposed. With the using of the complex physical methods it was established the basic laws governing the formation of the phase and chemical composition, structure and mechanical properties of the D16 alloy surface layers depending on the amplitude and duration of the UIT. The influence of the dynamic recovery processes and dynamic recrystallization on the cyclical microhardness behavior was noted. It was shown that the cyclical nature of the changes in microhardness is due to the development of the dynamic recovery and dynamic recrystallization processes. Under optimal conditions UIT the wear resistance of the surface layers increased in ~ 2.5 times, and the compression residual stresses level is -650 MPa

Вступлення

Известно, что в широком интервале степеней объемной интенсивной пластической деформации (ИПД) алюминиевых сплавов может наблюдаться как эффект дополнительного упрочнения, так и разупрочнения. Например, в работе [1] установлено, что эффект упрочнения после ИПД методом кручения под высоким давлением сплавов Al - Zn (10, 20, 30 % вес.) и Al - Mg (10, 20 % вес.) связан с распадом пересыщенного твердого раствора доминирует над упрочнением, обусловленным уменьшением размера зерна и ростом плотности дислокаций. Периодические изменения микротвердости выявлены также в [2] после криопроточки сплава Al 6063. Авторы отмечают, что эффект обусловлен поведением β' - преципитатов (Mg_2Si) и наблюдается только для исходных образцов, после искусственного старения при температуре

177 °С на протяжении 8 часов (исследовались также образцы в состоянии пересыщенного твердого раствора и после термообработки при температуре 280 °С, 8 часов). В работе [3] установлен скачкообразный характер деформации в процессе растяжения образцов алюминий - магниевого сплава АМг6 в диапазоне температур 25-85 °С. Сделан вывод, относительно необходимости формирования модулируемой структуры кластеров атомов магния и/или кристаллических выделений, то есть зон ГП1, для реализации такой скачкообразной деформации. Авторами [4] отмечается, что при динамически неравновесных процессах практически все пластичные материалы, в частности алюминиевые сплавы Д16 и 2024-Т3, проявляют склонность к краткосрочной пластификации с одновременным "аномальным" разупрочнением за счет образования диссипативной структуры в виде локализованных полос с аморфно-подобной структурой, объемно - связанных на разных масштабных уровнях, за которыми осуществляется гидродинамический поток вещества. Такое краткосрочное разупрочнение материалов может реализовываться однократно или многократно с нарастанием скорости деформации [5].

На сегодня ради существенного повышения механических характеристик алюминиевых сплавов широкое использование получили поверхностные методы интенсивной пластической деформации, среди которых можно отметить, например, метод стир-сваривания. После такого вида поверхностной обработки также выявлен эффект периодического изменения микротвердости сплава Д16 [6], обусловленный изменениями соотношения плотности выделений зон Гинье - Престона - Багаряцкого и преципитатов упрочняющей S' - фазы в процессе деформации.

К поверхностным методам ИПД принадлежит и метод ультразвуковой ударной обработки металлических поверхностей [7]. Чаще всего используется контактно сдвиговая схема УЗУО на воздухе [8]. Относительно сплава Д16 установлены два эффекта, связанные с изменением величины микротвердости поверхности под действием УЗУО: для обработки длительностью до 60 с характерным является существенное увеличение микротвердости (эффект упрочнения), а для более длительной обработки - значительное снижение микротвердости (эффект разупрочнения) вплоть до исходного значения. Поскольку использованная схема обработки не позволяет увеличивать время обработки более 180 с (расположенный выше обрабатываемой поверхности образец быстро изменяет форму), достаточно перспективным с точки зрения достижения максимальной степени упрочнения поверхностных слоев деформируемых дисперсионно-упрочняемых сплавов является поиск новых технологических приемов для модернизации технологии УЗУО. В частности, более интенсивные режимы УЗУО могут быть реализованы

благодаря созданию условий квази-гидростатического сжатия образца [9, 10]. Интерес представляет исследование возможностей применения таких режимов для достижения высокопрочных состояний поверхностных слоев сплава Д16.

Отмеченные исследования открывают возможность существенной модификации структурного и фазового состояния поверхностных слоев легких конструкционных сплавов, которые представляют значительный интерес для авиационной промышленности, космической техники, машиностроения и медицины.

Целью данной работы является исследование физико-химического состояния, структуры, уровня микротвердости и износостойкости поверхностных слоев промышленного алюминиевого сплава Д16 под действием интенсивных режимов УЗУО в условиях квази-гидростатического сжатия образца.

Методика эксперимента

Образцы цилиндрической формы из алюминиевого сплава Д16 (состав: вес. %): Al - 93,6%, Cu - 3,97%, Mg - 1,43%, Mn - 0,625%) промышленного производства получались путем резания из прутков перпендикулярно направлению прокатки. В исходном состоянии сплав Д16 состоит из α - твердого раствора на основе алюминия, $T(Al_{20}Cu_2Mn_3)$ - и $\theta(Al_2Cu)$ - фаз. Стержнеобразные дисперсоиды - частицы орторомбической T -фазы имеют размер около 200 нм, частицы тетрагональной θ -фазы - 100 нм. Средний размер зерен - 3-5 мкм.

Обработка осуществлялась при комнатной температуре на воздухе в условиях квази-гидростатического сжатия после оптимизации системы "боек-образец". В этом случае образец сплава Д16 находился в специальной стальной оправе, в которую углублялся на 2 мм. Таким образом в процессе контактной обработки образец все время находился в зоне действия ударника в замкнутом объеме.

Для проведения обработки использовался прибор УЗГ-300, изготовленный в Институте металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины.

ДюрOMETрический анализ проведен с помощью прибора ПМТ-3М при значениях нагрузки 10-100 г. Для рентгеновских исследований использован дифрактометр Rigaku Ultima IV (излучение - $Cu_{K\alpha}$). Съемка проводилась в интервале углов $2\theta=20-140^\circ$ с шагом $0,02^\circ$ и временем выдержки 2 с. Величина остаточных макронапряжений определялась методом $\sin^2\psi$ по дифракционному максимуму (422), с углом наклона $\psi=0-40^\circ$, шагом $0,02^\circ$ и временами выдержки 2 с. Средний размер областей когерентного рассеивания (ОКР) определялся методом аппроксимации.

Исследования микроструктуры модифицированных слоев проводились с помощью просвечивающего электронного микроскопа ПЭМ -125К с ускоряющим напряжением 100 кВ. Использовался также растровый электронный микроскоп РЕММА-106И с энергодисперсионным анализатором.

Экспериментальные результаты и обсуждения

Применение УЗУО в условиях квази-гидростатического сжатия образца позволило увеличить длительность обработки до 260 с по сравнению с контактно-сдвиговой схемой нагрузки [11]. Это позволило выявить эффект циклического характера изменений микротвердости поверхности сплава Д16 под действием УЗУО на воздухе, который проявляется в четком чередовании типа стадий - за стадией упрочнения следует стадия пластификации. Переход от стадии к стадии является достаточно резким при увеличении длительности влияния (рис. 1, а) и более размытым при увеличении амплитуды (рис. 1, б). На протяжении обработки при оптимальном значении амплитуды $A=25$ мкм эффект упрочнения увеличивается, а разупрочнение происходит до практически постоянного значения микротвердости, которое отвечает начальному ($\tau=30$ с) деформационному наклепу и вдвое превышает значение микротвердости для исходного состояния.

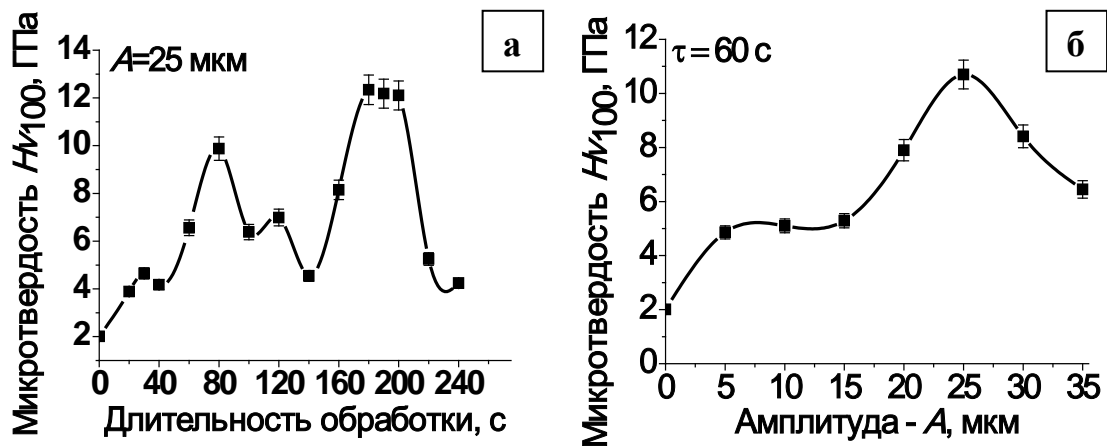


Рис. 1 Циклический характер изменений микротвердости в зависимости от времени обработки (а) и амплитуды ультразвукового преобразователя (б)

При длительности обработки $\tau=200$ с достигается значение микротвердости 12 ГПа, эффект упрочнения составляет $\sim 600\%$. Концентрация кислорода на поверхности и по глубине приповерхностного слоя с увеличением длительности УЗУО до 80 с приближается к 60 ат.% (рис. 2), электрическое сопротивление поверхностного слоя постепенно растет. Таким образом, одной из причин упрочнения поверхности сплава Д16 становится процесс механохимического окисления под действием интенсивной пластической деформации на воздухе. Эффективность экзотермической реакции окисления определяется длительностью УЗУО. Особенной характеристикой синтезированного оксидного слоя является практически однородное по его толщине высокое содержание атомов кислорода. Наиболее вероятно, что кинетика роста этого слоя имеет равномерно-послойный характер, не связанный с термодиффузионными процессами.

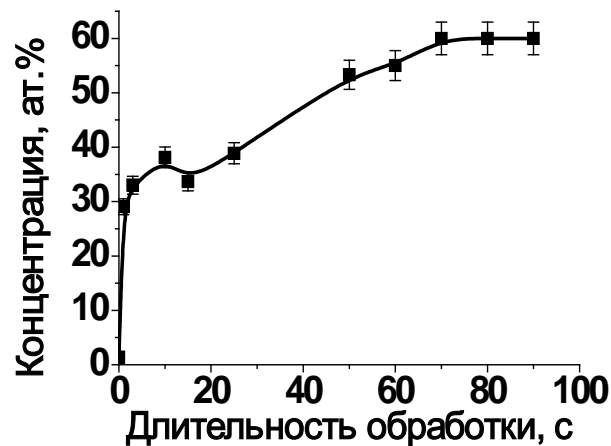


Рис. 2 Изменение концентрации кислорода на поверхности образца на протяжении УЗУО ($A=25$ мкм)

В случае сплава Д16 такое окисление вызывает образование слоя оксида Al_2O_3 , что подтверждается рентгеноструктурным анализом. Следовательно механизм и кинетика формирования оксидного слоя при УЗУО существенно отличается от известных процессов термоактивированного окисления.

Максимальная толщина модифицированного слоя после УЗУО достигает 140 мкм (рис. 3). Следует отметить, что применение УЗУО позволяет упрочнять поверхностный слой образцов, которые, уже поддавались предварительной термической обработке. Эффект такого дополнительного упрочнения в несколько раз превышает эффект искусственного старения.

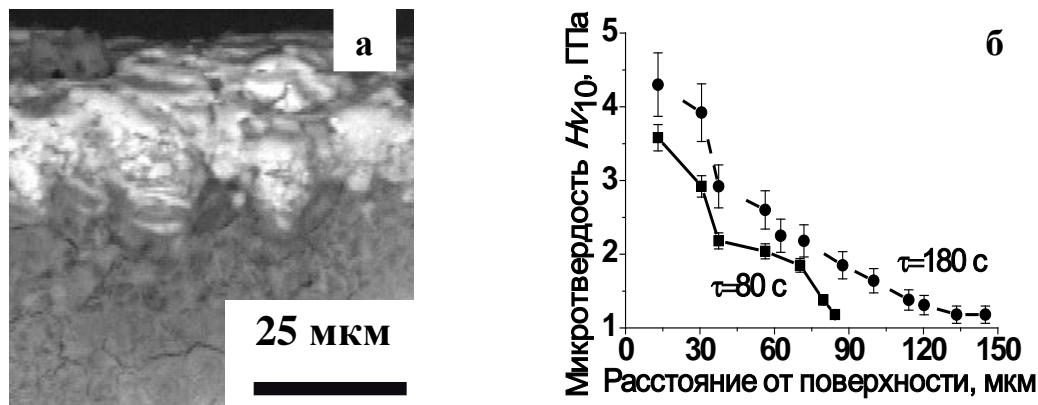


Рис. 3 Микроструктура поперечного сечения (а) и изменение микротвердости (б) после УЗУО сплава Д16 на воздухе ($A=25$ мкм)

По данным электронной микроскопии на стадиях упрочнения под окисленным слоем происходит эффективное измельчение исходной структуры к равноосным зернам размером 10-20 нм (рис. 4, а, б).

Следует заметить, что наноструктуризация поверхностного слоя сплава Д16 после оптимального режима обработки на воздухе по контактно-сдвиговой схеме не происходит [8].

В случае обработки в условиях квази-гидростатического сжатия образца нанозерна формируются внутри дислокационных ячеек субмикрометровых размеров, то есть ярко проявляется явление скейлинга - масштабной инвариантности размера структурных составляющих [5]. Формирование такой ячеистой структуры происходит по дислокационному механизму, который хорошо известен для ГЦК, - металлов с высокой энергией дефектов упаковки. Размер ячеек порядка 1 мкм (рис. 4, в) также, как это наблюдается для алюминия [10].

Известно, что для повышения коррозионной стойкости сплава Д16 на его поверхности создают толстый оксидный слой, например, методом микродугового окисления в электролите [12]. Недостатком такого оксидного покрытия является наличие микропор, которые приводят к питтинговой коррозии. Выявленные эффекты механохимического окисления и наноструктуризации поверхностного слоя сплава Д16 под действием интенсивных режимов УЗУО на воздухе открывают возможность формирования прочных керамических оксидных покрытий толщиной до нескольких десятков мкм.

После УЗУО наблюдается существенная локальная неоднородность не только структуры, но и фазового состава сплава. Происходит миграция и фрагментация преципитатов фазы Al_2Cu до 30-50 нм (рис. 4, г). Появляются области (в основном границы ячеек) с высокой объемной

частью этой фазы, которая неоднородно распределена в матрице. Увеличивается плотность выделений θ -фазы, частицы этой фазы не перерезаются дислокациями и потому являются концентраторами напряжений.

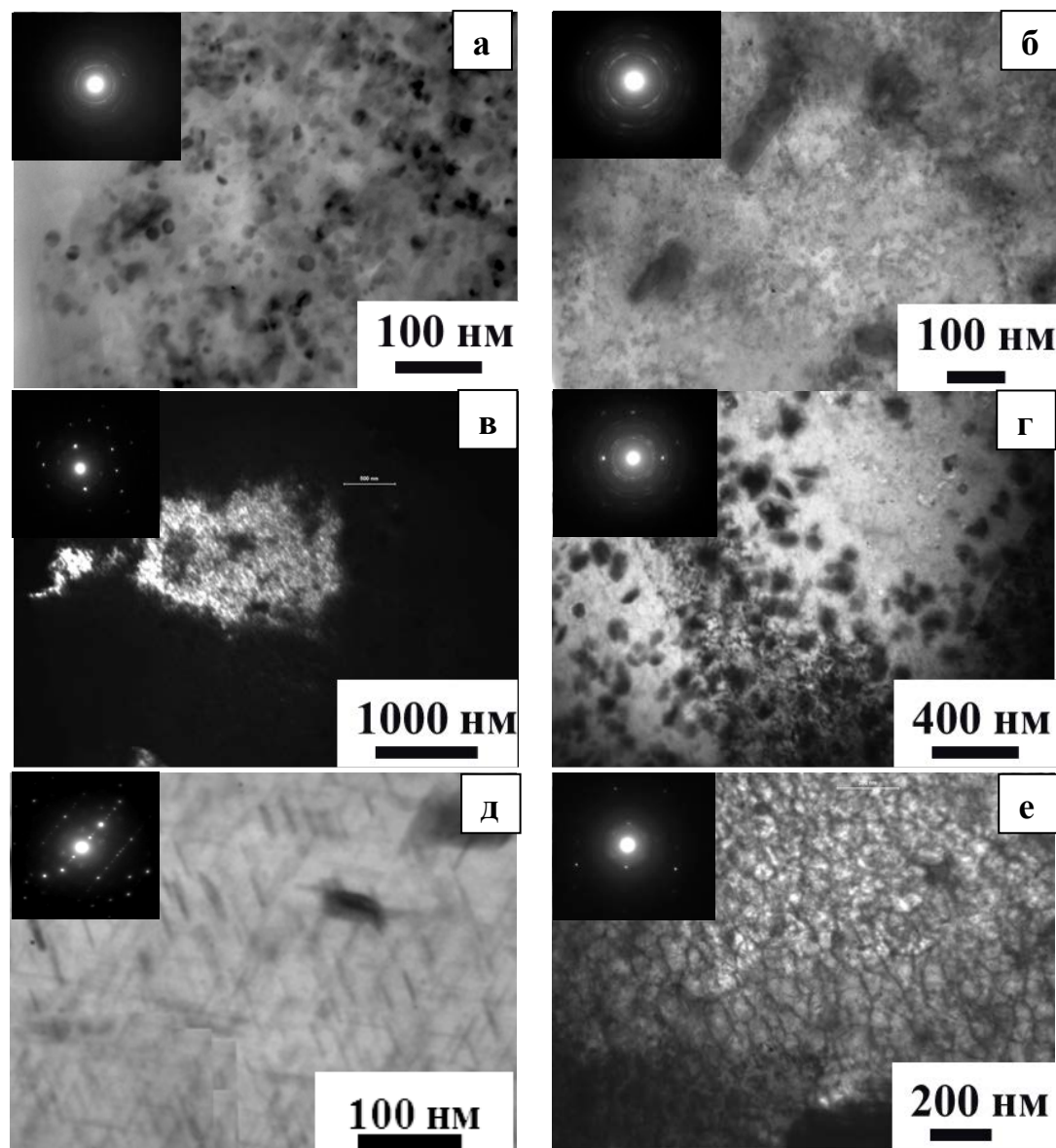


Рис. 4 Структура и картины микродифракции приповерхностного слоя сплава Д16 после УЗУО на воздухе ($A=25$ мкм, $\tau=140$ с)

УЗУО также способствует выделению наноразмерных преципитатов упрочняющей S' - фазы Al_2CuMg , которая когерентная с матрицей (рис. 4, д). Известно, что формирование таких наноразмерных преципитатов может не только компенсировать падение прочности за счет роста зерна, но и повышать прочность больше чем на 10%. Количество S' - фазы возрастает

с увеличением длительности обработки до 200 с приблизительно в 7 раз. Наличие S' - фазы подтверждается данными рентгенофазового анализа и микродифракции. По результатам микрорентгеноспектрального анализа тонких фольг после УЗУО происходят изменения химического состава поверхностных слоев: количество меди и магния увеличивается от 2,36 ат.% и 3,447 ат.% (в исходном состоянии) до 3,82 ат.% и 6,59 ат.%, соответственно; количество Al при этом уменьшается на 4,7 ат.%.

Особенностью УЗУО является замещение хаотической дислокационной структуры сетчатой (упорядоченной) дислокационной субструктурой (рис. 4, е). Независимо от типа дислокационной субструктуры и фазового состава, большинство зерен содержат большое число выгнутых экстинкционных контуров, которые являются свидетельством высокого уровня дальнодействующих полей напряжений в материале.

Что касается выявленных стадий пластификации, то процесс пластической деформации может неоднократно повторяться, начинаясь, как бы "из чистого листа", благодаря диссипации упругой энергии в процессах низкотемпературного динамического возвращения и динамической рекристаллизации [13]. Для сплава Д16 уменьшения среднего размера ДКР до 40 нм происходит на протяжении 80 с ультразвуковой ударной обработки, после чего реализуется тенденция к существенному увеличению элементов субструктуры с ростом степени деформации. По оценкам плотность дислокаций, которые являются центрами зарождения S' - фазы, после 80 с обработки увеличивается на порядок величины (до $9 \cdot 10^{13} \text{ м}^{-2}$) в сравнении с исходным состоянием. Стадии пластификации характеризуются уменьшением как плотности дислокаций, так и выделением преципитатов S' - фазы.

Отсутствие существенного деформационного упрочнения при развитой деформации является интересным свойством, выявленным раньше для объемных методов ИПД. Рост плотности дислокаций при увеличении степени деформации тормозится, в частности, через механизм интенсифицированного движения дефектов. Именно наличие подвижных наноструктурных границ в сильно неравновесных средах позволяет эффективно релаксировать внутренним напряжением за счет активного стока дефектов на границы и развития динамической рекристаллизации [14]. При низких температурах может быть реализован бездифузионный механизм динамической рекристаллизации, когда граница зерна действует подобно ударной волне, привлекая к процессу сверхбыстрого движения другие структурные дефекты, в том числе и границы других зерен [13].

При оптимальных режимах УЗУО ($A=25$ мкм, $\tau=180-200$ с) износостойкость поверхностных слоев возрастает в $\sim 2,5$ раза,

шероховатість поверхності зменшується (от $\sim 1,3$ мкм до $\sim 0,5$ мкм), а рівень остаточних макронапружень сжатия збільшується от - 150 МПа до - 650 МПа.

Выводы

Ультразвуковая ударная модификация легких конструкционных сплавов в условиях квази-гидростатического сжатия обеспечивает более эффективное, в сравнении с термической обработкой и стандартными схемами УЗУО на воздухе, упрочнение поверхности.

Выявлен циклический характер изменения микротвердости поверхностных слоев сплава Д16 в зависимости от амплитуды и длительности УЗУО на воздухе, который заключается в чередовании стадий упрочнения, обусловленных структурно-фазовыми превращениями, и стадий пластификации за счет хода диссипативных процессов динамического возвращения и динамической рекристаллизации.

Выявлен эффект механохимического взаимодействия кислорода воздуха с поверхностью сплава Д16, который позволяет при условиях УЗУО одновременно с низкотемпературными процессами деформационной наноструктуризации синтезировать прочные (до 12 ГПа) оксидные покрытия толщиной несколько десятков микрометров.

Литература

1. Мазилкин А.А., Страумал Б.Б., Протасова С.Г., Когтенкова О.А., Валиев Р.З. Структурные изменения в алюминиевых сплавах при интенсивной пластической деформации // ФТТ. – 2007, №49. – С. 824–829.
2. Panigrahi S.K., Jayaganthan R. Influence of solutes and second phase particles on work hardening behavior of Al 6063 alloy processed by cryorolling // Materials Science and Engineering: A. – 2011. – 528, №7–8. – С. 3147–3160.
3. Шибков А.А., Мазилкин А.А., Протасова С.Г. Влияние выделений вторичной фазы на скачкообразную деформацию алюминиево-магниевого сплава АМг6 // Деформация и разрушение материалов. – 2008. – №6. – С. 12–17.
4. Чаусов Н., Засимчук Е., Гуцайлюк В., Волянская Е. Методы исследования свойств диссипативных структур, образующихся при импульсном вводе энергии в материал // Вісник НТУУ. – 2011, №2. – С. 92–97.
5. Засимчук Е.Э., Засимчук В.И., Гонtareва Р.Г., Турчак Т.В., Тарасенко Л.В. Гармонический анализ субструктурных параметров деформированных металлов // Доповіді Національної академії наук України. – 2007, №10. – С. 91–95.
6. Genevois C., Fabrègue D., Deschamps A., Poole W. On the coupling between precipitation and plastic deformation in relation with friction stir welding of AA2024 T3 aluminium alloy // Materials Science and Engineering: A. – 2006. – 441, №1–2. – С. 39–48.
7. Васильев М.А., Прокопенко Г.И., Филатова В.С. Нанокристаллизация металлических поверхностей методами интенсивной пластической деформации (обзор) // Успехи физики металлов. – 2005. – №2. – С. 345–399.

8. Прокопенко Г.И., Березина А.Л., Волошко С.М., Бурмак А.П. Упрочнение поверхности сплава Д16 при ультразвуковой ударной обработке // Металлофизика и новейшие технологии. – 2010. – 32, №3. – С. 397–403.
9. Сидоренко С.І., Волошко С.М., Котенко І.Є., Бурмак А.П. Деформаційне формування наноструктурованих композитів на поверхні алюмінієвого сплаву Д16 // Металлофизика и новейшие технологии. – 2012. – 34, №8. – С. 1101–1115.
10. Мордюк Б.М. Закономірності структуроутворення та кінетика деформаційних процесів у металевих матеріалах при комбінованих впливах із застосуванням ультразвуку: Автореф. дис. док. фіз.-мат. наук. – К., 2012. – 37 с.
11. Прокопенко Г.И., Волошко С.М., Котенко І.Є., Бурмак А.П. Зміна мікротвердості алюмінієвого сплаву Д16 після ультразвукової ударної обробки // Наукові вісті НТУУ “КПІ”. – 2009, №3. – С. 42–46.
12. Peng X.L., Chi G.X., Wei D.B., Di S.C. Design of scanning micro-arc oxidation forming ceramic coatings on 2024 aluminium alloy // Advanced Materials Research.– 2011, 189 – 193. – P.1296–1300.
13. Глезер А.М., Метлов Л.С. Физика мегапластической (интенсивной) деформации твердых тел // Физика твердого тела – 2010. – 52, №6. – С. 1090–1097.
14. Пашинская Е.Г., Подрезов Ю.Н., Столяров В.В., Завдоев А.В., Тищенко И.И. Интенсифицированное движение дефектов при больших пластических деформациях // Metal Physics and Mechanics. – 2012, №15. – P. 26–33.

УДК 621.735.3: 621.73.01-02

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ПОВЕРХНОСТНО-ПЛАЗМЕННОГО УПРОЧНЕНИЯ НА ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ ШТАМПОВ

Н. А. Воронина, А. В. Бендич

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Розглянуто вплив поверхнево-плазмового зміцнення на зносостійкість штампів. Встановлено, що поверхневе зміцнення штампового інструменту зі сталі У10 і сталі Х12М призводить до значного підвищення зносостійкості. Показано ефективність поверхнево-плазмового зміцнення в порівнянні з об'ємним загартуванням

Рассмотрено влияние поверхностно-плазменного упрочнения на износостойкость штампов. Установлено, что поверхностное упрочнение штампового инструмента из стали У10 и стали Х12М приводит к значительному повышению износостойкости. Показана эффективность поверхностно-плазменного упрочнения по сравнению с объёмной закалкой

The influence of surface-plasma hardening on wear resistance of stamps. Found that surface hardening of steel stamping tools of steel Х12М and of steel U10 leads to a significant increase in wear resistance. The efficiency of surface-plasma hardening compared to the bulk quenching

Неудовлетворительная стойкость инструмента приводит к значительным простоям оборудования, связанным с заменой инструмента и настройкой прессов.

В настоящее время проводится ряд исследований по повышению стойкости инструмента для штамповки рельсовых накладок и подкладок, а так же с целью изыскания возможности замены низколегированных инструментальных сталей на углеродистые.

Существует множество различных способов повышения стойкости штампов. Одним из них является плазменное упрочнение. Качественно новый уровень эксплуатационных свойств сталей достигается при обработке высококонцентрированными источниками нагрева. Благодаря локальному и сверхскоростному тепловому воздействию создаётся возможность получения более высоких значений твёрдости, прочности, вязкости в сравнении с объёмной закалкой и традиционными способами

поверхностного упрочнения. Это обусловлено, прежде всего, образованием в поверхностном слое высокодисперсной метастабильной структуры [1-4].

Цель работы – повысить стойкость штампов за счёт новых эффективных технологий упрочнения матриц и пуансонов поверхностно плазменным упрочнением.

Инструмент для холодного деформирования работает при удельных давлениях (1400-1600 МПа). Повысить стойкость инструмента можно благодаря использованию оптимальных температурно-временных параметров термической обработки, учёту причин выхода из строя и правильному выбору марки стали.

В качестве основной термической обработки в данной работе предложено плазменное поверхностное упрочнение, которое в настоящее время находит всё более широкое применение.

Твёрдость углеродистых и низколегированных инструментальных сталей после плазменного упрочнения превышает на 100-200 HV твёрдость после объёмной закалки. Это обусловлено образованием в упрочнённой зоне мартенсита преимущественно пластинчатой (двойникованной) морфологии со сверхвысокой степенью дисперсности. Сверхскоростные нагрев и охлаждение при плазменной закалке приводят к повышению дефектности структуры, поскольку усиливается фазовый наклёп, тормозятся процессы отдыха и рекристаллизации и более полно наследуются дефекты γ -фазы. При этом происходит измельчение блоков, повышение плотности дислокаций и увеличение микронапряжений в кристаллической решётке. Скоростной плазменный нагрев до околосolidусных температур вызывает также более интенсивное, чем при объёмной закалке, растворение карбидной фазы и дополнительное насыщение твёрдого раствора углеродом и легирующими элементами. В то же время при охлаждении из твёрдого раствора выделяются высокодисперсные карбидные частицы ($\overline{d_k} = 1 \text{ мкм}$), равномерно распределённые в мартенситной матрице. Это свидетельствует о частичном самоотпуске мартенсита [4].

Установка плазменного технологического комплекса, созданного в ГВУЗ «Приазовский государственный технический университет», показана на рисунке 1. Основным инструментом для осуществления процесса поверхностной модификации является плазмотрон косвенного действия с секционированной межэлектродной вставкой (рис. 2), работающий на инертном газе аргоне и имеющий оптимальные конструктивные параметры [4].

В качестве исходных образцов применялись цилиндры (материал образцов сталь X12M (ГОСТ 5950-2000) и сталь У10 (ГОСТ 1435-99)) с

размерами $D_0 : h_0 = 50 : 20$. Для повышения достоверности экспериментальных данных исследования проводились на образцах одинаковой массы и размеров.

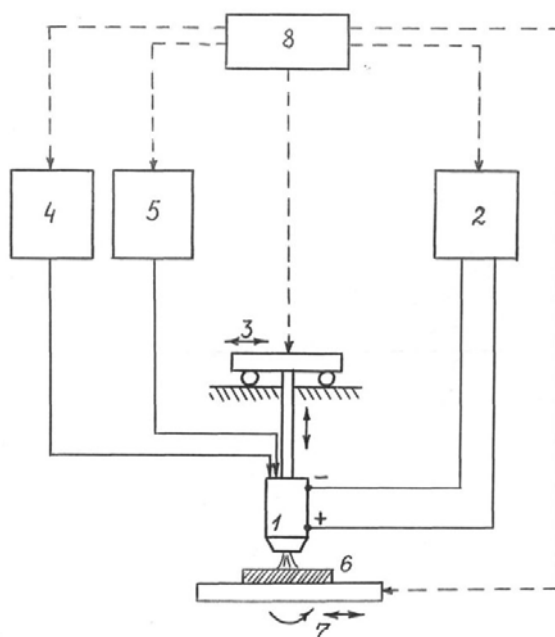


Рис. 1 Схема плазменного технологического комплекса

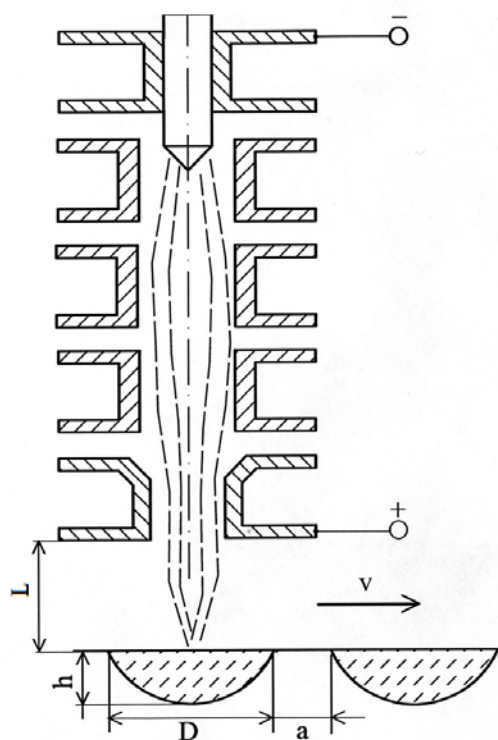
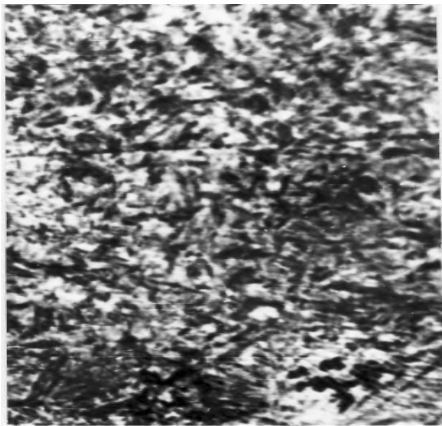


Рис. 2 Схема плазматрона для поверхностной обработки

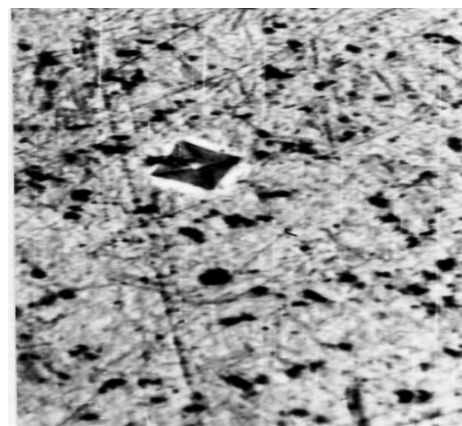
Эксперименты были проведены в несколько этапов:

1. анализ исходной структуры образцов;
2. поверхностно-плазменное упрочнение образцов;
3. изучение структуры упрочнённых образцов;
4. измерение твёрдости обработанных образцов;
5. проведение исследования стойкости упрочнённых образцов при помощи установки «трение металла по металлу».

На фотографиях структуры (рис. 3, 4) можно наблюдать, что структура зоны, упрочненной ППУ, состоит из мартенсита, остаточного аустенита и карбидов и по степени дисперсности значительно превосходит структуру закалённой стали.



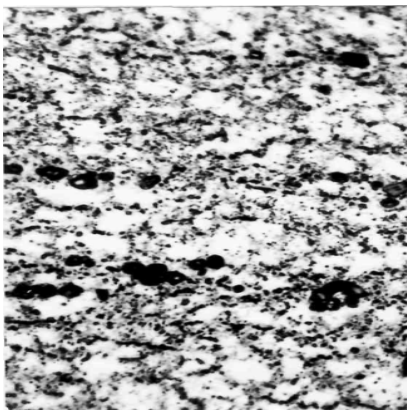
а



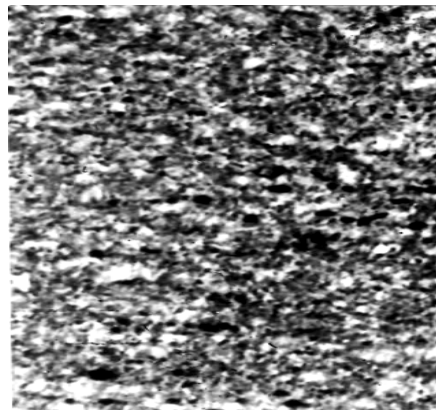
б

Рис. 3 Структура стали У10 (увеличение $\times 400$):

а – после объёмной закалки; б – после поверхностного плазменного упрочнения



а



б

Рис. 4 Структура стали Х12М (увеличение $\times 400$):

а – исходная структура; б – после поверхностного плазменного упрочнения

Таблица 1 Определение твёрдости упрочнённых образцов

Марка стали	Режим объёмной закалки		Режим плазменной обработки		Твёрдость HV		
	$t_3, ^\circ\text{C}$	Охлаждающая среда	I, A	$V \times 10^{-3}$ м/с	В исходном состоянии	После объёмной закалки	После плазменной обработки
У10	800	масло	400	7,0	205-220	740-755	865-885
X12M	1050	масло	400	8,3	250-265	730-750	850-865

Количественной характеристикой износостойкости в данной работе является коэффициент износостойкости, который определяли по известной зависимости:

$$K_{\text{и}} = \frac{\Delta m_3}{\Delta m_0}, \quad (1)$$

где Δm_3 и Δm_0 – соответственно потери в весе исследуемого образца-эталоны и образца при трении в заданных условиях в течение заданного времени.

Таблица 2 Результаты испытаний на износостойкость (У10)

Вид упрочнения	Время, мин.									
	15	30	45	60	75	90	105	120	135	150
Закалка	1,20	1,17	1,15	1,14	1,12	1,09	1,07	1,04	1,02	1,00
ППУ	4,32	4,30	4,29	4,27	4,22	4,19	4,10	4,04	3,99	3,95

Таблица 3 Результаты испытаний на износостойкость (X12M)

Вид упрочнения	Время, мин.									
	15	30	45	60	75	90	105	120	135	150
Закалка	1,23	1,21	1,19	1,17	1,11	1,08	1,06	1,04	1,03	1
ППУ	3,55	3,53	3,5	3,48	3,46	3,43	3,39	3,35	3,34	3,3

В результате проведенных экспериментов можно сделать вывод, что поверхностное упрочнение штампового инструмента из стали У10 и стали X12M приводит к значительному повышению износостойкости. После плазменного упрочнения происходит значительное уменьшение размера мартенситного зерна, по сравнению с зерном, полученным после объёмной закалки.

Метод газопламенной закалки позволяет увеличить твёрдость поверхности в 2,5 раза на глубину до 1,5 мм, в 2 раза снизить шероховатость поверхности. Всё это, несомненно, позволит обеспечить

высокие эксплуатационные и технологические свойства штамповой оснастки, изготовленной из стали, т.е. повысить качество рабочих поверхностей штамповой оснастки, увеличить их износостойкость.

Литература

1. Кухтаров В.И. Холодная штамповка. / В.И. Кухтаров // М : МАШГИЗ, 1956. – 175 с.
2. Лещинский Л.К. Плазменное поверхностное упрочнение / Л.К. Лещинский, С.С. Самотугин, И.И. Пирч, [и др.] // К : Техника, 1990. – 109 с.
3. Арзамасов Б.Н. Материаловедение: учебник для высших технических заведений / Б.Н. Арзамасов, И.И. Сидорин, Г.Ф. Косолапов [и др.] // М : Машиностроение, 1986. – 302 с.
4. Самотугин С.С. Плазменное упрочнение инструментальных материалов / С.С. Самотугин, Л.К. Лещинский // Донецк: Новый мир, 2002. – 338 с.

УДК 669.046:536.45:533.9

МОДЕЛЬНО-МАТЕМАТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ УСЛОВИЙ ЭФФЕКТИВНОЙ ПЕРЕРАБОТКИ ТИТАНСОДЕРЖАЩЕГО СЫРЬЯ В ПЛАЗМЕННОМ РЕАКТОРЕ

А. К. Гарбузова, Л. С. Ширяева, Г. В. Галевский, В. В. Руднева

ФГБОУ ВПО

«Сибирский государственный индустриальный университет»

Проведено модельно-математичне дослідження взаємодії дисперсного титаносодержащих сировини з високонагрітим потоком газу в плазмовому реакторі. Розрахована ступінь випаровування сировини для синтезу карбіду титану в залежності від енергетичних параметрів реактора, крупності, швидкості введення в плазмовий потік, масової видаткової концентрації. Встановлено, що при підводиться до реактору потужності 75 кВт досягається 100%-ва ступінь випаровування частинок титану крупністю не більше 10 мкм, оксиду титану (IV) не більше 5 мкм. На підставі отриманих результатів обрані сировинні матеріали для синтезу карбіду титану

Проведено модельно-математическое исследование взаимодействия дисперсного титаносодержащего сырья с высоконагретым потоком газа в плазменном реакторе. Рассчитана степень испарения сырья для синтеза карбида титана в зависимости от энергетических параметров реактора, крупности, скорости ввода в плазменный поток, массовой расходной концентрации. Установлено, что при подводимой к реактору мощности 75 кВт достигается 100%-ная степень испарения частиц титана крупностью не более 10 мкм, оксида титана (IV) не более 5 мкм. На основании полученных результатов выбраны сырьевые материалы для синтеза карбида титана

Conducted model- mathematical study of the interaction of particulate titanium raw materials with highly heated gas flow in the plasma reactor. Calculated evaporation rate of raw materials for the synthesis of titanium carbide, depending on the energy parameters of the reactor, size, speed input into the plasma flow, mass flow concentration. It has been established that when the power supplied to the reactor 75 kW can be achieved a 100% evaporation rate of titanium particles of size less than 10 micrometers, the titanium oxide (IV) is not greater than 5 microns. The results obtained are selected raw

materials for the synthesis of titanium carbide

Сопоставление различных технологий получения порошков тугоплавких соединений 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 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 завершенность первой стадии, являющейся в случае использования дисперсного сырья лимитирующей и определяющей в связи с этим количественный выход целевого продукта, 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). В связи с этим из всех факторов, влияющих на степень превращения исходного сырья, а именно: теплофизических и термодинамических свойств плазмы и сырья, соотношения массовых расходов плазмообразующего газа и сырья, начальной температуры плазмы, конструктивных особенностей реактора, удельных энергозатрат, организации процесса смешения дисперсного сырья с плазмой и др. – основным лимитирующим фактором является теплообмен высокотемпературного потока газа с движущимися в нем частицами обрабатываемого материала. Следовательно, высокие степени превращения сырья на первой стадии синтеза могут быть достигнуты при таких гидродинамических и энергетических параметрах реакторов, которые обеспечивают за весьма ограниченное время подвод от теплоносителя к дисперсному сырью количества энергии, достаточного для требуемых теплофизических и физико-химических превращений. Однако экспериментальное исследование этой стадии синтеза затруднено ввиду её кратковременности и отсутствия надежно работающих в подобных условиях средств диагностики и контроля и сводится в связи с этим, как правило, к модельно-математическому, позволяющему при определенной «идеализации» процесса выявить влияние на степень перехода сырья в газовую фазу температуры и скорости газового потока в

зоне ввода сырья, расхода реагентов, условий ввода и размеров частиц сырья.

Существующие математические модели первой стадии плазменных процессов синтеза с использованием дисперсного сырья, обзор и подробный анализ которых приведен в [1], являются в основном одномерными, рассматривающими безградиентный нагрев частиц, движущихся в потоке с постоянными или изменяющимися параметрами. В большинстве моделей принимаются постоянными значения коэффициентов межкомпонентного теплообмена, свойства плазмы, такие как теплопроводность и теплоемкость, свойства дисперсного материала, температура потока. Потери тепла в стенку не учитываются, принимаются средние по экспериментальным данным или вычисляются по зависимостям для турбулентного режима на стабилизированном участке. При расчетах не учитывается влияние концентрации твердого сырья на теплообмен плазмы со стенками реактора, не всегда учитываются значительный температурный перепад в пограничном слое частицы. Такие допущения снижают практическую ценность результатов моделирования. Действительно, изменение коэффициента теплоотдачи от плазменного потока к стенке канала на длине реактора в 1 калибр в зависимости от рабочих параметров плазмотронов может изменяться от 350 – 400 до 200 – 250 Вт/(м²·К), т.е. на 35 – 40 %, образование гарниссажа на стенках реактора приводит к снижению коэффициента теплоотдачи на 15 – 35 % [2]. Для азота и воздуха при температурах выше и ниже 4000 К различие в значениях теплоемкости и коэффициента теплопроводности может превышать 100 – 300 %.

Таким образом, при некоторой разноплановости подходов модельно-математическое исследование сводится к совместному решению уравнений движения частиц сырья, межкомпонентного теплообмена и теплообмена плазменного потока со стенками реактора, т.е. представляет собой случай математического моделирования сложных металлургических систем. При этом число допущений может достигнуть 10, в связи с чем задача не имеет точного решения, а моделирование носит прогнозный характер. Поэтому необходим критический подход к выбору модели и оценке результатов исследования. Однако интерес исследователей к математическому моделированию стадии испарения дисперсного сырья устойчиво сохраняется длительное время, что объясняется высокой практической значимостью результатов.

В развитии математического моделирования процессов обработки дисперсного сырья применительно к условиям трёхструйного плазменного реактора можно выделить следующие этапы совершенствования и углубления. В 70-е–80-е годы 20-го столетия в Институте тепло- и

массообмена АН БССР [1] под руководством профессора А.Л. Мосса выполнены работы, включающие следующее поэтапное построение модели: постановку задачи, математическое описание структурных блоков, составление вычислительного алгоритма, программирование и реализацию программы «BIS-80» на ЭВМ, опробование модели для процессов, в которых обрабатываемый дисперсный материал подвергается в основном теплофизическим превращениям без «газификации» в условиях лабораторного реактора. В 80-е – 90-е годы 20-го столетия в Сибирском металлургическом институте (ныне Сибирский государственный индустриальный университет) под руководством профессора Г.В. Галевского выполнен цикл работ, обобщенных в [2], направленных на совершенствование базового варианта модели: учет эффекта вынужденной турбулизации плазменного потока, снижения интенсивности теплообмена при гарниссажеобразовании в канале, экспериментальное определение для оксидов степени восстановления по составу газовой фазы, позволившее установить высокую достоверность результатов численных расчетов. Так, установлено, что для оксидов ванадия, кремния, титана, циркония наблюдается превышение расчетной степени испарения (фактически восстановления) над экспериментально определенной степенью восстановления, составляющей 5 – 10 %, что может быть объяснено полидисперсностью сырья, существенной неизотермичностью потока и свидетельствует об адекватности модели. В дальнейшем было осуществлено конвертирование программы «BIS-80» для работы в операционной системе MS Windows (программа «BIS-80/MSW»).

Описание математической модели взаимодействия плазменного и сырьевого потоков А.Л. Мосса – Г.В. Галевского приведено в [3]. Модель включает пять блоков: 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; блок изменения тепловых условий, описывающий 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 обычно принимаются 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 среднemasсовой; частицы монодисперсны, имеют температуру, равную их среднemasсовой, 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 реализуемого варианта модели является использование для теплообмена плазменного потока со стенками канала реактора расчетной зависимости, полученной авторами для реальных условий образования борида и карбида хрома в плазменном реакторе, не учитываемых известными уравнениями [1]: 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, пиролитического углерода; расходная массовая концентрация высокодисперсного сырья 0,12 кг/кг, близкая к максимальной и снижающая теплоотдачу от плазменного потока на 15 %. Уравнение имеет вид

$$St = (0,524 \pm 0,125) Re_{f,x}^{-0,424 \pm 0,098} \cdot Pr_{f,x}^{-0,05},$$

где St , Re и Pr – числа Стентона, Рейнольдса и Прандтля;
 x и f – индексы, соответствующие среднemasсовой температуре потока и осевой координате.

Компьютерное 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 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. Необходимые для расчётов данные взяты из [4-6] и представлены в таблице 1.

Таблица 1 Теплофизические свойства титана и его соединений

Вещество		Ti	TiO ₂
Температура плавления, К		1953	2116
Температура кипения, К		3533	3245
Теплота плавления, кДж/моль		18,8	66,99
Теплота испарения, кДж/моль		422,6	598,71
Теплоёмкость C_p , Дж/(моль·К)		25,1*	56,48**
Теплопроводность λ , Вт/(м·К)	T=300–373 К	21,9	6,531
	T=473–500 К	19,7	4,995
	T=633–673 К	17,7	3,915
	T=873 К	19,0	3,617
	T=1073–1173 К	23,5	3,391
* – интервал температур 298÷2000 К; ** – интервал температур 298÷1800 К;			

Результаты исследования приведены на рисунках 1 – 2 (T_g и V_g – среднемассовая температура и скорость плазменного потока; T_p и V_p – температура и скорость частицы; β^* – доля энергии, переданной частице плазменным потоком; τ_p – время жизни частицы; μ_p – массовая расходная концентрация сырья в плазменном потоке; N – мощность, подведенная к реактору; K_p – степень испарения частицы). Исследования проводились для следующих режимов работы трёхструйного реактора: подведённой мощности 75 кВт и массовых расходов плазмообразующего и транспортирующего газа (азота), составляющих $9 \cdot 10^{-3}$ и $1 \cdot 10^{-3}$ кг/с соответственно. На рисунке 1 приведены гидродинамические и энергетические режимы переработки оксида титана (IV) в трёхструйном прямоточном реакторе.

Анализ результатов расчёта движения и нагрева частиц оксида титана (IV) показывает, что рабочие параметры реактора обеспечивают полное испарение частиц крупностью от 3 до 5 мкм (рисунок 1 б), причём взаимодействие частиц с потоком происходит в условиях сопоставимых скоростей, составляющих для частиц размером от 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 (рисунок 1 а). Следует отметить, что увеличение до определённого уровня массовой расходной концентрации оксида 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 (рисунок 1 в). 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 и снизить удельные энергозатраты с 3,14 до 2,43 кВт·ч/кг оксида титана. Расчёты показали, что изменение скорости подачи порошка TiO_2 с 1 до 3 м/с практически не приводит к изменению гидродинамической обстановке в потоке, а, следовательно, не оказывает влияние на межкомпонентный теплообмен.

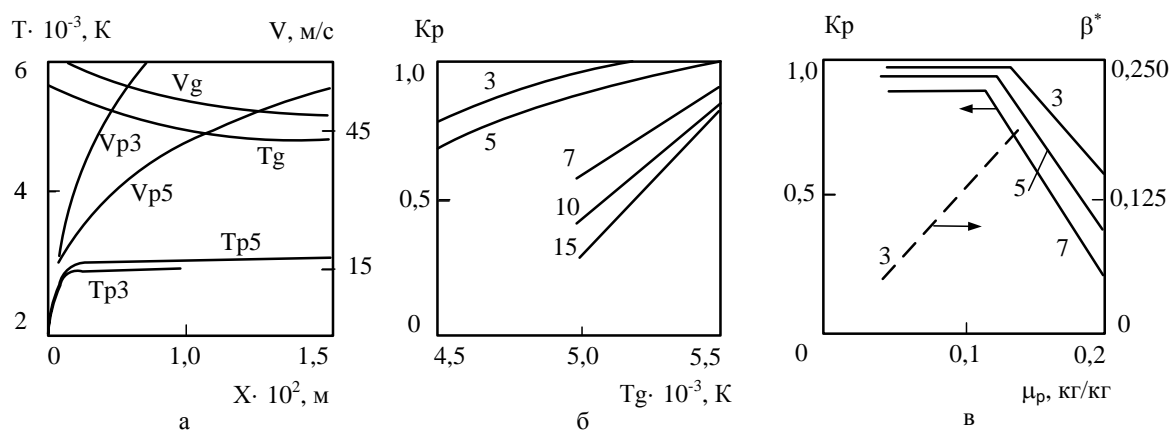


Рис. 1 Гидродинамические и энергетические режимы переработки оксида титана (IV) в трёхструйном прямоточном реакторе: а) изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока и частиц по длине реактора ($N=75$ кВт, $G_g=9 \cdot 10^{-3}$ кг/с); б) влияние начальной температуры плазменного потока на степень испарения частиц; в) влияние массовой расходной концентрации на степень испарения частиц и долю энергии, переданной частицам ($N=75$ кВт, $G_g=9 \cdot 10^{-3}$ кг/с); 3,5,10,15 – размер частиц, мкм

При использовании в качестве сырья порошка металлического титана более оптимальное по сравнению с оксидом сочетание теплофизических характеристик, в первую очередь коэффициента теплопроводности, теплота плавления и испарения обуславливает возможность переработки с приемлемой (0,10 – 0,14 кг/кг) для технологического процесса расходной концентрацией частиц крупностью 5-10 мкм (рисунок 2). 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.

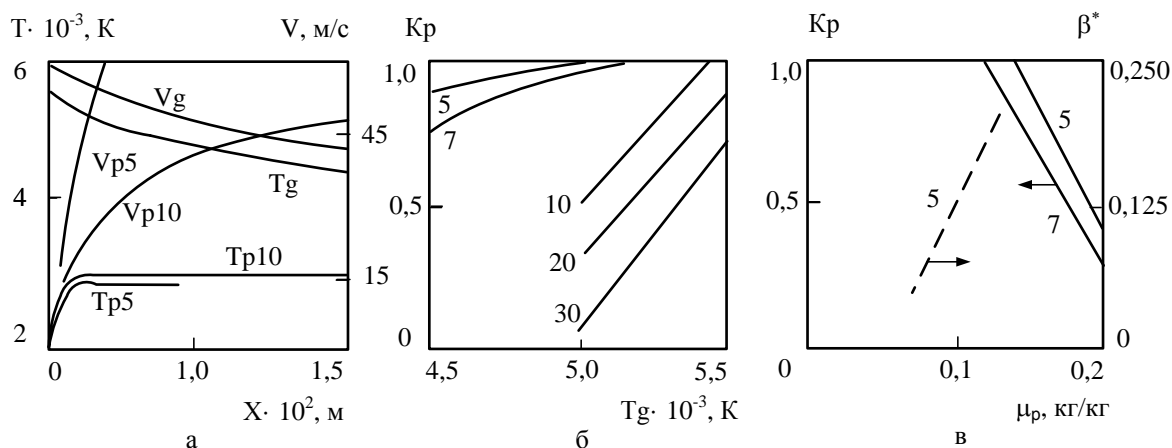


Рис. 2 Гидродинамические и энергетические режимы переработки титана в трёхструйном прямоточном реакторе: а) изменение среднемассовой температуры и скорости плазменного потока и частиц по длине реактора ($N=75$ кВт, $G_g=9 \cdot 10^{-3}$ кг/с); б) влияние начальной температуры плазменного потока на степень испарения частиц; в) влияние массовой расходной концентрации на степень испарения частиц и долю энергии, переданной частицам ($N=75$ кВт, $G_g=9 \cdot 10^{-3}$ кг/с).

Проведённое модельно-математическое исследование взаимодействия дисперсного сырья с плазменным потоком азота позволяет сформулировать требования по крупности исходных материалов для синтеза карбида титана в трёхструйном плазменном реакторе.

При подводимой к реактору мощности 75 кВт возможна полная переработка частиц оксида титана (IV) размером не более 5 мкм и титана не более 10 мкм. Этим требованиям соответствует титан металлический, поставляемый в виде порошка крупностью -0,5 – 5 мкм, оксид титана (TiO_2) марки Р-1 (ГОСТ-9808-84, изм.), поставляемый в виде порошка крупностью -1 мкм.

Выводы

Проведено модельно-математическое исследование взаимодействия дисперсного титансодержащего сырья с высоконагретым потоком газа в плазменном реакторе. Рассчитана степень испарения сырья для синтеза карбида титана в зависимости от энергетических параметров реактора, крупности, скорости ввода в плазменный поток, массовой расходной концентрации. Установлено, что при подводимой к реактору мощности 75 кВт достигается 100 %-ная степень испарения частиц титана крупностью не более 10 мкм, оксида титана (III) не более 5 мкм. На основании

полученных результатов выбраны сырьевые материалы для синтеза карбида титана.

Литература

1. Моссэ А.Л. Обработка дисперсных материалов в плазменных реакторах / А.Л. Моссэ, И.С. Буров. – Минск: Наука и техника, 1980. – 208 с.
2. 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. Чёрная металлургия. – 2007. – №5. – С.52 – 55.
3. Руднева В.В. Наноматериалы и нанотехнологии в производстве карбида кремния: Монография : в 3 т. Дополнительный том. Плазмометаллургическое производство карбида кремния: развитие теории и совершенствование технологии / В.В. Руднева. – М.: Флинта: Наука, 2008. – 387 с.
4. Свойства элементов: справочник в двух частях. Ч. 1. Физические свойства/ Под ред. Г.В.Самсонова. – М.: Металлургия. – 1976. – 600 с.
5. Электронный каталог ГПНТБ России [Электронный ресурс]: база данных содержит сведения о всех видах лит., поступающей в фонд ГПНТБ России. – Режим доступа:[tokem.narod.ru, 12.02.2013] – Загл. с экрана.

УДК 669.14.017.252.3

ПРИРОДА КАРБИДОВ В БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЯХ ДОПОЛНИТЕЛЬНО ЛЕГИРОВАННЫХ ТИТАНОМ И НИОБИЕМ

А. А. Глотка, А. Н. Мороз

*Запорожский национальный технический университет
(e-mail: Glotka-alexander@rambler.ru)*

В роботі розглянута природа формування евтектичних карбідів економнолегованих швидкорізючих сталей з додатковим введенням ніобію та титану. Обговорюються зміни хімічного складу матриці та карбідів в залежності від етапів термічної обробки. Встановлено, що експлуатаційні властивості знаходяться на задовільному рівні. Рекомендовано експериментальну сталь як замітник класичній Р6М5

В работе рассмотрена природа формирования эвтектических карбидов экономнолегированных быстрорежущих сталей с дополнительным введением ниобия и титана. Обсуждаются изменения химического состава матрицы и карбидов в зависимости от этапов термической обработки. Установлено, что эксплуатационные свойства находятся на удовлетворительном уровне. Рекомендовано экспериментальную сталь как заменитель классической Р6М5

The paper considers the nature of the formation of eutectic carbides sparingly alloyed speed steels with additional introduction of niobium and titanium. Discusses changing the chemical composition of the matrix and carbide phases depending on the thermal treatment. It has been established that the performance properties are satisfactory. Recommended as a substitute for the experimental steel P6M5 classic

Введение

В связи с возрастающим дефицитом основных легирующих элементов (W, Mo, Co, V) становится актуальным проведение работ по созданию более экономнолегированных быстрорежущих сталей, чем сталь «базовой» производительности Р6М5, применяемой для обработки при обычных скоростях резания углеродистых и среднелегированных конструкционных сталей с прочностью 900-1000 МПа (НВ 150-200), а также нержавеющей сталей [1].

Длительное время сталь Р18 была единственной быстрорежущей сталью, применяющейся для всех инструментов и различных условий резания. Но уже с 1939-40г.г. начали предприниматься меры по созданию быстрорежущих сталей с меньшим содержанием вольфрама без заметного ущерба для основных свойств. В частности, в США разрабатывается сталь S6-5-1 (М2), которая в настоящее время является основной маркой быстрорежущей стали во всех развитых странах. Приблизительно в эти годы в СССР были разработаны малолегированные стали типа Р0М3Ф3, Р3М3Ф2, Р3АМ3Ф3, которые уступают, как правило, стали Р6М5, обеспечивая достижение лишь около 75-80% ее производительности [2].

Попытки улучшения свойств сталей, по созданию более экономичных, предпринимались и делаются путем дополнительного легирования и модифицирования менее дефицитными элементами, чаще всего карбидообразующими, азотом, РЗМ и др. Однако, данные о влиянии этих элементов на свойства быстрорежущих сталей не однозначны, более того, зачастую довольно противоречивы. Подобные же противоречивые мнения имеют место в частности и в вопросе о влиянии титана и ниобия. В настоящее время титан и ниобий привлекают все большее внимание как заменитель ванадия в быстрорежущей стали [3]. Но несмотря на наличие большого числа патентов и авторских свидетельств, титано- и ниобийсодержащие быстрорежущие стали в национальных стандартах отсутствуют.

Также широко в последние годы разрабатываются технологии по утилизации высоковольфрамовых отходов промышленности для выплавки инструментальных сталей [4,5]. Но характеристики материала не всегда возможно получить на высоком уровне, вследствие большого количества вредных примесей в ломе.

Постановка задачи

В данной работе предприняты попытки по комплексному исследованию влияния титана и ниобия на формирование структуры экономнолегированной быстрорежущей стали, с целью более глубокого понимания карбидных фазовых превращений, которые влияют на условия формирования потребительских свойств.

Материал и методика исследований

В работе использовалась сталь типа Р3АМ3Ф2, которая дополнительно легировалась ниобием (в количестве 1,26-1,28% (масс.)) и титаном (0,2% (масс.) по первому варианту и 1,55% (масс.) по второму варианту) (табл.1). Эти элементы были выбраны вследствие высокого сродства с углеродом и возможностью образовывать специальные

карбиды, которые приводят к увеличению эксплуатационных свойств материала.

Образцы для исследования эвтектических карбидов в литом металле вырезали из осевой зоны поперечных темплетов, отобранных из средней по высоте части слитков массой 20 кг. Предварительно слитки подвергали отжигу при 850°C, 2 часа, а затем термообработке: закалке 1210°C и отпуску при 560°C по одному часу трижды. Такая термообработка была приведена для образцов обоих составов.

Для исключения методической погрешности исследуемые образцы паковали в одну обойму. Шлифовали, полировали, а затем подвергали тепловому травлению для выявления карбидов. Данный методологический прием позволяет достоверно оценить содержание элементов в микрообъеме, методом РСМА, из-за незначительной окисной пленки на поверхности объектов анализа, не приносящей значительных искажений в определении интенсивностей характеристического рентгеновского излучения. В то же время, даже незначительные степень легирования различными элементами изменяет цветовую гамму (как карбидов, так и матрицы), что позволяет четко идентифицировать различные структурные составляющие материала.

Таблица 1 Химический состав исследуемых сталей (массовая доля)

Марка стали	Способ анализа		C	W	Mo	V	Cr	Nb	Ti	Fe
РЗАМЗФ2Б1Т (состав №1)	Хим. анализ		1,18	3,05	2,82	1,96	4,10	1,26	0,24	Ост.
	Тв.р-р данные микро- анализа	Отжиг	-	2,26	1,48	1,08	2,64	0,09	0	90,08
		Закалка	-	2,05	1,43	1,09	2,53	0,06	0	90,62
		Отпуск	-	2,31	1,42	1,12	2,54	0,12	0	89,63
РЗАМЗФ2Б1Т1 (состав №2)	Хим. анализ		1,41	3,05	2,82	1,94	4,05	1,28	1,55	Ост.
	Тв.р-р данные микро- анализа	Отжиг	-	2,81	1,62	1,38	1,35	0,08	0,03	90,21
		Закалка	-	2,61	1,66	1,10	1,27	0,08	0,02	90,17
		Отпуск	-	2,61	1,82	1,18	1,59	0,06	0,04	90,71

Рентгеноспектральный микроанализ был выполнен на растровом электронном микроскопе РЭМ-106И при следующих условиях: ускоряющее напряжение 20 кВ, ток зонда 20нА.

Исследование состава карбидов проводили по точкам, регистрируя интенсивность характеристического излучения K_{α} - линий титана, ванадия, хрома, железа и L_{α} линий ниобия, молибдена, вольфрама, предварительно выбрав карбиды по изображению их в тоне поглощенных электронов. В качестве эталонов использовали чистые элементы. Так как углерод не измерялся, то он просчитывался как дополнение до 100% суммы k – относительных интенсивностей измеряемых элементов. Окончательный состав карбидов устанавливали нормировкой концентраций измеряемых элементов на предполагаемый тип карбида.

Поскольку в карбидах находятся тяжелые элементы, то погрешность при их определении не превышала $\pm 0,01$ % (масс.)

Результаты исследования и их обсуждение

По данным рентгеноспектрального микроанализа химический состав матрицы (см. табл. 1) изменялся в зависимости от прохождения этапов термической обработки экспериментальных сталей. Так при закалке стали РЗАМЗФ2Б1Т (*состав №1*), в матрице уменьшается содержание W, V, Cr, Nb, а после отпуска их количество увеличивается. Содержание молибдена снижается с этапами термической обработки.

Для стали РЗАМЗФ2Б1Т1 (*состав №2*) происходит снижение содержания W, V, Cr, Mo после закалки и некоторое повышение их после отпуска. Ниобий и титан, после полного цикла термической обработки, значительно снижают свое присутствие в твердом растворе.

Такое поведение карбидообразующих элементов, по-видимому, связано с выделением специальных карбидов при проведении соответствующих стадий термической обработки.

Как известно [6], в литой стали типа РЗАМЗФ2 кристаллизуются карбиды типа M_6C , MC и M_2C которые могут образовывать эвтектические колонии. Такая структура определяется концентрацией ванадия и суммарным содержанием вольфрама и молибдена, то есть, количеством карбидообразующих элементов и их соотношением. После проведения термической обработки, как правило, карбид M_2C распадается на M_6C и MC.

Дополнительное легирование ниобием (*состав №1*) не приводит к изменению типа карбидов в литом состоянии (табл.2). Однако в структуре отсутствуют карбиды типа M_6C , которые заменены вновь появившимися карбидами на основе титана и ниобия. Также карбид типа VC стал дополнительно легированным титаном и ниобием.

Введение титана (*состав №2*) вызывает увеличение его количества в карбидах MC, а так же долегирование карбидов в которых наблюдалось его отсутствие. Дополнительное легирование Ti приводит к зарождению карбида типа M_6C и исчезновению M_2C и MC (NbC). Зафиксированные

эвтектические карбиды M_6C , формированию которых, как следует предположить, способствует комплексное легирование титаном и ниобием, что также приводит к появлению сложнолегированного титано-ниобиевого карбида MC $((TiNb)C)$. Таким образом, повышение легирования стали имеет следствие к увеличению элементов в карбидах, а значит и к возможности увеличения свойств стали.

После прохождения полного цикла термической обработки природа карбидной фазы изменяется. Так, в стали *состава №1*, растворяются карбиды M_2C и образуются карбиды типа M_6C , однако при этом первичные карбиды типа MC остаются неизменными. Такое поведение фазового состава есть закономерным и прогнозируемым.

Таблица 2 Структурный состав эвтектических карбидов в литой и термически обработанной (закалка + трехкратный отпуск) быстрорежущей стали

Предполагаемый тип карбида	Расчетная формула карбида	
	РЗАМЗФ2Б1Т (<i>состав №1</i>)	РЗАМЗФ2Б1Т1 (<i>состав №2</i>)
Литое состояние		
M_2C	$(V_{0,18} Cr_{0,184} Fe_{0,153} Nb_{0,013} Mo_{0,336} W_{0,134})_2C$	$(V_{0,207} Cr_{0,178} Fe_{0,149} Nb_{0,011} Mo_{0,321} W_{0,134})_2C$
M_2C	$(V_{0,159} Cr_{0,269} Fe_{0,164} Nb_{0,014} Mo_{0,267} W_{0,128})_2C$	-
M_6C	-	$(V_{0,12} Cr_{0,061} Fe_{0,522} Nb_{0,007} Mo_{0,202} W_{0,09})_6C$
$MC (TiC)$	$(Ti_{0,77} V_{0,12} Cr_{0,01} Fe_{0,04} Nb_{0,05} Mo_{0,002} W_{0,0007})C$	$(Ti_{0,909} V_{0,006} Fe_{0,067} Nb_{0,007} Mo_{0,004} W_{0,007})C$
$MC (VC)$	$(V_{0,57} Cr_{0,043} Fe_{0,077} Nb_{0,155} Mo_{0,1} W_{0,054})C$	$(Ti_{0,007} V_{0,617} Cr_{0,019} Fe_{0,045} Nb_{0,083} Mo_{0,139} W_{0,09})C$
$MC (NbC)$	$(Ti_{0,008} V_{0,152} Cr_{0,008} Fe_{0,024} Nb_{0,778} Mo_{0,0197} W_{0,01})C$	-
$MC ((TiNb)C)$	-	$(Ti_{0,684} V_{0,074} Fe_{0,032} Nb_{0,192} Mo_{0,007} W_{0,01})C$
После термической обработки		
M_6C	$(V_{0,046} Cr_{0,065} Fe_{0,528} Nb_{0,007} Mo_{0,222} W_{0,13})_6C$	$(V_{0,057} Cr_{0,038} Fe_{0,515} Nb_{0,005} Mo_{0,242} W_{0,143})_6C$
$MC (TiC)$	$(Ti_{0,733} V_{0,161} Cr_{0,007} Fe_{0,018} Nb_{0,08} Mo_{0,001})C$	$(Ti_{0,885} V_{0,027} Fe_{0,016} Nb_{0,08} Mo_{0,016} W_{0,026})C$
$MC (VC)$	$(V_{0,538} Cr_{0,061} Fe_{0,079} Nb_{0,10} Mo_{0,15} W_{0,072})C$	$(Ti_{0,002} V_{0,603} Cr_{0,031} Fe_{0,054} Nb_{0,049} Mo_{0,17} W_{0,0925})C$
$MC ((VNb)C)$	-	$(Ti_{0,02} V_{0,586} Cr_{0,0203} Fe_{0,0384} Nb_{0,104} Mo_{0,147} W_{0,084})C$
$MC (NbC)$	$(Ti_{0,009} V_{0,161} Cr_{0,007} Fe_{0,028} Nb_{0,766} Mo_{0,019} W_{0,01})C$	-
$MC ((TiNb)C)$	-	$(Ti_{0,611} V_{0,066} Cr_{0,003} Fe_{0,032} Nb_{0,25} Mo_{0,018} W_{0,0195})C$

Морфология карбидов при этом есть типична, карбид TiC (рис. 1, а) имеет форму «китайских иероглифов» с развитой поверхностью.

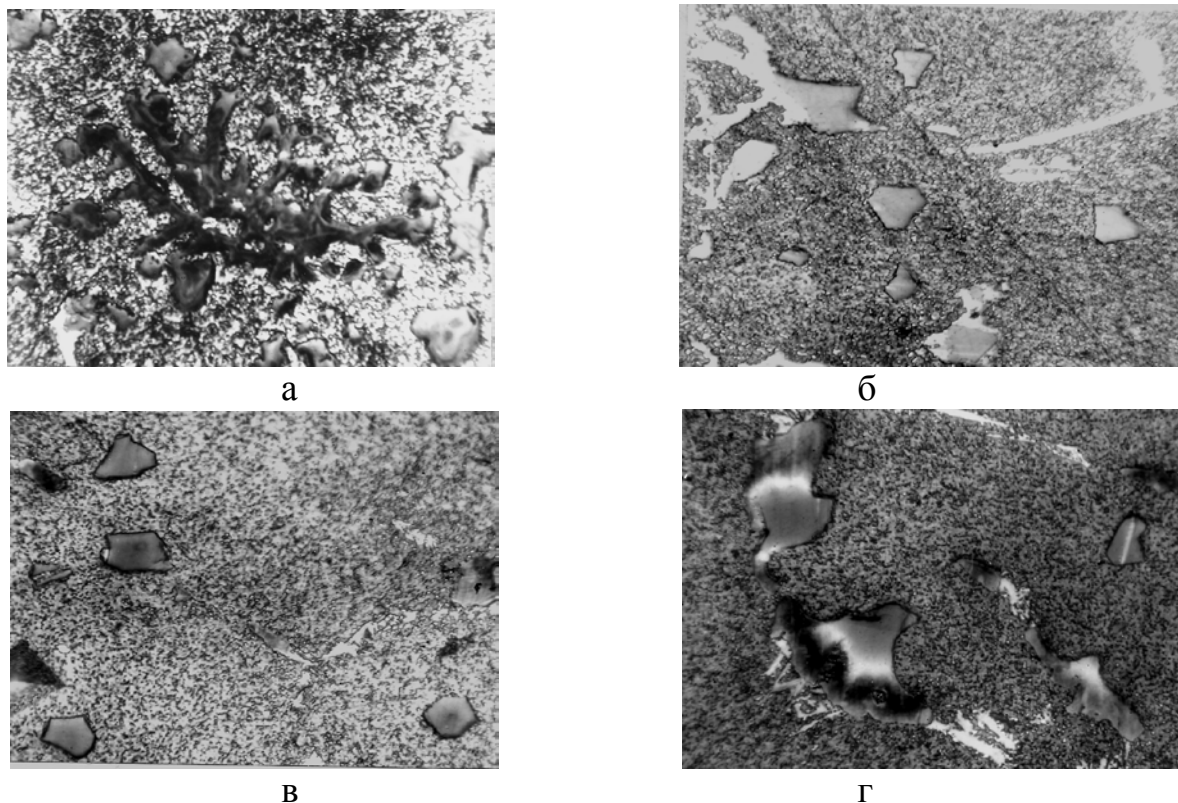


Рис. 1 Типичная морфология карбидов в экспериментальных сталях ($\times 1250$): а – карбид TiC ; б – карбид NbC ; в – карбид $(TiNb)C$; г – карбид $(VNb)C$

Карбид NbC (рис. 1, б) имеет типичную форму шестигранников, которые расположены равномерно по площади шлифа. Также наблюдается перьевые ответвления от шестигранников, которые классифицируются как карбид M_2C , такое строение объясняется условиями кристаллизации с жидко-твердого состояния.

В стали РЗАМЗФ2Б1Т1 (*состав №2*), после термической обработки, имеет место прохождение распада карбида M_2C , однако карбид типа M_6C присутствовал и в литом состоянии.

Наряду с TiC , морфология которого схожа со сталью *состава №1*, образовывается «сложный» карбид типа $(TiNb)C$ (рис. 1, в). Форма его существенно отличается от TiC , она приобретает очертания трех-, пяти-, а иногда шестигранников. Количество ниобия в нем находится на максимальном уровне с относительно большим количеством титана, что

может привести к существенному увеличению эксплуатационных свойств материала.

Однако карбид NbC отсутствует в стали **состава №2**, при этом после термообработки образовывается «сложный» карбид типа (VNb)C. Его строение есть не типичным для данного материала, оно заключается в образовании «комплексно легированного» карбида на подложке (TiNb)C (рис. 1, г).

Как видно на (рис. 1, г) от многогранника карбида (TiNb)C отходят ответвления (VNb)C, что может объясняться подобностью кристаллической решетки этих карбидов.

Сравнительные испытания стойкости инструмента, с экспериментальными сталями и классической быстрорежущей стали Р6М5, проводили при различных режимах резания на конструкционных материалах (табл. 3). Для каждой из заготовок изменяли скорость резания (V), глубину резания (S), скорость подачи (t) и частоту вращения (n).

Таблица 3 – Результаты сравнительных стойкостных испытаний (среднее значение из трех испытаний)

Обрабатываемый материал	Режим обработки	Стойкость					
		Р3АМЗФ2Б1Т		Р3АМЗФ2Б1Т1		Р6М5	
		абсол. мин	относит. %	абсол. мин	относит. %	абсол. мин	относит. %
Сталь 45	Точение: V=50 м/мин S=0,39 мм/об T=1,0 мм	9,7	133,0	20,7	284,0	7,3	100,0
	Фрезерование: V=51,5 м/мин S _z =0,15 мм/об t=0,5 мм; n=315 м/мм	28,3	78,6	34,0	94,4	36,0	100,0
ШХ15СГ	Точение: V=30 м/мин S=0,21 мм/об t=1,0 мм	13,2	107,0	15,3	124,5	12,3	100,0
	Точение: V=40 м/мин S=0,28 мм/об t=1,0 мм	11,0	73,5	14,3	95,5	15,0	100,0
	Фрезерование: V=41 м/мин S _z =0,2 мм/зуб t=0,5 мм; n=250 м/мм	17,7	90,0	19,7	100,0	19,7	100,0
12Х18Н10Т	Точение: V=25 м/мин S=0,28 мм/об t=1,0 мм	24,0	103,0	28,7	123,0	23,3	100,0
	Фрезерование: V=32,7 м/мин S _z =0,15 мм/об t=0,5 мм; n=200 м/мм	24,3	130,0	19,7	105,5	18,7	100,0

Анализ полученных результатов показал не значительный разброс в показателях. Так при работе инструмента со стали РЗАМЗФ2Б1Т (*состав №1*) только в трех случаях результаты стойкости ниже инструмента из классической стали, а при резании инструмента со стали РЗАМЗФ2Б1Т1 (*состав №2*) - в двух режимах ниже Р6М5 (однако относительная стойкость в этих случаях не ниже 94%).

Таким образом, экономнолегированную сталь РЗАМЗФ2Б1Т1, свойства которой в некоторых случаях даже превышают относительные значения стойкости, можно рекомендовать как заменитель стали Р6М5.

Выводы

Таким образом, выполненные исследования позволили реализовать следующее:

1. Установлены зависимости от соответствующих этапов термической обработки, которые приводят к изменению концентрации карбидообразующих элементов в твердом растворе сталей. Это объясняется дисперсионным твердением, сфероидизацией и коагуляцией на разных стадиях нагрева.

2. Обнаружено, что введение ниобия (*состав №1*) не приводит к изменению типа избыточных фаз, однако существующие карбиды дополнительно легируются Ti и Nb.

3. Выявлено комплексное влияние титана и ниобия (*состав №2*) на качественный состав карбидов и изменение их легирования, что приближает по эвтектической составляющей к классической стали Р6М5.

4. Анализ натуральных испытаний показал удовлетворительные результаты стойкости режущего инструмента. Наиболее приближенные значения к Р6М5 показала экспериментальная сталь РЗАМЗФ2Б1Т1, которую рекомендовано использовать как заменитель выше указанного материала.

Литература

1. Гудремон Э. Специальные стали, М: Металлургия, 1966, 849с.
2. Геллер Ю.А. Инструментальные стали, М : Металлургия, 1975, 584 с.
3. Чаус А. С. Модифицирование литых вольфрамомолибденовых быстрорежущих сталей ниобием, цирконием и титаном // Металловедение и термическая обработка металлов – М., №6, 2005. – С. 16-21.
4. Глотка А. А. Разработка и анализ структурно-фазового состояния Ni-W и Fe-W сплавов на основе тугоплавкого W-Ni-Fe лома для легирования специальных материалов в газотурбостроении [Текст] : дис. ... канд. тех. наук / А.А. Глотка. – Запорожье, 2011. - 166 с. – Библиогр. : с. 142-166.
5. Колобов Г.А., Панов В.С. Новые технологии переработки отходов вольфрама и твердых сплавов // Металлургия. Научные труды Запорожской государственной инженерной академии – Запорожье, ЗГИА, 2013. - №1, С.64-72.

6. Мошкевич Л.Д., Закономерности формирования эвтектических карбидов в быстрорежущих сталях / Л.Д. Мошкевич, С.И. Тишаев, Н.Е. Евлампиева, А.Н. Курасов // Сталь – М.: 1982.- №10, С. 62-67.

УДК 669.714

ОСОБЛИВОСТІ ВИПЛАВКИ СПЛАВІВ ІЗ ВАНАДІЄВОГО КОНЦЕНТРАТУ В ДУГОВІЙ ПЕЧІ

М. В. Горбачова*

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Розглянуті особливості процесу відновлення ванадію з ванадієвого концентрату за допомогою кремнію та алюмінію. Показано, що при відновленні ванадію кремнієм ступінь відновлення становить 90,8 %, а алюмінієм – 97,8 %

Рассмотрены особенности процесса восстановления ванадия из ванадиевого концентрата при помощи кремния и алюминия. Показано, что при восстановлении ванадия кремнием степень восстановления составляет 90,8 %, а алюминием – 97,8 %

Reviewed by renovation process of vanadium from vanadium concentrate with the help of silicon and aluminium have investigated. It was shown, that under vanadium renovation by silicon renovation extent is 90,8 % and by aluminium is 97,8 %, respectively

Вступ

Одним із широко застосовуваних легуючих елементів в металургії є ванадій з практично необмеженою сферою застосування в сталях і сплавах найрізноманітніших класів і призначень. Так, наприклад, при введенні ванадію (0,1 %) в сталь ефективність її зміцнення в кілька разів вище, ніж при легуванні тією ж кількістю марганцю, хрому або нікелю [1]. На практиці при виплавці чавуну і сталі зазвичай використовується ферованадій з різним вмістом ванадію. Ферованадій, як правило, виробляють з ванадієвмісної сировини алюмо–, силіко– і карботермічними способами.

* стаття написана під керівництвом:

д.т.н., професора В. С. Богушевського, НТУУ «КПІ»

д.т.н., професора В. Н. Костякова, ФТІМС НАН України

Найбільш широке застосування отримала алюмотермічна плавка, при якій виділяється досить велика кількість тепла, що перевищує тепловміст рідких продуктів реакції.

Для нормального протікання процесу отримання ванадій–алюмінієвої лігатури в процесі плавки вводять в шихту баластні добавки, наприклад, вапно.

За аналогією з взаємодією заліза і хрому високотемпературне відновлення оксиду ванадію алюмінієм протікає в дифузійній області, і, отже, повільною стадією виявляється дифузія в шлаковій фазі.

При силікотермічному відновленні оксиду ванадію тепла, що виділяється недостатньо для здійснення позапічної плавки. Тому ферованадій силікотермічним способом можна одержувати тільки пічним способом – в електропечах з дуговим або плазмовим нагрівом.

Слід зазначити, що нижчі оксиди ванадію можуть вступати в реакцію з кремнеземом, утворюючи силікати ванадію, подальше відновлення ванадію з яких стає важчим. Це вимагає проведення процесу відновлення ванадію в присутності оксиду кальцію, який зв'язує кремнезем і перешкоджає утворенню силікатів ванадію [2]. Слід зазначити, що в Україні відсутня сировинна база для виробництва ферованадію, що викликає необхідність використання вторинних матеріалів і напівпродуктів, що містять такі зміцнюючі елементи, як ванадій, і утворюються в суміжних галузях промисловості.

Постановка задач дослідження

Дослідити вплив виду відновника, його витрати та параметри плавки ванадієвого концентрату на ступінь вилучення ванадію.

Методика проведення експериментів

Дослідні плавки проводилися в дуговій печі постійного струму з графітовим тиглем. В якості шихти використовували базовий чавун з вмістом: 3,25 % C; 4,82 % Si; 0,54 % Mn; 0,08 % Cu; 0,06 % Ti; 0,25 % Cr; 0,01 % Ni; 0,27 % P; 0,02 % S; Fe – залишок і ванадієвий концентрат складу 4,88 % Fe₂O₃; 26,60 % SiO₂; 0,13 % MnO; 0,04 % Al₂O₃; 0,12 % CaO; 63,7 % V₂O₅; 1,22 % K₂O; 0,03 % Cr₂O₃; 1,03 TiO₂; 0,01 % CuO; 0,08 % P; 0,05 % S; феросиліцій, алюмінієву стружку і вапняк.

Перед кожною плавкою проводилася підготовка шихти, що включала вагове дозування компонентів шихти й їх перемішування з подальшим огрудуванням і сушінням грудок в печі при температурі 280 – 300 °С. В одних плавках огрудована суміш складалася з ванадієвого концентрату і порошкоподібного феросиліцію ФС65 (фракція до 1 мм), в інших вона включала також вапняк.

На початку кожної плавки в тигель печі завантажували базовий чавун, розплавляли і перегрівали рідкий метал до температури 1400 – 1450 °С, після чого проводилося періодичне довантаження шихти й її розплавлення.

При плавці неогрудкованої шихти на початку завантажували ванадієвий концентрат, а після його розплавлення феросиліцій або алюмінієву стружку в суміші з вапняком.

При плавці огрудкованої суміші (ванадієвий концентрат і відновник) вапняк завантажувався в піч одночасно з шихтою. У деяких плавках виконувалося додаткове розкислення шлаку феросиліцієм, що вводиться в піч разом з вапняком. Після виконання всіх технологічних операцій здійснювався перегрів розплаву. Потім піч відключали і зливали розплав в нагріту графітову виливницю. Після оброблення продуктів плавки зважували метал і шлак, і відбирали проби для визначення їх хімічного складу.

Результати досліджень

Матеріальні баланси проведених плавок, контрольовані в процесі плавки електричні параметри дуги, а також загальна тривалість плавки та її окремих періодів дозволили оцінити вплив виду відновника і технологічних параметрів плавки на ступінь відновлення ванадію. У таблиці 1 наведені технологічні параметри дослідних плавок.

Таблиця 1 Технологічні параметри дослідних плавок

Параметр	Номери плавок			
	1	2	3	4
1	2	3	4	5
Витрати шихтових матеріалів, кг:				
- чавун	4,91	4,775	5,04	4,82
- ванадієвий концентрат	5,0	5,0	5,0	5,0
- феросиліцій ФС65 (з шихтою)	2,9	2,3	2,3	–
- алюмінієвий порошок (з шихтою)	–	–	–	2,5
- вапно (з шихтою)	6,0	4,0	2,9	2,5
- цемент	–	1,1	1,8	–
- феросиліцій ФС65 (розкислення шлаку)	–	0,6	0,6	–
- вапно з розкислювачем шлаку – феросиліцієм	–	0,8	0,8	–
Кількість виплавленого металу, кг	7,69	6,65	6,94	7,015
Кількість утвореного шлаку, кг	7,32	8,53	8,035	6,31
Тривалість періодів плавки, хв.:				
- період розплавлення чавуна	7	7	8	8
- відновлювальний період	32	20	20	8

Продовження таблиці 1

1	2	3	4	5
- період розкислення шлаку	–	2	5	–
- період витримки	5	5	5	5
Загальна тривалість плавки, хв.	44	37	38	21
Витрата електроенергії, кВт·год.:				
- період розплавлення чавуна	5,0	3,8	4,5	3,5
- відновлювальний період	24,5	19,4	18,2	3,2
- період розкислення шлаку	–	2,2	2,8	–
- період витримки	5,2	3,4	2,9	2,5
- загальна	34,7	28,8	28,4	9,2
Величина потужності, що підводиться до електроду в відновлювальний період плавки, кВт	45,6	58,2	54,6	24,0
Питома витрата електроенергії, кВт·год./кг	4,5	4,33	4,09	1,22

З цих даних видно, що вид відновника значно впливає на енергетичні параметри процесу. Так, при силікотермічному відновленні (плавки № 1 – 3) основні енерговитрати припадають на відновний період (65–70 % від загальної витрати електроенергії на плавку), а величина питомих енерговитрат становить 4,1 – 4,5 кВт · год./кг. Застосування як відновника алюмінію призводить до значного зниження енерговитрат у відновний період (35 % від загальної витрати електроенергії на плавку) і зниження питомих енерговитрат, складає 1,22 кВт · год./кг (плавка № 4). Пояснюється це значною різницею питомої теплоти алюмотермічного і силікотермічного відновлення. Аналіз наведених даних показує також, що в процесі силікотермічного відновлення величина підведеної до печі потужності робить помітний вплив на величину енерговитрат у відновний період плавки і на його тривалість. Так, при практично однакових витратах шихтових матеріалів і однакових сумарних кількостях продуктів плавки (плавки № 1 – 3), збільшення потужності, що підводиться до електроду, з 45,6 кВт (плавка № 1) до 58,2 і 54,6 кВт (плавки № 2 і 3) знижує величину енерговитрат у відновний період на 21 – 25 %, а його тривалість – на 37 %.

У таблицях 2 і 3 наведені усереднені результати хімічного аналізу виплавленого металу і шлаку.

Таблиця 2 Хімічний склад виплавленого металу

№ плавки	Масова частка елемента, %										
	C	Si	Mn	Fe	V	Ti	Cu	Al	Cr	P	S
1	1,12	10,63	0,11	68,3	18,42	0,11	0,56	0,19	0,46	0,019	0,0115
2	1,58	5,58	0,07	73,28	22,24	0,02	0,3	0,62	0,56	0,016	0,014
3	1,29	6,5	0,08	70,27	21,25	0,11	0,14	0,05	0,04	0,008	0,0047
4	0,87	8,03	0,12	67,06	23,46	0,18	0,05	0,07	0,15	0,01	0,007

Таблиця 3 Хімічний склад шлаку

№ плавки	Масова частка оксиду елемента, фосфора, сірки, %											
	FeO	Cr ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	TiO ₂	CuO	V ₂ O ₅	Al ₂ O ₃	CaO	MgO	P	S
1	0,46	0,07	45,0	0,11	0,42	0,01	3,61	1,59	47,87	0,41	0,08	0,048
2	0,05	0,17	47,92	0,23	0,7	0,03	8,47	1,32	39,42	0,29	0,063	0,066
3	0,06	0,18	45,56	0,06	0,54	0,02	7,22	1,47	40,57	0,15	0,072	0,045
4	0,24	0,36	2,38	0,11	0,084	0,01	1,06	73,75	21,18	0,25	0,063	0,066

Аналіз даних таблиці 2 показує, що більш високий вміст ванадію в металі спостерігається при використанні як відновлювача алюмінію (плавка № 4). Виплавлений метал являє собою сплав з вмістом ванадію від 17,7 до 23,46 % , отриманий при співвідношенні чавуну і ванадієвого концентрату в шихті 1 : 1. Матеріальний баланс дослідних плавок показав, що в метал переходить від 78,5 до 97,8 % ванадію (таблиця 4).

Таблиця 4 Матеріальний баланс ванадію в дослідних плавках

Статті балансу	Номер плавки			
	1	2	3	4
Розподілення в металі, %	90,8	78,5	82,6	97,8
Розподілення в шлаку, %	9,2	21,5	17,4	2,2
Всього	100,0	100,0	100,0	100,0

Спосіб введення вапняку в піч при плавці огрудкованої суміші ванадієвого концентрату з феросиліцієм практично не впливає на ступінь відновлення ванадію (плавки № 2, 3). При цьому вид відновника робить помітний вплив на розподіл ванадію в металі й шлаку. Так, при розплавленні неогрудкованого ванадієвого концентрату в шлак переходить від 2,2 до 9,2% ванадію, що відповідає коефіцієнту розподілу його в шлаку і металі 0,02 і 0,10 відповідно. Спостерігається досить високий вміст ванадію у шлаку при переплаві огрудкованої суміші, що говорить про неповне протіканні реакції

відновлення ванадію кремнієм внаслідок особливостей протікання фізико-хімічних процесів в грудці [3].

Висновки

Виконані дослідження дозволили встановити залежність ступеня відновлення ванадію з ванадієвого концентрату від виду і витрати відновника і технологічних параметрів плавки, і встановили, що більш високий вміст ванадію в металі спостерігається при використанні в якості відновлювача алюмінію.

Література

1. Филипенков, А.А. Отливки из ванадийсодержащих сталей [Текст] / Филипенков, А.А. – М: Машиностроение, 1982 . – 125 с.
2. Лякишев, Н.П. Ванадий в горной металлургии [Текст] / Н.П. Лякишев, Н.П. Слотвинский, Ю.Л. Пленер, С.И. Ланко. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
3. Костяков, В.Н. Технология выплавки сплавов из ванадиевого концентрата в дуговой печи постоянного тока [Текст] / В.Н. Костяков, Е.Б. Полетаев, Г.М. Григоренко и др. // Процессы литья. – 2008. – № 5. – С. 29 – 33.

УДК 621.785:535.211:669.15-194:669.017

ФОРМИРОВАНИЕ ЗОН КОНТАКТНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В СТАЛЬНОЙ МАТРИЦЕ ВБЛИЗИ ВКЛЮЧЕНИЙ ПРИ ЛАЗЕРНОМ ВОЗДЕЙСТВИИ

С. И. Губенко

Национальная металлургическая академия Украины

Досліджені особливості насичення сталюї матриці елементами неметалевих включень при різних режимах лазерної дії. Показана роль цього процесу у формуванні локальної структури матриці поблизу включень в низько- і середньовуглецевих сталях

Исследованы особенности насыщения стальной матрицы элементами неметаллических включений при разных режимах лазерного воздействия. Показана роль этого процесса в формировании локальной структуры матрицы вблизи неметаллических включений в низко- и среднеуглеродистых сталях

Peculiarities of steel matrix seturation by elements of non-metallic inclusions during different regimes of laser action were investigated. It was shown the role of that process in formation of local structure of steel matrix near non-metallic inclusions in low- and madium-carbon steels

Введение

Ранее проведенными исследованиями было установлено, что в процессе лазерной обработки сталей происходит оплавление тугоплавких и расплавление легкоплавких неметаллических включений, а также обогащение окружающей матрицы элементами, входящими в состав включений [1-4]. Однако эти явления нуждаются в дальнейших исследованиях. Целью данной работы было изучение особенностей зоны насыщения стальной матрицы элементами включений при разных режимах лазерного воздействия.

Материалы и методики

Образцы сталей 60Г, рельсовой НБ-57, 08кп, 08Т, 08Ю, электротехнической Э3 с предварительно полированной поверхностью подвергали лазерному облучению на установке ГОС-30М при энергии импульса 10, 18, 25 и 30 J. Скорость нагрева составляла 10^5 °C/s, время

воздействия импульса – $(1,0, 2,5, 3,6, 4,2 \text{ и } 6,0) \cdot 10^{-3} \text{ s}$, скорость охлаждения - $10^6 \text{ }^\circ\text{C/s}$. Идентификацию включений производили металлографическим, микрорентгеноспектральным и петрографическим методами [1].

Результаты исследований и их обсуждение

В процессе лазерного воздействия между включением и стальной матрицей происходит скоростной обмен атомами через границу раздела в условиях аномально высокой подвижности атомов, не отвечающей условиям классической диффузии (аномальный массоперенос). Движущей силой обмена атомами через границу является перепад химических потенциалов элементов, содержащихся во включении и окружающей матрице. Коэффициенты диффузии атомов вблизи температур плавления сталей в случае лазерного облучения превышают равновесную величину на порядок и более [1]. Следует отметить возможность ионизации атомов компонентов стали и включений под действием облучения, что также влияет на скорость массопереноса. Процессы массопереноса, протекающие при лазерном воздействии, облегчаются движением дефектов кристаллического строения, возникающих при тепловом ударе, плавлением и конвективным массопереносом, электронным и электромагнитным взаимодействием включений и матрицы, образованием в поверхностных участках включений зон с повышенной плотностью дислокаций. В соответствии с принципами неравновесной термодинамики при лазерном воздействии система взаимодействующих объектов «включение - межфазная граница – матрица» претерпевает стадию движения через межфазную границу квазичастиц – фононов, а затем – атомов компонентов включения и (или) матрицы. В неравновесных условиях лазерного воздействия направленный массоперенос элементов через границы включение-матрица является комплексной величиной, зависящей от уровня и неоднородности достигаемых температур, напряжений, химических потенциалов элементов и других факторов.

Анализ участков стальной матрицы, прилегающих к включению, показал, что их структура неоднородна. Возможны несколько вариантов их строения, выявленного тепловым травлением в процессе лазерного воздействия. Это может быть одна зона (рис.1а-в), либо две (рис..1г,д) или три (рис. 1 е); при этом в неметаллическом включении может вовсе не быть приповерхностной зоны (рис. 1 а), либо она может быть одна (рис.1 б,г,е) или две (рис.1 в,д). Количество зон вблизи включений не зависело от типа и состояния включения в момент лазерного воздействия, однако зависело от режима лазерной обработки: чем выше энергия импульса и больше время воздействия, тем больше тенденция к появлению многослойных формирований. Это обусловлено активацией массопереноса

при повышении энергии лазерного импульса и увеличением возможности его реализации при росте продолжительности воздействия.

Участки матрицы, прилегающие к включению, отличаются распределением химических элементов. При наличии одной зоны в матрице вблизи включения в ней, как и в работе [1], наблюдали повышенное содержание элементов, входивших в состав включения, причем в пределах этой зоны происходило постепенное уменьшение их количества при удалении от включения. При наличии двух или трех зон в каждой из них содержание элементов уменьшалось при удалении от включения с сохранением постепенного уменьшения в пределах каждой зоны (рис. 2 а).

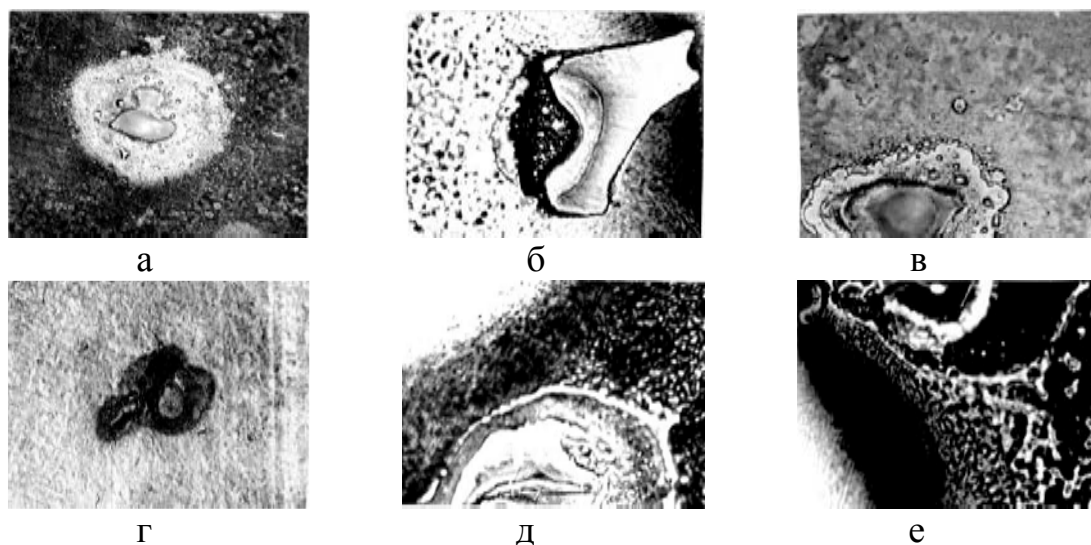


Рис. 1 Зоны взаимодействия матрицы с неметаллическими включениями при лазерном воздействии: а – Al_2O_3 , 60Г, б – $\text{FeS}-(\text{Fe},\text{Mn})\text{S}$, НБ-57, в – SiO_2 , ЭЗ; г – $(\text{Fe},\text{Mn})\text{O}$, 60Г, д,е – $\text{FeS}-(\text{Fe},\text{Mn})\text{S}$, НБ-57; а –х500, ост. -х500х6

Таким образом, при наличии нескольких зон насыщения в матрице наблюдали своеобразный каскад концентраций элементов в зонах взаимодействия матрицы и включения при удалении от включения. Соотношения концентрации компонентов в этих зонах были разными и колебались в пределах 1,2-1,8 раза, что связано, по-видимому, с неоднородным полем температур и напряжений, а также волновым характером скоростного массопереноса в условиях импульсного лазерного воздействия, представляющего собой локальный тепловой удар. Действие лазерного импульса подобно взрыву, при этом происходит волновая релаксация напряжений. Можно предположить, что волны релаксации напряжений сопровождают и даже активируют массоперенос: первая

волна – самая дальняя; вторая – короче по расстоянию действия от включения и накладывается на зону действия первой волны; третья – соответственно еще короче и накладывается на зоны действия первых двух волн. Следует отметить еще один тип распределения элементов включения в прилегающих участках матрицы. При коллективном массопереносе, связанном с растворением в матрице нанозерен включения [1], наблюдали не каскадное, а «пятнистое» распределение элементов включения в прилегающих участках матрицы (рис. 2 б).

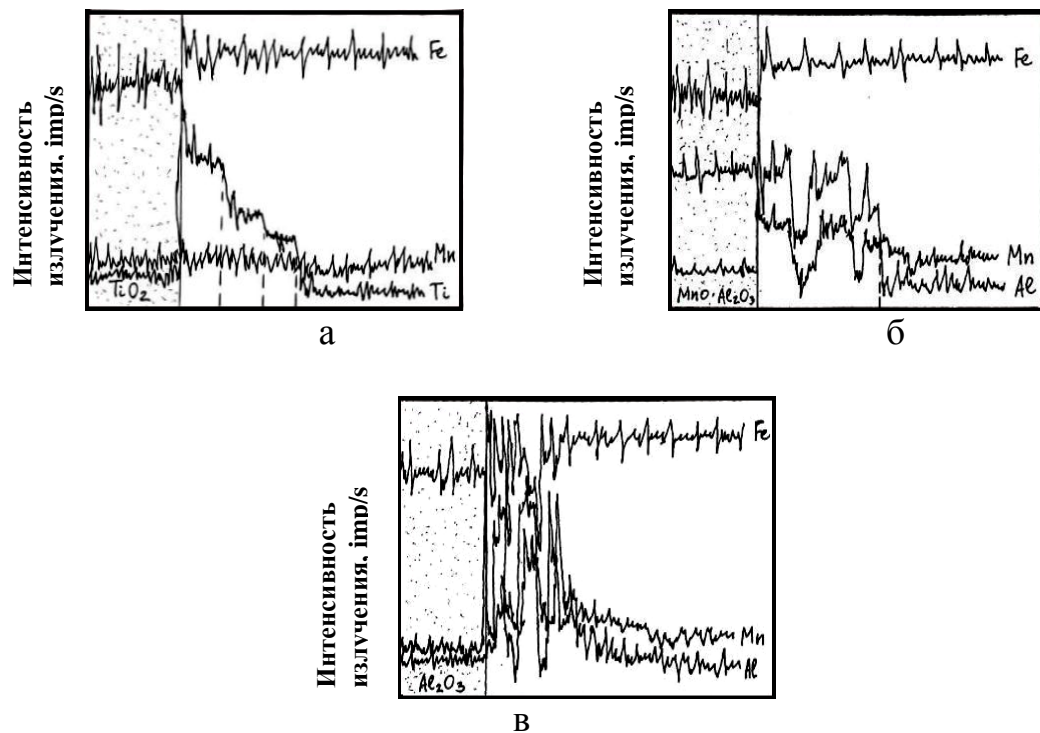


Рис.2 Распределение элементов в зонах стальной матрицы после лазерного воздействия в сталях 08Т (а), 08Ю (б) и 60Г (в)

Результаты изучения распределения нанотвердости матрицы показали, что вблизи включений (первая зона) ее величина значительно превышает среднее значение вдали от включений (табл. 1). Эта величина зависит от состава и структуры стали, определяющих степень ее упрочнения в процессе лазерного облучения и закалки. В этой зоне значения H_m^s в 1,45 – 1,8 раз выше, чем в матрице вдали от включения, что близко к результатам (коэффициент K_B), полученным в работах [1- 4]. Во второй и третьей зонах значения нанотвердости матрицы ниже, чем в первой зоне, но превышают величины H_m вдали от включений соответственно в 1,25 – 1,64 и 1,1 – 1,3 раза. Таким образом, наблюдается

своеобразный каскад значений нанотвердости матрицы при удалении от включения.

Величина нанотвердости матрицы во всех зонах вблизи включения и значение коэффициента K_B зависят от состояния включения и матрицы в момент облучения. Значения H_m и K_B во всех зонах максимальны при оплавлении всех видов включений и матрицы, уменьшаются в случаях оплавления матрицы у твердых включений и минимальны в случаях твердого состояния включений и матрицы. Это связано с тем, что максимально элементами включений насыщается жидкая матрица при оплавлении или полном расплавлении включений. В случаях оплавления включений оксидов, силикатов, сульфидов в момент лазерного воздействия микротвердость матрицы вблизи включений выше, чем вблизи твердых включений, а значения коэффициентов K_B во всех зонах возрастают. Увеличению значений H_m^B и K_B во всех зонах способствует насыщение матрицы элементами включений и их фиксирование в твердом растворе. Степень насыщения матрицы вблизи включений во второй и третьей зонах в среднем меньше, чем непосредственно вблизи поверхности включения (в первой зоне), о чем свидетельствует и различие значений нанотвердости стальной матрицы и коэффициентов K_B .

Таблица 1 Значения нанотвердости матрицы вблизи включений (H_m^B) и вдали от них (H_m) при энергии импульса 25 Дж и времени воздействия $3,6 \cdot 10^{-3}$ с

Включение, сталь	Состояние включения при облучении*	Состояние матрицы при облучении*	H_m x 10, МПа	H_m^B x 10, МПа в зонах		
				1	2	3
Al_2O_3 , $MgO \cdot Al_2O_3$, 60Г	опл	ж	620	1100 1085	- 942	- 744
SiO_2 , 60Г	т	ж т	620	1080 960	858 -	- -
$MnO \cdot SiO_2$ $2MnO \cdot SiO_2$, НБ-57	ж	ж	748	1130 1260	1050 950	- 810
TiN, TiCN, 08Т	т, опл	ж	280	502	380	-
Al_2O_3 , $MnO \cdot Al_2O_3$, 08Ю	т/опл	т ж	286	450 520	385 450	340 -
FeO, FeO-MnO, 08кп	ж/опл	ж т	260	460 415	320 -	- -
FeS-(Fe,Mn)S FeO-(Fe,Mn)S, НБ-57	ж	ж т	748	1220 1120	1100 -	840 -

Примечание: т – твердое; ж – жидкое; опл. – оплавление.

Зависимость нанотвердости первой (или единственной) зоны матрицы, прилегающей к включению, для всех используемых длительностей импульса имеет немонотонную зависимость (табл. 2), что свидетельствует о существовании определенного интервала значений энергии, в котором наблюдается максимальное упрочнение локальных слоев матрицы.

Таблица 2 Влияние энергии лазерного излучения на микротвердость матрицы вблизи включения $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ в стали 60Г

$\tau_{\text{имп}}, \cdot 10^{-3}, \text{ s}$	$W_{\text{имп}}, \text{ J}$			
	10	18	25	30
1,0	820	1170	1060	910
3,6	850	1140	1100	950

Главным фактором упрочнения прилегающих к включениям участков матрицы является ее микролегирование от внутренних источников, которыми выступают неметаллические включения. Создание каскада зон насыщения матрицы вблизи включений путем формирования локальных ликвационных зон – это формирование своеобразных слоистых композитов вблизи неметаллических включений. Следует отметить, что структура этих зон может быть однофазной (пересыщенные твердые растворы, см. рис. 2 а), но часто в зонах наблюдаются дисперсные микрофазы и нанофазы - «сателлитные» частицы (рис. 1 а-в,д и рис. 3). Как правило, химический состав этих частиц связан с исходным включением, но несколько отличается от него благодаря участию в их формировании компонентов матрицы (рис. 2 в). Например, вблизи включения Al_2O_3 в сталях 08Ю и 60Г наблюдали “сателлитные” частицы $\text{MnO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, $(\text{Fe}, \text{MnO}) \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$, в стали 60Г вблизи включений $(\text{Mn}, \text{Fe})\text{S}$, FeO-MnO и SiO_2 – соответственно FeO-(Fe, Mn)S ; MnO , $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$; $\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $2\text{MnO} \cdot \text{SiO}_2$, $\text{FeO} \cdot \text{SiO}_2$.

Процесс образования “сателлитных” включений представляется следующим образом. При плавлении матрицы и включений (или оплавлении последних) в момент лазерного воздействия вследствие аномального массопереноса в матрице создаются области, обогащенные компонентами включений или содержащие комплексы (кластеры) бывших нанозерен неметаллических включений. Формируются локальные участки типа металлических эмульсионных расплавов, которые при резком охлаждении как бы “замораживаются” и кластеры бывших нанозерен исходного включения кристаллизуются в “сателлитные” частицы. Либо процесс образования “сателлитных” включений может быть связан с уменьшением растворимости элементов, перешедших из включения, в зонах обогащения жидкой и твердой матрицы при резком охлаждении. В

результате вблизи исходного включения в матрице возникает композитная прослойка с дисперсными частицами

Интересно отметить, что эти частицы могут присутствовать как непосредственно вблизи включения, так и на некотором удалении от него (во второй или третьей зоне насыщения матрицы). По-видимому, это связано как с локальной неоднородностью зон насыщения матрицы, так и с неравномерным распределением дислокаций и вакансий в матрице вблизи включений. Известно влияние дефектов кристаллического строения на формирование атмосфер примесей, а также снижение критических размеров зародышей новых фаз при дислокационном механизме их зарождения.



Рис. 3 «Сателлитные» частицы вблизи исходных включений после лазерного воздействия: а - Al_2O_3 , 08Ю, б - $(\text{Mn,Fe})\text{S}$, 08кп; $\times 500\times$

Что касается распределения дефектов в матрице вблизи включений, то в равновесных условиях их количество максимально вблизи межфазной границы и снижается при удалении от включения [1], поэтому появление «сателлитных» частиц более логично в первой зоне ближе к границе включение-матрица (см. рис. 1 а-в). Однако, в гипернеравновесных условиях лазерного воздействия, когда происходит волновая релаксация напряжений сдвигово-поворотного типа, а также скоростная рекристаллизация вблизи включений [1], плотность дефектов кристаллического строения может не соответствовать этим закономерностям и вблизи включений (в первой зоне) их количество может быть меньше, чем на некотором расстоянии (во второй или третьей зоне). Этим и объясняется появление «сателлитных» частиц на некотором удалении от границы включение-матрица в первой зоне (рис. 3 б). Появление «сателлитных» частиц способствует созданию дисперсных композитных слоев, либо при наличии в матрице нескольких зон насыщения – комбинированных слоисто-дисперсных участков вблизи включений. Причем, варьирование режима лазерного воздействия позволит регулировать эти композитные системы.

Насыщение прилегающих участков матрицы компонентами включений несомненно оказывает влияние на кинетику мартенситного превращения в этих зонах при лазерной закалке. Например, было зафиксировано образование бейнитной структуры вблизи включений в стали 60Г при общей мартенситной структуре матрицы вдали от включений.

Выводы

Особенности формирования зон контактного взаимодействия в стальной матрице в условиях аномального массопереноса от внутренних источников (неметаллических включений) при лазерном воздействии связаны с возникновением ликвационных упрочненных зон, представляющих собой композиционные слои различного типа: слоистые с каскадным и «пятнистым» распределением элементов и микротвердости, дисперсные с разным типом упрочняющих фаз, а также зоны, имеющие комбинированную структуру. Наличие каскадных зон свидетельствует о волновой природе насыщения матрицы элементами включения.

Литература

1. Губенко С.И., Парусов В.В., Деревянченко И.В. Неметаллические включения в стали. – Днепропетровск: АРТ-ПРЕСС, 2005. – 536с.
2. Губенко С.И. Поведение неметаллических включений при лазерной обработке. – Киев: Общество «Знание» УССР, 1987. - 18 с.
3. Губенко С.И. Структурные эффекты вблизи неметаллических включений при лазерной обработке сталей. - Физико-химическая механика материалов. – 1999. - № 6. - с.57-66.
4. Губенко С.И. Трансформация неметаллических включений стали. – Москва: Металлургия, 1991. - 224 с.

УДК 669.14.017

ШЛЯХИ УДОСКОНАЛЕННЯ СТРУКТУРИ СТАЛІ 08X18H10T ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ГАРЯЧЕДЕФОРМОВАНИХ ТРУБ

С. І. Губенко, В. М. Беспалько¹, А. Є. Балєв²

¹ *Національна металургійна академія України*

² *«СЕНТРАВИС ПРОДАКШН ЮКРЕЙН»*

У роботі досліджували вплив температурно-деформаційних параметрів гарячої деформації на закономірності структуроутворення в гарячекатаних трубах зі сталі 08X18H10T. Проаналізовано вплив режимів термічної обробки на кінцеву структуру сталі

В настоящей работе изучали влияние температурно-деформационных параметров горячей деформации на закономерности структурообразования в горячекатаных трубах из стали 08X18H10T. Проанализировано влияние режимов термической обработки на конечную структуру стали

In the work studied influencing temperature-deformation parameters on conformity to law of structure forming in hot deformed pipes from austenitic steel of TP 321 (X6CrNiTi 18-10). The analysed influence mode thermal processing on final structure by steels

Вступ

Виробництво гарячекатаних труб на автоматичній установці 350 в умовах ЗАТ "НТК" здійснювалась на двох прошивних, автоматичному, розкатному і калібрувальному станах. Визначено, що труби з підвищеним браком по мікроструктурі виготовляли у дві або у три прошивки, сумарна деформація при прошивках для всіх розмірів труб складає 40-50 %. У випадку трьох прошивок гільзи розміром 224×45 мм піддають проміжному нагріву в кільцевій печі, а потім проводять другу і третю прошивки, які здійснюються відповідно на першому і другому прошивних станах. Величина витяжки при другій та третій прошивках для зазначених товстостінних труб невелика, але при кожній прошивці є значне збільшення по діаметру і стоншення по стінці, що, безумовно, впливає на формування мікроструктури сталі. При прокатці на автоматичному і, особливо, розкатному і калібрувальних станах, ступінь деформації невелика і не має значного впливу на структурні перетворення в сталі.

Проведенні дослідження [1-3] показали, що на формування крупнозернистої структури аустеніту або ділянок "нерекристалізованої" структури в трубах великих розмірів може вплинути ряд чинників: вихідна структура заготовки або гільзи, висока температура і невелика ступінь деформації при прошивці або прокатці в автоматичному стані, температура і тривалість нагрівання гільз в кільцевій печі і інші. Тому для отримання регламентованої структури аустеніту в гарячекатаних трубах зі сталі 08X18H10T треба враховувати вплив кожного з основних технологічних параметрів та умов прошивки заготовки у гільзу на прошивних станах.

Для визначення факторів, які мають значний вплив на формування регламентованої структури в гарячекатаних трубах зі сталі 08X18H10T були проведені лабораторні дослідження, які дозволили визначити вплив кожного з основних технологічних параметрів, змодельовати умови прошивки заготовки у гільзу на прошивних станах і дослідити вплив вихідної зеренної структури трубної заготовки.

Промислове виробництво труб зі сталі 08X18H10T із застосуванням процесу косої прокатки на ЗАТ "НТК" здійснювалась на трубопрокатному агрегаті 350 за наступною технологічною схемою: нагрів заготовки в методичній (кільцевій) печі, прошивка заготовки на першому прошивному стані з бочковидними валками та потім розкочування отриманої гільзи в більш тонкостінну при другій прошивці, або охолодження гільз і потім проведення двох прошивок, прокатки труб на автоматичних, розкатних та калібрувальних станах. Гарячекатані труби виготовляються діаметром 152-325 мм з товщиною стінки 8-20 мм та більш. Основні параметри прокатки по переділах приведені в таблиці 1. Показано, що параметри деформації змінюються в широких межах і кожен з них має вплив на формування структури при гарячій деформації.

Таблиця 1 Основні параметри прокатки по переділах при виробництві труб із сталі 08X18H10T на ТПА 350

Параметри прокатки	Стан			
	Прошивний	Автоматичний	Розкатний	Калібрувальний
Температура, °C	1190±15	1050±30 1050±20	850	750
Вид деформації	Поперечно-гвинтова	Подовжня	Поперечно-гвинтова	Подовжня
Товщина стінки, мм	12-45	3,5-28	8,5-28	8,5-28

Матеріал і методика дослідження

У зв'язку з тим, що основною операцією при виробництві безшовних труб, що визначає їх якість, є прошивка заготовок на станах косої прокатки, досліджували вплив параметрів та схеми гарячої деформації на формування структури гільз із сталі 08X18H10T при моделюванні їх в лабораторних умовах.

Прокатку зразків проводили на лабораторному прошивному стані конструкції ЦКВММ-78 з бочковидними валками, який має наступні технічні характеристики: діаметр валків – 280 мм; кут вхідного і вихідного конусу валків – $3^{\circ}30'$; кут подачі – $0-12^{\circ}$; число обертів валків – 30-120 об/хв. Перед прокаткою зразки нагрівали до заданої температури в печі з силітовими нагрівачами.

Лабораторні дослідження здійснювали в два етапи. На першому етапі, досліджували вплив основних деформаційних параметрів прокатки (коефіцієнта витягу та ступеню деформації), а також тривалості нагріву зразків. На другому етапі оцінювали вплив параметрів термічної обробки на формування регламентованої структури сталі 08X18H10T.

Зони деформації при першій, другій і третій прошивках показані на рис.1.

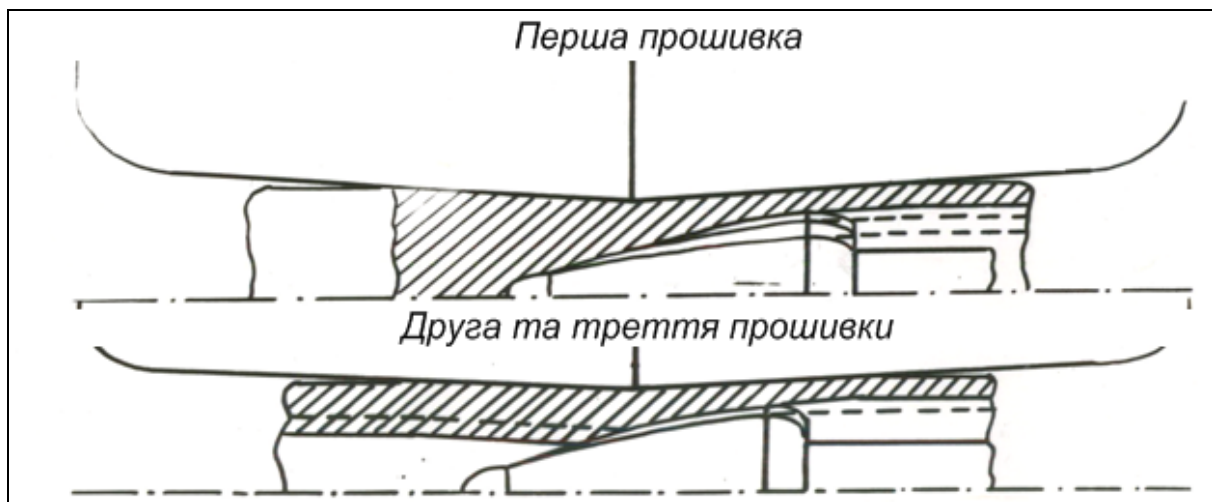


Рис. 1 Зони деформації при першій, другій і третій прошивках

Дослідження проведені на зразках, відібраних від заготовки діаметром 2015мм і мала порівняно крупнозернисту структуру. Відібрані заготовки розрізали на штанги довжиною 160 мм, які потім розкроювали на циліндрові зразки $\varnothing 60$ мм так, щоб з кожної штанги виходило по чотири зразки.

Від кожної штанги відбирали темплет для дослідження макроструктури та мікроструктури сталі. Як показали дослідження макроструктура всіх темплетів – крупнозерниста, щільна без видимих дефектів. Аналіз

мікроструктури, оцінку величини зерна аустеніту, проводили по довжині та по перетину діаметру вихідної заготовки (таблиця 2). Встановлено що, найбільш крупне зерно (0-3 бали) в центральних зразках спостерігали в першому перетині заготовки (2-1). Надалі по довжині заготовки у зразках відібраних від її центральної частини величина зерна аустеніту знижувалася. У останньому перетині заготовки (2-7) величина зерен аустеніту відповідала 2-4 балам

Таблиця 2 Величина зерна аустеніту у вихідній заготовці

Номер зразка по довжині заготовки	Величина зерна аустеніту (у балах) в зразках, які відібрані по діаметру заготовки			
	1 (поверхня)	2	3	4 (центр)
1	1-3	3	0-2	0-2
2	4-6	2-4	1-3	1-3
3	4-6	2-2	2-3	1-3
4	4-5	2-3	2-3	2-3
5	4-6	3-4	3-4	2-4
6	4-6	2-4	2-4	2-3
7	4-7	3-5	3-5	2-4

Прошивку зразків проводили з одного нагріву до температури 1180°C. Першу прошивку зразків за схемою з трьома прошивками, робили при температурі нагріву 1180°C, наступну – при 1170°C. Процес прошивки проходив стабільно. Після прошивки всі гільзи охолоджували у воді. Основні параметри лабораторних досліджень при прокатці приведені у таблиці 3.

Температуру деформації приймали постійною для всіх параметрів прошивки, тривалість нагріву зразків змінювали від 60 хв. до 120 хв. Величина ступені пластичної деформації при одній прошивці для варіантів I, II, III відповідно складала 28 %, 49 % та 64 %. Варіювали так само співвідношення ступені деформації при зміні схеми прошивки. Так, при схемі в дві прошивки деформацію проводили як приблизно з однаковою ступеню при обох прошивках (варіант IV), так і змінювали співвідношення ступені деформації при першій і другій прошивках. У першому випадку (варіант V) ступень деформації при другій прошивці була збільшена до 49%, а в другому випадку (варіант VI) підвищену ступінь деформації застосовували при першій прошивці. При схемі деформації в три прошивки ступінь деформації при всіх прошивках була приблизно однаковою 28-29 %. Сумарна ступінь деформації у варіантах V, VI і VII складала 64%. Вживання приведених значень ступені деформації та схеми деформації дозволили моделювати умови прошивки основного сортаменту труб.

Досліджували структуру горячедеформованих гільз із сталі 08X18H10T після прошивки в лабораторних умовах. Як показали дослідження, негайне охолодження зразків після деформації фіксувало однорідну структуру аустеніту. Кількісне співвідношення окремих складових: із структурою гарячого наклепу, полігонізованої та рекристалізованої структури змінюється залежно від параметрів деформації.

Таблиця 3 Основні параметри лабораторних досліджень при косій прокатці зразків зі сталі 08X18H10T

Тривалість витримки, хв.	Схема деформації	Номер варіанту	Ступінь деформації під час прошивки, %			
			I	II	III	Загальний
60	Одна прошивка	I	28	-	-	-
		II	49	-	-	-
		III	64	-	-	-
	Дві прошивки	IV	28	29	-	49
		V	28	49	-	64
		VI	48	29	-	64
	Три прошивки	VII	28	28	29	64
120	Одна прошивка	I	28	-	-	-
		II	49	-	-	-
		III	64	-	-	-
	Дві прошивки	IV	28	29	-	49
		V	28	49	-	64
		VI	49	29	-	64
	Три прошивки	VII	28	28	29	64

В роботі була проведена статистична обробка всіх зразків для визначення параметрів структури гарячої деформації. Визначали об'ємну частку витягнутих субзерен, що отримані в процесі полігонізації ($V_{\text{п}}$), частку рекристалізованих зерен ($V_{\text{рек}}$), а так само зміну розміру рекристалізованих зерен ($d_{\text{ср}}$) по перетину стінки гільзи в гарячекатаному стані.

Результати дослідження та їх обговорення

Металографічні дослідження показали, що після прошивки зразків з вихідною крупнозернистою структурою, при всіх параметрах деформації знеміцнення здійснювалося, як по механізму динамічної полігонізації, так і по механізму динамічної рекристалізації. Нові рекристалізовані зерна спочатку виникали утворюючись в поверхневих шарах зразка, де деформація

максимальна. По мірі розвитку деформації фронт динамічної рекристалізації просувався від поверхні до центру і за сприятливих умов деформації процес рекристалізації охоплював весь об'єм зразка (рис. 2).

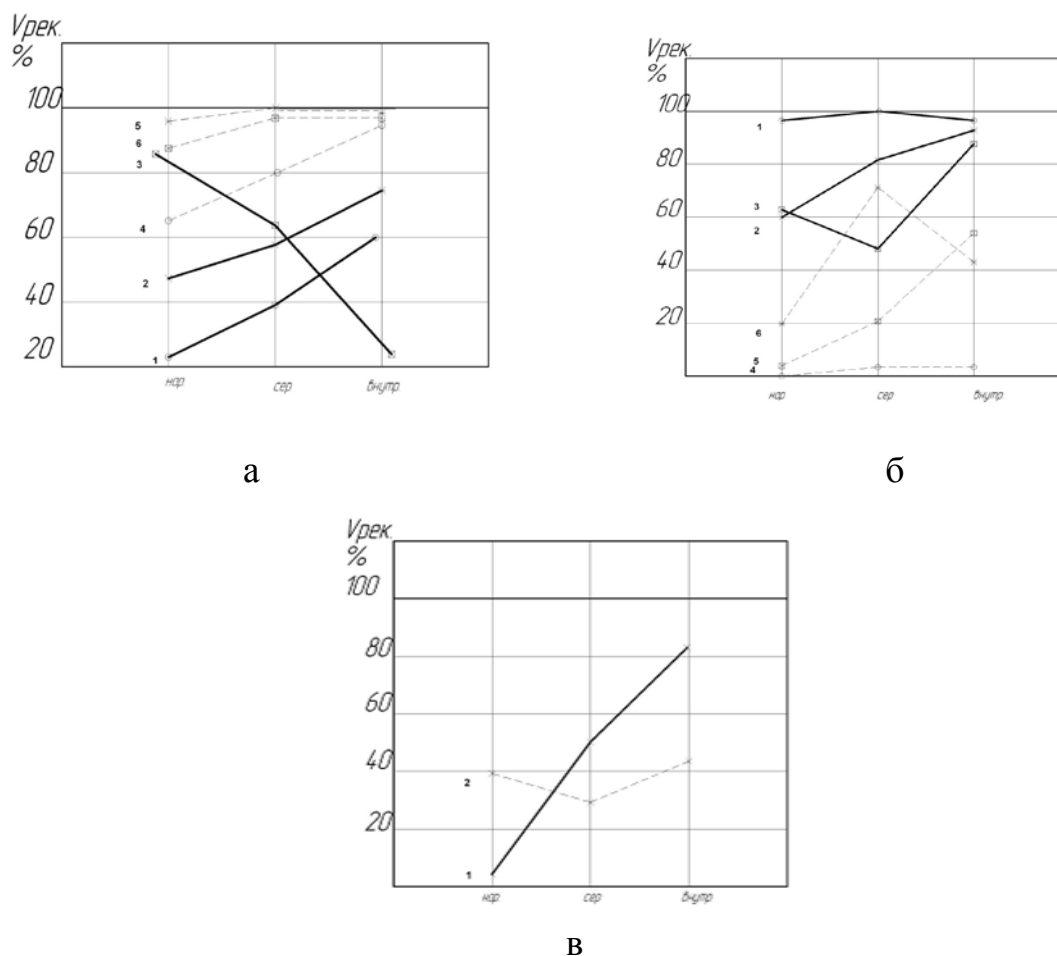


Рис. 2 Зміна об'ємної долі рекристалізованого зерна аустеніту по товщині стінки гільзи при прошивці:

а – одна прошивка: криві 1-4 – варіант I; криві 2-5 – варіант II; криві 3-6 – варіант III; криві 1, 2, 3 – тривалість витримки 60 хв.; криві 4, 5, 6 – тривалість витримки 120 хв.

б – дві прошивки: криві 1-4 – варіант IV; криві 2-5 – варіант V; криві 3-6 – варіант VI; криві 1, 2, 3 – тривалість витримки 60 хв.; криві 4, 5, 6 – тривалість витримки 120 хв.

в – три прошивки, варіант VII: крива 1- тривалість витримки 60 хв.; крива 2 – тривалість витримки 120 хв.

Аналіз отриманих даних показав, що неоднорідність пластичної деформації сприяє і утворенню неоднорідної структури аустеніту. Так, при ступені деформації 49% в одну прошивку на зовнішній поверхні гільзи в

результаті розвитку динамічної рекристалізації формується дрібнозерниста рекристалізована структура з розміром зерна 9-10 балів (рис. 3, а). На центральних ділянках гільзи в основному зберігається нестійка полігонізована структура (рис. 3, б). Збільшення витримки при нагріві до 120 хв. при всіх ступенях деформації в одну прошивку збільшувало долю рекристалізованого об'єму по всьому перетину гільзи (рис. 3, в).

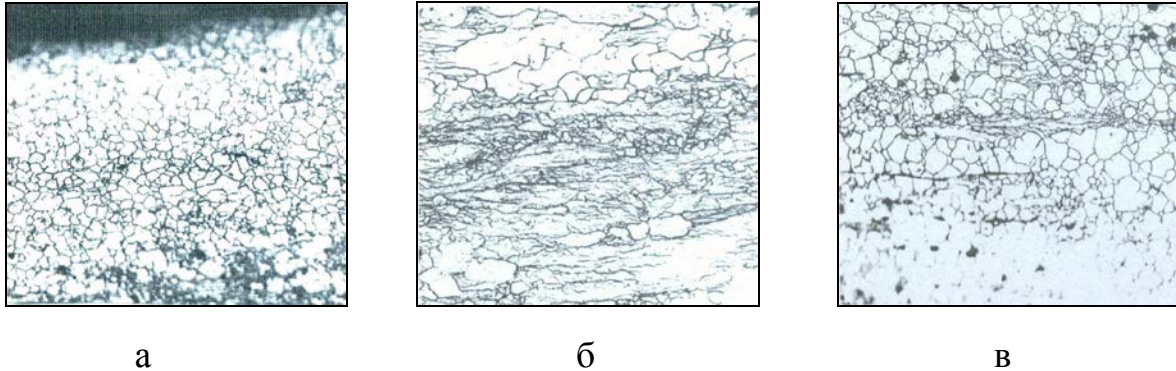


Рис. 3 Неоднорідність зеренної структури по перетину гільзи при деформації в одну прошивку $\varepsilon = 49 \%$, $\times 200$:

а – зовнішня поверхня, витримка 60 хв.; б – центральна ділянка, витримка 60 хв.; в – центральна ділянка, витримка 120 хв.

Таким чином, в результаті деформації формується структура, що складається частково з вихідних зерен, де збереглася розвинена субструктура. Перші рекристалізовані об'єми, що утворюються переважно шляхом множинної коалесценції субзерен, виникають як в тілі вихідного зерна, так і в приграничних ділянках. Чим вища ступінь деформації та чим менша швидкість охолодження після гарячої деформації, тим більша кількість нових зерен. Різноманітність, що формується в даному випадку, характеризується не лише розмірами зерен, але і ступеню їх вдосконаленості (густиною дислокацій).

Слід зазначити, що ближчі за розміром зерна аустеніту, в результаті динамічної рекристалізації, отримали при вживанні схеми деформації в дві або три прошивки. Проте найбільш рівномірний розвиток процесів знеміцнення по перетину гільзи в даному випадку шляхом динамічної рекристалізації, характерний для схеми в дві прошивки із застосуванням нижчих ступенів деформації, при другій прошивці в порівнянні з першою прошивкою (рис. 2, б), – деформація зразків по VI варіанту.

Перерозподіл величини ступені деформації при прошивках значно впливав на розвиток процесів знеміцнення, а отже і на формування кінцевої структури гільз. Вживання однакової по величині ступені пластичної деформації приблизно 29 % при обох прошивках приводило до формування

нерівноосних рекристалізованих зерен, витягнутих у напрямі прокатки із слабзорозвиненою субструктурою і двійниками відпалу (рис. 4, а).

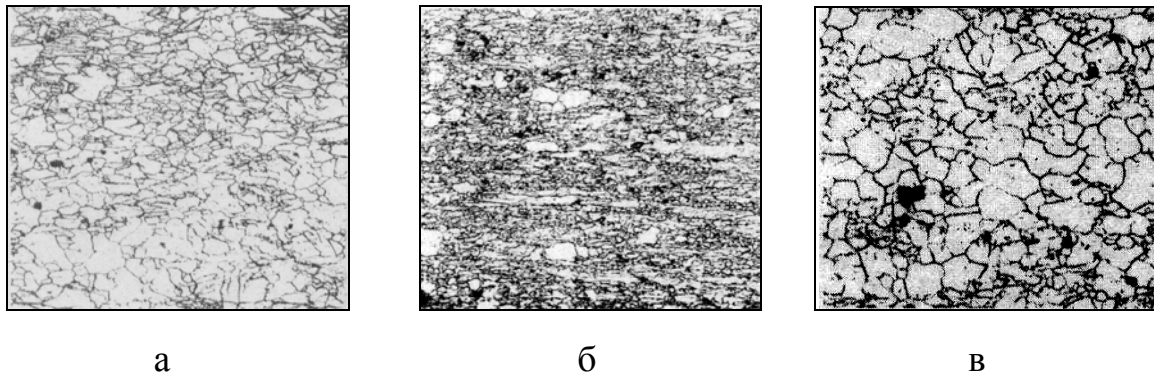


Рис. 4 Структура гільз при деформації в дві прошивки, $\times 200$:
а – варіант IV; б – варіант V; в – варіант VI

Деформація з нижчими ступенями деформації при першій прошивці сприяла розвитку динамічної полігонізації, що пригнічує процеси рекристалізації. Подальше збільшення ступені деформації до 49 % при другій прошивці, після незначної ізотермічної витримки, полегшувало процеси динамічної рекристалізації з утворенням великої кількості нових дрібних рекристалізованих зерен шляхом множинної коалесценції субзерен (рис. 4, б). Навіть незначна ізотермічна витримка активізувала процеси неконсервативного переміщення дислокацій, їх анігіляцію та стік на більшекутові границі, що в свою чергу, при подальшій деформації, сприяло здобуттю більших за розміром зерен. (рис.4, в). Вживання підвищеної ступені деформації 49 % при першій прошивці надавало помітний розвиток на процеси динамічної рекристалізації вже при першому проході. Нижча ступінь деформації при другій прошивці та ізотермічна витримка сприяли подальшому розвитку динамічної рекристалізації. Мікроструктурний аналіз структури, що утворюється, показав нестабільність будови границь рекристалізованих зерен аустеніту, їх різну будову, трансформацію міжзеренних границь у двійникові. Збільшення витримки при нагріві у цьому випадку стабілізувало структуру та знизило роль процесів знеміцнення шляхом динамічної рекристалізації. У зразках фіксували витягнуті зерна з розвиненою субструктурою, об'ємна доля яких, значно збільшувалася.

Вживання схеми деформації в три прошивки з приблизно однаковим розподілом ступені деформації по величині, при всіх прошивках, сприяло формуванню структури з рівномірним розподілом ділянок деформаційної та рекристалізованої матриці в центральних зонах гільзи. У приповерхневих шарах спостерігали витягнуті деформаційні зерна, всередині яких процеси

зменшення за типом повернення проходять з різною довершеністю **мірою** (рис. 5).

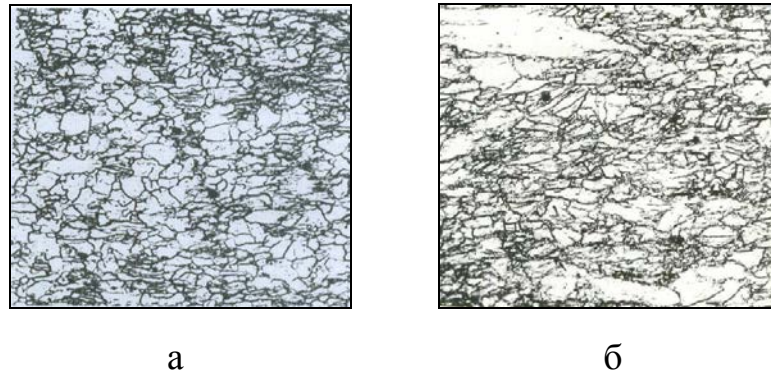


Рис. 5 Структура гільз при деформації в три прошивки, $\times 200$:
а – центр; б – периферія

Для дослідження зміни структури аустеніту при подальшому нагріві і можливості здобуття однорідної зеренної структури в сталі 08X18N10T була проведена термічна обробка. Термічну обробку гільз здійснювали по режиму: температура нагріву приймалася рівною 1030°C , витримка – 30 хв. Охолодження всіх гільз проводили на повітрі. Як показали дослідження, термічна обробка зразків приводила до подальшого розвитку процесів рекристалізації (рис. 6 - 8). Зміна середнього діаметру рекристалізованого зерна аустеніту по товщині стінки гільзи після всіх варіантів прошивок приведена в таблиці 4.

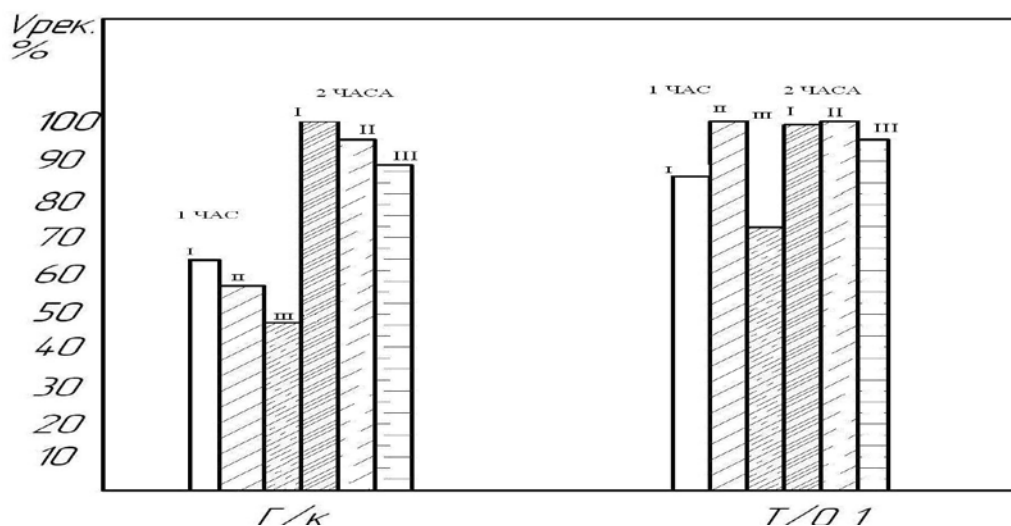


Рис. 6 Зміна об'ємної долі рекристалізованого зерна аустеніту залежно від режиму деформації після першої прошивки

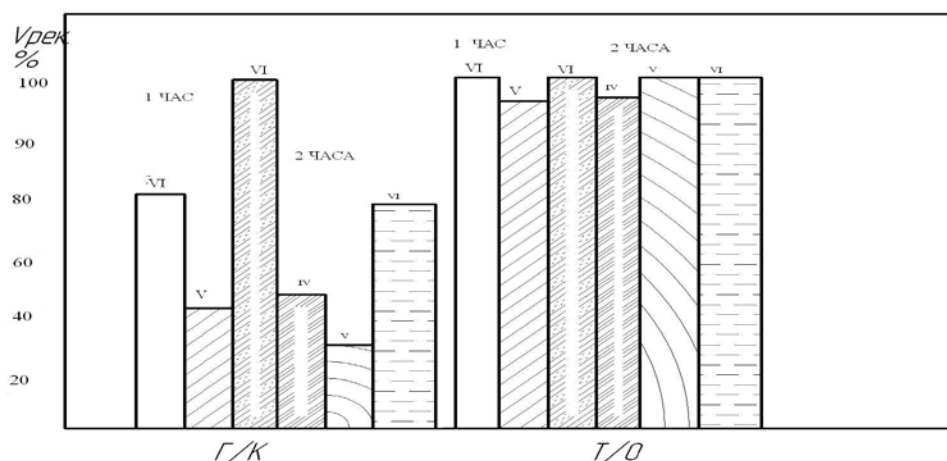


Рис. 7 Зміна об'ємної долі рекристалізованого зерна аустеніту залежно від режиму обробки після деформації при двох прошивках

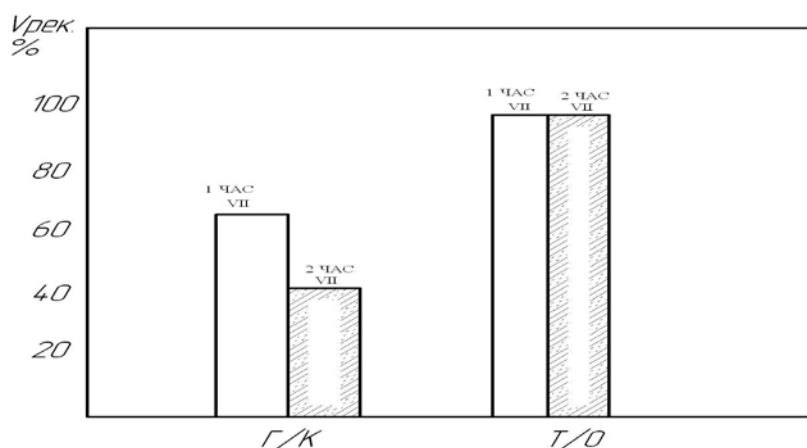


Рис. 8 Зміна об'ємної долі рекристалізованого зерна аустеніту залежно від режиму обробки після деформації при трьох прошивках

Дані за визначенням величини рекристалізованого зерна аустеніту, об'ємної долі "нерекристалізованої" матриці свідчать про доцільність вживання технологічної схеми з двома прошивками з нижчими ступенями деформації при другій прошивці (варіант VI, витримка при нагріві 60 хв.). Така схема деформації дозволяє забезпечити максимальний розвиток процесів рекристалізації при гарячій деформації та отримати досить дрібне рекристалізоване зерно аустеніту при однорідному його розподілі по товщині стінки гільзи.

На підставі проведених досліджень була запропонована технологія промислового виробництва труб із сталі 08X18H10T із застосуванням схеми

деформації з двома прошивками. Проведення досліднопромислових прокаток труб підтвердило дані і правильність висновків, отриманих при лабораторних дослідженнях. Підвищення температури нагріву та збільшення ступені деформації гільз при другій прошивці приводило до значного погіршення якості гільз по мікроструктурі.

Таблиця 4 Зміна величини рекристалізованого зерна аустеніту по товщині стінки гільзи

Тривалість витримки, хв.	Номер варіанту	Величина рекристалізованого зерна аустеніту у різних ділянках гільзи, у балах		
		Біля зовнішньої поверхні	Середина	Біля внутрішньої поверхні
60	I	7 - 8	8 - 7	8 - 7
	II	10-9	10-9	8-7
	III	9-10	8-7	8-7
	IV	7-6	7-6	9-10
	V	9-10	9-10	9-10
	VI	8-7	8-7	8-7
	VII	7-6	7-6	7-8
120	I	8-7	7-8	8-7
	II	8-7	6-7	8-8
	III	8-9	6-7	8-7
	IV	9-10	10-9	9-10
	V	8-9	8-7	8-7
	VI	8-9	8-9	8-9
	VII	9-10	8-9	8-9

Висновки

На підставі проведених досліджень було запропоновано удосконалення технології промислового виробництва труб із сталі 08X18H10T. Технологія передбачає вживання оптимального розподілу ступені деформації при першій і другій прошивках. Особливе значення лабораторні дослідження мали при вдосконаленні технології прошивки труб великого діаметру (245, 273 і 325 мм), для яких застосовувалися два нагріви і три прошивки. Дослідження впливу температурно-деформаційних параметрів прокатки на формування структури гільз показали, що максимальний розвиток процесів рекристалізацій при гарячій деформації, порівняльне дрібне та однорідне зерно аустеніту, рівномірний його розподіл по товщині стінки гільзи отримали при деформації в дві прошивки з нижчими ступенями деформації при другій прошивці в порівнянні з першою, витримка при нагріві 60 хв.

Дослідження і впровадження промислової технології прошивки цих труб, із застосуванням одного нагріву і двох прошивок, дозволило забезпечити поліпшення якості труб по мікроструктурі.

Література

1. Губенко С.И. Влияние параметров косой прокатки на формирование регламентированной структуры гильз из стали 08X18H10T / С.И.Губенко, В.Н. Беспалько, А.Е. Балев. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Вып. 45, ч.2, - Дн-вск, ПГАСА, 2008. - С. 133-137.
2. Губенко С. І. Аналіз структури сталі 08X18H10T, що формується на різних етапах виробництва труб / С.І.Губенко, В.М. Беспалько, А.Є. Балев. // Стратегия качества в промышленности и образовании: IX междунар. конф., 31 мая – 7 июня 2013 г.: науч. журнал техн. универс. – Варна, Болгария, 2013. – Т. 1. – С. 41–45.
3. Губенко С. Особенности изменения структуры стали 08X18H10T при косой прокатке / С. И. Губенко, В. Н. Беспалько, А. Е. Балев, Е.В. Жиленкова // Інноваційний потенціал світової науки – ХХІ сторіччя: Двадцять третя всеукраїнська науково-практична конф., 10 - 15 грудня 2013 р.: Зб. статей. Т. 2, Запоріжжя, ПГА, 2013. – С. 63-66.

УДК 622.788.3

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ ЗАСТОЙНОЙ ЗОНЫ В КОНУСНОМ ОКОМКОВАТЕЛЕ И ЕЕ ВЛИЯНИЕ НА ПРОЧНОСТЬ ГРАНУЛ ОКОМКОВАННОЙ АГЛОШИХТЫ

Е. В. Дорогой, Д. Ю Кузнецов

Донбасский государственный технический университет

У статті розглянуто механізм утворення застійної зони біля задньої стінки конусного огрудкувача з фронтальним завантаженням, що працює в рециркуляційному режимі. Визначено параметри утворення і досліджено вплив застійної зони на міцність гранул огрудкованої агломераційної шихти, наведено методiku розрахунку максимально допустимих кутів розкриття та нахилу огрудкувача, робота на яких виключає її утворення

В статье рассмотрен механизм образования застойной зоны у задней стенки конусного окомкователя с фронтальной загрузкой, работающего в рециркуляционном режиме. Определены параметры образования и исследовано влияние застойной зоны на прочность гранул окомкованной агломерационной шихты, приведена методика расчета максимально допустимых углов раскрытия и наклона окомкователя, работа на которых исключает ее образование

This article describes a mechanism of formation a stagnation zone at the rear wall of the conical front loading pelletizer, operating in the recirculation mode. The parameters of formation and study effect of stagnation zone on the strength of granules pelletized sinter mix has been investigated. Described a method of calculating the maximum allowable opening angles and tilt pelletizer, which excludes work on stagnation zone formation

Вступление

Неудовлетворительное качество подготовки агломерационной шихты к спеканию наблюдается на большинстве отечественных и ряде зарубежных агломерационных фабрик. Это обусловлено недостаточным качеством процесса окомкования, что, в свою очередь, связано с несоответствием применяемого окомковательного оборудования современным шихтовым условиям производства [1,2].

В 60-е годы прошлого столетия практически все доменные печи заводов СССР перешли на технологию выплавки чугуна с применением

агломерата из шихты, железорудная часть которой состояла из агломерационной руды. Технология окомкования такой грубозернистой шихты предусматривала использование цилиндрических окомкователей. Прочность гранул окомкованной шихты отвечала требованиям, предъявляемым к ней для успешного спекания агломерата в слое толщиной 0,18-0,22 м [3]. Однако в дальнейшем доля тонкоизмельченных концентратов в шихте начала возрастать и достигла 80-100 %, а оборудование и технология окомкования остались на уровне 60-х годов прошлого столетия. В результате производительность аглофабрик снизилась. Многочисленные попытки исследователей добиться получения оптимального гранулометрического состава и прочности гранул окомкованной шихты путем изменения режима работы окомкователей (скорости вращения, угла наклона, степени заполнения), способа увлажнения шихты, удлинения окомкователей не привели к существенным результатам.

Плохо окомкованная шихта затрудняет применение большинства технологических приемов, направленных на увеличение производительности агломашин и повышение качества агломерата, прежде всего препятствует поднятию высоты спекаемого слоя.

Таким образом, единственным целесообразным направлением улучшения технологии подготовки шихты к спеканию является дальнейшее изучение и совершенствование процесса окомкования агломерационной шихты, содержащей большое количество тонкоизмельченных концентратов.

С целью повышения качества окомкования автором была предложена концепция рециркуляционного окомкования агломерационной шихты, содержащей большое количество тонкоизмельченных материалов, в конусном окомкователе с фронтальной загрузкой [4,5].

В ходе предыдущих исследований было установлено, что показатели процесса окомкования по предложенной технологии (прочность гранул, характер гранулометрического состава) улучшаются по мере роста углов раскрытия и наклона окомкователя до определенного значения, после чего начинают снижаться. На основании этого была высказана гипотеза, предполагающая наличие застойной зоны около задней стенки окомкователя, представляющей собой некий слой шихты, вращающийся вместе со стенкой, и не принимающий участие в процессе окомкования. По мере увеличения углов раскрытия и наклона окомкователя толщина этого слоя растет, что приводит, в конечном итоге, к полной остановке процесса окомкования.

Постановка задачи исследования

Задачей данной работы является исследование механизма образования застойной зоны, ее влияния на прочность гранул окомкованной аглошихты, а также определение максимально допустимых углов раскрытия и наклона окомкователя, исключающих ее образование.

Методика проведения экспериментов

Исследования в рамках данной работы были выполнены на установке, общий вид которой приведен на рисунке 1, а схема показана на рисунке 2. Установка включает в себя раму 1, вибратор бункера 2, бункер для материала 3, систему подвески бункера 4, систему подвески тетки загрузочного устройства 5, засыпную горловину 6, шиберную заслонку 7, окомкователь 8, течку 9 и вибратор течки 10.

Перед началом исследований на лабораторную установку (рисунок 1) устанавливался окомкователь 8 с требуемым углом раскрытия конуса, задавался необходимый угол наклона окомкователя, в бункер 3 через засыпную горловину 6 загружалась агломерационная шихта.

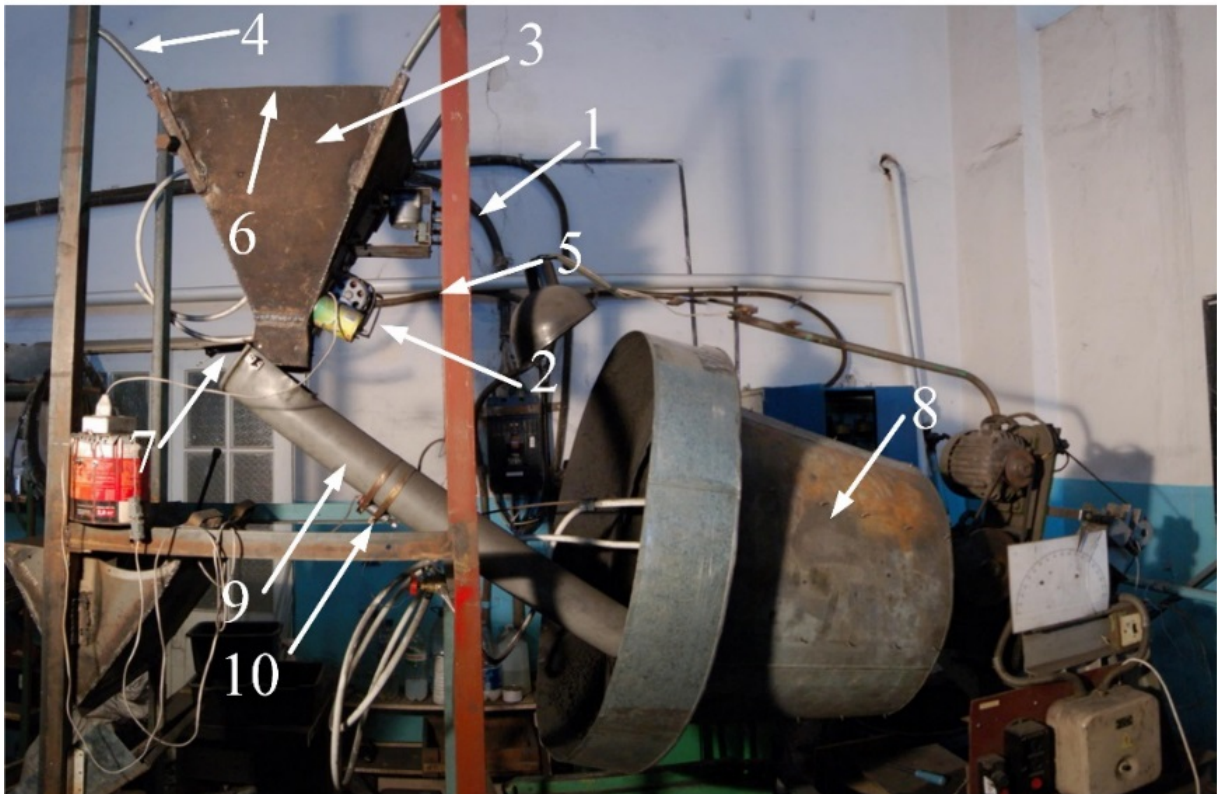


Рис. 1 Общий вид лабораторной установки

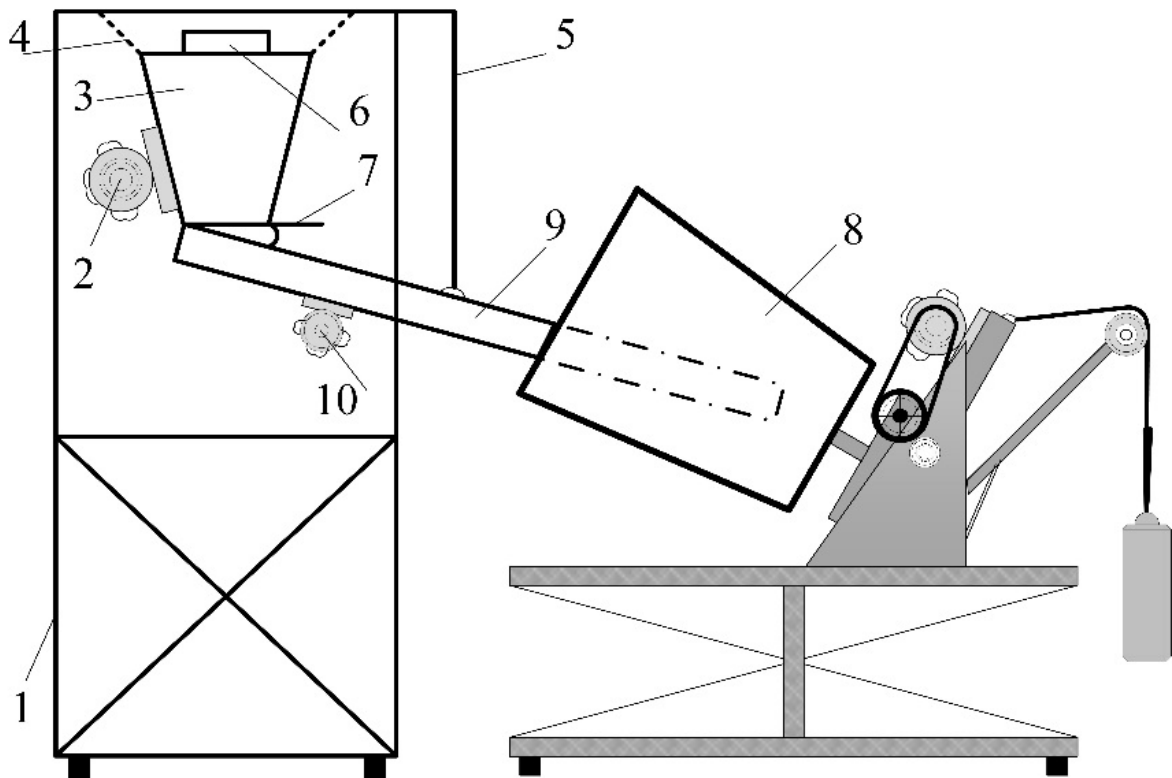


Рис. 2 Схема лабораторной установки

Агломерационная шихта представляла собой предварительно увлажненный до 11,5 % железорудный концентрат. После включения окомкователя открывался шиберный затвор бункера 7 и материал поступал через течку 9 в пространство окомкователя. Путем регулирования частоты вращения двигателей вибратора бункера 2 и течки 10 устанавливался необходимый уровень подачи материала в окомкователь, который поддерживался постоянным для всех опытов. После выхода окомкователя на стационарный режим работы он останавливался и производился отбор 4-х проб согласно схеме, приведенной на рисунке 3: одна проба отбиралась на выходе из устройства, три пробы отбирались на равном удалении друг от друга по длине окомкователя, начиная от стороны загрузки.

Отобранные пробы рассеивались на ситах с размером ячейки 10, 7, 5, 3 и 1 мм. Фракция 7-5 мм, отобранная из 1-й пробы, подвергалась испытанию на раздавливание на лабораторной установке, схема которой приведена на рисунке 4.

Лабораторная установка включает в себя держатель упора для раздавливания гранул 1, упор для раздавливания гранул 3, бункер для песка 4, шиберный затвор бункера 5, приемную емкость для песка 6, держатель бункера 7 и весы лабораторные 8.

Методика определения прочности гранул на раздавливание заключается в следующем: после заполнения бункера 4 песком на левую чашку весов под упор для раздавливания гранул помещается испытуемая гранула. Величиной открытия шибера 5 регулируется скорость истечения песка из бункера 4 в приемную емкость 6, что одновременно является и скоростью нагружения гранулы. После появления трещин на испытуемой грануле шибер закрывается и производится взвешивание песка в емкости 6. Показатель массы песка является показателем прочности гранулы. Во время проведения опытов скорость нагружения для всех случаев оставалась постоянной и составляла 110 гр/сек.

Для оценки достоверности данных, полученных на установке для определения прочности на раздавливание гранул окомкованной аглошихты, был выполнен отбор и раздавливание 8-ми проб фракции 7-5 мм при различных режимах работы устройства (угол наклона окомкователя изменялся в пределах от -5° до 10° с шагом в 5 градусов) по одной пробе при каждом из режимов. Из каждой пробы отбиралось одинаковое количество гранул (20 штук). Скорость нагружения гранул составляла 110 гр/сек. Результаты измерений представлены в таблице 1.

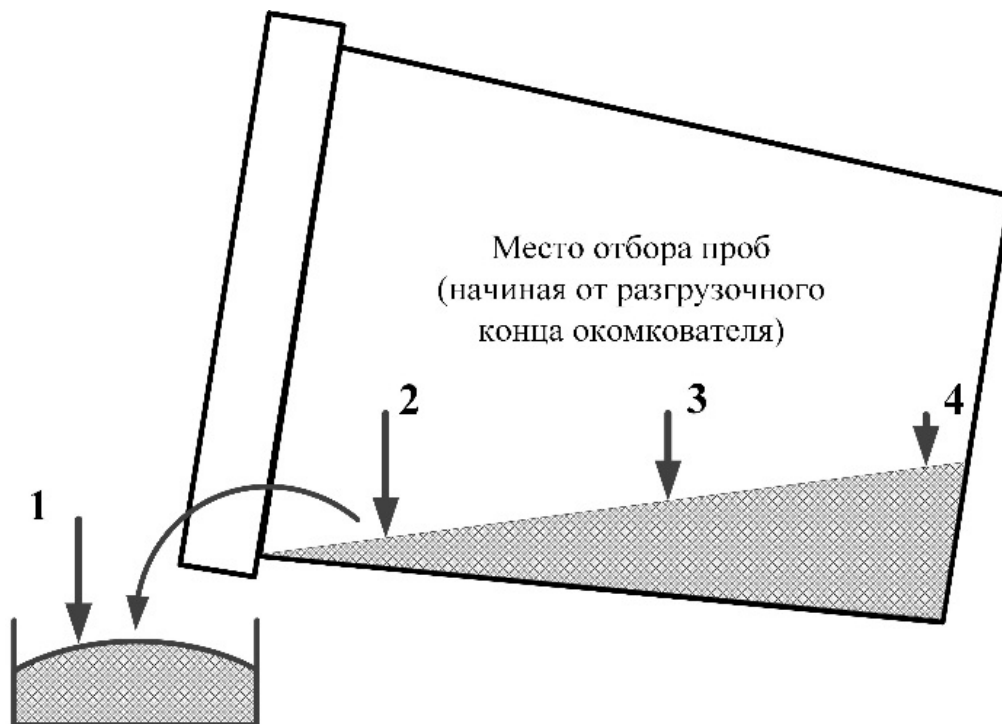


Рис. 3 Схема отбора проб

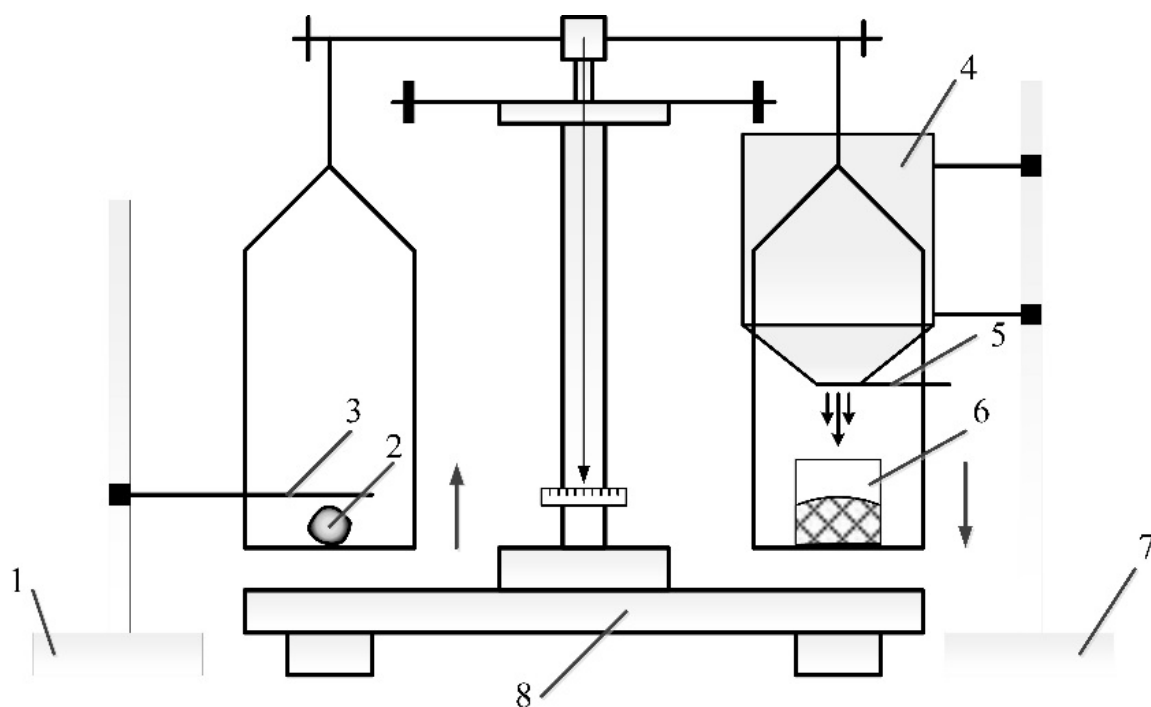


Рис. 4 Схема установки для определения прочности на раздавливание гранул окомкованной аглошихты

Таблица 1 Прочность гранул окомкованной агломерационной шихты, г/гран

№ пробы № гранулы	1	2	3	4	5	6	7	8
1	230	245	277	362	122	143	125	176
2	186	249	277	356	111	133	137	195
3	222	241	274	334	99	152	145	156
4	236	261	268	349	101	138	125	189
5	190	236	261	346	117	150	130	171
6	210	258	251	338	106	138	146	200
7	229	257	270	352	91	149	125	174
8	222	221	286	343	117	147	115	177
9	224	251	279	351	116	136	121	173
10	224	241	284	342	107	140	127	180
11	239	249	267	351	105	128	145	171
12	226	226	271	343	118	141	122	170
13	209	241	282	374	92	137	139	179
14	225	235	259	357	109	153	140	172
15	213	237	283	333	130	127	130	177
16	210	248	287	341	136	124	123	188

Продолжение таблицы 1

№ пробы № гранулы	1	2	3	4	5	6	7	8
17	215	249	262	341	109	140	136	186
18	205	259	299	365	134	151	141	182
19	205	232	259	341	116	164	138	183
20	211	245	268	353	124	140	150	174

По данным каждой из этих проб по формуле 1 были рассчитаны эмпирические дисперсии

$$s^2 = \frac{\sum_{i=1}^n (x - \bar{x})^2}{n} \quad (1)$$

где s^2 – дисперсия;

x – анализируемый показатель;

\bar{x} – среднее значение анализируемого показателя;

n – количество значений в анализируемой совокупности данных.

Результаты расчетов эмпирической дисперсии приведены в таблице 2.

Таблица 2 Результаты расчета эмпирических дисперсий для 8-ми проб

№ пробы	1	2	3	4	5	6	7	8
Дисперсия (s^2)	190	120	136	110	160	98	100	95

По методу Бартлета [6] производилась проверка однородности ряда дисперсий. Этот метод основан на рассмотрении последовательности величин G_i

$$G_i = \frac{s_i^2}{s_1^2 + s_2^2 + \dots + s_k^2}, \quad (2)$$

где s^2 – дисперсия;

i – номер выборки;

k – количество выборок.

Для максимального из членов этой последовательности G_{\max} который отвечает наибольшему значению из s_i^2 т.е. $\max [s_i^2]$, найден закон распределения, с помощью которого построены справочные таблицы [6], в которых при числах k выборок от 2 до 120 и объемах выборок n от 2 до 145 даны значения показателя G_{\max} , отвечающие 5 % и 1 % уровням значимости.

Если найденное из наблюдений значение G_{\max} окажется больше указанного в таблице для соответствующих k и $n - 1$, то вероятность получить такое или большее значение оказывается меньше того уровня значимости, для которого составлена данная таблица, и потому гипотеза об однородности ряда дисперсий с тем же уровнем значимости должна быть отвергнута.

Самой большой дисперсией является дисперсия, соответствующая первой пробе (таблица 1).

По формуле (2) был найден критерий G_{\max}

$$G_{\max} = \frac{190}{190+120+136+110+160+98+100+95} = 0,2330.$$

По данным [6] при 5 % уровне для $n - 1 = 20 - 1 = 19$ и $k = 8$, $G = 0,2779$. Полученный результат ($0,2330 < 0,2779$) указывает на незначительность расхождений между дисперсиями.

Стоит отметить, что в работе [7] получены похожие результаты прочности гранул окомкованной шихты, но в результате несовершенства способа измерения (раздавливание гранулы гирей на чашке весов) для получения корректных результатов необходимо проведение гораздо большего количества раздавливаний. Результаты ситового анализа и испытаний на прочность обрабатывались с помощью инструментов математической статистики.

Результаты исследования

В результате проведенных исследований установлено, что с ростом угла раскрытия и угла наклона окомкователя увеличивается степень его заполнения, в конечном итоге приводящая к перекрытию задней стенки устройства окомковываемой шихтой. По данным исследования [8] угол между образующей поверхностью окомкователя α (рисунок 5) и горизонталью равен углу между свободной поверхностью окомковываемой шихты и образующей окомкователя β . Таким образом, этапы перекрытия задней стенки окомкователя шихтой по мере увеличения степени заполнения можно представить в виде схемы, показанной на рисунке 5, а-г.

Перекрытие задней стенки окомкователя шихтой является нежелательным явлением, т.к. в этом случае увеличивается площадь образования застойной зоны.

На рисунке 6 представлена схема движения частицы материала по наклонной задней стенке окомкователя.

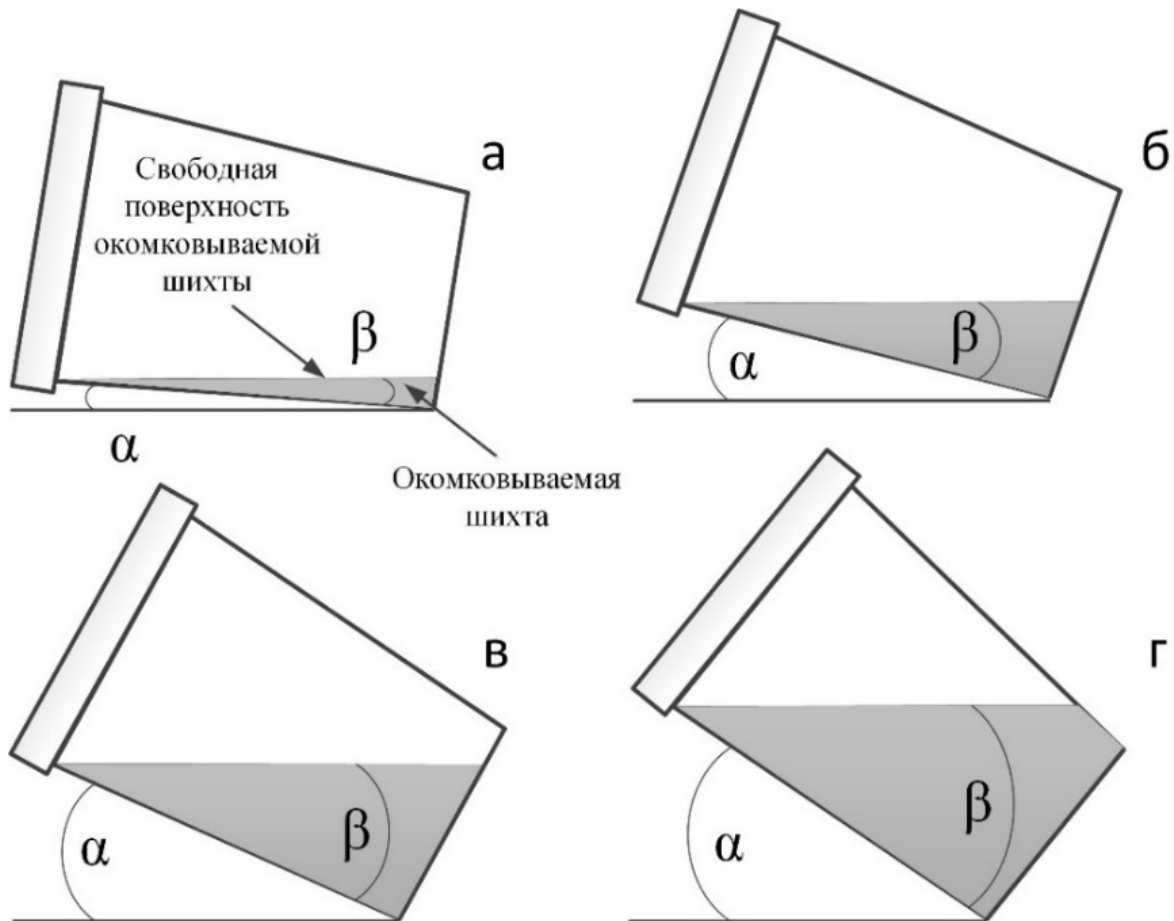
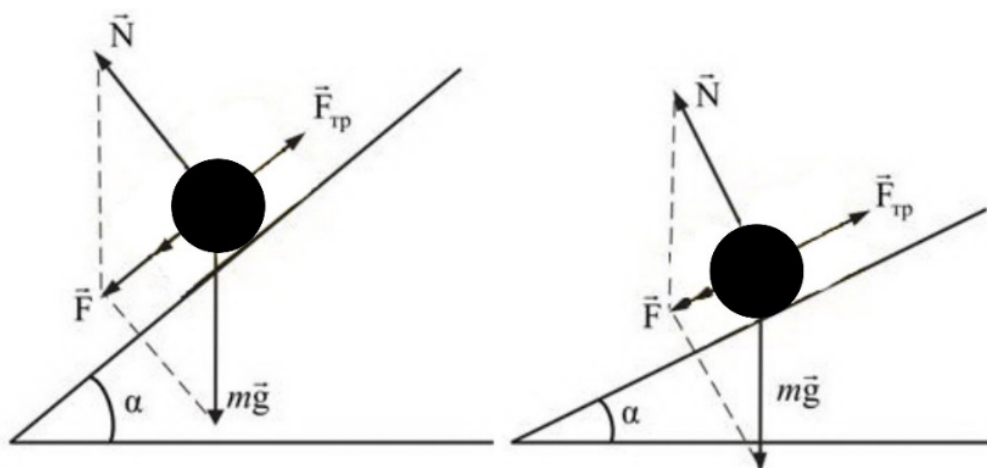


Рис. 5 Этапы перекрытия задней стенки окомкователя окомковываемой шихтой

По мере увеличения угла наклона окомкователя, т.е. по мере уменьшения угла α уменьшается равнодействующая сил \vec{N} и $m\vec{g}$. В тот момент, когда равнодействующая сил \vec{N} и $m\vec{g}$ становится равной силе трения $\vec{F}_{тр}$ движение частицы по поверхности задней стенки окомкователя прекращается, и частица начинает вращаться вместе с ней, что является началом образования застойной зоны.

Представим две частицы шихты, расположенные у задней наклонной стенки окомкователя, как показано на рисунке 7. Частица 1 расположена ниже частицы 2. Результирующая масса частицы 1 складывается из ее собственной массы и массы столба шихты высотой h_1 , который находится над ней, частицы 2 – из ее собственной массы и массы столба шихты высотой h_2 . Принятый диаметр столба шихты равен диаметру рассматриваемой частицы.



\vec{F} – равнодействующая сил \vec{N} и $m\vec{g}$; \vec{N} – сила реакции опоры; $m\vec{g}$ – сила тяжести;
 $\vec{F}_{тр}$ – сила трения; α – угол наклона задней стенки окомкователя

Рис. 6 Схема движения частицы материала по наклонной задней стенке окомкователя

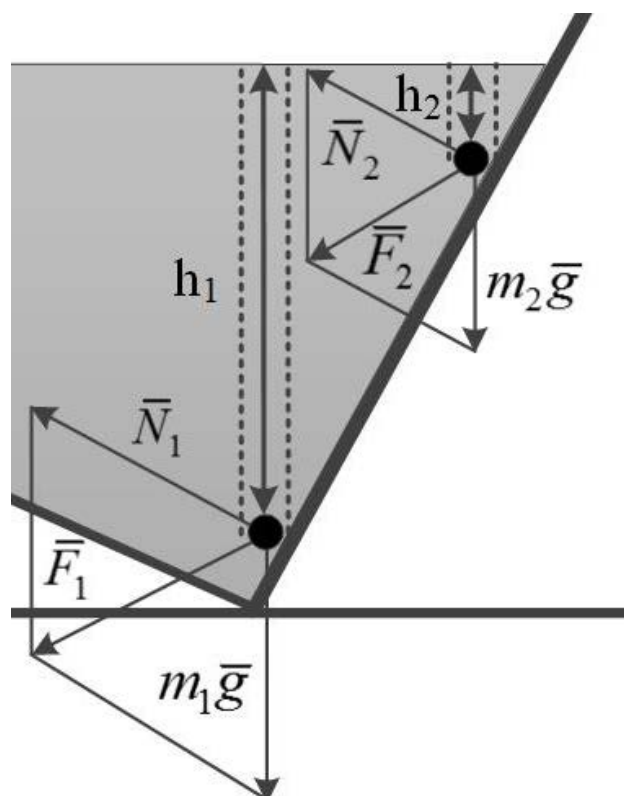


Рис. 7 Механизм образования застойной зоны у задней стенки окомкователя

Рассмотрим действие сил, действующих на частицы на примере частицы 1. Сила \vec{F}_1 является равнодействующей сил \vec{N}_1 и $m_1\vec{g}$. Из рисунка 6 видно, что

$$\begin{aligned}F_1 &= m_1 g \sin \alpha, \\N_1 &= m_1 g \cos \alpha.\end{aligned}$$

Условием перехода частицы из состояния трения скольжения в состояние трения покоя, т.е. его остановкой и началом движения с задней наклонной стенкой окомкователя является

$$F_1 < (F_1^{mp})_{\max} = \mu_1 N_1,$$

$(F_1^{mp})_{\max}$ – максимальная сила трения,

где μ_1 – коэффициент трения скольжения.

Критическое значение угла наклона α , при достижении которого частица начинает вращаться вместе с задней наклонной стенкой окомкователя определяется из условия

$$(F_1^{mp})_{\max} = F_1,$$

или

$$\mu_1 m_1 g \cos \alpha = m_1 g \sin \alpha$$

тогда

$$\operatorname{tg} \alpha_{\max} = \mu_1.$$

Поэтому, не смотря на то, что $h_1 > h_2$, а $m_1 g > m_2 g$ образование застойной зоны у задней стенки окомкователя начинается одновременно по всей ее поверхности, а условие $F_1 < (F_1^{mp})_{\max}$ достигается одновременно с условием $F_2 < (F_2^{mp})_{\max}$.

Другими словами, с увеличением угла наклона окомкователя все большее количество частиц «останавливаются» и начинают вращаться вместе с задней стенкой окомкователя, образуя неподвижный слой. При углах наклона задней стенки близких к 0° вся шихта в окомкователе начинает вращаться вместе с ним, окомкование при этом отсутствует.

Таким образом, критическое значение угла наклона α зависит от физических свойств окомковываемого материала и может быть легко измерено, например по методике [9].

На рисунке 8 показаны результаты фотосъемки работы окомкователя, проводившейся после его выхода на стационарный режим работы с интервалом в 2 с. Система увлажнения и система подачи шихты убраны. В качестве шихты использовался железорудный концентрат, увлажненный до влажности 11,5 %. Измеренное по вышеприведенной методике критическое значение угла наклона α составило 73° .

Образование застойной зоны, как было показано выше, начинается сразу по всей поверхности задней стенки, что хорошо видно на рисунке 8, а.

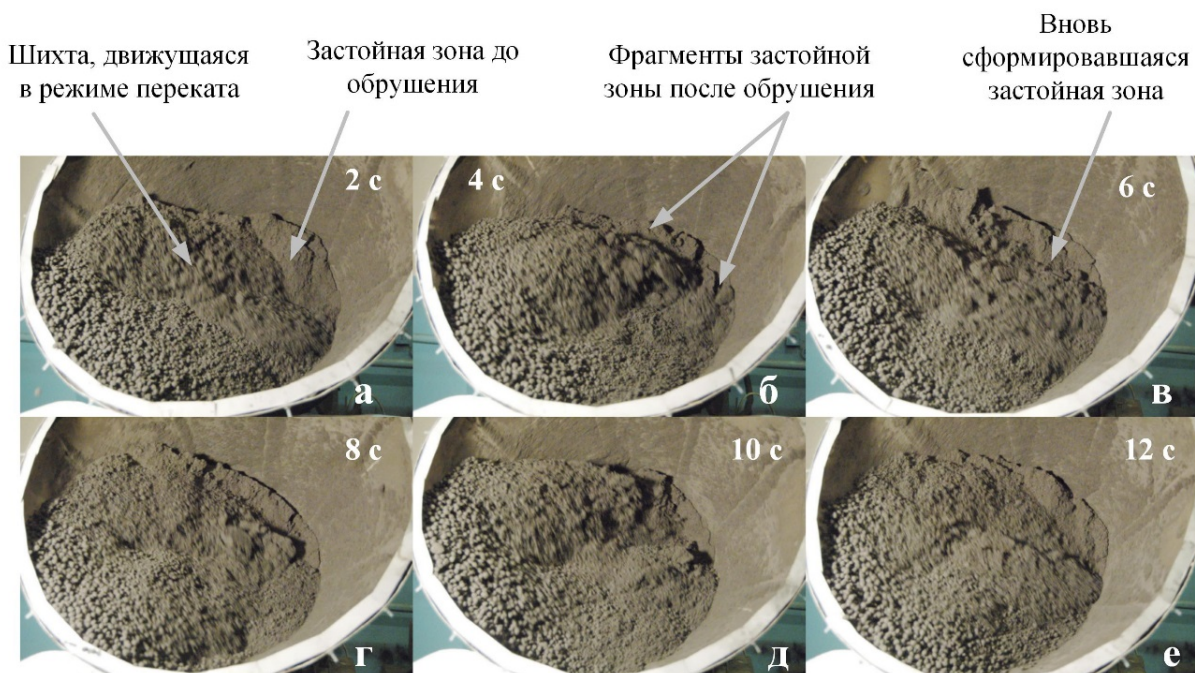


Рис. 8 Этапы существования застойной зоны

В момент, когда часть застойной зоны поднимается в верхнюю точку поверхности задней стенки происходит обрушение ее фрагмента (рисунок 8, б), а на его место поднимается следующая часть (рисунок 8, в), после чего цикл повторяется (рисунок 8, г-е) т.е. процесс обрушения является периодическим.

Застойная зона оказывает резко выраженное негативное влияние на показатели процесса окомкования агломерационной шихты, прежде всего на прочность гранул, т.к. исключает из работы часть окомкователя, а процессы гранулообразования и упрочнения происходят только на оставшейся его части.

Так, на рисунке 9 показано влияние изменения угла наклона задней стенки окомкователя в диапазоне от 90 до 55° относительно вертикали на прочность гранул окомкованной агломерационной шихты. Состав и влажность шихты соответствуют таковым в предыдущих опытах.

Аппроксимация данных на рисунке проведена с помощью сплайнов, в итоге чего получены два уравнения регрессии

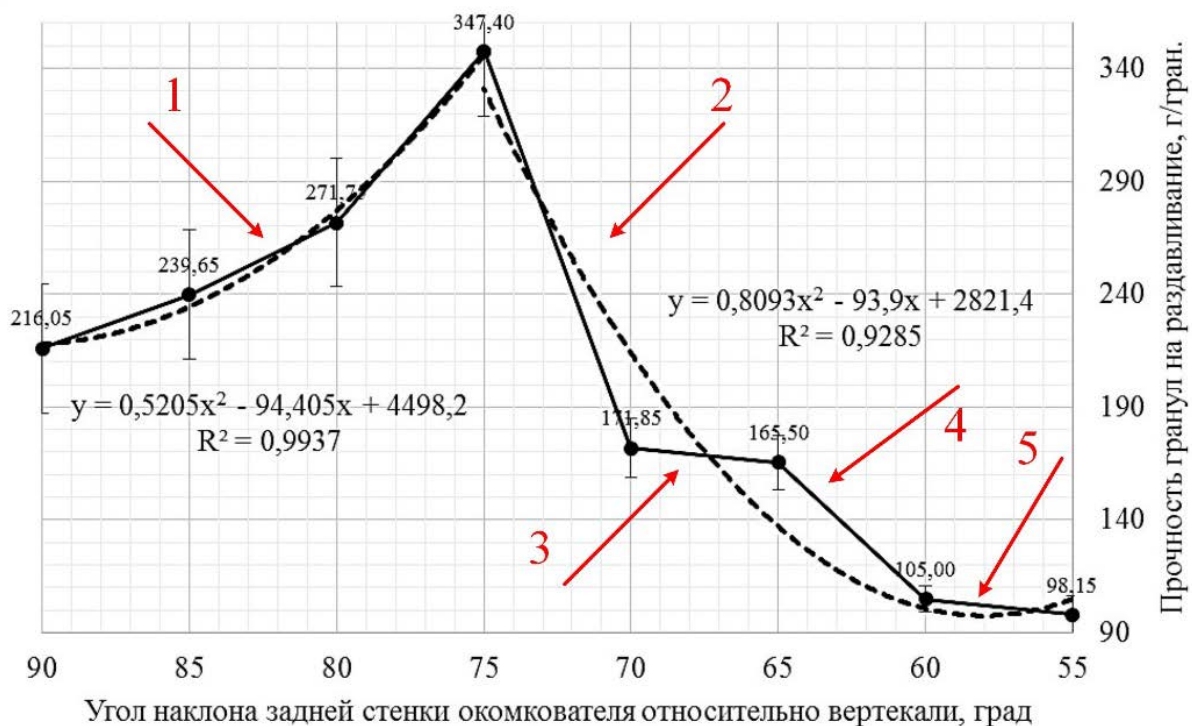
$$y = 0,5205x^2 - 94,405x + 4498,2 \text{ при } R^2 = 0,9937 \quad (3)$$

$$y = 0,8093x^2 - 93,9x + 2821,4 \text{ при } R^2 = 0,9285 \quad (4)$$

где x – угол наклона задней стенки окомкователя относительно вертикали, град;

y – прочность гранул на раздавливание, г/гран.

Зависимость 3.1 справедлива для случая, когда между стенкой окомкователя и шихтой действует сила трения скольжения, зависимость 3.2 – для случая, когда она переходит в силу трения покоя.



— — экспериментальные данные; ---- — расчетные данные.

Рис. 9 Влияние изменения угла наклона задней стенки окомкователя на прочность гранул окомкованной агломерационной шихты

Как видно из приведенного рисунка, прочность гранул монотонно, согласно участку 1, возрастает в диапазоне углов наклона от 90° до 75° , после чего начинает снижаться. Снижение прочности происходит ступенчато, что связано с различием сил трения скольжения и трения покоя для фракций шихты различной крупности. Так, первыми «останавливаются» самые мелкие фракции, которые находятся в непосредственном контакте с задней стенкой окомкователя. Условием перехода этих фракций в состояние покоя относительно задней стенки для данных условий является достижение ею угла наклона в 73° . При этом снижение прочности соответствует участку 2. С увеличением угла наклона задней стенки происходит постепенная «остановка» остальных фракций, что соответствует участкам 3, 4 и 5. На протяженность участка падения прочности влияет количество представляющей его фракции: чем ее больше, тем участок длиннее.

Уменьшение количества «останавливающейся» фракции происходит с увеличением ее крупности. Так, в данном случае, наибольшее количество шихты в окомкователе представлено фракцией – 1 мм, следовательно, и длина участка 2 больше, чем длины участков 3, 4 и 5.

Предельные значения углов раскрытия и наклона образующей окомкователя при известном значении угла наклона его задней стенки можно вычислить путем простых геометрических построений (рисунок 10).

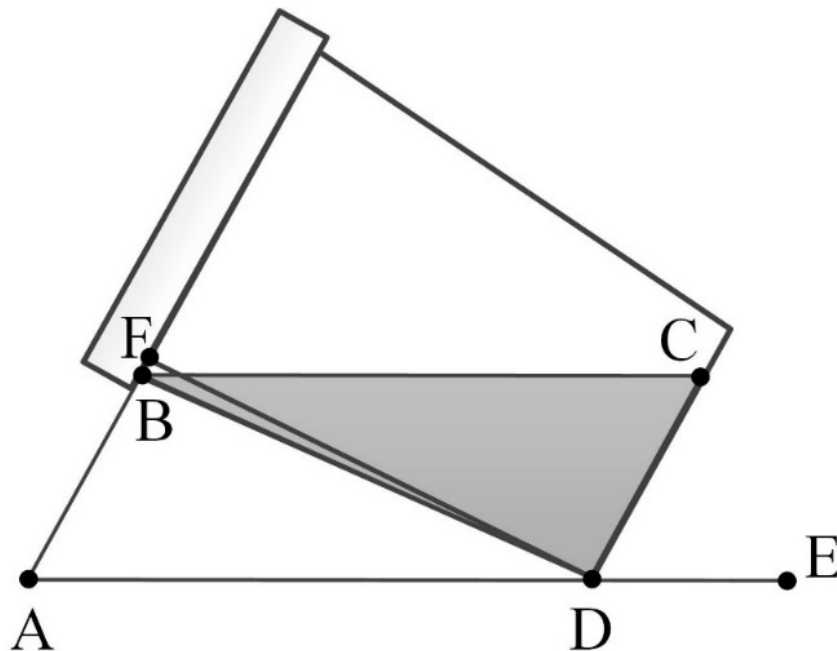


Рис. 10 Схема определения максимальных углов раскрытия и наклона образующей окомкователя

Так, необходимым условием процесса рециркуляции является наклон окомкователя, а точнее его образующей в сторону, противоположную стороне разгрузки, т.е. угол $\angle ADB \geq 1^\circ$. В то же время угол CDE не может быть больше некоего критического значения, при котором соблюдается условие $F < (F^{mp})_{\max}$. Тогда, используя известные значения углов ADB и CDE значение угла раскрытия конусного окомкователя BDF находим из выражения

$$\angle BDF = 90^\circ - \angle ADB - \angle CDE \quad (5)$$

В то же время, задавшись значением угла раскрытия конусного окомкователя BDF и угла наклона задней стенки CDE угол наклона образующей ADB находим из выражения

$$\angle ADB = 90^\circ - \angle BDF + \angle CDE \quad (6)$$

Выводы

По результатам проведенной работы можно сделать следующие выводы:

- описан механизм образования застойной зоны у задней стенки конусного окомкователя с фронтальной загрузкой при его работе в рециркуляционном режиме;
- определены параметры начала образования застойной зоны;
- установлено влияние застойной зоны на прочность гранул окомковываемой шихты. Так, при изменении угла наклона задней стенки окомкователя от 90 до 55 градусов прочность гранул падает от 347 до 98 г/гран;
- приведена методика расчета максимально допустимых углов раскрытия и наклона окомкователя, работа на которых исключает образование застойной зоны.

Литература

1. Куркин В.М. Пути оптимизации подготовки аглошихты / В.М. Куркин, В.А. Кобелев, М.А. Гуркин // Металлург. – 2005. – № 3. – С. 31–33.
2. Табаков М.С. Энергосбережение аглопроизводства ОАО “Северсталь” / М.С. Табаков, М.А. Гуркин, В.П. Невраев // Металлург. – 2006. – № 10. – С. 39–41.
3. Исаенко Г.И. Комбинированное окомкование агломерационной шихты в аппаратах барабанного типа и тарельчатых грануляторах / Г.И. Исаенко, А.Н. Сапрыкин, А.С. Кузнецов // Сталь. – 2009. – № 8. – С. 2–7.

4. Механизм образования, роста и упрочнения гранул в пространстве конусного окомкователя : матеріали VI науково-практичної конференції «Донбас-2020. Перспективи розвитку очима молодих вчених». – Донецьк, 2012. – С. 101–105.
5. Некоторые особенности окомкования агломерационной шихты в конусном окомкователе : материалы VII Краковская конференция молодых ученых. – Krakow : AGH, 2012 – С. 249–260.
6. Смирнов Н.В. Курс теории вероятности и математической статистики. / Н.В. Смирнов, И.В. Дунин-Барковский М.: Наука, 1969. Р. 512.
7. Петрушов С.Н. Развитие теоретических основ современной технологии агломерации. – К.: КГМИ. – 1991. – 369 с.
8. Ward T. Granular segregation in a tilted-rotating drum / T. Ward, W. Hourigan // Powder Technol. – 2012. – № 215-216. – Р. 227–234.
9. Брагинец Н.В. К методике исследования некоторых механико-технологических свойств початков и зерна основных подвидов кукурузы / Н.В. Брагинец, Д.Н. Бахарев, В.Н. Демченко // Науковий вісник ЛНАУ. – 2011. – № 29. – С. 220–232.

УДК 621.744.072.2

ОТРАЗИТЬ В ЛИТОМ МЕТАЛЛЕ МАТЕМАТИКУ ПРИРОДЫ

В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

При вивченні граничних можливостей процесу лиття з огляду ресурсозбереження розглядали питання про те, які твердотілі конструкції можуть оптимально заповнити простір ливарної форми. Показана можливість проектування моделей для лиття за газифікованими моделями відповідно до математичних концепцій та наведені приклади каркасно-пористих моделей. Запропоновано ніздрюваті виливки, що наслідують структури природи. Такі виливки дозволять розширити існуючий спектр властивостей металопродукції.

Ключові слова: лиття за газифікованими моделями, математичні концепції, конструювання виливків, пінопластові моделі, комп'ютерне моделювання, ніздрюваті виливки, структури природи, мінімальні поверхні, гіроїд, квазікристали

При изучении предельных возможностей процесса литья с точки зрения ресурсосбережения рассматривали вопрос о том, какие твердотелые конструкции могут оптимально заполнить пространство литейной формы. Показана возможность проектирования моделей для литья по газифицируемым моделям в соответствии с математическими концепциями и описаны примеры каркасно-ячеистых моделей. Предложены ячеистые отливки, наследующие структуры природы. Такие отливки позволят расширить существующий спектр свойств металлопродукции.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям, математические концепции, конструирование отливок, пенопластовые модели, компьютерное моделирование, ячеистые отливки, структуры природы, минимальные поверхности, гириод, квазикристаллы

In the study of the limiting possibilities of the metal casting process in terms of resource addressed the question of what solid-state design can best fill the space of the mold. The possibility of designing patterns for the Lost Foam Casting process according to mathematical concepts and description of examples of castings frame cellular patterns has been shown. Proposed cellular

castings inherit structure of nature. These castings will expand the existing range of the properties of metal products.

Keywords: Lost Foam Casting, mathematical concepts, engineering castings, foam patterns, computer simulation, frame cellular castings, structures of nature, minimal surfaces, gyroid, quasicrystals

«Я хочу понять те силы, какие скрываются в материи, я хочу узнать те причины, которые заставляют ее являться в тех правильных, математически гармоничных формах, в каких мы всюду видим и чувствуем ее»

В. И. Вернадский, 1887

Процесс литья по газифицируемым моделям (ЛГМ, Lost Foam Casting) в вакуумируемую песчаную форму позволил по-новому взглянуть на конструкцию металлической отливки. С одной стороны, материал применяемой пенопластовой модели на тонком срезе под микроскопом выглядит в виде мелкоячеистой пены, в которой воздух «упакован» в тонкие полистирольные оболочки, а заливаемый на модель металл (как в сосуд, заполненный пеной) газифицирует эти оболочки и замещает модель. С другой стороны, сухой песок при вибро- и/или пневмовоздействии в процессе формовки по свойствам (по словам В. С. Шуляка) подобен «псевдожидкости», которая обтекает модель. Тогда литейную модель можно рассматривать как конструкцию для воздействия двух текучих сред: одна – металл, при заливке замещающий модель изнутри, вторая – «псевдожидкость» песка, при формовке обтекающая ее поверхность снаружи.

В ходе исследования области применения процесса литья и оптимизации конструкций отливок с точки зрения ресурсосбережения выявили научную проблему, которая выразилась в таком вопросе: «какие твердотельные конструкции могут оптимально заполнить пространство, разместиться и «пролиться» в объеме песка литейной формы?». На что первыми подсказками послужили конструкции, наблюдаемые в живой и неживой природе, а также модели строения микроструктур органических и неорганических веществ как их представляет современное естествознание.

Главное отличие предложенных человеком инженерных конструкций от созданных природой состоит в высокой энергоэффективности последних. А также во многих случаях в наличии таких характерных свойств, как повторяемость в различных направлениях одинаковых элементов, комбинаторность (фрактальность) и ячеистость. В частности,

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 (на сегодня обнаруженные) соответствие чему-либо в физическом мире. В этой статье в русле обозначенной проблемы предложены примеры конструирования литых каркасно-ячеистых изделий и поиска путей оптимизации их строения, включая заимствование «технических решений» у природы, поскольку природой «уже решены вопросы» покорения пространства конструкциями с высокой эффективностью и ресурсосбережением.

Описания объемных структур, распространяющихся в пространстве по законам биологии, приведены в монографии Бенуа Мандельброта «Фрактальная геометрия природы» [1]. Среди простейших конструкций - ветки деревьев, которые развиваются от толстых к тонким разветвлениям. Очевидно, что такое изменение сечения предпочтительнее для течения металла, чем равностенные конструкции. На рис. 1 показан пример предлагаемой литой древовидной конструкции, состоящей из ствола 1 и веток 2.

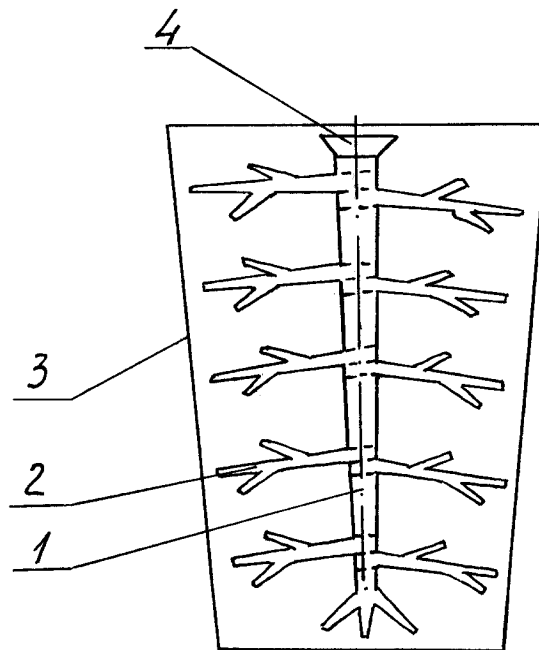


Рис. 1 Литая металлическая древовидная конструкция: 1 - ствол, 2 - ветви, 3 - контуры стенок изложницы, 4 – остаток воронки

При использовании ее в качестве внутреннего холодильника-кристаллизатора для литья слитков ветви 2 целесообразно расположить перпендикулярно поверхностям 3 стенок изложницы (показаны ее контуры), то есть навстречу наиболее вероятному направлению роста кристаллов слитка, которые также растут перпендикулярно стенке изложницы после заливки в нее металлического расплава. Аналогично могут быть учтены конструктивные особенности и расположение ветвей для армирования бетонных конструкций и др. Изготовление древовидной конструкции способом ЛГМ состоит в заливке расплавленного металла по соответствующей модели через воронку, остаток 4, которой сохранился на стволе. Если при этом модель выполняют из пенопласта, то изготовление ее сборных элементов состоит в засыпании гранул этого материала и их спекании в пресс-форме, или в вырезании элементов из блочного пенополистирола. Элементы модели ветки и трубчатые участки ствола можно собирать (склеивать) на направляющем штыре (пунктиром показаны линии стыка).

В древовидных литых конструкциях желательно учитывать некоторые общие закономерности строения деревьев, прослеживаемые в живой природе. Важнейшее требование ко всем такому строению – прочность, в этом плане конструкция дерева, отшлифована эволюционным отбором, безупречна. Как указано в монографии Бенуа Мандельброта, Леонардо да Винчи эмпирическим путем пришел к выводу о таком соотношении толщин ствола и всех ветвей дерева на любой высоте, что диаметры ствола и ветвей d до ветвления и диаметры d_1 , d_2 после разветвления удовлетворяют соотношению: $d^\Delta = d_1^\Delta + d_2^\Delta$, где диаметрический показатель $\Delta = 2$. Это подтверждено на практике. В этой же книге указано, что показатель «дерева» кровеносных артерий млекопитающих близок к $\Delta = 2,7$, а для «дерева» бронхов $\Delta = 3$. С точки зрения гидродинамики система каналов при $\Delta = 3$ имеет минимальное сопротивление, это значение наилучшее достигаемое как целенаправленным конструированием, так и селективной эволюцией. Отсюда, если важны прочностные свойства конструкции, то показатель Δ принимают близким к 2, если важно условие заполнения расплавленным металлом литейной формы, то - близким к 3, что также полезно учесть в литейной гидравлике при конструировании разветвленных литниковых систем.

Согласно той же монографии, установлено опытным путем, что вес ветви пропорционален ее диаметру, возведенному в степень $M = 2,5$, а также по мнению автора, может зависеть от значения Δ в виде $M = 2 + \Delta/3$. Значения величин $M = 2,5$ и M , полученного по последнему выражению при подстановке $\Delta = 2$ будут отличаться меньше, чем на 6,7%, что приемлемо для технических расчетов. Можно пользоваться обоими

значениями для оценки веса ветви из модельного материала или литого металла (с поправками на их плотность относительно плотности дерева), а при $2 < \Delta \leq 3$ - подставлять конкретное значение Δ в выражение для M .

Изготовление литой конструкции так, что ветви отходят от ствола перпендикулярно его оси, удобно при литье по разовой модели тем, что для изготовления пенопластовой модели можно применить простую пресс-форму с отверстием в модели, ось которого перпендикулярна ветви. Такую модель нетрудно получать на пластавтоматах, а затем собирать, подобно нанизыванию бумажных снежинок на нитку или изготовлению пластмассовых новогодних елок. Литая дендроидная конструкция внутреннего холодильника при литье массивных отливок или слитков может быть из одинакового или разного металла с заливаемым в форму. При затвердевании металла таких слитков растущие кристаллы от стенки изложницы конкурируют с дендритами, растущими навстречу им от ветвей холодильника, что дает измельчение зерна слитка равномерно по всему объему.

Литая древовидная конструкция, применяемая как армирующая (например, в бетоне) для сопротивления направленной нагрузке перпендикулярно оси ствола, рекомендуется со стволом в форме эллипса при отношении диаметров эллипса по направлению нагрузки и поперек нее как 1,26 к 1,0. Это соответствует измерениям стволов деревьев, на которые преобладающий ветер дул перпендикулярно в однородной лесной полосе [2].

Такие пространственные литые конструкции [3], аналоги которых взяты из ботаники, несложны для конструирования, описываются простой математической моделью и технологичны для литья методом ЛГМ в действующих литейных цехах. Модель можно смонтировать по повторяющимся элементам, в том числе получаемым на пластавтоматах. Пространственные древовидные отливки приближаются по виду к ячеистым или сотовым (например, к литым пенам), которые все чаще называют «материалами будущего».

Современный уровень развития компьютерного моделирования в качестве инструмента, расширяющего человеческие возможности, помогает отразить наши представления об устройстве окружающего мира и заимствовать из него некоторые детали для собственных рукотворных конструкций. Когда мы говорим о структуре вещества, то имеем в виду, что основу наших знаний в химии, физике, материаловедении, во многих областях наук о Земле и т. п. составляют прежде всего знания о структуре вещества, которая во многом определяет его свойства. Поэтому ученые поставили задачу научиться открывать новые материалы путем расчета их структур на компьютере.

Задача предсказания кристаллических структур, исходя из химического состава, до недавнего времени считалось нерешаемой. Традиционно, открытие новых материалов для нужд техники происходило либо методом проб и ошибок, либо вовсе случайно. Сейчас, когда квантовая теория материалов достигла достаточно высокого уровня, по данным работ Артема Оганова и соавторов по теме «Как научить компьютер открывать новые материалы», создана возможность разработки новых материалов при помощи компьютера.

Устойчивая кристаллическая структура характеризуется наиболее низкой энергией. Указанную задачу решают, исследуя все возможные взаимные положения атомов, рассчитывая энергию для каждого из них и таким образом определяя самую низкую энергию и оптимальную структуру. Проблема в том, что число вариантов в структуре астрономически велико. Итак, 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 [4]. Создание методов анализа этих данных привело кристаллографов в область многомерной геометрии. Анализ похожих данных к тому же привел антропологов и литературоведов. Подобными методами уже давно литературоведы определяют авторство текстов, а генетики и антропологи определяют родство между нациями на основе ДНК.

На стыке наук очень похожие идеи могут быть применимы к самым разным областям науки. Если созданы программы проектирования структур новых материалов из атомов, то, копируя атомные решетки, можно получать их пенопластовые макроразмерные модели для решетчатых пространственных отливок в развитие способов литья таких ячеистых металлоизделий. Расширяя гамму конструкций отливок, ЛГМ-процесс позволяет обеспечить литье сотовых, объемно-ячеистых, скелетно-решетчатых изделий.

Концепция упрощения сборки пенопластовых моделей ячеистых отливок в объемные структуры путем применения повторяющихся унифицированных элементов серийного изготовления имеет аналоги в различных математических моделях. Повторением некоторой элементарной ячейки, например, получен целый класс периодических минимальных поверхностей (МП). Элементарные ячейки многих из таких МП, в свою очередь, могут быть "собраны" из копий некоторого фундаментального элемента и его зеркального отражения. Теория МП - одна из классических и в то же время развивающихся областей математики

(на стыке геометрии, топологии и вариационного исчисления). Наглядной реализацией МП служит мыльная пленка, она затягивает контуры различной конфигурации и принимает форму, соответствующую минимуму потенциальной энергии (энергии поверхностного натяжения), которая прямо пропорциональна ее площади.

Одним из замечательных примеров бесконечно соединяющейся и повторяющейся в трёх измерениях структуры с МП является гироид (gyroid), впервые описанный американским физиком Аланом Шоэном (Alan Schoen) из NASA в 1970 г., который подыскивал ультралёгкий и прочный материал для космических аппаратов [5]. Поверхность гироида описывается уравнением $\cos x \cdot \sin y + \cos y \cdot \sin z + \cos z \cdot \sin x = 0$. Полученный в бронзе скульптором и математиком Вирсавией Гроссман (Bathsheba Grossman) способом литья по выплавляемым моделям его образец показан на рис. 2а [6], уменьшенный ювелирный вариант того же авторства изготавливается с использованием 3D-принтера.

Тела с гироидной структурой присутствуют в клетках растений и животных, в отдельных блок-сополимерах при конденсации олигомеров. Узоры на разбухших от воды ладонях ученые объясняют гироидной организацией «скелета» этих складок из волокон кератина, которые в коже уложены так, как будто они находятся в полостях гироида. Гироидная структура (рис. 2б) показана на сайте University of Ulm, Institute of Polymer Science [7].



Рис. 2 Образцы конструкций с гироидной структурой:
а) металлическая отливка, б) структура полимера

Модель для отливки на рис. 2а получена сборкой из повторяющихся пластин в форме правильных шестиугольников с фасонной поверхностью, имеющей выпуклые и вогнутые части. Такие пластины можно назвать фундаментальными элементами, и их форма в виде правильного шестиугольника позволяет составить их из двух, трех или шести частей, как повторяющихся элементов в сочетании с копиями их «зеркальных отражений». Модель с поверхностью гироида можно собрать без ограничения размера, используя лишь одного вида такие фундаментальные элементы. Для мелкосерийного производства пенопластовых моделей такие пластины или указанные их составные части можно выполнять плоскими и изгибать по методу, описанному в статье [8]. Для серийного производства описанных моделей их повторяющиеся элементы технологичнее производить на пластавтоматах, или в пресс-формах автоклавным способом, и собирать известными способами: склеиванием, по системе шип-паз и др.

Литейная модель с МП при формовке взаимодействуют с песком на минимальной площади трущейся о песок поверхности модели, что способствует равномерному уплотнению песка. Для разовых моделей наличие МП увеличивает количество вариантов их технологичного расположения в песке контейнерной формы без опасности получения незаполненных песком поднутрений и каналов. С уменьшением поверхности полости формы уменьшается площадь контакта заливаемого металла с этой поверхностью, через которую тепло от металла отводится в песчаную среду, что улучшает заполняемость формы металлом. По тем же причинам принцип МП эффективен для проектирования моделей литниковых систем. Заоваленные очертания отливки снижают вероятность трещин от затрудненной усадки отливки.

На сайте [6] указано, что модель гироида построена с помощью свободно распространяемой программы Surface Evolver, созданной Кеннетом (Брэкке Kenneth Brakke). Поиск поверхности минимальной площади (или суммарной энергии поверхностного натяжения) - лишь простейшее приложение этой программы. С ее помощью при проектировании отливок или оптимизации конструкции для повышения их технологичности для любого вида формовки можно строить поверхности "минимальные" с точки зрения более сложных функционалов. Такой функционал (энергия) может быть комбинацией энергии поверхностного натяжения, гравитационной энергии, энергии изгибной деформации и т. п., а также произвольных, задаваемых пользователем, поверхностных интегралов [9]. Это открывает возможность не только получить на компьютере чертеж модели с МП, но и МП в сочетании с заданными служебными характеристиками отливки. В частности, при ЛГМ такой

чертеж может сразу подаваться на управляемый компьютером 3D-фрезер, который в автоматическом режиме изготовит из пенопластовых блоков литейную модель или модель ее пресс-формы (например, из двух половинок) для последующего серийного производства литейных моделей или их частей с помощью автоклава или пластавтомата.

Surface Evolver при проектировании отливок может обрабатывать объекты с произвольной топологией, подчиненные разнообразным объемным и граничным связям. Например, можно зафиксировать объем, охватываемый поверхностью (изопериметрические задачи), или контактный угол на линиях пересечения искомой поверхности с некоторой заданной поверхностью. Для поиска конфигурации с минимальной энергией эта программа использует метод градиентного спуска и служит одним из примеров программ, пригодных для построения МП и их сочетания с другими поверхностями при конструировании литейных моделей или литниковых систем для различных литейных процессов [9]. Аналитичность МП, каждая точка которых определяется в пространстве аналитической функцией, повышает технологичность проектирования и изготовления моделей, а также оснастки для них, контроля качества их и отливок по ним, а также последующей обработки отливок при выполнении этих процессов с помощью современного оборудования с программным обеспечением.

Исследование возможности копирования в литых ячеисто-каркасных конструкциях строения кристаллических решеток с использованием объемных сборных структур с повторяющимися унифицированными элементами имеет следующее продолжение. Современное развитие кристаллографии в процессе обобщения новых исследований, кроме традиционных кристаллических структур, все больше уделяет внимание квазикристаллам, признание которых отмечено Нобелевской премией по химии 2011 г. Д. Шехтману (D. Shechtman). Структурное совершенство термодинамически стабильных квазикристаллов ставит их в один ряд с лучшими образцами обычных кристаллов, и позволяет классифицировать их как подкласс кристаллов. Созданы и искусственные материалы со структурой, аналогичной структуре квазикристаллов, названные квазикристаллическими метаматериалами. Квазикристаллы имеют очень низкую теплопроводность и низкий коэффициент трения.

Модель строения квазикристалла может быть создана на основе мозаики Пенроуза с двумя "элементарными ячейками", соединенными друг с другом по определенным правилам стыковки [10]. В настоящее время разработано и 3-мерное обобщение мозаики Пенроуза (сеть Аммана — Маккея), составляемой из узкого и широкого ромбоэдров, шестигранных фигур, каждая грань которых — ромб. На рис. 3 сверху

показаны «тонкий» и «толстый» ромбы из мозаики Пенроуза, снизу — эскизы каркасных моделей ромбоэдров, заполнение пространства которыми аналогично строению квазикристалла дает пространственную модель [11]. Примеры способов монтажа подобных ячеисто-каркасных моделей показаны в статье [8].

Исследование квазикристаллов стимулировало возрождение интереса к идеям и методам построения мозаик, математической теории, называемой «теорией замощений неограниченных плоскости или объема» [10], к которой относятся изопериметрические задачи для многогранников, конечные и бесконечные разбиения на ромбы, периодические МП, 3-мерные пазлы, фрактальные деревья и др. В частности, компьютерной графикой освоены задачи замощения методом кривых или поверхностей Бевзье, который, использовал их для компьютерного проектирования автомобильных кузовов.

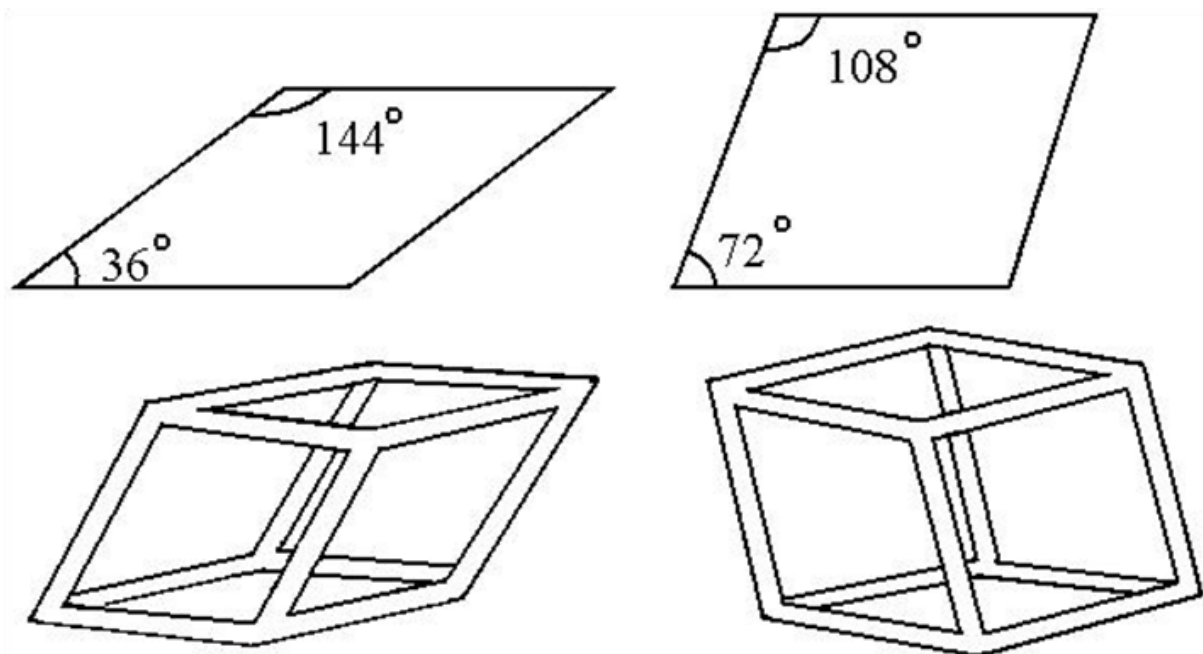


Рис. 3 Ромбы из мозаики Пенроуза и каркасные модели ромбоэдров

Технологии программно-виртуального конструирования пространственных структур интенсивно развиваются. Описание квазипериодических структур формируется на основе объединения различных дисциплин, таких, как современная геометрия, теория чисел, статистическая физика и понятие золотой пропорции. Неожиданное появление золотой пропорции в структуре квазикристаллов говорит о присутствии в их симметрии живого "мотива", так как в отличие от

неживых кристаллов только живой мир допускает замечательные соотношения золотой пропорции [10].

Таким образом, показана возможность проектирования литейных моделей в соответствии с математическими концепциями (моделями) построения структур вещества. Описаны примеры таких литейных моделей, которые вполне вписываются в ряд ранее предложенных легкособираемых каркасно-ячеистых конструкций пенопластовых моделей, наследующих структуры природы и характеризующихся оптимальным сочетанием материалоемкости и прочности [3, 8]. Несомненно, это первые шаги в русле обозначенной проблемы. Постепенное ее решение позволит расширить существующий спектр свойств металлопродукции появлением ячеистых отливок, предполагаемый вес которых будет на 50-90% легче компактных изделий.

Литература

1. Mandelbrot B. B. The fractal geometry of nature.- New York: Freeman and Co., 1983. - 540 p.
2. Ковалев Ю. Архитектура деревьев // Наука и жизнь.-1988. - № 12. - С. 147-150.
3. Патент UA 90494 МПК B22D 7/00, B22D 23/00, B22D 25/00/ Пространственная металлическая отливка. Шинский О. Й., Дорошенко В. С. - Опубл. 11.05.2010, Бюл. №9.
4. Oganov A.R., Lyakhov A.O., Valle M. How evolutionary crystal structure prediction works - and why. Acc. Chem. Res. 2011, 44, 227-237 p.
5. Schoen A. H. Infinite periodic minimal surfaces without self-intersections. NASA Technical Note TN D-5541. Washington, D. C. - 1970. - 99 p.
6. Bathsheba Sculpture. <http://www.bathsheba.com/math/gyroid/>
7. University of Ulm. Institute of Polymer Science, Германия. http://polymer.physik.uni-ulm.de/mol_graphics/
8. Дорошенко В. С. Пространственные литые конструкции, получаемые в объеме песка // Металл и литье Украины. – 2009.- № 7-8. – С. 45-52.
9. Мешков В. Минимальные поверхности и Surface Evolver Кеннета Брэкке // Вестник молодых ученых. - 2004.- № 1. - С. 84.
10. Белянин В.С. Квазикристаллы и золотая пропорция // Наука и жизнь. – 2005. – № 10. – С. 68-76.
11. Чередниченко В. С. Материаловедение. Технология конструкционных материалов - 2-е изд. - М.: Омега-Л, 2006. - 751 с.

УДК 621.74.045

ВАКУУМИРОВАНИЕ ПЕСЧАНОЙ ФОРМЫ: ФИЗИКО-ХИМИЯ, ТЕХНОЛОГИЯ, ЭКОЛОГИЯ

В. С. Дорошенко, К. Х. Бердыев

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Технологічні основи вакуумування піщаних форм, а також вплив балансу газового тиску на стабілізацію міцності форми описані на прикладі ЛГМ-процесу. Показані приклади двох схем вакуумних систем ливарних ділень і фотографії різних разових моделей і виливків.

Ключові слова: вакуум, лиття, ЛГМ, ВПФ, газифіковані моделі, Lost Foam Casting, ливарне виробництво, ФТИМС

Технологические основы вакуумирования песчаных форм, а также влияние баланса газового давления на стабилизацию прочности формы описаны на примере ЛГМ-процесса. Показаны примеры двух схем вакуумных систем литейных участков и фотографии различных разовых моделей и отливок.

Ключевые слова: вакуум, литье, ЛГМ, ВПФ, газифицируемые модели, Lost Foam Casting, литейное производство, ФТИМС

We have described the technological bases vacuuming sand molds, as well as the influence of gas pressure on the balance of stabilization strength is exemplified by Lost Foam Casting process. Also shown are examples of two schemes of vacuum systems and foundry sites pictures of EPS patterns and metal castings.

Keywords: vacuum, casting, V-process, EPS patterns, Lost Foam Casting, Foundry, PTIMA

Литейное производство как основа заготовительной базы машиностроения остро нуждается в технологическом использовании науки для восстановления, модернизации и повышения конкурентоспособности всей отрасли. Объемы производства машин находятся в пропорциональной зависимости от объемов литья. Масса литых деталей в автомобилях, тракторах, комбайнах, танках, самолетах и других машинах составляет 30...50%, а в металлорежущих станках и кузнечнопрессовом оборудовании доходит до 80% массы и до 20% стоимости изделия.

К сожалению, за последние десятилетия объем производства металлоотливок в странах СНГ уменьшился почти в 5 раз по сравнению с

показателями 1985 г. Среди причин такого снижения - многолетнее отставание применения науки в литейных процессах при сокращении машиностроения, ликвидации свыше 10 научных институтов в области литейного производства. При этом стабильно рос объем мирового производства отливок до 100,8 млн. т в 2012 г., из которого Китай произвел 42,5 млн. т. или 43%. Снижение объема литейной продукции Украины (до ~0,8 млн. т) и ряда др. стран в основном компенсировано Китаем. В частности, по данным на сайте AFS способом литья по газифицируемым моделям ЛГМ (Full Mold Casting and Lost Foam Casting) в 2007 г. в КНР выпущено 0,648 млн. т отливок (86,5% - чугун, 13,0% сталь и 0,5% цветные металлы). Если общий тоннаж литья в КНР за 2007-2012 гг. вырос на 11,2 млн. т, то с учетом таких темпов, вероятно, в настоящее время выпуск отливок способом ЛГМ в КНР превысил 1 млн. т.

Литейные цеха загрязняют экосистему отходами. В воздушной среде литейных цехов, кроме пыли, в больших количествах находятся оксиды углерода, углекислый и сернистый газы, азот и его окислы, водород, аэрозоли, насыщенные оксидами металлов, пары углеводородов и др. Применение органических связующих при изготовлении форм приводит к значительному выделению токсичных газов в процессе сушки и особенно при заливке металла. В зависимости от класса связующего в атмосферу цеха могут выделяться такие вредные вещества как аммиак, ацетон, акролеин, фенол, формальдегид, фурфурол и т. п. [1].

При изготовлении форм и стержней с тепловой сушкой и в нагреваемой оснастке загрязнение воздушной среды токсичными компонентами возможно на всех стадиях технологического процесса: при изготовлении смесей, отверждении стержней и форм и охлаждении стержней после извлечения из оснастки. Очевидно, в условиях литейного производства проявляется неблагоприятный кумулятивный эффект комплексного фактора, при котором вредное воздействие каждого отдельного ингредиента (пыли, газов, температуры, вибрации, шума) резко увеличивается.

Твёрдые отходы литейного производства содержат до 90 % отработанных формовочных смесей, включая брак форм и стержней. Количество фенолов в отвалных смесях превышает содержание других токсичных веществ. Фенолы и формальдегиды образуются в процессе термодеструкции формовочных смесей, в которых связующим являются синтетические смолы. Эти вещества хорошо растворимы в воде, что создает опасность попадания их в водоёмы при вымывании поверхностными (дождевыми) или грунтовыми водами.

С появлением в литейном производстве технологии литья металлозаготовок в вакуумируемых формах из сухого кварцевого песка без

связующего, обладающей бесспорными экологическими преимуществами, началось строительство таких участков и цехов. Первый патент ФРГ на литье по газифицированным моделям (ЛГМ) в вакуумируемую форму выдан Е. Кржижановскому в 1968 г., а с 1971 г. началось освоение в Японии и далее по всему миру литья методом вакуумно-пленочной формовки (ВПФ). В этих процессах для поддержания в песке вакуума песчаные литейные формы в рамочных или контейнерных опоках герметизируют покрытием поверхности песка синтетической пленкой. В обоих вакуумируемых процессах традиционная формовка со склеиванием частиц песчаной смеси путем создания мостов между зернами песка, когда прочность связывания зависит от сил когезии и адгезии, уступила место уплотняющей песчаную форму перепаду атмосферного и пониженного внутриформенного давления воздуха в порах этого песка. Вакуумирование вместо химической связи резко усилило трение частиц песка и создало упругие сжимающие напряжения, удерживающие песок формы в монолитном неподвижном состоянии достаточной прочности для присущих литью технологических нагрузок, включая давление заливаемого металла.

Объем производства отливок в мире по двум видам песчаных форм следующий: 1) в формы из смеси со связующим, прочность которых определяется силами адгезии и когезии связующего, образующего пленки на зернах песка, - 73...75 % и 2) в формы с физическими методами уплотнения песка, в частности при его вакуумировании – 3...5%.

Введение вакуумирования в литейный процесс с песчаной формовкой позволило разработать ряд малоотходных и безотходных производств путем минимизации органических материалов в технологии формовки. С одной стороны, исключение связующего из формы дало следующие положительные результаты: 1) резко сократило загрязнение окружающей среды - на порядок и более уменьшило выбросы вредных газов в атмосферу цеха и значительно повысило культуру производства; 2) способствовало ресурсосбережению за счет многократного рециклинга не менее 95% песка без экологически вредных отходов (формы со связующим дают до 80% загрязнений литейных цехов); 3) повысило точность отливок за счет исключения прилипания к моделям смеси (снижены или устранены уклоны и припуски на моделях) и 4) упростило уплотнение смеси без значительных силовых нагрузок. Но с другой стороны, вакуумирование потребовало от литейщиков понимания сущности баланса давлений на поверхности полости формы и способов ее поддержания в статичном состоянии, что часто связано с регулированием газопроницаемости стенок формы, а также степенью и способом вакуумирования, особенно важных в момент заливки и затвердевания отливки.

Слабое внедрение вакуумируемых форм в отечественное производство объясняется низкой осведомленностью литейщиков о достаточно простых принципах регулирования газового давления на границе «металл - вакуумируемая форма», весьма несложном, преимущественно отечественном, оборудовании для обеспечения форм вакуумом, но смонтированном в части трубопроводной разводки в комплекте с системой очистки газового потока по законам газодинамики и гидравлики. Опасение непроверенных собственным опытом технических принципов и неуверенность в сфере пока нетрадиционных для отечественного литейщика знаний склоняет его предпочтение к знакомой формовке со связующим при выборе технологических процессов для своего цеха. Тем более, при обильной рекламе и стимулировании «химизации» формовки импортерами оборудования для холодно-твердеющих смесей (ХТС). Расширение применения ХТС (в частности, 32% литья в РФ, 2012) сопровождается усугублением неблагоприятной экологии литейного цеха, что привело, например, к тенденции вытеснения литейного производства из Западной Европы в другие страны, если его не переводят в первую очередь на качественно новый экологический уровень.

В Японии, США, Германии и др. странах использование сырых песчано-бентонитовых смесей сохранилось практически только в массовом производстве мелких и средних отливок в автомобилестроении, сантехническом оборудовании и т. п. Сегодня стоимость связующего для ХТС на 1 т отливок доходит до 500 USD, плата за выброс 1 т литейных отходов в Европе - до 200 евро, а смоляные связующие дают до 70% загрязнений природной среды от литейных цехов, при образовании до 5 т песчаных отходов на 1 т литья (по данным Ткаченко С.С., Кривицкий В.С., 2010).

Применению вакуума в форме при ЛГМ предшествовало то, что газы от термодеструкции пенополистироловой (ППС) модели литейщики отводили через отверстия опок и проколы в песчаном наполнителе в атмосферу цеха, что создавало обильное дымовыделение и по сегодняшним меркам просто недопустимо. Кардинальное повышение экологичности производства получения качественных отливок ЛГМ-процессом достигнуто применением вакуума как результат многолетних исследований физико-химии формовочных процессов.

Структура модели из ППС представляет твердую пену типичную для ячеистых пластмасс (пенопластмасс или поро- и пенопластов). Обычно такую пену получают либо спеканием тонких стенок вспениваемых гранул, либо газонасыщением и экструзией пенопластмассы. Со временем ячейки пены полностью заполняет воздух, и при увеличении в десятки раз в микроскопе на срезе эта пена выглядит как воздух, упакованный в

шарики или многогранники с едва различимыми тонкими стенками. Тогда по аналогии с традиционной литейной формой видно, что при ЛГМ расплав металла также льют в пустоту полости литейной формы, однако в пустоту, упакованную в мелкие шарики ППС, составляющие модель. Приравнять в какой-то мере пеномодель к пустоте позволяет ее низкая плотность и малый расход ППС, если 1 м^3 такой модели весит $\sim 25\text{ кг}$ и в форме замещается 7 т жидкого чугуна, то на 1 т отливок по расчету расходуется $25/7=3,6\text{ кг}$ полимера при стоимости 1 кг импортного ППС в гранулах до $\sim 50\text{ грн}$.

Проведенные учеными ФТИМС НАН Украины научные и конструкторские работы в составе научной школы проф. Шинского О. И. позволили отработать оптимальные технологии литья в вакуумируемых формах, создать ряд новых разновидностей таких способов литья и технологического оборудования, надежно обеспечивающих целостность литейной формы при заливке, как условие получения точных отливок стабильно высокого качества.

Для получения отливок в вакуумируемых формах по способам ВПФ и ЛГМ наиболее важным является понимание физики явлений, протекающих в процессе заливки формы без связующего, поскольку он базируется на поддержании газодинамического баланса (ГБ) в заливаемой литейной форме. Качество выпускаемых отливок напрямую зависит от понимания всеми исполнителями, от технологов до рабочих, почему сухой песок не обваливается в полости формы, например, при ЛГМ, когда модель разрушается, и какие факторы на это влияют. Рассмотрим составляющие этого ГБ на примере формы с сифонной литниковой системой (рис. 1).

Литейную форму с моделями и сифонной литниковой системой во время заливки можно представить как два сообщающихся сосуда. В первый - открытый сверху стояк, заливают металл, а во второй в виде модели отливки, заполняющей рабочую полость формы, металл перетекает, замещая модель. Баланс давления при заполненном металлом стояке в двух сосудах состоит в том, что на одинаковом уровне поддерживается одинаковое давление. В стояке оно состоит из (главным образом) металлостатического давления в сумме с атмосферным, а в форме – из давления металла в сумме с давлением газов от газификации модели. Это давление газов по данным проф. Шинского О. И. может на 24% превышать атмосферное давление и достигать 124 кПа [2]. При этом газы от газификации металлом ППС как бы распирают песчаную форму изнутри ее полости. В толще песка, герметично упакованного в контейнере и покрытого пленкой, обычно поддерживают давление равное 50...60 кПа путем подключения формы вакуумному насосу. И перепад указанных значений давления (газов как продуктов газификации ППС) на

поверхности освобождаемой от модели полости формы над зеркалом металла и в толще песка (разрежение воздуха) как раз и создает то прессующее песок давление, которое удерживает его от обрушения [3].

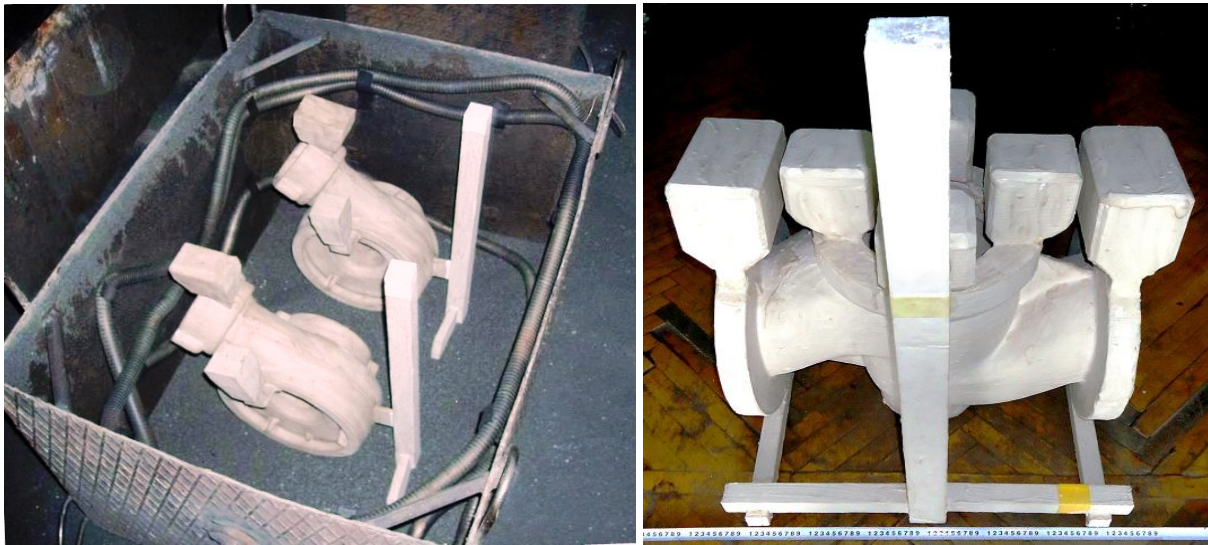


Рис. 1 Примеры использования сифонной литниковой системы для двух моделей корпусов насосов, установленных в контейнере при формовке, и модели крупного крана

Аналогичный баланс давления поддерживается при ЛГМ с другими типами литниковой системы. А также он составляет принцип упрочнения формы при ВПФ (V-Process) с тем отличием, что там оба рассматриваемых сосуда (стояк и литейную полость формы) сообщены с атмосферой, причем, крайне важно, что сечение открытых выпоров при ВПФ в 2...4 раза превышает сечение стояка [4].

Технологическая стабильность ЛГМ-процесса поддерживается саморегулирующими свойствами вакуумируемой формы во время заливки металла. Саморегулирование (самобалансирование) формозаполнения металлом состоит в том, что, если при заливке металл слишком быстро газифицирует модель (или модель имеет плотность выше $25...30 \text{ кг/м}^3$), то излишний рост давления этих газов тормозит течение металла по литниковой системе внутрь полости формы, что ведет к уменьшению темпа газифицирования. А если газифицирование слабое (или модель имеет плотность ниже 25 кг/м^3), то вакуум формы, проникая в литейную полость, подсасывает заливаемый металл, стимулируя газовыделения от деструкции модели. Последнее явление используют при сочетании ЛГМ с литьем вакуумным всасыванием алюминиевых сплавов с нижним подводом металла в форму. В этом случае применяемого разрежения в

песке формы (с давлением до 20 кПа) достаточно как для удержания песка, так и для подъема металла на высоту почти до 2 м.

Если заливка алюминия дает до 80% жидкой фазы пенополистирола, которая путем впитывания в поверхностные слои (толщиной до 5...7 мм), конденсации и затвердевания герметизирует и связывает - упрочняет эти слои вакуумируемой формы (как оболочковой формы), то для поддержания ГБ достаточно небольшого расхода газа. Если заливка черных металлов идет с практически полной газификацией и более высоким давлением как жидкого металла, так и газов от модели, то ГБ создается на другом уровне с учетом меньшей герметизации формы, в т.ч. от частичной деструкции связующего покрытия модели высокотемпературным расплавом металла.

Явление саморегулирования процесса заливки вакуумируемой формы при ЛГМ – это важное особенное свойство технологии, отсутствующее в других видах песчаной формовки. При соблюдении литейщиками условий выполнения принципа газодинамического балансирования это свойство дает ЛГМ технологическую гибкость и устойчивость за счет того, что отклонения технологических параметров (или их погрешности) от оптимально расчетного уровня допускают наличие некоего коридора, в котором гарантировано обеспечивается получение качественной отливки.

Таким образом, отличие заливки при ЛГМ от заливки традиционных форм со связующим состоит в технологическом приеме поддержания баланса газового давления в полости формы. Суть ГБ состоит в том, что количество выделяющихся газов в каждый момент газификации модели должно создавать такое давление в освобождаемой от модели полости формы (несмотря на откачивание этих газов в песчаную среду вакуумируемой формы), что на поверхности полости формы всегда сохраняется перепад (избыток со стороны полости) газового давления, который удерживает от обрушения песок формы без связующего. При этом повышают давление газов от газификации модели такие основные факторы: повышение давления жидкого металла в постоянно заполненном стояке, скорости заливки и температуры металла, указанные в монографии [3], снижение величины вакуума в толще песка и газопроницаемости противопопригарного покрытия модели.

Если сифонную заливку трудно осуществить, особенно при большой длине модели/отливки (более 1,5...2 м), поскольку тогда жидкому металлу необходимо преодолевать длинные пути с уменьшением скорости его течения, падением температуры и увеличением вязкости, то часто применяют комбинированные конструкции литниковых систем. В любом случае стояк во время гравитационной заливки поддерживают заполненным металлом. Если такое не происходит, то обычно в полость

стояка подсасывается и воздух с характерным шипящим звуком, что крайне нежелательно из-за высокой вероятности появления брака отливок. Кроме необходимости быть запертой, литниковую систему рассчитывают с учетом минимизации появления спаев, трещин, нагрева тепловых узлов и удобного их питания прибылями, местных размыва стенки формы и пригара, др. видов возможных дефектов, а также удобства отделения литниковой системы от отливки.

Газопроницаемость наносимой на модель противопригарной краски зависит от состава, плотности, толщины наносимого слоя и адгезионной стойкости. Использование водных красок предпочтительно по экологическим соображениям, однако превышение их плотности выше $1,8 \text{ г/см}^3$ часто приводит к их осыпанию после высыхания. Оптимальная толщина краски, при которой соблюдается сочетание прочности, целостности и газопроницаемости составляет 0,8...1,2 мм. На полых формах со связующим краску на поверхность полости формы обычно наносят более тонким слоем, она уменьшает размеры этой полости, не допускаются ее подтеки. При ЛГМ толщину краски нетрудно регулировать, краска не влияет на размер отливки, т.к. наносится на модель сверх размера будущей отливки. Малая газопроницаемость краски способствует торможению потока металла противодействием газов, вплоть до «кипения» формы с последующими газовыми дефектами отливки. Декстрин, используемый в ряде составов красок как связующее, при заливке выгорает, чем увеличивает газопроницаемость краски.

При формовке единичных крупных и пространственных моделей желательно использование литейных опок, конструкция которых позволяет укладывать гибкие части вакуумной системы [5], например, из металлорукава типа РЗ-Ц-Х-22 У1 (ТУ 22-5570-83) на различных уровнях на расстоянии 80...100 мм от модели, что обеспечивает равномерную откачку газов деструкции, позволяет обходить холодильники, а так же укладывать элементы вакуумной системы внутри крупных песчаных «болванов» внутри полостей моделей для отливок трубчатого типа. Примеры подобных крупных отливок и моделей показаны на рис. 2, а примеры мелких моделей, собранных в «разветвленные блоки, показаны на рис. 3. Для увеличения теплопоглощения и испаряемости в ППС могут добавлять красители, что позволяет единичные модели изготавливать из цветного блочного ППС с повышенной прочностью и плотностью. Для отливок из низкоуглеродистых сталей применяют пенопласты с атомами кислорода в их молекулярной структуре для газификации с окислением углерода и снижению науглероживания металла, при этом материале моделей обычно корректируют условия поддержания ГБ процесса литья.



Рис. 2 Примеры отливки муфеля печи, модели корпуса червячного редуктора и моделей других стальных отливок, в частности, отливок деталей МНЛЗ весом 1...5 т (последние три фото)

При создании (в развитие концепции ЛГМ-процесса) способов литья по разовым ледяным моделям (ЛЛМ) [6], тающим в полости формы и впитывающимся в сыпучий песок для опустошения этой полости перед заливкой металла, также использовали принципом ГБ. Для этого в полость

формы (на поверхность тающей модели) через трубчатый выпор в разных вариантах (аналогично газам от газификации модели) подавали: атмосферное давление, его сочетание с гидростатическим давлением модельной жидкости, давление нагретой до кипения водной композиции для расплавления модели, а также поток горячих газов. По мере необходимости (в большинстве случаев) форму вакуумировали.



Рис. 3 Примеры моделей мелких отливок из последних работ в институте ФТИМС НАНУ

Следовательно, кроме ГБ от газового давления (как при ЛГМ), применяли динамический баланс - превышение давления жидкости со стороны полости формы над давлением газа в песчаной среде или превышение давления двухфазного состава (жидкости с газом) со стороны полости формы в сочетании с пониженным давлением в песчаной среде вакуумируемой формы. Применение в составе жидкости связующего (жидкого стекла, декстрина и др.) и его осаждение в поверхностном слое (по известным закономерностям фильтрации, адсорбции) давало связанный песчаный слой, затвердеванием которого получали оболочковую форму по способу, в чем-то подобному литью алюминия при ЛГМ. Впитывание такой жидкости идет по пути наименьшего сопротивления в наиболее проницаемые поры с закупоркой их связующим, как элемент саморегулирования, куда больше течет, там и закупоривается.

Далее рассмотрим особенности конструирования вакуумных систем песчаных форм и основы методики расчета параметров такого оборудования на примере ЛГМ-процесса. Такая же методика пригодна для оборудования на участках ВПФ. Степень разрежения (вакуума) в литейной форме зависит от вида заливаемого металла и обычно колеблется от 200 до 460 мм рт. ст. (0,25...0,6 атм или 25...60 кПа). Одним из главных факторов, определяющих объем газов деструкции при одной и той же марке ППС

модели, является температура заливаемого металла, от 650 °С для алюминиевых сплавов до 1800 °С для жаростойких железоуглеродистых сплавов.

Изучение физико-химических процессов взаимодействия жидкой фазы и паров ППС модели с жидким и затвердевающим металлом отливки в песчаной форме привело к выяснению требований к формовочным материалам – их плотности, газопроницаемости и теплофизическим свойствам. Адсорбентом продуктов разложения твердого ППС при ЛГМ потенциально является как металл отливки, так и формовочный материал. Одной из главных результатов применения вакуума при ЛГМ явилось во многих случаях практически полное исключение жидкого металла из числа таких адсорбентов при заливке и сопутствующих ей физико-химических процессах, а также сохранение при этом прочности песчаной формы.

В результате исследования смачиваемости различных формовочных материалов продуктами деструкции ППС, химических реакций между металлом и формой, диффузионных и тепловых процессов переноса, зависимости прочности формы и скорости откачки газов от гранулометрического состава формовочных материалов, их теплостойкости пришли к следующим выводам. Наиболее экономически приемлемыми и технически пригодными оказались кварцевые формовочные пески с размерами зерна в пределах 0,2...0,3 мм с содержанием пылевидных частиц размерами менее 0,05 мм не более 6...8 %, плотностью в пределах 1,45...1,65 г/см³ и влажностью не выше 0,5...0,6 %. Поскольку основным стабилизирующим прочност фактором является вакуум, уплотняющий ее перепадом газового давления извне и внутри песчаной среды формы, то надежность работы и грамотная эксплуатация всей вакуумной системы определяется в процессе формовки и заливки при получении качественных отливок.

При расчете вакуумной системы цеха ЛГМ прежде всего определяют ее функциональное назначение, будет ли она использоваться для формовки и заливки, пневмотранспортирования формовочного материала (песка), обеспечения работы модельных полуавтоматов; т.е. будет отдельной для всех технологических площадок, или общей. Это обычно зависит от годовой производительности участка ЛГМ и организации производственного процесса.

Порядок и правила расчета пневмотранспорта всасывающего типа (вакуум-транспортная система) определяются по справочникам грузоподъемных и транспортирующих машин [7], а для расчетов вакуумных систем формовочно-заливочного участка ЛГМ использовали учебники и обзоры по расчету вакуумных систем [8 - 10].

Для расчетов конструктор выбирает справочные численные характеристики физико-химических, термо- и газогидродинамических процессов для определения скорости газификации ППС модели, образуемого объема газов и их взаимодействия с формовочным материалом, подвергаемом вакуумированию. Многофакторность изменяемых во времени параметров видна на таком примере. Если пористость уплотненного формовочного песка составляет 35...38% [10], то не всегда однозначно будет изменяться площадь межзеренного сечения (как газового канала) при конденсации паров газа на поверхности песчинок, поскольку модели из одной марки ППС при литье сплавов с разными температурами газифицируются с различными давлением и объемом газов деструкции за единицу времени.

Кроме этого, возможно уменьшение пор при термическом расширении зерен песка и изменение общей площади проходного сечения пористого материала. По мере перемещения газа в толще песка, происходит его охлаждение с уменьшением объема газа, исходящего преимущественно из зазора между зеркалом заливаемого металла и твердой частью модели при ее термодеструкции. В межзеренном пространстве с порами, составляющими микрометры, сопротивление течению газа зависит от шероховатости и угловатости зерен, их фракционного состава. Шероховатость газовых каналов при ЛГМ - величина непостоянная, т.к. вокруг песчинок образуется "рубашка" из сконденсированных продуктов испарения ППС. Кроме этого, за счет вакуума жидкая составляющая деструкции ППС проникает до 60 мм вглубь песка формы, также уменьшая площадь прохода газов. При многократном обороте песка песчинки покрываются углеводородными и сажистыми пленками, очистку от которых выполняют в разработанных во ФТИМС установках терморегенерации песка. Приведенные факторы учитывали при закладывании запаса производительности вакуумных насосов в откачивающих системах формовочно-заливочных участков.

Другой особенностью работы вакуумных систем при ЛГМ и ВПФ является наличие частиц формовочного материала – песка в отсасываемых газах в количестве до 0,1...0,3 % от объема песка, что зависит от конструкции опок. Попадая в насос, частицы песка постепенно изнашивают его внутренние части. Применение циклонов различных типов не решает полностью эту проблему, т.к. теоретически степень их очистки составляет не более 97 %. Производственная практика специалистов ФТИМС при эксплуатации таких вакуумных систем показала необходимость применения жидкостных песко- и пылеотделителей, которые на ряде предприятий показали высокую эффективность очистки газов, что увеличило срок службы насосов.

Основным критерием выбора вакуумного насоса является требуемая производительность и величина вакуума на выходе из литейной формы с учетом одновременного вакуумирования нескольких форм.

Если производство проектируется для получения отливок из алюминиевых сплавов, то степень разрежения, создаваемого насосом в опоке-контейнере, должна быть около 400...460 мм рт. ст., для отливок из черных металлов — 150...200 мм рт. ст. Проведенные исследования показали, что температура газов деструкции в зазоре между зеркалом металла и моделью может достигать до 1/2 температуры заливаемого металла, и, далее перемещаясь на выходе из формы, может иметь от 1/5 до 1/4 температуры металла. Объем и температура отсасываемых газов с учетом перечисленных физико-химических процессов; объема, качества и физико-механических свойств формовочного материала; массы, объема и вида металла отливки; расположения модели в контейнере; температуры окружающей среды; марки применяемого ППС – изменяются в широких пределах и должны быть учтены в расчетах.

Для расчета объема отсасываемых газов следует исходить из законов сохранения массы и энергии, термо- и гидрогазовой динамики, тепло-массопереноса. Взаимосвязь объема газа V , давления P и температуры T выражается формулой [8]:

$$P \cdot V = nRT,$$

где n - число молей в объеме V при температуре T и давлении P ;

$$R = k \cdot N,$$

где k - коэф.-постоянная Больцмана;

N - число молекул в 1 грамм-молекуле.

Исходя из этого, можно использовать формулу:

$$\frac{P \cdot V}{T} = \text{const. (закон Бойля-Мариотта)}.$$

Зная температуру заливаемого металла, массу ППС модели и используя вышеприведенные температуры при ЛГМ, определяют объем газов V на выходе из литейной формы с последующим расчетом всей вакуумной системы по формулам из справочников по вакуумной технике [7, 8, 11].

Выбор насоса и элементов вакуумной системы. Исходя из предназначения вакуумной системы – раздельной по технологическим площадкам или общей на весь производственный цех ЛГМ, производится расчет показателей потребного насоса или насосов. Наиболее оптимальным по экономическим, пожарно-санитарным и эксплуатационным характеристикам является применение сухих кольцевых или водокольцевых вакуумных отечественных насосов серии ВВН или HRB (Корея, Hwahghae Electric). Применение сухих вакуумнасосов требует меньше площадей без наличия системы водоподготовки и водо-оборота или -питания, но плохо стыкуется с системой утилизации откачиваемых газов с продуктами деструкции ППС. Конструктивные элементы насоса не должны корродировать в газовой среде. Содержание частиц формовочного материала (песка) во входящем в насос газе должно быть предельно минимальным, что требует усложнения элементов пылеулавливания вакуумной системы, однако, в целом, применение сухих насосов, как при монтаже, так и при эксплуатации, менее затратно.

Водокольцевые вакуумные насосы (ВВН) для своей работы используют системы водоподготовки и водоснабжения. Наибольшая эффективность у них достигается при использовании воды с температурой ниже +30 °С. Другой особенностью их работы является наличие воды в выбрасываемом насосом газе, что усложняет работу стоящих (как правило) за ними установок каталитического дожига газов с продуктами деструкции в процессе приведения выбрасываемых в атмосферу газов до санитарно-экологических норм – ПДК. Вода при работе ВВН нагревается, что снижает их производительность, а также при достижении температуры 55 °С минеральные включения из воды начинают выпадать в осадок. С целью экономии создают закрытые замкнутые системы водоснабжения, изначально заполненные дистиллированной водой. Водоемы открытых систем, особенно расположенных вне цеха, летом зеленеют, что требует их регулярной очистки. Разумеется, этих проблем можно было бы избежать, используя поршневые, золотниковые, роторно-пластинчатые насосы. Но этого делать нельзя, т. к. во всех этих насосах имеется масло, а откачиваемые газы при выходе из литейной формы имеют температуру намного выше 100°С. Масло в таких насосах, если не горит, то коксуется и, кроме того, пары масла, сконденсировавшиеся на входной трубопроводе, - тоже источник возгорания.

Обязательным элементом вакуумной системы ФЗУ является вакуумный аккумулятор (ВА). Конструкции аккумуляторов, разработанные во ФТИМС, емкостью 1-3 м³ имеют защитные элементы в виде предохранительных пластин и обратных клапанов, что позволяет

легко производить работы по их очистке. Определение толщины стенки ВА производится по формуле [8]:

$$S = 0,4 \frac{D}{l} \left(\frac{P_p}{E^t} \cdot \frac{1}{D} \right)^{0,4} + C,$$

где D - внутренний диаметр обечайки, см;

P_p - давление расчетное, кг/см²;

E^t - модуль продольной упругости материала при 20 °С, кг/см²;

C – поправочный коэффициент (утонышение стенки при эксплуатации);

l - длина обечайки, см.

Основное назначение ВА – обеспечение плавности работы вакуумного насоса и стабилизация величины вакуума на выходе из формы.

Описание конструкции водного пылесадителя, разработанного ФТИМС, приведено в статье [12], а расположение рассматриваемого оборудования на планировке цеха – в статьях [13, 14]. Трубопроводы, как указано в [8, 9, 11], должны быть по диаметру согласованы с диаметром всасывающего отверстия насоса и изготовлены максимально короткими. Но для заливочных участков соблюдение этого принципа не всегда оправдано, т.к. отсасываемые газы имеют большую температуру и нагревают как элементы вакуумной системы, так и воду, тем самым, снижая производительность ВВН. Пропускную способность трубопровода определяют по формуле [8]:

$$U_T = 1,2 \frac{d^3}{l}, \text{ л/с,}$$

где d - диаметр трубопровода, см;

l - длина трубопровода, см.

Необходимо стремиться, чтобы трубопровод соответствовал производительности насоса и имел меньше изгибов.

Опыт эксплуатации запорно-регулирующей арматуры показал, что наиболее надежны и дешевы шаровые краны. Они массово выпускаются с проходными диаметрами от 1/4" до 4" и их легко монтировать. Как упоминалось выше, откачиваемые газы с продуктами деструкции ППС или синтетической пленки при ВПФ должны перед выбросом в атмосферу очищаться в специальных установках. Для предварительного осаждения частиц формовочного материала рекомендуются серийно выпускаемые

циклоны разработки ЦАГИ и "Союзэлеватор". С целью экономии производственных расходов и надежности работы вакуумной системы целесообразно вместо одного водного насоса требуемой производительности установить два насоса меньшей производительности и подключить их параллельно.

В качестве примера ниже приведены две схемы вакуумной системы участков ЛГМ, на рис. 4 – система предназначена только для формовки и заливки, на рис. 5 – для формовки, заливки, обеспечения работы системы подготовки и пневмотранспорта песка. Также на рис. 6, 7, 8 показаны типичные примеры отливок, полученные в вакуумируемых формах способом ЛГМ.

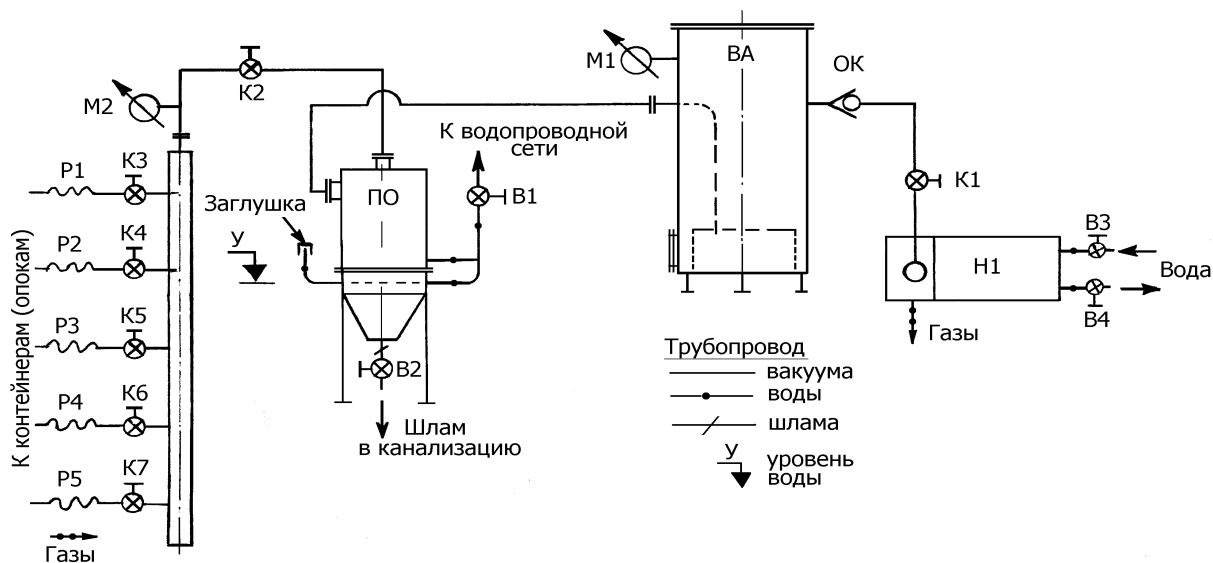


Рис. 4 Вакуумная система участков формовки-заливки $Q \leq 12 \text{ м}^3/\text{мин.}$; все стенки должны быть герметичными, падение давления в сети не более 0,05 атм (контроль по М1); Н1 – насос ВВН; ОК – обратный клапан;

ВА – вакуумный аккумулятор; М1, М2 – вакуумметр 0÷1;

ПО – пылесадитель; К1-К7 – краны шаровые; В1-В4 – вентили;

Р1-Р5 – рукава; В1-В12 – вентили

Таким образом, в статье отмечены значительные экологические преимущества формовочных процессов с применением вакуума в литейном производстве. На примере технологии ЛГМ описаны технологические основы вакуумирования песчаных форм, роль баланса газового давления для стабилизации прочности формы с учетом влияния литниковой системы и литейной краски, физико-химия изменения фильтрационных свойств формовочного песка при многократном циклировании, понимание которых будет способствовать преодолению

технологических стереотипов при переходе от форм из песчаных смесей со связующим к вакуумируемым формам. Как показывает отечественная практика, соблюдение рассмотренных условий применения таких форм для многих отливок в цехах ЛГМ позволяет уровень брака держать не выше 2%.

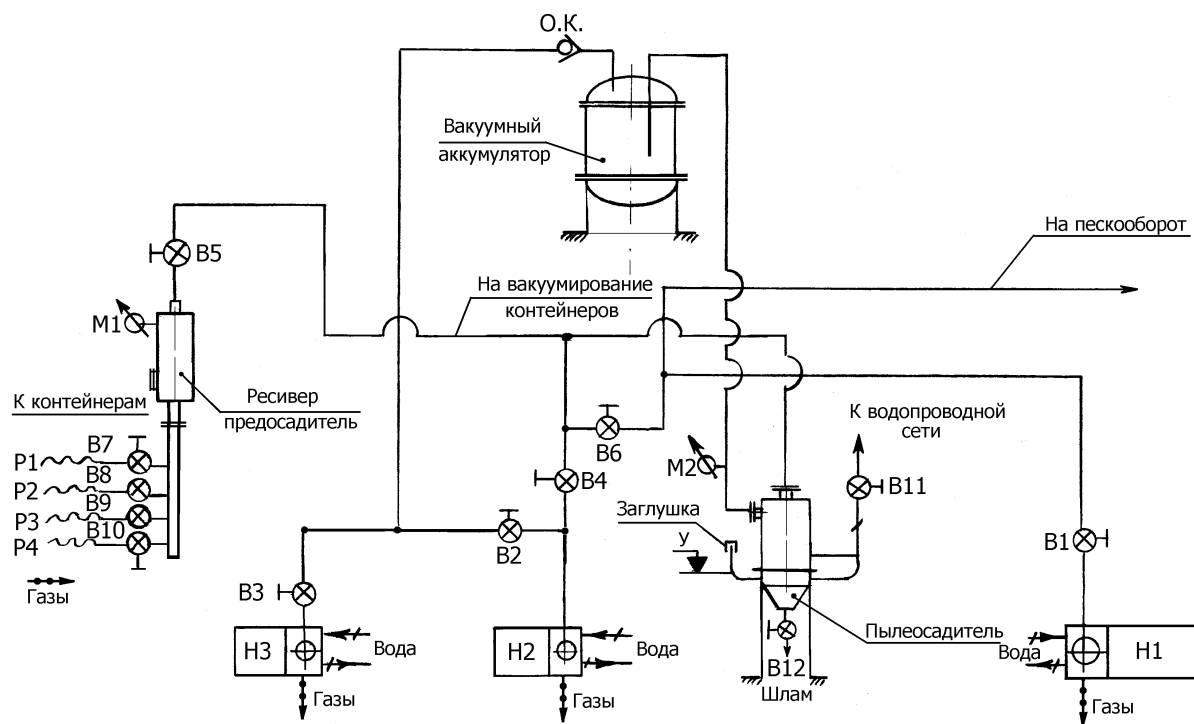


Рис. 5 Вакуумная система участков формовки-заливки и пескоподготовки $Q \leq 50 \text{ м}^3/\text{мин.}$: Н1-Н3 – водокольцевые вакуумные насосы; М1, М2 – манометры; Р1-Р4 – рукава; В1-В12 – вентили; ОК – обратный клапан



Рис. 6 Типичные примеры отливок, полученные в вакуумируемых формах способом ЛГМ



Рис. 7 Типичные примеры отливок, полученные в вакуумируемых формах способом ЛГМ



Рис. 8 Типичные примеры отливок, полученные в вакуумируемых формах способом ЛГМ

Выводы

Рассмотрена методика конструирования и расчета вакуумных систем формовочных участков с учетом ряда факторов, принятых во внимание при определении производительности насосов, пропускной способности очистных и трубопроводных элементов. Приведены 2 схемы вакуумных систем литейных участков. ФТИМС НАН Украины эти системы комплектует отечественным оборудованием. Информация будет полезна при организации современных участков ЛГМ и ВПФ с учетом описанных преимуществ по улучшению условий труда литейщиков и экологической культуры производства. Приведены примеры точных отливок различных размеров и конфигураций.

Литература

1. Орехова, А.И. Экологические проблемы литейного производства // Экология производства. - 2005. - №1. - С. 2 - 3.
2. Шинский О. И. Газогидродинамика и технология литья железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям. К.: Автореф. дисс. д. т. н. 1997. - 43 с.
3. Шуляк В. С. Литье по газифицируемым моделям. – СПб.: НПО «Профессионал», 2007.- С. 200.

4. Барский В. Т. Производство литых заготовок методом вакуумно-пленочной формовки. - М.: ЦНИИЕЭстроймаш, 1985. – С. 9.
5. Дорошенко В. С., Бердыев К. Х. Современные тенденции конструирования опочной оснастки для ЛГМ // Металл и литье Украины. – 2011 .- №4. – С. 24-29.
6. Дорошенко В. С. Криотехнология литья по ледяным моделям // Литейное производство. - 2013. - № 3. - С. 16 - 20.
7. Иванченко Ф. К. и др. Расчеты грузоподъемных и транспортирующих машин. К.: Вища школа. - 1978. - 576 с.
8. Овсянников К. М.. Основы расчета вакуумных систем, применяемых в литейном производстве. М.: Машиностроение. - 1971. — 80 с.
9. Минаев А. А. и др. Вакуумная формовка. М.: Машиностроение, 1984 . – 216 с.
10. Васильев В. А. Физико-химические основы литейного производства. М.: Интернет Инжиниринг. - 2001. — 336 с.
11. Фролов Е. С. и др. Вакуумная техника. Справочник. М.: Машиностроение, 1992. - 471 с.
12. Дорошенко В. С., Шинский И. О., Бердыев К. Х. Оборудование непрерывного действия для литья по газифицируемым моделям // Процессы литья – 2009.- №2. – С. 56 – 61.
13. Дорошенко В. С., Бердыев К. Х. Структура цеха литья по газифицируемым моделям и особенности его проектирования // Металл и литье Украины. – 2010.- №4. – С. 8 – 16.
14. Дорошенко В. С., Бердыев К. Х. Вакуумные системы формовочно-заливочных участков цехов ЛГМ // Металл и литье Украины. – 2010. - №7. – С. 32 – 37.

УДК 621.744.072.2

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ И ОБОРУДОВАНИЯ ДЛЯ ЛИТЬЯ ПО ГАЗИФИЦИРУЕМЫМ МОДЕЛЯМ

В. С. Дорошенко, К. Х. Бердыев

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Розроблено нові енергозберігаючі конструкції обладнання для виробництва моделей з пінополістиролу для ЛГМ-процесу. Проведено їх порівняння з діючим обладнанням. Описано обладнання для ліній обороту формувальних сумішей і приклади його установки поза приміщенням ливарного цеху.

Ключові слова: лиття за газифікованими моделями, автоклав, модель, пінополістирол, ЛГМ, напівавтомат модельний, формувальна суміш

Разработаны новые энергосберегающие конструкции оборудования для получения моделей из пенополистирола для ЛГМ-процесса. Проведено их сравнение с действующим оборудованием. Описано оборудование для линий оборота формовочных смесей и примеры его установки вне помещения литейного цеха.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям, автоклав, модель, пенополистирол, ЛГМ, полуавтомат модельный, формовочная смесь

Development of new energy-saving equipment design for for serial and mass production EPS patterns for Lost Foam Casting Process. Their comparison with the current equipment. Described equipment lines turnover molding compounds and examples of its outdoor installation foundry.

Keywords: Lost Foam Casting, autoclave, patterns, polystyrene, foam equipment, EPS, the molding sand

Конкурентоспособность отечественного производства связана с технологическим использованием науки, внедрением ресурсосберегающих процессов и оборудования. В литейном производстве расширяется применение литья по газифицируемым моделям (ЛГМ, Lost Foam Casting) как одного из наиболее перспективных способов получения точных отливок. ФТИМС НАН Украины постоянно совершенствует эту технологию, в составе которой важное место занимает процесс получения разовых моделей из пенополистирола (ППС), для чего необходимы

высокопроизводительные конструкции модельных установок, способствующие переводу ЛГМ на конвейерные технологии, а также облегчающие ручной труд при мелкосерийном производстве.

В настоящее время для получения разовых и мелкосерийных отливок по ЛГМ-процессу применяют как способы вырезания моделей из блочного ППС нагретой проволокой, либо на фрезеровальных станках с ЧПУ, так и для серийного и массового производства - спекание моделей в пресс-формах в камерах автоклавов, либо на модельных полуавтоматах. Настоящая статья посвящена новым процессам по спеканию моделей в пресс-формах, обеспечению оборота и подготовки формовочных смесей, а также конструкциям оборудования для этих процессов, разработанным специалистами отдела ФХПФ под рук. проф. Шинского О.И. в институте ФТИМС НАН Украины.

В серийном производстве моделей из ППС для ЛГМ используются машины производства компаний ФРГ, Южной Кореи, КНР и полуавтомат ПМ-5М, разработанный во ФТИМС НАН Украины для пресс-форм с габаритными размерами 600×400×120/1300 мм (длина × ширина × наименьшее / наибольшее расстояние между плитами, здесь и далее для ПМ-2К). Модельный полуавтомат типа ПМ-5М предназначен для производства широкой гаммы изделий из суспензионного вспенивающегося ППС методом «теплого удара». Некоторые модели полуавтоматов имеют встроенные парогенераторы и вакуумные системы, соответственно – повышенную стоимость. Только у небольшого количества предприятий, использующих ЛГМ-процесс, имеются котельные, позволяющие обеспечивать полуавтоматы паром с необходимыми параметрами, а вакуумных станций почти нигде нет.

Установка в цехе ЛГМ полуавтоматов ПМ-5М, либо импортных, без парогенератора и вакуумной системы требует дополнительного их приобретения, что по затратам сравнимо со стоимостью полуавтоматов. Это приводит к увеличению капитальных вложений, производственных площадей и обслуживающего персонала. Парогенераторы отечественного производства достаточно энергозатратны, их устанавливают рядом с полуавтоматом и тщательно теплоизолируют паропроводы. При установке их далее 10 м обеспечить сухим паром полуавтомат проблематично, что ведет к нестабильному качеству ППС моделей. Практика эксплуатации таких комплексов показала очевидную экономическую выгоду полуавтоматов со встроенными парогенератором и вакуумной системой при оптимальном качестве производимых моделей.

При разработке КД на новый полуавтомат ПМ-2К (рис. 1) для пресс-форм с габаритными размерами 800×500×380/1480 мм учтены опыт эксплуатации полуавтомата ПМ-5М и автоклавов ГП-100, ГП-400,

парогенераторов АВПЭ(Э) завода "НПП Электротепломаш", г. Днепропетровск. Конструкция ПМ-2К экономична из-за отсутствия внешнего парогенератора и теплоизолированного паропровода. Встроенный вакуумный пластинчатый насос производительностью 1,0 м³/мин. с вакуумным аккумулятором объемом 0,7 м³ обеспечивает полуавтомату 25...30 съемов моделей в час, а установка вибратора в бункере подвспененного ППС - равномерную подачу гранул в пресс-формы. Управление ПМ-2К - программируемым контроллером фирмы "Siemens", пневмоаппаратура и датчики такие же, как и на ПМ-5М. Из-за расположения котла парогенератора (мощностью $N_{уст.}=32$ кВт; $P=0,15$ МПа) рядом с пресс-формой пар остается сухим без излишних паропроводов. Максимальное давление пара достигает 0,2 МПа, температура - 130 °С, производительность - 50 кг пара в час, энергопотребление - менее 50 квт.ч. Рекуператор пара не предусмотрен, учитывая сложность и стоимость установки.

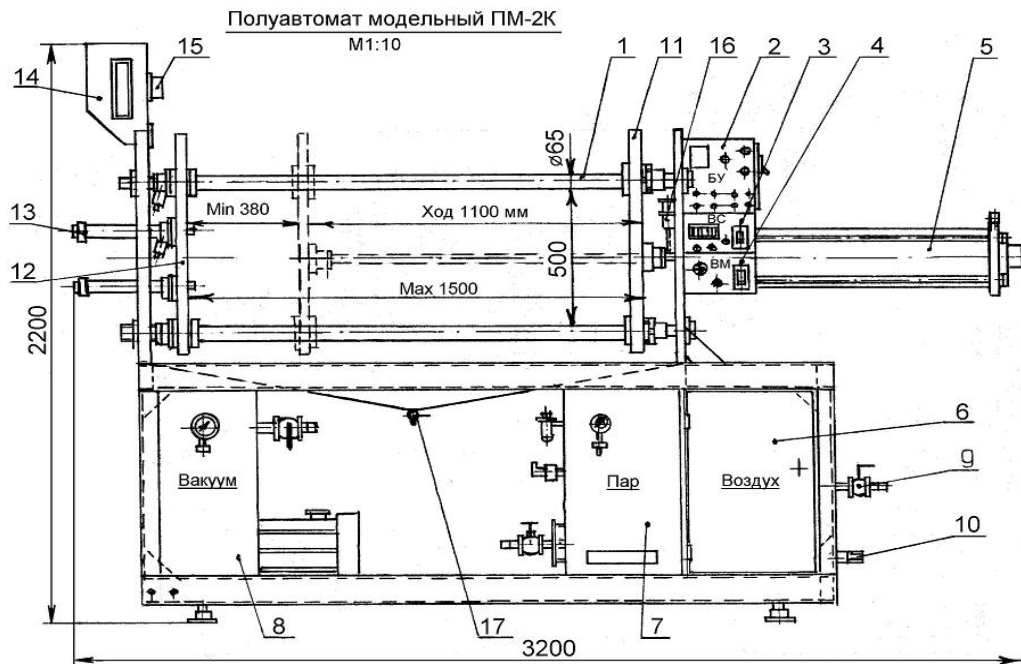


Рис. 1 Полуавтомат ПМ-5М [1]: 1 - станина; 2 - блок управления полуавтоматом; 3 - пульт управления парогенератором; 4 - пульт управления вакуумной системой; 5 - главный цилиндр Ø 200; 6 - пульт воздушной системы ($P=1$ МПа); 7 - парогенератор ($P=0,15$ МПа, $T \geq 130^\circ\text{C}$); 8 - вакуумная машина с ресивером; 9 - блок подвода сжатого воздуха, воды; 10 - система отвода воды и пара; 11 - подвижная плита; 12 - неподвижная плита; 13 - задувочное устройство (2...6 шт.); 14 - бункер подвспененного полистирола; 15 - вибратор загрузки; 16 - запорное устройство; 17 - поддон

Практически со времени создания ЛГМ-процесса основным способом производства моделей является получение их в пресс-формах с использованием камерных автоклавов, сконструированных прежде всего для применения в медицине. В таких автоклавах также изготавливают декоративные накладки из ППС для интерьеров помещений и др. фасонные изделия. Получение в традиционных камерных автоклавах моделей различных размеров требует наличия нескольких единиц этого оборудования с камерами объемом от 100 до 700 литров в зависимости от габаритов пресс-форм. Неравномерная загрузка установленных в литейных цехах автоклавов нескольких типоразмеров в зависимости от изменения рыночной конъюнктуры на отливки, а также непроизводительная затрата теплоносителя при выпуске пара в окружающее пространство цеха при открывании - закрывании двери камеры увеличивает энергопотери и стоимость оборудования. Кроме несоответствия объема пресс-формы и камеры, к недостаткам серийных автоклавов относится необходимость установки рядом с ними ванны охлаждения пресс-форм. Все это приводит к удорожанию ППС модели.

Учитывая отмеченные недостатки ныне используемого оборудования, специалистами ФТИМС разработана конструкция туннельного проходного автоклава для изготовления в пресс-формах моделей для ЛГМ-процесса, упаковочных элементов и др. изделий из ППС (рис. 2). С целью уменьшения энергозатрат на нагрев теплоносителя - пара предложенная конструкция автоклава позволяет изменять объем камеры спекания в зависимости от размеров используемых пресс-форм, а также оставшийся несконденсированный пар как теплоноситель эжектировать в камеру предварительного нагрева пресс-форм. Конденсат и остатки пара из камеры откачиваются в приемник парогенератора.

Пресс-форма после спекания единой транспортной системой подается в камеру охлаждения. Использованная вода попадает в систему водооборота. Камеры I и III служат своеобразными шлюзами для центральной камеры II для уменьшения выхода пара в атмосферу цеха. Между собой камеры разделены шиберными заслонками с пневмоприводами, а подвижный свод (потолок) камеры спекания имеет привод опускания – подъема винтового типа. Перемещением свода камеры можно плавно уменьшить нагревательную камеру II в 4 раза. Распылители камеры охлаждения расположены в потолочной, боковых и нижних стенках для эффективного использования охладителя — воды.

Транспортная система роулангового типа позволяет устанавливать на поток пресс-формы различных размеров и количества. Установка может быть укомплектована собственным источником сжатого воздуха

(компрессором) или подключаться к цеховым источникам сжатого воздуха.

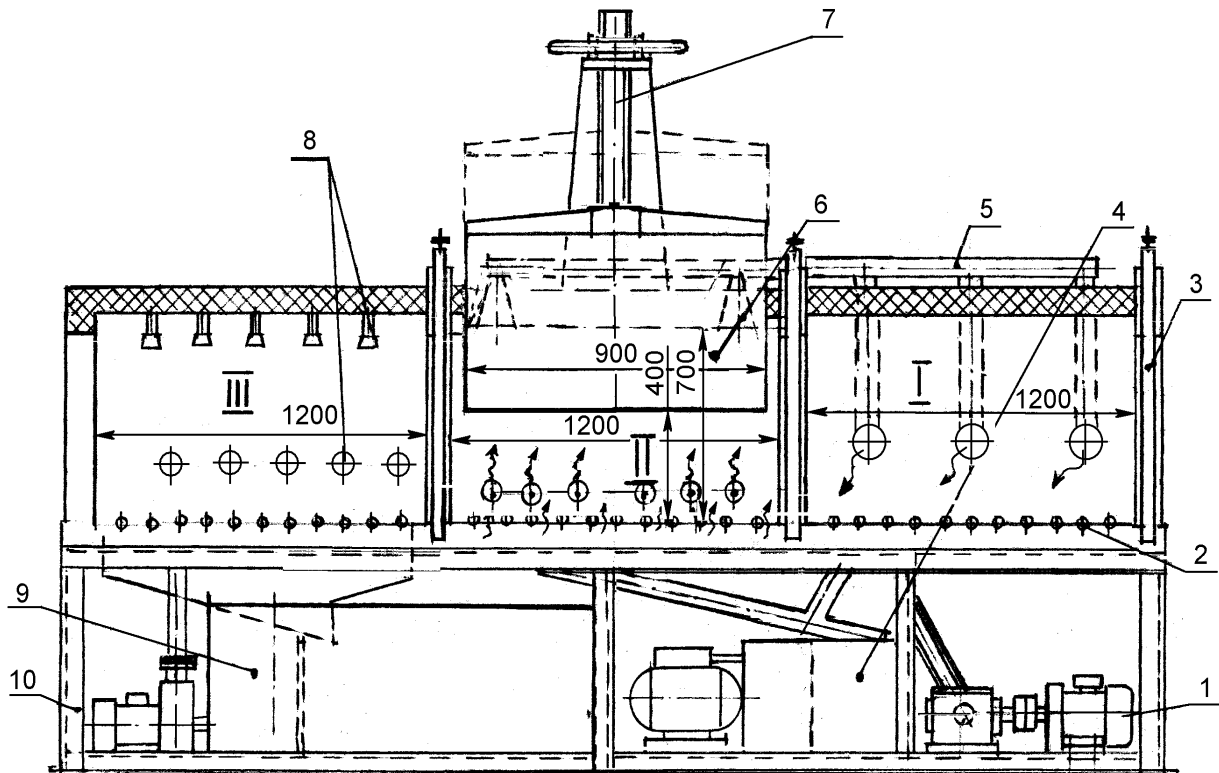


Рис. 2 Автоклав туннельный модельный. Камеры автоклава: I - предварительного прогрева; II - спекания; III - охлаждения. Элементы автоклава: 1 - привод транспортной системы; 2 – рольганг; 3 – шибер; 4 – парогенератор; 5 – рекуператор; 6 - подвижной свод; 7 - привод свода; 8 – охладители; 9 - система водооборота; 10 - каркас

Ролики транспортной системы приводятся в движение (раздельно или совместно) цепной передачей. Распылители, расположенные на 4-х стенках камеры III, выполнены поворотными с целью управления потоками распыляемой воды в различных направлениях с учетом конструкций используемых пресс-форм. Габаритные размеры установки (длина – ширина - высота) 4000×1500×2400 мм. Энергопотребление – до 40 кВт·ч. Максимальные размеры используемых пресс-форм 1150×1150×650 мм.

Разработанная конструкция автоклава по производительности занимает промежуточное положение между серийными камерными автоклавами и модельными пресс-автоматами. Она легко встраивается в конвейерные линии изготовления моделей, практически сможет заменить два камерных автоклава различной емкости при снижении выбросов пара в атмосферу цеха одновременно с экономией энергии. Она также позволяет

снижить затраты ручного труда автоматизацией процесса охлаждения пресс-форм и их перемещения (последнее может быть усилено дополнительной комплектацией рольгангом возврата опустошенных пресс-форм на позицию заполнения их ППС). Сравнение технических характеристик модельного оборудования представлено в таблице 1.

Таблица 1 Сравнительные характеристики модельного оборудования

Характеристики	Автоклав ГК-100	Автоклав ГК-400	П/автомат ПМ-5М	Туннельн. автоклав	П/автомат ПМ-2К
Производительность ¹ , цикл/час	5÷25	5÷25	15÷25	10÷25	25-30
Энергопотребление ² , кВт·ч	16	30	≈110	30	<50
Соотношение стоимости оборудования (базовая - ГК-100)	1	2,3÷2,6	7÷10	2,5÷3	10÷12
Время переналадки на пр-во др. типоразмеров моделей, час.	0	0	8÷12	0	8÷12
Соотношение стоимости пресс-форм ³ (базовая - ГК-100)	1	1÷3	3÷5	1	4÷5
Занимаемая площадь ⁴ , м ²	6	8	35÷40	10	10

¹ - с учетом времени на задувку ППС в пресс-форму; ² - с учетом мощности подключенных к полуавтомату парогенератора, вакуумного и водного насосов, компрессора; ³ - с учетом стоимости проектирования; ⁴ - с учетом площадей под минимально необходимое технологическое оборудование (стол сборки пресс-форм, ванны охлаждения и др.)

Таким образом, удешевление изготовления в туннельном автоклаве моделей происходит за счет: 1) изменения объема камеры спекания в зависимости от размеров помещаемых в автоклав пресс-форм при соответственном значительном снижении расхода теплоносителя; 2) передачи использованного пара в камеру предварительного нагрева при дополнительной экономии пара; 3) использования замкнутой системы водяного охлаждения пресс-форм; 4) накопления нескольких пресс-форм на транспортной системе одновременно, что устраняет жесткую связь по времени операций заполнения гранулами ППС пресс-форм с работой автоклава.

Получение для ЛГМ ППС моделей как для единичных, так и для серийных отливок различного развеса и материала, является наиболее трудоемким, влияющим на качество и стоимость отливки процессом. В настоящее время в литейных цехах для ЛГМ-процесса применяют автоклавы емкостью 100, 400, 700 и 1000 л. При использовании автоклава емкостью 100 литров (ГП-100) для получения моделей отливок развеса до 20 кг, или частей моделей крупного развеса, масса алюминиевых пресс-

форм достигает 20...25 кг. Масса пресс-форм, используемых в автоклавах емкостью 400 и выше, иногда достигает 100 кг и более. Это приводит к необходимости приложения большой физической силы при их загрузке и выгрузке в камеру автоклава, опускания и вынимания из камер охлаждения. Учитывая эти трудности, нами разработано оборудование - стол модельщика (рис. 3), облегчающее труд модельщика и снижающее расход воды для охлаждения извлеченных из камеры автоклава пресс-форм после спекания моделей.

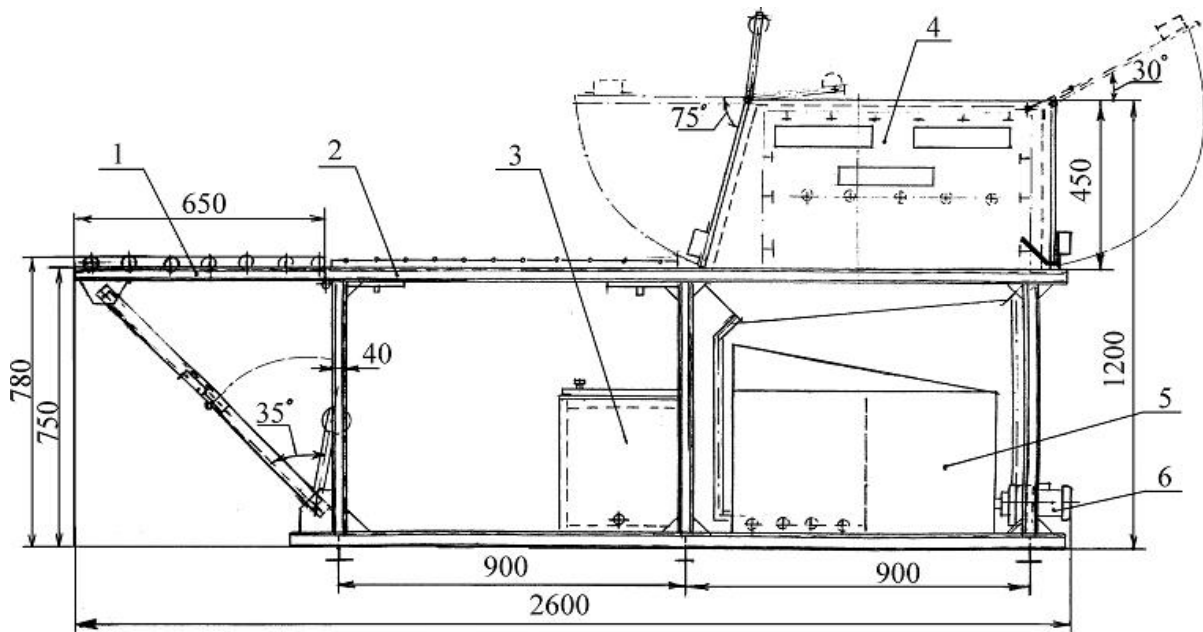


Рис. 3 Стол модельщика: 1 - рампа; 2 - рабочая площадка; 3 - емкость; 4 - камера охлаждения; 5 - бак для охлаждающей воды; 6 - насос

Этот стол модельщика включает: складывающуюся рампу 1 с катками, противовесом и системой фиксации, рабочую площадку 2 для сборки-разборки и задувки пресс-форм подвспененным полистиролом, емкость 3 для хранения и подачи на задувочный пистолет подвспененного ППС, камеру охлаждения 4, бак 5 для охлаждающей воды с системой барботажа, насос 6 и систему распыления воды.

Пресс-форма со складывающейся рампы 1 на катках передается на рабочее место 2, имеющее катковую поверхность из вращающихся шариков, и в камеру охлаждения 4. Передняя и задняя стенки камеры охлаждения 4 открываются вверх и имеют противовесы, как и рампа 1, что уменьшает прилагаемые усилия для их поворота. Специальные распылительные регулируемые устройства расположены в боковых стенках этой камеры 4, на потолке и открывающихся стенках. Регулируемые сопла по 5...8 шт. размещены на каждой трубке. Трубки

имеют степень свободы для изменения угла по отношению к стенкам пресс-форм.

Операция задувки, спекания, охлаждения имеют переходы в таком порядке: 1) после разборки и съема модели с пресс-формы необходимо сдуть влагу задувным пистолетом; 2) собрать пресс-форму, задуть пистолетом подвспененный полистирол; 3) сложить рампу и открыть дверцу камеры автоклава; 4) поднять рампу и закатить пресс-форму; 5) сложить рампу и закрыть дверцу, спечь модель; 6) после спекания при сложенной рампе открыть дверцу автоклава и камеры охлаждения; 7) поднять рампу и закатить пресс-форму по вращающимся каткам и шарикам рампы в камеру охлаждения; 8) закрыть стенки камеры и включить насос; 9) охлажденную пресс-форму выкатить на рабочую площадку, разобрать и извлечь модель.

На боковых стенках камеры охлаждения имеются смотровые окна. Система барботирования в баке с охлаждающей водой служит для ее охлаждения. Потерю воды в баке периодически пополняют, как емкость подвспененным, высушенным, вылежанным ППС. Задувочный пистолет гибкой трубкой подключают к цеховой системе сжатого воздуха $P_{изб.} \geq 6 \text{ кг/см}^2$. Рабочую поверхность стола после задувки пресс-формы регулярно очищают (сжатым воздухом из пистолета) от просыпей ППС для предотвращения торможения шариковых опор.

Описанное ниже оборудование для оборота формовочной смеси в цехах ЛГМ выгодно отличается с позиций экологии и охраны труда. Оно вместе с вышеуказанным модельным составляет большую часть оборудования цеха ЛГМ и во многом отражает позитивные особенности ЛГМ-процесса, который, как традиционный литейный процесс, включает операции с возможным выделением пыли, аэрозолей и газов. Пыль, основной составляющей которой является кремнезём, образуется при приготовлении и регенерации формовочных смесей, плавке литейных сплавов в различных плавильных агрегатах, выпуске жидкого металла из печи, внепечной обработке его и заливке в формы, на участке выбивки отливок, в процессе обрубки и очистки литья, при подготовке и транспортировке исходных сыпучих материалов.

Около 95% цехов литья в песчаные формы используют формовочные смеси со связующим. Большинство из них составляют песчано-глинистые смеси, содержащие влагу, второе место занимают холодно-твердеющие смеси (ХТС). Для этих смесей и составляющих их материалов следует выдерживать температуру близкую к 20°C . Песок и глина, как правило, подвергаются сушке и хранятся в помещении цеха, это предотвращает их смерзание в холодное время года, а сухой песок для ХТС тоже требует хранения в помещении, поскольку его охлаждение замедляет твердение

этой смеси и снижает производительность формовки. Поэтому практически для всех литейных цехов с традиционной формовкой склады формовочных материалов, смесеприготовительные отделения и участки регенерации смеси находятся в помещении цеха. На них установлено энерго- и капиталоемкое оборудование, бункера для хранения материалов и смесей, от которых длинномерными конвейерами почти через весь цех смесь или песок подается в формовочное отделение. Обычно не менее 50% трудоемкости изготовления отливки связано с приготовлением смесей и формовкой, столько же составляют площади цеха и затраты на оборудование.

В 70-е годы прошлого века литейные технологии пополнились процессами, в которых формовочные смеси упрочняются не связующим, а перепадом давления воздуха за счет вакуумирования сухой сыпучей смеси в металлической рамочной или контейнерной опоке. Причем давление воздуха в форме понижают в среднем всего на пол-атмосферы (бытовой пылесос дает до 0,3 атм). Физические методы уплотнения смеси в способах литья по газифицируемым моделям - ЛГМ и вакуумно-пленочной формовки - ВПФ дополнили традиционную формовку со связующим, которое склеивает зерна песка с образованием манжет, связывающих зерна, и создает адгезионно-когезионный комплекс, исходя из общей концепции о прочности дисперсных систем. В новых способах формовочный материал представляет собой сыпучую смесь, состоящую из многократно циклирующего оборотного песка до 95% с добавками 5% свежего песка на каждый оборот и расходом не более 0,2 т такой смеси на 1 т литья, что не менее чем в 25 раз меньше, чем для традиционных формовочных процессов. По статистике в России литейные цехи в составе твердых отходов имеет ~90% отработанных формовочных и стержневых смесей (до 5 т на 1 т отливок), относящихся к 4-й категории опасности.

Применение сухих сыпучих оборотных смесей резко сократило затраты на их охлаждение и очистку и позволило создать современные закрытые трубопроводные линии пневмотранспорта с охлаждением смеси в псевдоожигенном (кипящем) слое. Он представляет собой такое состояние слоя зернистого сыпучего материала, при котором под влиянием проходящего через него потока охлаждающего воздуха и в нашем случае в контакте с трубками с проточной водой частицы твердого материала интенсивно перемещаются одна относительно другой. Причем наши конструкторы использовали пневмотранспорт всасывающего типа при задействовании в линии того же вакуумного насоса, что и для вакуумирования форм. Такой тип транспорта исключает всякую возможность выделения пыли в окружающую среду. Иногда также эти линии дополняют другими простейшими конвейерами.

Такие линии оборота песчаной смеси для экономии площадей литейного цеха часто монтируют вне его помещения у внешней стены цеха, где сухая смесь в металлическом бункере сохраняется «не боясь» мороза. Такая линия установлена в литейном цехе ФТИМС производительностью 50 т отливок в месяц. От нее на формовочном участке в цехе установлены всего две единицы оборудования: вибростол для формовки с расположенным над ним трубопроводом засыпки песка в форму и приемное устройство с решеткой (аналог традиционной выбивной решетки) для высыпки из контейнерных опок отработанного песка.

Опыт конструирования оборудования институтом ФТИМС НАН Украины для литейного производства, металлургии и горнорудной промышленности, накопленный научной школой под руководством проф. Шинского О.И., свидетельствует, что больше всего нестандартных решений требует оборудование для переработки сыпучих материалов для линий оборота сыпучих смесей при операциях их сепарации, охлаждения и регенерации с целью получения стабильного качества этих материалов, с учетом компактности, простоты изготовления и обслуживания установок, понижения их энергоемкости, а также для предотвращения таких ухудшений условий труда в цехе, как пыле- и шумовыделения.

По техническим решениям такое оборудование часто не имеет аналогов в литейном производстве, металлургии и промышленности строительных материалов. Оно запатентовано ФТИМС как изобретения или полезные модели, а его описанные ниже примеры могут быть использованы для многих переделов, включающих операции с использованием песчаных и других сыпучих материалов в ряде отраслей промышленности, например, в горнорудной или строительных материалов. К тому же, описания конструкций и принципов работы подобного оборудования практически не публикуются в отечественной технической литературе, что затрудняет распространение прогрессивных технологий.

Рассмотрим подробнее принципиальные схемы такого оборудования, которое по методу обработки сыпучего материала относится к проходному типу или к оборудованию непрерывного действия [2]. Для сыпучих формовочных смесей наиболее приемлем способ охлаждения в псевдожиженном слое как гетерогенной системы из слоя частиц кварцевого песка и потока воздуха, проходящего сквозь слой частиц и создающего интенсивное их перемешивание, напоминающее «вязкую кипящую жидкость». При соответствующих температурах и газовых составляющих такой слой имитирует теплопроводные, изотермические и диффузионные свойства жидких сред, создавая в установках проходного типа условия для получения равномерного охлаждения (или нагревания

при сушке) теплообменом с воздушным потоком главным образом за счет принудительной конвекции.

На рис. 4 показан технологичный элемент охладителя в псевдоожиженном слое производительностью от 1 до 6 м³/ч., в котором в качестве хладагентов применяется воздух и вода. Установка состоит из трех отсеков секторов, нижний - воздушный, средний - охлаждающий, верхний - сепарирующий. Тепло от горячего песка отбирается охлажденным воздухом, подаваемым в установку вентилятором по трубопроводу 1 с регулируемыми затворами 2. А охлаждение воздуха происходит за счет прохождения его между трубами 3 в виде змеевика, через которые протекает вода, подаваемая из водопроводной или водооборотной системы. Охлажденный воздух через патрубки-грибки 4 восходящим потоком при определенной (называемой в гидродинамике этого процесса критической) скорости подается в зону охлаждения и переводит слой подаваемой песчаной смеси в полувзвешенное состояние, которое приобретает свойства текучести. В промежутке между двумя стенками отсека (с одной торцевой стенки горячий песок подается, а с другой - отводится) за счет поступающего из отверстий грибков 4 холодного воздуха в нижней стенке отсека создается псевдоожиженный слой. Для задержания песка от уноса с восходящим потоком воздуха в верхней части отсека, установлена "отбивная" решетка 5, через которую очищенный воздух отводится в вентиляционную систему цеха.

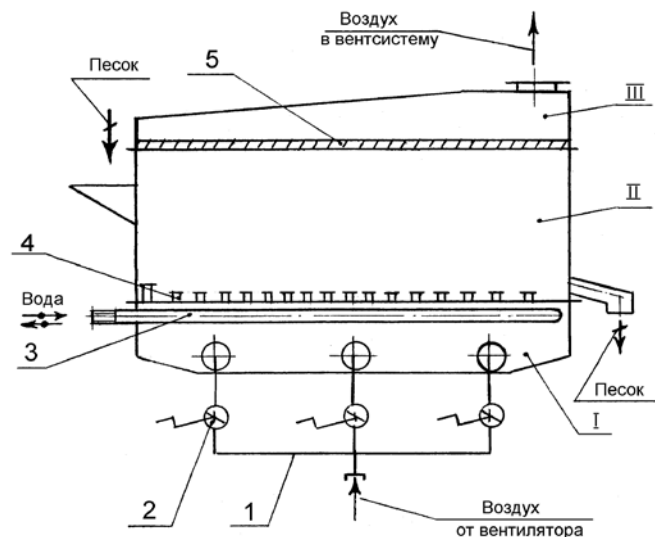


Рис. 4 Установка охлаждения песчаной смеси в псевдоожиженном слое. Состоит из трех отсеков секторов: I - нижний воздушный, II - средний охлаждающий, III - верхний сепарирующий: 1 — трубопровод; 2 — затворы; 3 - трубы в виде змеевика; 4 — патрубки-грибки; 5 - "отбивная" решетка

Особенностями кипящего слоя являются его большая теплоемкость и теплопроводность. Интенсивная циркуляция частиц, объемная теплоемкость которых на порядки превышает объемную теплоемкость воздуха, иногда не позволяет обеспечить требуемую скорость охлаждения, ведет к удлинению установок свыше 5...6 м и к увеличению их энергоемкости. Поэтому ниже приведены две конструкции установок комбинированного охлаждения путем сочетания двух хладагентов, воздуха и воды. Причем в воздухе перед его соприкосновением с сыпучим материалом дозировано распыляется вода (создается водо-воздушная дисперсия) в количестве, не препятствующем сохранению сыпучести песка.

На рис. 5. показана установка охлаждения сыпучего формовочного материала, которая представляет собой сварную металлическую конструкцию, состоящую из внутреннего водоохлаждаемого корпуса 2 и наружного корпуса 5 внутри которого расположены отражающие пыль кольца 3 и воздухоподводящий патрубок 4 с конусными экранами на разных уровнях. На верх внутреннего корпуса устанавливается сетчатый колпак 1, отсеивающий крупные включения из формовочного материала.

Водоохлаждаемый корпус 2 сварен в виде трубы, к верхней части которой приваривается коническая воронка, а нижняя стенка выполнена плоской. Между ними приварено ряд вертикальных труб. Внутренняя часть корпуса поделена на секции перегородками из листового материала для создания турбулентных потоков воды, омывающей трубы. Вода, подаваемая в нижнюю подводящую трубу, проходит между трубами и отводится через верхнюю боковую трубу.

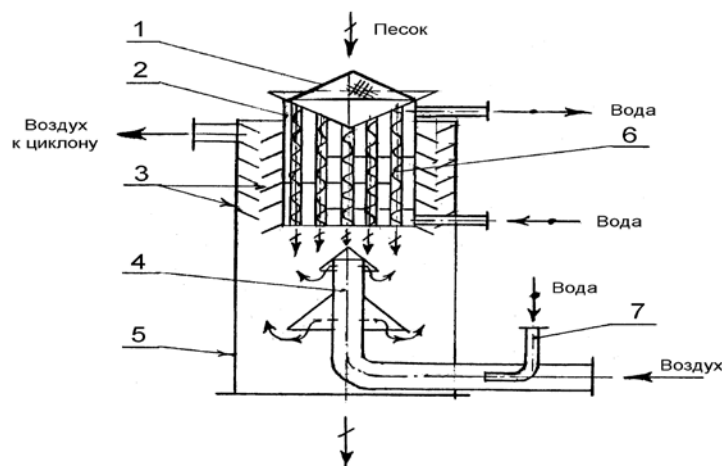


Рис. 5 Установка охлаждения сыпучего формовочного материала комбинированным способом: 1 - сетчатый колпак; 2 - водоохлаждаемый корпус; 3 - отражающие пыль кольца; 4 - воздухоподводящий патрубок; 5 - наружный корпус

Песок через сетку 1 попадает в воронку, делится на потоки и проходит через многочисленные водоохлаждаемые трубы корпуса 2. Оригинальной особенностью этих труб является то, что для увеличения пути и продолжительности контакта горячего сыпучего материала со стенками труб в них вложены спирали из листового материала, служащие склизом для песка. Шаг спирали выбран таким, чтобы песок по ним скатывался под углом, превышающим угол его естественного откоса. За счет приобретения тангенциальной составляющей песчинки, скользя и перекатываясь по спирали, всегда контактируют с металлом трубы и спирали, таким образом охлаждаясь. Просыпаясь через трубки водоохлаждаемого корпуса, песок попадает в наружный корпус, в котором навстречу песка подается увлажненный воздух через воздухоподводящий патрубок 4. Воздух от вентилятора подается в патрубок и в него же подается струйка воды из расчета $50...100 \text{ мм}^3$ на 1 м^3 воздуха. Верхний отводящий патрубок наружного корпуса соединяется с циклоном и вытяжкой цеховой вентиляционной системы.

Таким образом, песчаная смесь, охлажденная первоначально в водоохлаждаемых трубах, дополнительно охлаждается встречным потоком увлажненного воздуха. Частично уносимый объем песка отбивается отражательными кольцами 3, а пылевидные частицы осаждаются в циклоне. Песчаная смесь в установке кроме охлаждения очищается от нежелательной пылевидной части для последующей формовки с высокой газопроницаемостью стенки формы. Описанная установка отличается компактностью и рекомендуется для небольших формовочных участков.

Установка охлаждения барабанного типа, показанная на рис. 6, состоит из цилиндрического вращаемого полого корпуса 9, в полость которого с одного конца по питателю 11 подается горячая песчаная смесь (сыпучий зернистый материал), а на другом конце имеется разгрузочное отверстие. Из него охлажденная песчаная смесь попадает в приемный бункер 2.

Перемешивание и подача охлаждаемого материала осуществляется спиральной лопастью с лопатками 10, которые изготовлены из листового металла. Наружная поверхность внутреннего корпуса 9 охлаждается водой, которая находится между ним и водяной рубашкой 8. Вода подается по водоподводящему каналу 6, а сливается в бак 7. Внутренний корпус 9 и водяная рубашка представляет собой цельную конструкцию, расположенную под углом. Такое расположение, а так же конструкция слива обеспечивает заполнение более 50 % промежуточного пространства водой между стенками корпуса и водяной рубашки, обычно в технике называемых двумя барабанами с одной осью вращения. Дополнительно предусмотрена система подачи водо-воздушной смеси через канал 1 с

распылителем. Вода подается из расчета $50...100 \text{ мм}^3$ на 1 м^3 воздуха для сухой песчаной смеси, а также в большем количестве, если барабанная установка применяется для сырых формовочных смесей со связующим традиционного способа формовки. Барабанный корпус с водяной рубашкой установки через опорную систему 3 с роликами установлены на станине 4 и приводятся во вращение ($5...10 \text{ об./мин.}$) приводом 5. Изменяя диаметр и длину водяной рубашки 8 и внутреннего корпуса, а также их наклон и скорость вращения, получают производительность охлаждения формовочной смеси от 2 до $6 \text{ м}^3/\text{ч}$. Для предотвращения замерзания воды имеется водоспускная система.

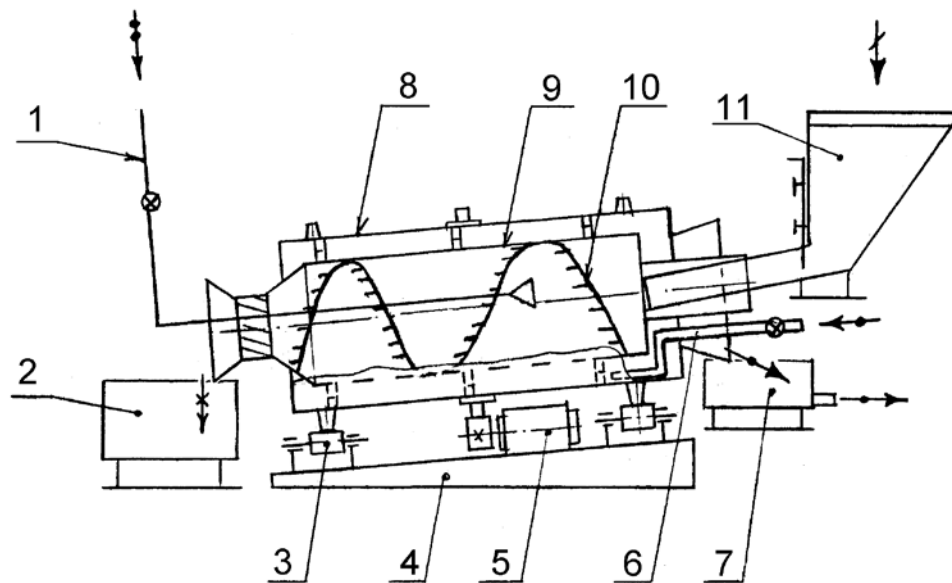


Рис. 6 Установка охлаждения барабанного типа: 1 - система подачи воды с распылителем; 2 - приемный бункер; 3 - опорная система; 4 – станина; 5 – привод; 6 - водоподводящий канал; 7 – бак водооборотной системы; 8 - водяная рубашка; 9 - цилиндрический вращаемый корпус; 10 - спиральная лопасть с лопатками; 11 – питатель

В линиях регенерации песчаных смесей описанным выше установкам предшествует вибросито (рис. 7), конструкция которого состоит из следующих частей: корпуса 1 из листового материала, вибродеки 2 с одной или двумя сеточными полотнами и фартуком. На вибродеку устанавливается электровибратор 3. Дека имеет заднюю эластичную опору 4 и переднюю шарнирную 7. Ниже фартука деки находится воронка 6, из которой подается просеянная песчаная смесь. Все вышеперечисленные элементы крепятся к станине 5. Отходы по лотку 8 отводятся в сторону. Сверху кожуха 1 имеется два отверстия. Через отверстие, показанное слева

на рис. 4, подается на сетчатые полотна деки песок, а другое отверстие (справа) присоединяется к вытяжной вентиляционной системе для отсоса пылевидных частиц, которые из-за вибрации деки и удара частиц песка о воронку поднимаются вверх и уходят в систему отсоса и осаждения. Очищенная песчаная смесь через отверстие воронки 6 высыпается вниз в тару или в приемное отверстие следующей установки проходной линии регенерации. Амплитуда и усилие вибрации регулируются разводкой (взаимным расположением) грузов дебалансов вибратора. Экологическую безопасность эксплуатации вибросита обеспечивает то, что одновременно с удалением крупных включений из просеиваемого песка осуществляется вентиляция с удалением пылевидной составляющей без попадания ее в окружающую атмосферу.

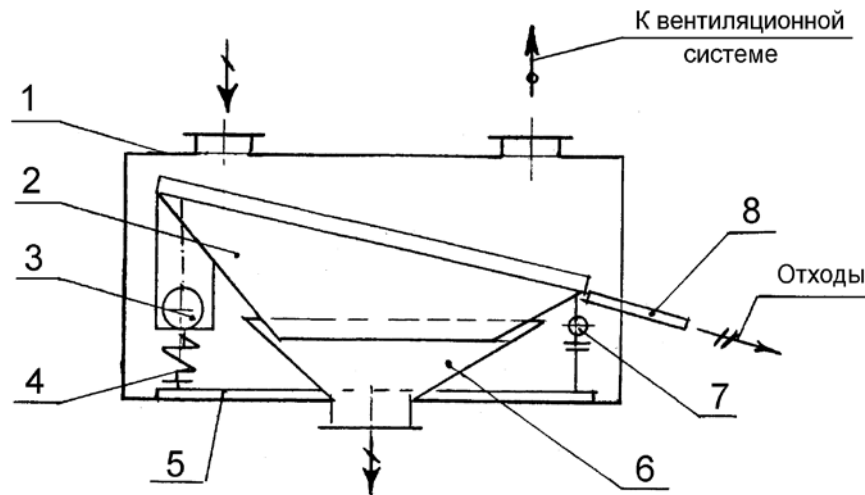


Рис. 7 Вибросито: 1 – корпус; 2 – вибродека; 3 – электровибратор;
4 – эластичная опора; 5 – станина; 6 – воронка;
7 – шарнирная опора; 8 – лоток

Отработанный воздух, отходящий от установок линии охлаждения сыпучих смесей, обязательно проходит очистку, для чего сконструирован осадитель жидкостный, показанный на рис. 8. В нем используется принцип разности кинетической энергии молекул газа и пылевидных включений в движущемся потоке. Загрязненный газовый поток через трубу 3 крышки попадает в полость корпуса 4. Дефлектор на конце трубы направляет поступающий поток на воду, залитую в донную часть 6 осадителя через систему 1 циркуляции воды. За счет разности энергий включения и пылевидная часть при повороте газового потока оседают в воде и скапливаются. Накопившийся шлам спускается через сливную трубу дна 6 осадителя. Уровень воды при заливке контролируют по контрольной

трубке 5 и должен быть ниже уровня дефлектора. Захваченные потоком газа капли воды отбиваются сетчатым с водоотражателем 2 верхним экраном и верхним дефлектором трубы крышки 3. Осажденная вода через систему водоциркуляции вновь попадает в дно. Очищенный газ через боковое отверстие в верхней части корпуса 4 отводится к следующему технологическому оборудованию: к насосу, расширителю и т.д.

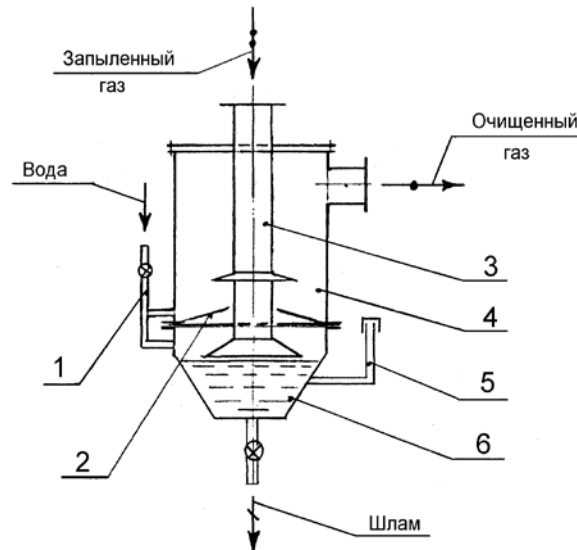


Рис. 8 Осадитель жидкостный: 1 - система циркуляции воды; 3 – труба; 4 – корпус; 5 - контрольная трубка; 6 - донная часть

Операциям просеивания и охлаждения песчаных смесей в литейном производстве предшествует операция магнитной сепарации этих смесей. Магнитный сепаратор (рис. 9) предназначен для улавливания частиц магнитных металлов из формовочного материала. Он состоит из корпуса 1 прямоугольной формы с бортами сверху и снизу. В корпусе на опорах 6 и 7 крепятся внутренние части 4 и 5. Барабан 4 через подшипники установлен в корпусе 1. Один конец барабана через муфту соединен с приводом 8, при помощи которого вращается. Внутри барабана на подшипниковых узлах установлена магнитная система 5. Между барабаном 4 и магнитной системой 5 имеется воздушный зазор. Угловое положение магнитной системы относительно стенки А корпуса 1 вращением вокруг горизонтальной оси регулируется установочным узлом 9. Магнитное поле, создаваемое постоянными магнитами в секторе $130...150^\circ$, притягивает к поверхности вращающегося барабана металлические магнитные частицы. Перегородка 2 делит нижнюю часть корпуса на 2 канала – Б и В. В нижней части скребок 3 отделяет удерживаемые магнитным полем на барабане частицы и сбрасывает в канал В, а очищенная песчаная смесь проходит через канал Б.

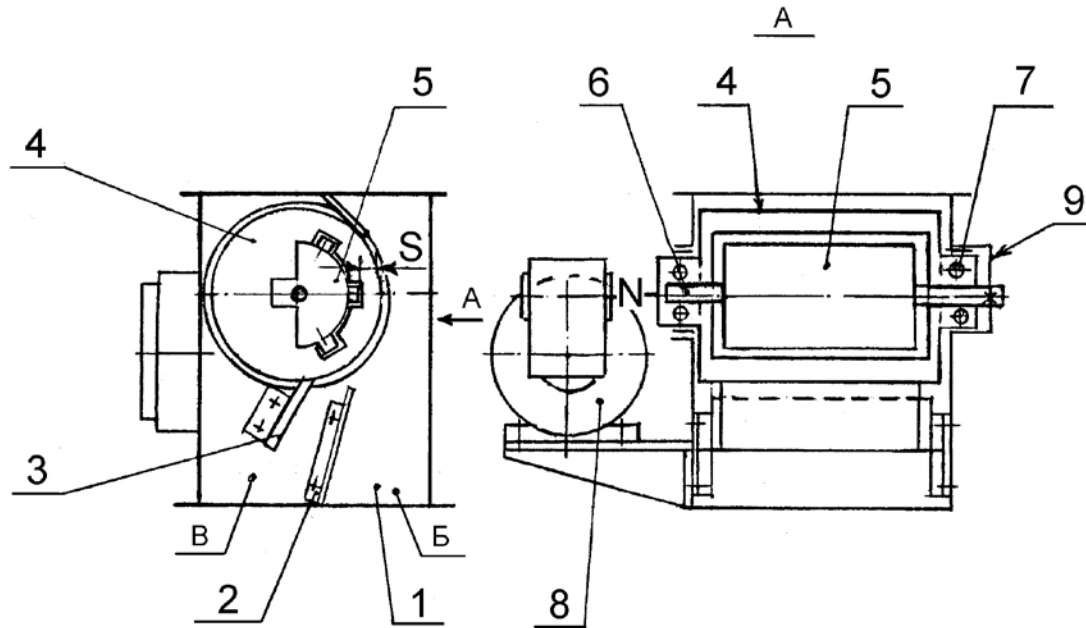


Рис. 9 Магнитный сепаратор: 1 – корпус; 2 – перегородка; 3 – скребок; 4 – барабан; 5 - магнитная система; 6, 7 - опоры; 8 – привод

Конструкция опорных узлов предотвращает контакт стенки барабана с магнитной системой. Воздушный зазор S между ними и путем уменьшения теплопередачи защищает магнитную систему от перегрева при сепарировании нагретого формовочного материала и предохраняет от размагничивания, что позволяет подвергать магнитной сепарации сразу высыпанную из формы песчаную смесь при высокой температуре на этапе операции выбивки формы.

Все оборудование, разработанное ФТИМС, сравнительно несложное в изготовлении и обслуживании, легко комплектуется в линии различной производительности и степени автоматизации, что позволяет его поставить и смонтировать при организации литейных цехов в течение нескольких месяцев. Оно вместе с постоянно совершенствуемыми технологиями и остью [3] ЛГМ-процесса, отрабатываемыми на опытной базе ФТИМС и в ряде цехов заказчиков, является высокотехнологичным законченным инновационным продуктом - значительным достижением научно-технической литейной школы ученых, технологов и конструкторов, созданной во ФТИМС в течение последних десятилетий.

ЛГМ отвечает современным требованиям по экологии и охране труда, относится к конкурентным отечественным технологиям, распространяемым как интеллектуальный товар в комплекте с сопутствующим оборудованием, а также служит двух цехах ФТИМС для производства высококачественных металлозаготовок (рис. 10).



Рис. 10 Простейшая схема ЛГМ-процесса (от модели - к отливке)

Ведущую роль систем оборота песчаных смесей в цехах ЛГМ показано на схеме движения материалов (рис. 11) [4], а внешний вид установленных вне помещений двух действующих литейных цехов в г. Киеве линий подготовки песчаных смесей - на рис. 12.

Описанное оборудование обладает рядом новых технических решений на уровне изобретений, отличается многофункциональностью с точки зрения возможности изолирования пылящих и шумовыделяющих процессов от рабочей зоны цеха, монтирования в линии пневмотранспорта непрерывного действия вне помещения цеха, а также рекомендовано для переработки различных сыпучих материалов. На рис. 13, 14 показаны примеры моделей, полученные специалистами научно-технической школы под рук. проф Шинского О. И. с использованием автоклавов и полуавтоматов отечественного производства.

Совершенствование оборудования для литья по ЛГМ-процессу гибко ориентируется на существующие потребности с учетом серийности и размеров получаемых отливок. Предложенная конструкция автоклава проходного типа с тремя камерами легко встраивается в конвейерные линии изготовления моделей и др. изделий из ППС, экономит энергию путем уменьшения выбросов пара в атмосферу цеха, а также снижает затраты ручного труда автоматизацией процесса охлаждения пресс-форм и их перемещения, а новая конструкция полуавтомата позволяет получать

более крупные модели, автономна и экономична по энергопотреблению, имеет повышенную производительность по сравнению с отечественными аналогами. Спроектированный стол модельщика облегчит ручной труд. А проходное оборудование линии оборота песчаной смеси изолирует поток смеси от помещения цеха, экономит площади, в холодное время года использование температуры вне помещения снижает энергопотребление.

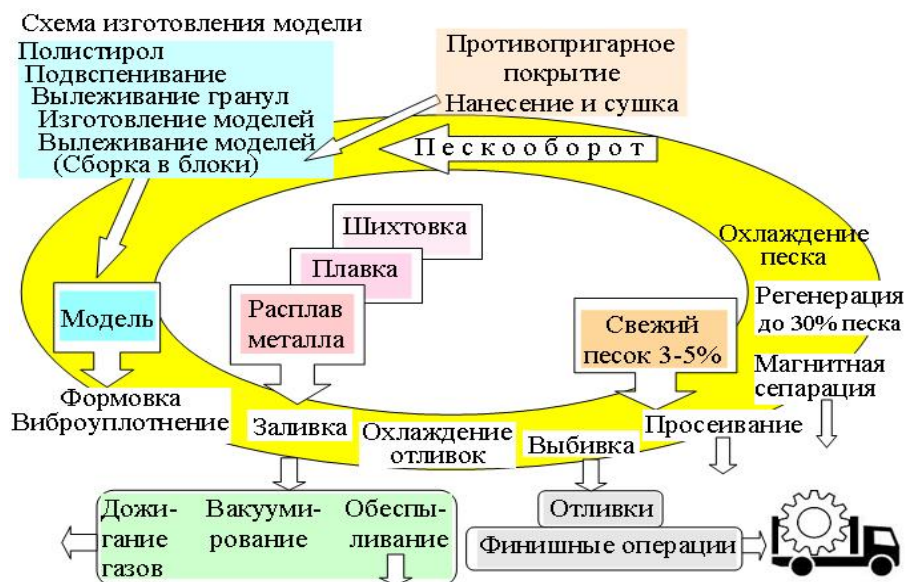


Рис. 11 Схема движения материалов в цехе ЛГМ



Рис. 12 Два примера линий оборотного охлаждения и очистки песчаных смесей, установленных вне помещений литейных цехов



Рис. 13 Примеры моделей (отдельных и смонтированных в блоки), полученных в автоклавах



Рис. 14 Модели коллектора впускного двигателя автомобиля Peugeot 405 в процессе их сборки, детали моделей получены на полуавтоматах

Литература

1. Дорошенко В. С., Бердыев К. Х. Совершенствование оборудования для производства моделей из пенополистирола // Литейное производство. - 2014. - № 1. - С. 32 - 34.
2. Дорошенко В. С., Шинский И. О., Бердыев К. Х. Оборудование непрерывного действия для литья по газифицируемым моделям // Процессы литья – 2009.- №2. – С. 56 – 61.
3. Дорошенко В. С., Бердыев К. Х. Современные тенденции конструирования опочной оснастки для ЛГМ // Металл и литье Украины. – 2011 .- №4. – С. 24-29.
4. Дорошенко В. С., Кравченко Е. В. Регрессионные и индуктивные модели для мониторинга литейно-металлургических процессов // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра: матеріали XI Міжнародної науково-практичної конференції, Київ, 23 квітня 2013 р. – К.: НТУУ «КПІ», 2013. – С. 172 – 182.

УДК 621.746.6:669.046.516.4:669.715

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИИ ГАЗОДИНАМИЧЕСКОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ И МОДИФИЦИРОВАНИЯ НА ЗАТВЕРДЕВАНИЕ ОТЛИВОК ИЗ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Si

Ю. В. Доценко, В. Ю. Селиверстов

Национальная металлургическая академия Украины

Приведены результаты исследований влияния реализации комбинированной технологии модифицирования ультрадисперсным модификатором TiCN и газодинамического воздействия на механических свойства алюминиевого сплава фасонной отливки, затвердевающей в кокиле

Наведено результати досліджень впливу реалізації комбінованої технології модифікування ультрадисперсним модифікатором TiCN і газодинамічного впливу на механічні властивості фасонного вилівка з алюмінієвого сплаву, що твердне у кокілі

Results of research on the impact of implementing combined technology of modification of ultradispersed modifier TiCN and gas-dynamic effects on mechanical properties of aluminium alloy shaped castings, solidified in chill mould

Введение

В связи с возрастающими требованиями, предъявляемыми к изделиям из алюминиевых сплавов, актуальна разработка способов повышения качества литого металла. Поэтому задачей специалистов-литейщиков неизменно является модернизация действующих и разработка новых эффективных процессов литья.

Анализ предыдущих публикаций

В настоящее время в арсенале литейщиков имеется ряд способов и технологических решений позволяющих оказывать активное влияние на процесс структурообразования, в том числе с помощью внешних физических воздействий или модифицирования [1-14]. При этом указанные процессы имеют свои достоинства и недостатки.

Одним из эффективных способов изменения морфологии кристаллизующихся фаз является затвердевание в резко неравновесных

условиях [2-4, 6-13]. При этом происходит измельчение кристаллической структуры, повышение растворимости в твердом состоянии и повышение плотности металла. В технологических схемах литья с кристаллизацией сплавов под давлением существенно изменяется характер кристаллизации. При увеличении скорости охлаждения повышается скорости кристаллизации изменяющаяся в результате влияния давления на число центров и скорость роста зародышей. В настоящее время во многих работах достаточно подробно рассмотрены вопросы получения качественных отливок при кристаллизации под давлением, создаваемым поршнем, пуансоном, либо всесторонним газовым давлением [1, 7, 10]. При всех указанных способах эффективность воздействия в течение времени затвердевания отливки обратно пропорциональна толщине затвердевшего слоя металла, т.к. внешнее давление в том или ином виде прикладывается к ее поверхности. С технологической точки зрения этот процесс имеет ряд ограничений по массе, виду сплава, конфигурации литых заготовок, а также требует наличия специального оборудования и дополнительного квалифицированного персонала. Также одним из способов воздействия на затвердевающий металл является газодинамическое воздействие [15, 16].

При осуществлении технологии газодинамического воздействия, динамика изменения давления в системе отливка-устройство для ввода газа определяется динамикой изменения прочностных свойств слоя затвердевшего металла, увеличивающегося от поверхности отливки [17]. За возможный максимальный уровень давления газа (МПа) в определенный момент времени может быть принято значение, близкое значению временного сопротивления (σ_v) затвердевшего слоя с соответствующей температурой [18, 19] и с учетом растягивающих напряжений, возникающих в твердой корке, которые зависят от конфигурации и размеров отливки. При этом напряжения в растущей корке в течение всего процесса затвердевания поддерживаются практически на уровне наибольшей нагрузки, предшествующей разрушению. Данный вариант реализации технологии применим в условиях металлической формы и позволяет добиться максимального результата с точки зрения качества литого металла (прежде всего механических свойств), однако приводит к деформации отливки из-за наличия у сплава относительного удлинения. При условии стабильности геометрических размеров отливки, затвердевающей в кокиле или в разовой песчаной форме, в качестве параметра, необходимого для расчета динамики нарастания давления в системе отливка-устройство для ввода газа используется сопротивление деформации материала отливки (σ) в диапазоне рабочих температур.

К числу методов воздействий на процесс кристаллизации, получивших наибольшее распространение в практике литейного производства, относятся методы традиционного модифицирования. В последние десятилетия все большее применение в качестве модификаторов литейных сплавов получают ультрадисперсные порошки химических соединений (нанопорошки), которые выполняют роль дополнительных центров кристаллизации при первичной кристаллизации. Поэтому актуальной задачей представляется проведение исследований, направленных на определение возможности совместного применения модифицирования и затвердевания сплава в неравновесных условиях, обеспечиваемых газодинамическим воздействием.

Цель работы

Целью работы является определение влияния газодинамического воздействия и модифицирования ультрадисперсным порошком TiCN на механические свойства металла и образование пористости в фасонных отливках из сплава АК5М с повышенным содержанием железа затвердевающих в кокиле при реализации соответствующей комплексной технологии.

Основной материал

В литейном цехе ЗАО «Горизонт» внедрена технология газодинамического воздействия на расплав при производстве отливок деталей «Опорный наконечник стойки конвейера». Отливки данной номенклатуры изготавливают из сплава SC51A (по ASTM США), отечественный аналог – сплав АК5М (ДСТУ 2839 – 94) способом литья в кокиль. Отличительной особенностью технологии является включение в порядок технологических операций изготовления отливки следующих этапов: проведение рафинирования (препарат DEGASAL T 200) и ввод модификатора TiCN в расплав, введение в рабочую полость формы устройства для подачи газа оригинальной конструкции, выдержка отливки с устройством в течение заданного промежутка времени, подача газа (аргона), последующее наращивание давления и выдержка под давлением до полного затвердевания отливки.

Основой расчетов режимов газодинамического воздействия при различных вариантах осуществления технологии являлись результаты моделирования процесса затвердевания фасонной отливки из алюминиевого сплава АК5М в системе компьютерного моделирования литейных процессов (СКМ ЛП) «Полигон» [8].

Отливку «Опорный наконечник стойки конвейера» массой 1,1 кг заливали в подогретый и окрашенный чугунный кокиль с минимальной

толщиной стенки 40 мм. Температура заливки – 640 °С. Химический состав сплавов представлен в таблице 1.

Таблица 1 Химический состав сплава АК5М

Содержание элементов, %							
Mn	Si	Fe	Al	Mg	Cu	Ti	Zn
0,5	5,5	0,6	ост.	0,6	1,45	0,15	0,3

Для учета растягивающих напряжений, возникающих в слое затвердевшего металла отливки под влиянием гидростатического давления, проводили расчет их значений в соответствии с кинетикой затвердевания отливки по методике, изложенной в работе [18]. Затем рассчитывали динамику изменения максимально возможного давления в системе отливка-устройство для ввода газа, основываясь на значениях временного сопротивления материала отливки (σ_B) при средней температуре образующегося затвердевшего слоя [18, 19, 20]. При расчете средней температуры затвердевшего слоя металла отливки в качестве большей выступала температура солидус, а меньшей – температура поверхности отливки. Величину и динамику изменения рабочего давления в данном варианте реализации технологии газодинамического воздействия рассчитывали как разность значений временного сопротивления и величины растягивающих напряжений в затвердевшем слое металла.

Для реализации варианта технологии, предусматривающего минимальную деформацию металла отливки, затвердевающего под регулируемым газовым давлением, расчет динамики его увеличения проводили основываясь на значениях сопротивления деформации металла (σ) при средней температуре образующегося затвердевшего слоя. Далее величину и динамику изменения рабочего давления рассчитывали как разность значений сопротивления деформации и величины растягивающих напряжений в затвердевшем слое металла, возникающих вследствие гидростатического напора.

На рисунке 1 представлены результаты расчета величины напряжений в затвердевающем слое металла, возникающих вследствие гидростатического давления, а также области допустимых значений давления при газодинамическом воздействии на расплав в литейной форме при разных вариантах реализации технологии. Кривая 1 на рисунке – это динамика изменения значений σ_B для рассматриваемых сплавов, кривая 2 – динамика изменения максимального рабочего давления, кривая 3 – динамика изменения σ для рассматриваемых сплавов, кривая 4 – динамика изменения рабочего давления, кривая 5 – динамика изменения величины

напряжений, возникающих вследствие гидростатического давления, штриховка – область допустимых значений давления.

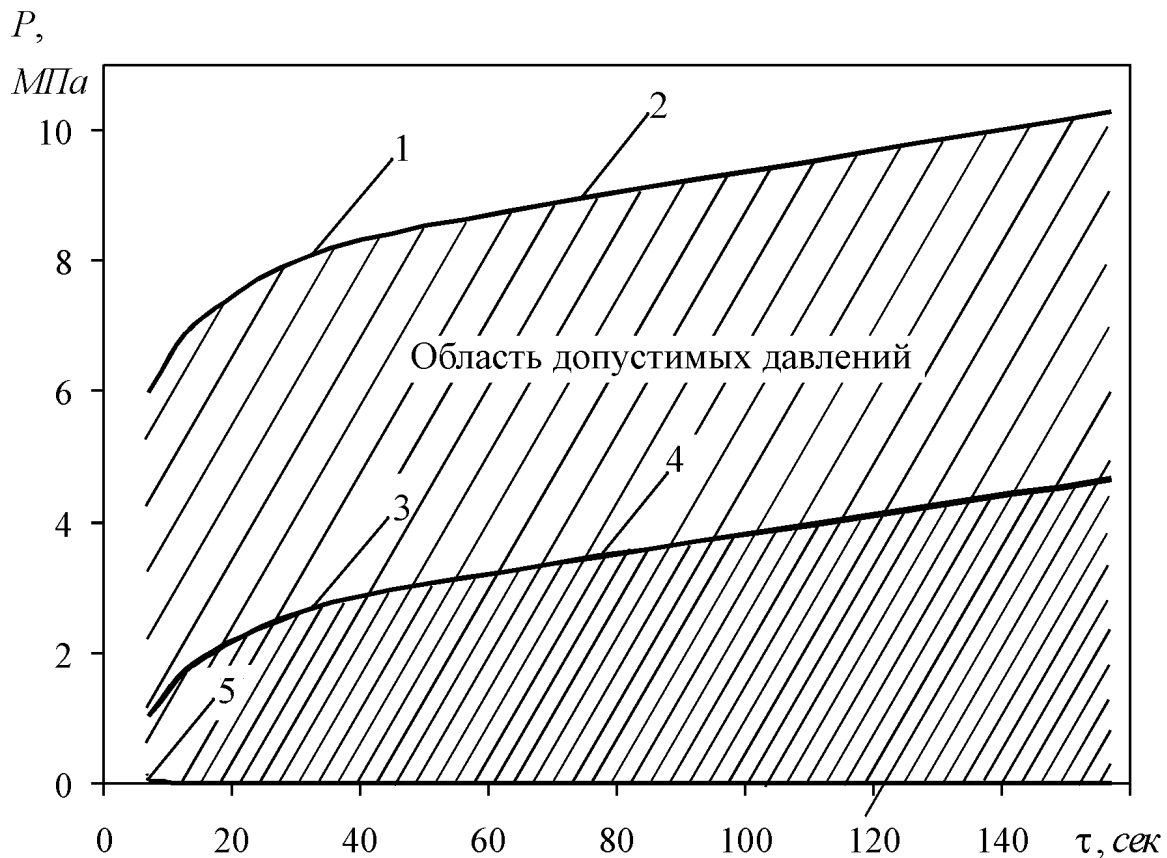


Рис. 1 Результаты расчета величины напряжений, возникающих вследствие гидростатического давления и области допустимых значений давления при затвердевании в кокиле фасонной отливки из сплава АК5М

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.

В таблице 2 приведены результаты испытаний по определению механических свойств металла отливки «опорный наконечник стойки конвейера», 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 отливки «опорный наконечник стойки конвейера»

№ образца		σ_s , 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										1,28
12										1,29

Пористость отливок оценивали по пятибалльной шкале разработанной ВИАМ. Результаты исследований показали, что до комплексного воздействия отливки имели, в основном, 3 балл пористости, а после – 1 балл пористости.

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. В промышленных условиях апробированы варианты реализации технологического процесса получения отливки «опорный наконечник стойки конвейера» массой 1,1 кг из сплава АК5М с использованием модифицирования ультрадисперсным порошком TiCN, газодинамического воздействия на расплав в литейной форме, а также комплексной технологии, включающей оба процесса.

2. Проведен расчет динамики нарастания газового давления в системе отливка-устройство для ввода газа для реализации технологии газодинамического воздействия. Установлено, что указанный диапазон давлений составляет 0,1-4 МПа.

3. Определены механические свойства металла отливки «опорный наконечник стойки конвейера», полученного с применением технологии газодинамического воздействия, модифицирования TiCN, а также комбинированной технологии газодинамического воздействия и

модифицирования 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%.

Литература

1. Ефимов, В.А. Перспективы развития работ по применению внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся расплав [Текст] / В.А. Ефимов. - Киев: Изд. ИПЛ АН УССР. - 1983. - С. 3-65.
2. Затвердевание металлического расплава при внешних воздействиях [Текст]/ А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, С.В. Момот, В.Н. Амитан. - Д.: Издательство «ВИК» - 2002. - 169 с.
3. Калиниченко, А.С. Управляемое направленное затвердевание и лазерная обработка: теория и практика [Текст] / А.С. Калиниченко, Г.В. Бергман - Мн.: Технопринт, 2001. - 367 с.
4. Добаткин В.И. 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.
5. Немененок, Б.М. Теория и практика комплексного модифицирования силуминов [Текст] / Б.М. Немененок - Мн. Технопринт, 1999. – 272 с.
6. 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.
7. Ефимов, В.А. Физические методы воздействия на процессы затвердевания сплавов [Текст] / В.А. Ефимов, А.С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1995. – 272 с.
8. Эльдарханов, А.С. Процессы кристаллизации в поле упругих волн [Текст] / А.С. Эльдарханов. – М.: Металлургия, 1996. – 256 с.
9. Скребцов, А.М. О некоторых возможностях измельчения зерна металла отливки при внешнем воздействии на затвердевающий расплав [Текст] / А.М. Скребцов, Л.Д. Дан, А.О. Секачев и др. // Металл и литье Украины. 1996. - № 1-2. - С.30-34.
10. Борисов, Г.П. Давление в управлении литейными процессами [Текст] / Г.П. Борисов. – К.: Наукова думка, 1988.– 271 с.
11. Абрамов, О.Б. Кристаллизация металлов в ультразвуковом поле [Текст] / О.Б. Абрамов. – М.: Металлургия, 1972.- 256 с.
12. Пилюшенко, В.Л. Влияние виброимпульсного воздействия на условия затвердевания стали [Текст] / В.Л. Пилюшенко, А.Н. Смирнов. - В кн.: Черная металлургия. Наука – технология – производство. М.: Металлургия, 1989. – С. 162-171.
13. Ульянов, В.А. Кинетика формирования стальных слитков при пассивных и активных внешних воздействиях [Текст] / В.А. Ульянов, Е.М. Китаев, А.А. Скворцов. // Процессы литья. – 1993, №4. – С.38-43.
14. Скребцов, А.М. Формирование структуры и конуса осаждения слитка или отливки при внешнем воздействии на поверхность расплава [Текст] / Л.А. Дан, В.Б. Килочкин // Металл и литье Украины. - 1994. - №7-8. - С.5-9.
15. Селиверстов В.Ю. Технология газодинамического воздействия на расплав в литейной форме – один из перспективных способов повышения качества металла

отливков [Текст] / В.Ю. Селиверстов // Сучасні проблеми металургії. Наукові праці. Днепропетровск: Системные технологии. - 2007. – Том 10. – С. 25 – 35.

16. Селиверстов В. Ю. Перспективы применения комбинированных способов управления структурообразованием литого металла [Текст] / В.Ю. Селиверстов, Ю.В. Доценко // Вісник ДДМА. - 2009. - № 1 (15). – С.267-273.

17. Селівьорстов В.Ю. Особливості розрахунку газодинамічного впливу на метал, що твердіє в кокілі [Текст] / В.Ю. Селівьорстов // Теорія і практика металургії. – 2009. - № 1-2. – С. 41 – 45.

18. Селиверстов В.Ю. Особенности расчета температурного поля отливки из сплава АК5М, затвердевающей в окрашенном чугунном кокиле [Текст]/ В.Ю. Селиверстов // Теория и практика металлургии. – 2008. - № 5-6. – С. 32 - 36.

19. Третьяков А.В. Механические свойства металлов и сплавов при обработке давлением: Справочник [Текст] / А.В. Третьяков, В.И. Зюзин // М.: Металлургия, 1973.– 224 с.

УДК 621.74 : 621.313 : 658.382 : 538.4

**ЭЛЕКТРОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ УСТАНОВКИ
МАГНИТОДИНАМИЧЕСКОГО ТИПА
ДЛЯ ПЛАВКИ, ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ
И ЭЛЕКТРОМАГНИТНОЙ РАЗЛИВКИ
ЖИДКИХ МЕТАЛЛОВ**

*В. И. Дубоделов, М. С. Горюк, В. Н. Фиксен, Н. А. Слажнев,
Ю. П. Скоробагатько, А. В. Яценко*

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Представлено унікальний клас вітчизняного обладнання для ливарного виробництва та металургії – магнітодинамічні насоси, установки і міксери-дозатори для приготування та розливання чорних і кольорових металів та сплавів. Такі багатофункціональні агрегати не мають прямих аналогів в світі серед технологічних пристроїв подібного призначення. Розглянуто принцип дії, конструкцію, функціональні можливості, типи і моделі магнітодинамічного обладнання, а також проведено огляд технологій, що реалізуються з його застосуванням в литті та металургії

Представлен уникальный класс отечественного оборудования для литейного производства и металлургии – магнитодинамические насосы, установки и миксеры-дозаторы для приготовления и разлики черных и цветных металлов и сплавов. Такие многофункциональные агрегаты не имеют прямых аналогов в мире среди технологических устройств подобного назначения. Рассмотрен принцип действия, конструкция, функциональные возможности, типы и модели магнитодинамического оборудования, а также произведен обзор технологий, реализуемых с его применением в литье и металлургии

It is presented the unique class of domestic equipment for foundry and metallurgy – magnetodynamic pumps, installations and mixers-batchers for preparation and pouring of ferrous and non-ferrous metals and alloys. Such multifunction aggregates have not direct analogues in the world among the technological devices of similar destination. There are considered operation principle, design, functional possibilities, types and models of magnetodynamic equipment, and also reviewed the technologies realized with its application in casting and metallurgy

Работы в области металлургической магнитной гидродинамики в Физико-технологическом институте металлов и сплавов (ФТИМС) Национальной Академии наук (НАН) Украины ведутся с 1959 г.

Отдел магнитной гидродинамики (МГД) как структурная единица Института был создан в 1966 г. С 1966 по 1991 гг. его возглавлял профессор Полищук Виталий Петрович. Под его руководством были разработаны и широко внедрены в промышленности оригинальные не имеющие в мире аналогов электромагнитные насосы для жидких металлов магнитодинамического типа (МДН). С 1991 г. отдел возглавляет доктор технических наук, профессор, член-корреспондент НАН Украины Дубоделов Виктор Иванович, который с 1962 г. работает по этой тематике.

Отдел МГД занимается разработкой научных основ и созданием новых многофункциональных электротехнологических установок и насосов магнитодинамического типа для плавки, внепечной обработки, электромагнитной разливки металла и воздействия на процессы кристаллизации литых заготовок, а также созданием технологических процессов, в которых используются электромагнитные или комплексные внешние воздействия на жидкий и затвердевающий металл.

За прошедшее время учеными Физико-технологического института металлов и сплавов НАН Украины была создана целая гамма магнитодинамических устройств литейного и металлургического назначения.

Новизна технических решений, заложенных в их конструкцию, подтверждена 20 патентами (США, ФРГ, Японии, Великобритании, Швеции, Франции, Италии, Бельгии и др.), а также более чем 100 авторскими свидетельствами бывшего СССР, патентами Украины и России. Эти установки отмечались золотыми медалями престижных международных выставок.

По техническим решениям это оборудование превосходит мировой уровень установок аналогичного назначения. Таких установок за рубежом нет. Они успешно апробированы в промышленных условиях на таких металлах и сплавах, как свинец, олово, цинк, магний, алюминий, медь, чугун и сталь.

Магнитодинамические установки принципиально применимы для любого металла. Единственным ограничением их использования является отсутствие или низкая стойкость материалов для каналов таких устройств.

Всего ведущим предприятиям на территории бывшего СССР было поставлено свыше 600 установок для разных металлов и сплавов. Производились также поставки магнитодинамических установок по контрактам в Германию, Францию, Нидерланды, Венгрию, Югославию, Румынию, Болгарию, Бразилию, Южную Корею. В настоящее время

поступают запросы на изготовление оборудования такого типа из многих стран мира.

Принцип действия и функциональные возможности магнитодинамических устройств

Магнитодинамические насосы и установки являются новым классом МГД оборудования, не имеющим аналогов в Украине и за рубежом. Принципиальным их отличием от других типов магнитогидродинамического (МГД) оборудования является наличие дополнительной электромагнитной системы [1–5]. Конструкцию и принцип действия магнитодинамических устройств можно рассмотреть на примере двух наиболее распространенных типов такого оборудования – магнитодинамического насоса МДН-3 и магнитодинамической установки МДН-6.

Магнитодинамические насосы являются устройствами, обеспечивающими транспортировку жидкого металла по закрытым трубопроводам и компенсацию тепловых потерь расплава (рис. 1).

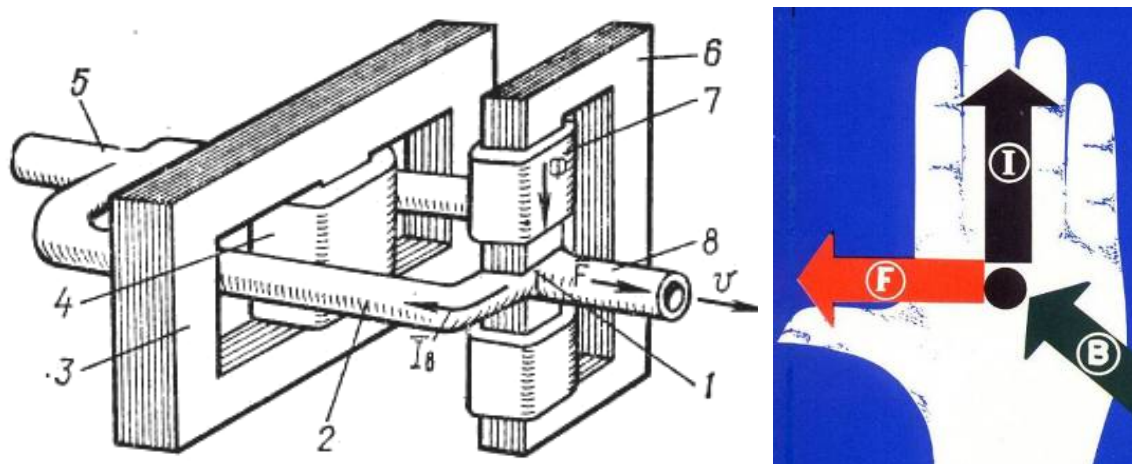


Рис. 1 Магнитодинамический насос МДН-3:

- 1 – рабочая зона (участок пересечения каналов); 2 – индукционный канал;
- 3, 4 – соответственно магнитопровод и обмотка индуктора;
- 5 – подводящий металлопровод; 6, 7 – соответственно магнитопровод и обмотка электромагнита; 8 – отводящий металлопровод;
- I_8 – электрический ток в индукционном канале (витке жидкого металла);
- Φ – магнитный поток, создаваемый электромагнитом;
- F – результирующая электромагнитная сила;
- v – направление движения металла под действием результирующей электромагнитной силы

При подаче напряжения на обмотки индуктора 3 и электромагнита 7 насоса МДН-3 в рабочей зоне 1 создается электромагнитная сила F , обеспечивающая движение жидкого металла ν . Электромагнитная сила F генерируется в соответствии с правилом левой руки за счет взаимодействия индуцируемого индуктором электрического тока I_e в жидком металле, находящемся в индукционном канале 2, с внешним магнитным полем Φ , создаваемым электромагнитной системой электромагнита 6,7.

Магнитодинамические установки (рис. 2) представляют собой раздаточную канальную индукционную электропечь, совмещенную с электромагнитным насосом.

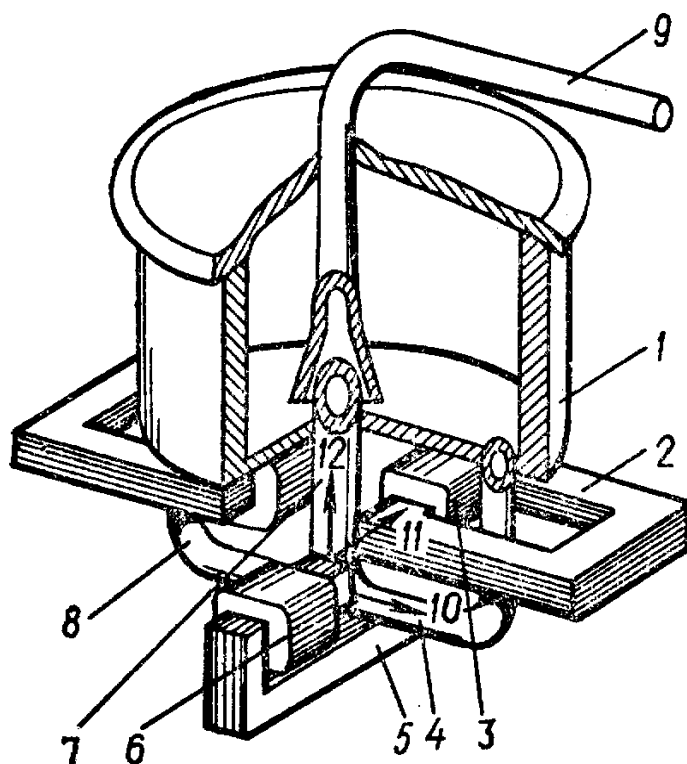


Рис. 2 Магнитодинамическая установка МДН-6:

- 1 – тигель; 2 – магнитопровод индуктора; 3 – обмотка индуктора;
4 и 8 – боковые каналы; 5 – магнитопровод электромагнита;
6 – обмотка электромагнита; 7 – центральный канал; 9 – съемный
металлопровод; 10 – направление электрического тока; 11 – направление
магнитного поля; 12 – направление электромагнитной силы

Тигель 1 установки сообщается с каналами 4, 7, 8. Каналы охвачены магнитопроводами индукторов 2 с обмотками 3. Участок соединения боковых (4, 8) и центрального (7) каналов – рабочая зона – находится в

межполюсном зазоре магнитопровода 5 электромагнита с обмотками 6. Центральный канал 7 сообщен со съемным металлопроводом 9. Тигель снабжен крышкой. Раздельное управление электромагнитными системами позволяет независимо регулировать главные параметры процесса – массовую скорость при заливке и температуру металла.

Электрический ток индуцируется в расплаве в соответствии с законом Ома:

$$\vec{j} = \sigma \left(\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B} \right), \text{ А/м}^2, \quad (1)$$

где \vec{j} – плотность электрического тока в веществе, А/м²;

σ – электрическая проводимость среды, См;

\vec{E} – напряженность электрического поля, В/м;

\vec{v} – скорость движения вещества, м/с;

\vec{B} – индукция магнитного поля, Тл.

Нагрев расплава в магнитодинамической установке происходит согласно закону Джоуля–Ленца при прохождении через жидкий металл в каналах электрического тока, возбужденного индукционным путем при подаче напряжения на обмотки индуктора, представляющего собой трансформаторную систему:

$$q = \vec{j} \left(\vec{E} + \vec{v} \times \vec{B} \right) \quad (\text{или } Q = I_a^2 \cdot R \cdot \tau), \text{ Дж}, \quad (2)$$

где q и Q – тепловыделение в расплаве, Дж;

I – электрический ток, А;

R – сопротивление, Ом;

τ – время, с.

Эта особенность характерна для всех индукционных устройств, однако принципиальным отличием магнитодинамических установок является наличие дополнительной электромагнитной системы.

Эта система создает в рабочей зоне переменное магнитное поле, при взаимодействии которого с переменным электрическим током, в канале в расплаве возникает объемная однонаправленная пульсирующая электромагнитная сила:

$$\vec{F} = \int_V \operatorname{Re} \left[\vec{j} \cdot \vec{B} \right] dV \quad (\text{или } F = \frac{BIL}{V} \cos \alpha), \text{ Н/м}^3 \quad (3)$$

где V – объем рабочей зоны, м^3 ;

L – длина участка наложения на проводник с током внешнего магнитного поля (фактически длина рабочей зоны), м ;

α – угол сдвига фаз между электрическим током и магнитным полем.

Под действием этой силы металл приходит в движение, причем характер, интенсивность и направление перемещения расплава зависят от параметров включения индукторов и электромагнита установки. На практике реализуется широкий диапазон движения металла: от разных режимов циркуляции в системе «канал – тигель» установки до электромагнитной разливки металла с заданными температурными и расходными параметрами.

Развиваемое в магнитодинамических установках электромагнитное давление определяется как:

$$\delta = \left[\vec{j} \cdot \vec{B} \right] L \cdot \cos \alpha \quad (\text{или } p = \frac{BIL}{S} \cos \alpha), \text{ Па}, \quad (4)$$

где S – площадь рабочей зоны в направлении действия магнитного поля, м^2 .

Магнитодинамические устройства могут быть использованы для всех известных технологических способов литья: в песчано-глинистые и оболочковые формы, кокиль, под давлением, под низким электромагнитным давлением, конвейерных автоматических линиях, в непрерывных процессах и т. д.

Основные функциональные возможности магнитодинамических установок, отличающие их от других литейных электротехнологических устройств, следующие:

- бесконтактная малоинерционная передача энергии в жидкий металл с помощью переменных электромагнитных полей упрощает управление тепловыми, гидравлическими и массообменными процессами в магнитодинамических агрегатах, позволяет исключить необходимость применения газовых сред и механических устройств для перемешивания металла;

- управление электромагнитным давлением, развиваемым в установке, дает возможность регулировать процессы электромагнитной дозированной

разливки металла по герметичным трубопроводам, а также позволяет создавать избыточное давление в гидравлически замкнутых системах;

- независимое регулирование индукционного нагрева и электромагнитного перемешивания расплава позволяет управлять процессами тепло- и массопереноса в широком диапазоне, что дает возможность ускорить до 3 раз процессы нагрева металла, плавления шихты, растворения легирующих добавок, гомогенизации температуры и химического состава сплавов, интенсифицировать межфазные взаимодействия «металл-реагент», оказывать силовые электромагнитное и магнитогидродинамическое воздействия на жидкий металл и включения в нем;

- возможность проведения в одном агрегате различных операций, например, рафинирования, в т. ч. продувкой инертными газами, легирования и модифицирования, а также других видов обработки и разливки жидких металлов и сплавов;

- создание электродинамических колебаний в жидком металле, в том числе модулированных и пинч-эффекта, что позволяет дополнительно интенсифицировать межфазные взаимодействия в жидком и затвердевающем металле.

Исследования в области металлургической магнитной гидродинамики, проводимые во ФТИМС НАН Украины

Проводятся исследования магнитогидродинамических течений в рабочих зонах и каналах магнитодинамических установок (МДУ). Изучается распределение тока и магнитных полей, скоростей и давлений в жидком металле в рабочих зонах МДУ, в том числе при различной частоте электрического тока, питающего обмотки таких электротехнологических устройств. Исследуются гидравлические и тепловые характеристики создаваемого магнитодинамического оборудования, разрабатываются методы управления напором, расходом и температурой жидкого металла в таких установках, а также процессы, связанные с использованием магнитогидродинамических воздействий в технологиях приготовления, хранения и электромагнитной разливки сплавов, а также при кристаллизации литых заготовок.

На основе проведенных исследований была разработана гамма промышленных магнитодинамических установок литейного и металлургического назначения, которые с сопутствующими технологиями успешно используются на предприятиях Украины, а также экспортируются за рубеж. Такое оборудование защищено патентами в различных странах мира.

Для расширения функциональных возможностей магнитодинамических установок были разработаны амплитудно-частотные методы управления таким оборудованием. Они обеспечили увеличение диапазона изменения гидравлических и тепловых характеристик МДУ. Кроме того, была создана возможность генерирования устойчивых модулированных колебаний жидкого металла, повышающих эффективность его технологической обработки.

Существенным достижением отдела в последние годы является создание и промышленное внедрение совместно с Институтом электродинамики НАН Украины и ЗАО «НКМЗ» магнитодинамических миксеров-дозаторов жидкой стали полезной емкостью до 10 т расплава, в частности, для технологии электрошлаковой наплавки (разработана в Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины) валков (массой до 50 т) прокатных станов.

Важное значение для повышения конкурентоспособности магнитодинамических установок имеет также разработанная в последние годы энергосберегающая технология разлива железоуглеродистых сплавов, при которой вся масса металла выдерживается в тигле МГД-миксера-дозатора при пониженной температуре, а до температуры разлива подогревается только доза чугуна или стали во время её движения по каналу к литейной форме. Эти установки могут оснащаться оригинальными системами непрерывного измерения температуры металла, разработанными во ФТИМС НАН Украины под руководством профессора Жукова Л. Ф. Такие технологии и магнитодинамические агрегаты широко используются при нагреве, выдержке, внепечной обработке и конвейерной разливке серого, ковкого и высокопрочных марок чугуна. Они применяются в составе специализированных комплексов полунепрерывной горизонтальной разлива чугуна при получении различных профилей. Такое оборудование может использоваться в качестве функциональных заменителей промежуточных ковшей (при непрерывной разливке стали), дозаторов жидкой стали на конвейерных линиях и в литейно-прокатных модулях. На основе такого оборудования могут быть созданы принципиально новые технологии прямого получения стали, усовершенствованы процессы электрошлакового литья, созданы технологии внедоменного получения литейного чугуна из передельного.

С целью повышения эффективности технологий получения сплавов цветных металлов, в частности на основе алюминия, разрабатываются технологические процессы и МГД-оборудование, направленные на совершенствование операций приготовления и разлива первичных литейных и деформируемых сплавов, а также повышение свойств вторичных алюминиевых сплавов и изготовленных из них литых заготовок

до уровня первичных. Для этого на базе магнитодинамических установок создаются агрегаты, в которых реализуется комплекс комбинированных физико-химических воздействий на расплав. При этом в ряде случаев МГД-воздействия эффективно сочетаются с дополнительной электрогидроимпульсной обработкой металла (разработка Института импульсных процессов и технологий НАН Украины). В результате совмещения электромагнитных воздействий с многократной фильтрацией, реагентной и электрогидроимпульсной обработкой существенно снижается содержание в алюминиевых сплавах водорода, оксидов, интерметаллидов, измельчается зерно, более компактную форму приобретают структурные составляющие сплавов. Это обуславливает рост их свойств. Весьма важно, что такая обработка сочетается с последующей эффективной электромагнитной дозированной разливкой металла в литейные формы или кристаллизаторы машин полунепрерывного литья заготовок.

Магнитодинамические установки позволяют также реализовать ресурсосберегающие процессы литья отливок под низким электромагнитным давлением (ЛЭМД), а также технологию (РАСЛИТ-ЛЭМД), в которой литье под низким электромагнитным давлением сочетается с применением незатвердевающей рассредоточенной литниково-питающей системы. Такая разработка, созданная совместно с подразделением Института, возглавляемым профессором Борисовым Г.П., позволяет снизить массу литниково-питающих систем отливок (до 1-3% от массы литой заготовки) при обеспечении высокого качества литья. Кроме того, такая технология позволяет получать литейными технологиями тонкостенные отливки с развитой поверхностью из деформируемых алюминиевых сплавов, в том числе с повышенным содержанием магния.

Для улучшения структуры и свойств отливок, получаемых из алюминиевых сплавов по таким технологиям, в магнитодинамических установках производится дополнительное силовое воздействие на затвердевающую литую заготовку. Оно может выражаться в виде статического электромагнитного давления; циркуляции расплава вдоль фронта кристаллизации; модулированных колебаний металла в трубопроводе, соединяющем полость литейной формы с каналом магнитодинамической установки.

Магнитодинамические агрегаты обеспечивают эффективную дозированную подачу алюминиевых сплавов в камеру прессования машин литья под давлением, в литейные формы (песчано-глинистые, оболочковые, кокиль и др.), в том числе на конвейерных линиях и карусельных агрегатах. Такие МГД-установки могут также использоваться для управления подачей алюминиевых сплавов в кристаллизаторы машин полунепрерывного литья заготовок.

Наряду с этим магнитодинамические миксеры-дозаторы применяются и для других сплавов цветных металлов, в частности на основе цинка, меди, свинца, олова и др., обеспечивая нагрев, перемешивание, выдержку, корректировку химсостава и электромагнитную разливку металла.

Для сплавов на основе магния применяются не МГД-миксеры-дозаторы, а электромагнитные насосы, которые обеспечивают закрытый перелив металла из плавильных печей в раздаточные или управляемую подачу расплава в кристаллизаторы установок непрерывного литья заготовок или литейные формы.

Разработаны промышленные образцы магнитодинамических миксеров-дозаторов для приготовления и разливки сплавов на основе цинка, меди, олова и свинца.

В настоящее время много внимания уделяется развитию исследований в области применения электромагнитных воздействий для получения композиционных материалов из сплавов монотектических систем, в частности систем медь – хром, медь – хромистый чугун. При этом созданы технологии, в которых действие электромагнитных сил используется для диспергирования капель упрочняющей фазы до величины 1-3 мкм и обеспечения однородного или градиентного распределения их в медной матрице с высокой плотностью распределения.

Промышленное использование магнитодинамических устройств:

- технологии приготовления и закрытой электромагнитной дозированной разливки аккумуляторных и типографских сплавов на основе свинца и олова (сокращение в 1,5-2 раза угара компонентов сплава, улучшение качества металлопродукции, механизация операций приготовления и разливки металла, снижение вредного воздействия на окружающую среду);

- технологии закрытого электромагнитного перелива магниевых сплавов, а также их дозированной подачи в кристаллизаторы машин непрерывного литья и литейные металлические формы (снижение на 20-40% загрязненности слитков и отливок оксидными включениями, повышение выхода годного литья, механизация операций заливки металла, улучшение экологии);

- технологии легирования, рафинирования, а также электромагнитной дозированной разливки алюминиевых и цинковых сплавов в кокиль и машины литья под давлением (снижение на 10-25% угара легирующих добавок, уменьшение в 1,5-3 раза содержания газов и оксидов, повышение на 20-90% производительности литейных комплексов вследствие сокращения времени вспомогательных операций и автоматизации операций дозирования, уменьшение на 20-50% расхода металла из-за стабилизации величины пресс-остатков и снижения массы литниково-питающих систем);

- технологии литья отливок под низким электромагнитным давлением, в том числе с рассредоточенной литниково-питающей системой (снижение на 95-97% затрат металла на литниково-питающие системы, улучшение качества отливок);

- технологии внепечной обработки, подогрева, миксерования и электромагнитной разливки чугуна на автоматических конвейерах (снижение на 15-20% удельного расхода электроэнергии, уменьшение на 10-25% безвозвратных потерь металла, улучшение качества отливок и повышение выхода годного литья);

- технологии приготовления специальных сплавов и электромагнитной дозированной разливки металла при получении мелющих тел для горнорудной промышленности (экономия до 15% металла, повышение производительности роторных комплексов);

- технологии непрерывной разливки чугуна при получении различных профилей;

- технологии приготовления качественных ферросплавов на основе железа с марганцем, кремнием и хромом;

- технологии обработки стали жидкими раскислителями – алюминием и ферросплавами (экономия до 30% легирующих, улучшение качества металлопродукции);

- технология дозированной электромагнитной подачи жидкой стали и легированного чугуна в кристаллизатор при электрошлаковой наплавке рабочей поверхности валков прокатных станов;

- технологии получения композитных сплавов монотектических систем на основе меди, в частности для электродов контактной сварки, обеспечивающие повышения температурного порога до $t=0,9 T_{пл.}$ сплава и его стойкости в 1,5-2,5 раза.

Основные типы магнитодинамического оборудования:

1) Магнитодинамический миксер-дозатор для индукционного подогрева и электромагнитной разливки чугуна и стали (рис. 3, табл. 1).

Назначение агрегата - осуществление регулируемого индукционного подогрева жидкого чугуна и стали до требуемой температуры и выдержку металла при заданной температуре. Позволяет производить регулируемое электромагнитное перемешивание и обеспечивает реализацию технологий рафинирующей обработки, легирования и модифицирования железоуглеродистых сплавов - обеспечивает управляемую электромагнитную разливку чугуна и стали (рис. 4) на автоматических формовочных линиях, карусельных и роторных машинах, установках непрерывного литья при массовом и серийном производстве отливок.

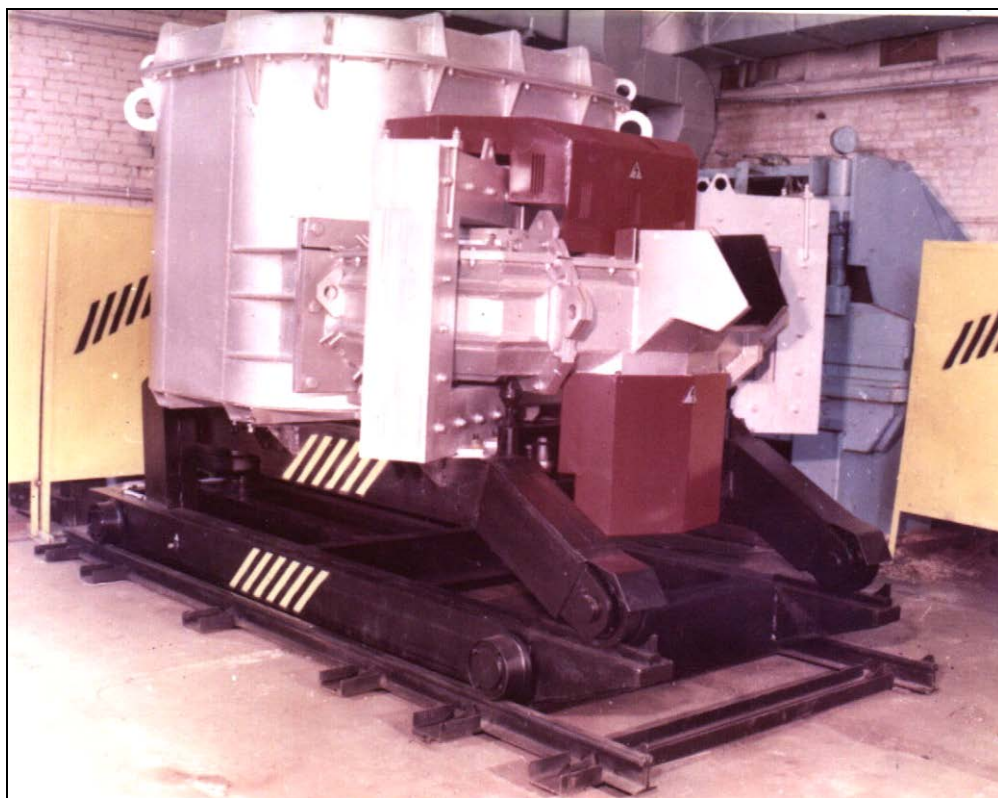


Рис. 3 Магнетодинамический миксер-дозатор для чугуна и стали

Таблица 1 Технические характеристики магнетодинамического миксера-дозатора чугуна и стали

Показатели	Величина			
Модель	МД-1600	МД-2500	МД-4000	МД-6300
Полная масса металла, кг	1600	2500	4000	6300
Мощность индуктора, кВт	150	150 (300)	300 (600)	300 (600)
Температура разливки расплава, °С	1300-1600			
Скорость подачи металла в форму, кг/с	1-8	1-10	2-12	3-15
Производительность по разливке, кг/ч	6400	10000	16000	25000
Удельный расход энергии, не более - при заливке, кВт*ч/т - при выдержке, кВт*ч/т	20	15	12,5	10
	60	50	40	40
Питание	Переменный трехфазный ток напряжением 380/220 В, частотой 50 Гц			



а



б

Рис. 4 Разливка железоуглеродистого расплава магнитодинамическим миксером-дозатором: а – разливка жидкого чугуна на автоматической литейной линии; б – разливка легированной стали в кристаллизатор

2) Магнитодинамические установки для приготовления и разливки алюминиевых сплавов (рис. 5, табл. 2).



Рис. 5 Магнитодинамическая установка МДН-6А
для алюминиевых сплавов

Таблица 2 Технические характеристики магнитодинамической установки для алюминиевых сплавов

Показатели	Модель			
Модель	МДН-6А-0,14	МДН-6А-0,25	МДН-6А-0,4	МДН-6А-0,63
Вместимость ванны, кг	160	310	490	650
общая	140	250	400	630
полезная				
Доза при заливке, кг	0,3-100	0,3-150	0,3-250	0,3-450
Массовая подача, кг/с	0,3-10,0			
Развиваемое давление, кПа (кг/см^2), не менее	30 (0,3)			
Питание	Переменный трехфазный ток, напряжение 220/380 В, частота 50-60 Гц			
Потребляемая мощность, кВт	10-20			
- при хранении металла	12-25			
- при заливке				

Назначение установок - работа в комплексе с машинами литья под давлением, робототехническими комплексами и кокильными каруселями в процессах получения различного типоразмера и развеса отливок из алюминиевых сплавов. Обеспечивают интенсификацию процессов плавления и растворения легирующих и модифицирующих компонентов сплава, а также гомогенизацию химического состава за счет управляемого индукционного нагрева и электромагнитного перемешивания. Обеспечивают управляемую дозированную электромагнитную подачу (рис. 6) алюминиевого сплава в камеру прессования машин литья под давлением, кокиль, кристаллизатор машин непрерывного литья заготовок.

Перспективы применения магнитодинамических установок в литейном производстве и металлургии (частично опробованы в лабораторных условиях)

- Замена промежуточного ковша многофункциональной магнитодинамической установкой в процессах непрерывной разливки стали;
- Струйное жидкофазное нанесение металлических покрытий на прокат;
- Литье отливок и слитков в жидкометаллический кристаллизатор в скрещенных электромагнитных полях;

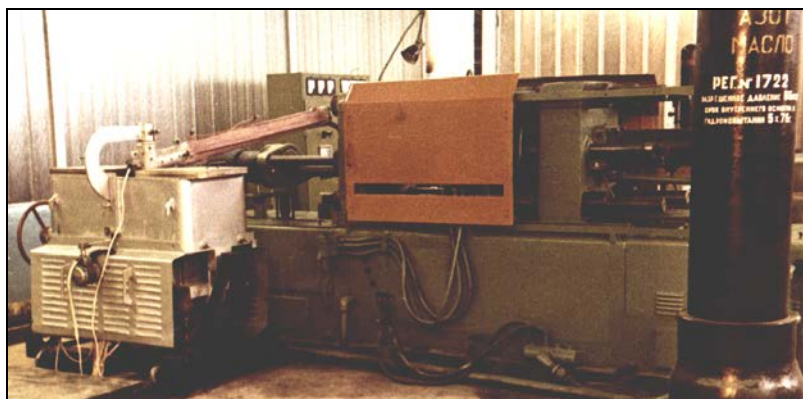
- Получение композиционных материалов из сплавов, имеющих область несмешиваемости в жидком состоянии при воздействии электромагнитных полей;

- Электромагнитное дозирование жидкой стали в процессах валковой разливки;

- Плавка алюминиевого лома и стружки вне печного пространства в необогреваемой камере за счет циркуляции расплава по замкнутому контуру: «отражательная печь – магнитодинамический насос – необогреваемая плавильная камера – отражательная печь».



а



б

Рис. 6 Дозирование жидкого алюминиевого сплава с помощью магнитодинамической установки в кокиль (а) или в камеру прессования машины литья под давлением (б)

Литература

1. Полищук В.П., Цин М.Р., Горн Р.К., Дубоделов В.И. и др. Магнитодинамические насосы для жидких металлов. – Киев: Наукова думка, 1989. – 256 с.
2. Дубоделов В.И., Горюк М.С. Разработки ФТИМС НАН Украины в области магнитной гидродинамики. История состояние, перспективы. Часть 1 // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2010. – № 1. – С. 114-117.
3. Дубоделов В.И., Горюк М.С. Разработки ФТИМС НАН Украины в области магнитной гидродинамики. История состояние, перспективы. Часть 2 // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2010. – № 2. – С. 119-121.
4. Дубоделов В.И., Горюк М.С. Разработки ФТИМС НАН Украины в области магнитной гидродинамики. История состояние, перспективы. Часть 3 // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2010. – № 3. – С. 116-117.
5. В.И. Дубоделов, В.К. Погорский, М.С. Горюк. Магнитодинамическое оборудование для перегрева и разливки чугуна и стали // Оборудование и инструмент для профессионалов. – 2013. – № 1. – С. 134-137.

УДК 621.74 : 537.84 : 629.78

РАЗРАБОТКА ЭЛЕМЕНТОВ КОСМИЧЕСКОЙ МГД-ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ МОНОТЕКТИЧЕСКИХ СПЛАВОВ С ТОНКОДИСПЕРСНОЙ СТРУКТУРОЙ

В. И. Дубоделов, В. А. Середенко, Б. А. Кириевский, Е. В. Середенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Виконано аналітичний огляд стану досліджень по проблемі. Розроблено принципову технологічну схему МГД-пристрою для проведення матеріалознавчих експериментів на борту космічної станції. Розраховані основні параметри та визначені конструктивні схеми МГД-систем. Встановлено склад польотного обладнання, блок-схема дослідницького оснащення, перспективні конструкції технологічних вузлів, перелік, послідовність і тривалість проведення технологічних операцій

Выполнен аналитический обзор состояния исследований по проблеме. Разработана принципиальная технологическая схема МГД-устройства для проведения материаловедческих экспериментов на борту космической станции. Рассчитаны основные параметры и определены конструктивные схемы МГД-систем. Установлены состав полётного оборудования, блок-схема исследовательского оснащения, перспективные конструкции технологических узлов, перечень, последовательность и продолжительность проведения технологических операций

The review of the state-of-the-problem researches is performed. It is developed the principle technological chart of MHD-device for conducting of experiments aboard space station. Basic parameters are calculated, structural charts of MHD-systems are defined. There are set the composition of flight equipment, flowchart of research equipment, perspective constructions of technological knots, list, sequence and duration of technological operations

Одним из перспективных направлений материаловедения является космическая металлургия. Её задача – получение металлов, сплавов, композиционных и других материалов, а также изделий с улучшенными либо принципиально новыми свойствами металлургическими методами. К таким материалам относятся особо чистые металлы, монотектические и эвтектические сплавы, сплавы с интерметаллидами, композиционные сплавы и пенометаллы, которые могут иметь специальные физико-

химические, электрические, магнитные, оптические, механические и другие свойства.

Влияние невесомости на процессы получения такого класса материалов исследуется на протяжении последних десятилетий во многих странах – США, ФРГ, Франции, Швейцарии, Великобритании, Италии. Норвегии, Японии, Китая, СССР-СНГ (Россия, Казахстан) [1-14]. В 90-е годы наиболее активно проводят исследования в этом направлении США (программы NASA MISSION VSML-2, Shuttle), Европейское космическое агентство ЕКА (программы SPAR, TEXUS), Японское национальное агентство космического развития NASDA по программам JAMIC. На Украине в области космической металлургии основное внимание уделяют изучению полупроводниковых материалов, а монотектические системы исследуются в наземных условиях.

Возможность улучшения свойств таких материалов в космических условиях связано, прежде всего, с отсутствием в невесомости сегрегации по плотности и значительно меньшей, чем в наземных условиях естественной конвекции в жидком состоянии, проведением плавки в бесконтактных устройствах. В космических условиях широко исследуются монотектические сплавы, которые представляют смесь фаз с ограниченной взаимной растворимостью, как в твердом, так и жидком состояниях (рис. 1) [15].

Расплавы таких сплавов при перегревах выше определенной температуры T_b за счет роста взаиморастворимости образуют однофазную жидкость, а при переходе в твердое состояние испытывают фазовые превращения I и II рода. Существенное изменение свойств таких сплавов наблюдается при дисперсном и ультрадисперсном состояниях меньшей по концентрации фазы и характерном распределении ее в матрице. Но проблемы, связанные с ультрадисперсностью второй фазы и ее однородным распределением в матрице, до сих пор не решены ни в наземных, ни в орбитальных условиях, несмотря на многолетние исследования.

В процессе развития космического материаловедения первоочередное внимание уделялось физике невесомости и фрагментарно учитывалось влияние магнитосферы Земли, большинство ключевых явлений в которой определяется фундаментальными процессами магнитной гидродинамики (МГД). Данные о характеристиках магнитного поля на высотах, где находятся большинство орбитальных станций и космических аппаратов, неоднозначны [1,5,7,16]. Действие магнитных полей на жидкие и затвердевающие сплавы проявляется сильнее всего при фазовых превращениях и зафиксировано даже в слабых ($1 \cdot 10^{-3}$ Тл) полях [17,18].

Влияние магнитного поля на монотектические системы при фазовых превращениях до сих пор не исследовано.

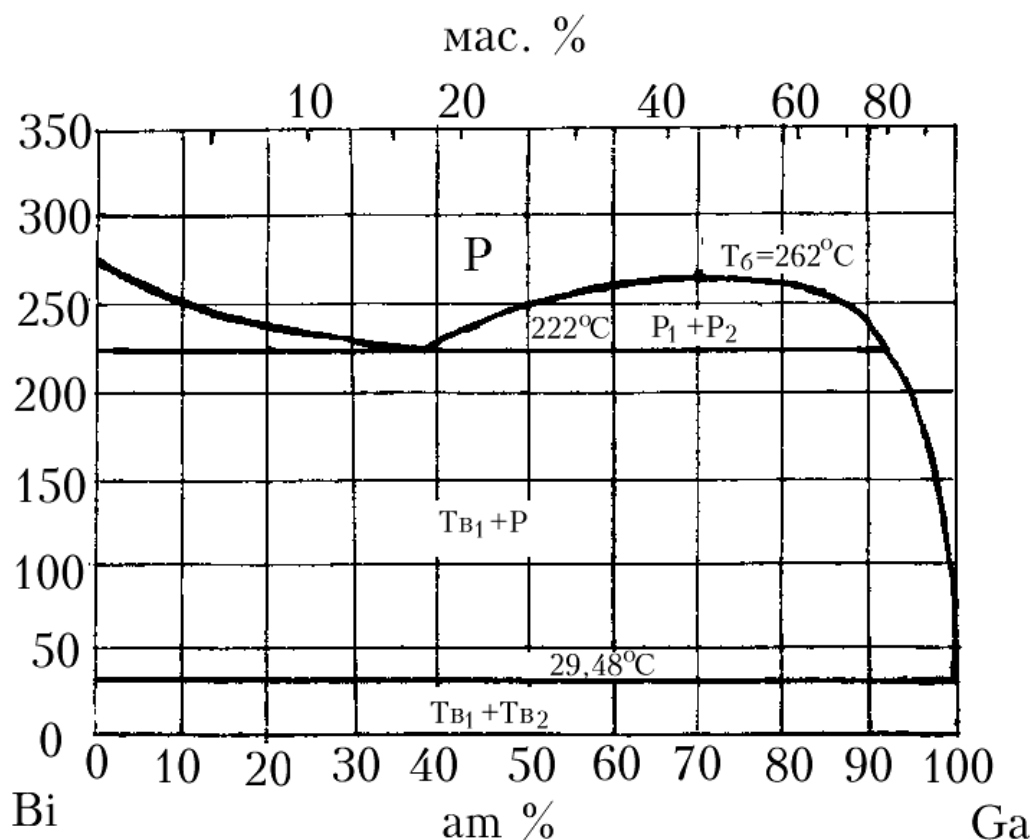


Рис. 1 Диаграмма состояния монотектического сплава Bi-Ga:

- P – область гомогенного жидкого состояния;
- P₁ – насыщенный жидкий раствор на основе Bi;
- P₂ – насыщенный жидкий раствор на основе Ga;
- T_{B1} – насыщенный твердый раствор на основе Bi;
- T_{B2} – насыщенный твердый раствор на основе Ga;
- T_б – температура бинодали (критическая температура)

При разработке космической МГД-технологии была поставлена задача преодоления неблагоприятных эффектов, возникающих при получении монотектических сплавов на околоземной орбите. Это должно обеспечиваться за счет ввода в силовую систему воздействий, соответствующих требуемым условиям формирования структуры металлической системы на различных стадиях.

При наложении внешнего однородного постоянного магнитного поля с напряженностью, превышающей напряженность геомагнитного поля, в жидком монотектическом сплаве в условиях орбитального космического

аппарата будут проявляться процессы, ослабляющие естественную термогравитационную конвекцию (при значениях $g < 10^{-3} g_0$), и подавляющие конвективные течения любой природы, обусловленные влиянием возникающей в растворе электромагнитной силы.

В то же время, с учетом явных кинетических затруднений при гомогенизации монотектического расплава выше температуры бинодали, которые выявились в орбитальных экспериментах [7,19], однородность однофазной жидкости можно обеспечить с помощью МГД-методов, например, при вводе периодического электрического тока в расплав перпендикулярно постоянному внешнему магнитному полю.

При последовательном затвердевании монотектического расплава в отливках возникают области, которые содержат отличные по размерам включения второй фазы, причем закристаллизованные на более поздней стадии зоны отливки имеют более крупные включения [20]. В связи с этим, для обеспечения однородности включений по размерам, исключения влияния фронта кристаллизации на форму и характер распределения в объеме металла включений [21] необходима организация объемного затвердевания расплава. Установлено, что наложение магнитного поля ведет к изменению типа кристаллизации от последовательного к объемному [18].

Для получения необходимых эффектов МГД-воздействий на монотектический расплав необходимо подобрать соответствующие параметры магнитной и токовой систем. При разработке космического оборудования все это дополнительно усложняется вследствие энергетических, весовых, габаритных и других ограничений.

Комплексное решение задачи оптимизации параметров МГД-системы для рассматриваемого варианта получения монотектических сплавов с тонкодисперсной структурой в условиях невесомости возможно при комплексном использовании математического и физического наземного моделирования отработок потенциальных конструктивных решений и проведении натурных экспериментов на борту космического аппарата.

Перспективные в космическом производстве материалы с расслаивающимся в жидком состоянии металлическими фазами можно разделить по уровню удельных энергетических затрат необходимых для перевода единиц массы в жидкое состояние с температурой, при которой можно эффективно влиять на структуру жидкости: I) низкотемпературные (до 500 °C) с малым уровнем энергозатрат (~ 100 кДж/кг) – Bi-Ga, Bi-Pb-Ga; II) среднетемпературные (до 1000 °C) с высокими энергозатратами (~1200 кДж/кг) – Al-Bi; AlSi-Bi; Al-Pb; III) высокотемпературные (до 1500 °C) со средним уровнем энергозатрат (~700 кДж/кг) – Ag-Ni; Ag-CrNiMo;

Cu-FeC; Cu-FeCSi; Cu-FeCr; Cu-Cr; Mn-Pb; Mn-Bi; IV) тугоплавкие (до 2100 °С) с высокими энергозатратами (до 1100 кДж/кг) – CuW; Sn-Nb; Cu-WNi.

Перевод заготовки в жидкое состояние с дальнейшим затвердеванием оставляет существенную часть технологического цикла получения монотектического сплава с дисперсными включениями. В проведенных космических исследованиях [1-13] монотектические сплавы готовились в ампульных печах с внешним электронагревом: М; МА(США); LIF (Япония); FPM, INF (ФРГ); сплав Кристалл-Магма Ф (Россия, Казахстан). Температура нагрева в этих печах находится в диапазоне 400-2050 °С при мощности 50-900 Вт. В зависимости от конструкции, как правило, охлаждение в таких печах пассивное, вместе с печью. В печи МА-010 для изменения времени пассивного охлаждения используется гелиевая система, которая позволяет сократить это время с 20 до 3 ч. Печь INF имеет специальную камеру, куда после нагрева для охлаждения с помощью манипулятора перемещается образец, а также ультразвуковой перемешиватель для гомогенизации расплава.

Задача оптимизации технологических приспособлений для плавки и обработки монотектических сплавов состоит в правильном выборе источников нагрева и внешних воздействий на жидкий и кристаллизующийся сплав.

Необходимо отметить, что оборудование, которое используется для получения монотектических сплавов с тонкодисперсной структурой в космических условиях, мало соответствует технологическим требованиям эффективного проведения процесса.

Наиболее рациональный способ нагрева – выделение тепловой энергии непосредственно в нагреваемом сплаве, особенно при высоких температурах.

Бесспорным преимуществом нагрева металла высокочастотным электромагнитным полем, электронным пучком, лазерным лучом, излучением видимой части спектра является бесконтактность.

Однако, технологическое оборудование, которое реализует эти способы, имеет ряд неблагоприятных для космического использования характеристик. Это – значительная масса, низкий (за исключением электронно-лучевых устройств) коэффициент полезного действия (КПД), а высокочастотные индукторы, кроме того, могут влиять и на другое бортовое оснащение.

Кроме того, при использовании указанных источников нагрева возможна только достаточно интенсивная конвекция в приповерхностных зонах расплава (вследствие спин- и пинч-эффектов или эффекта

Марангони), что может вызвать значительное возмущение свободной поверхности расплава и его неоднородность по составу.

К тому же необходимо решать ряд вспомогательных технически сложных задач, связанных с условиями контактного или бесконтактного удержания расплава и манипуляции им в разных режимах его обработки при нагреве и охлаждении.

Требуется также разработка системы измерения температуры и других параметров расплава, а также контроля рабочих характеристик технологического процесса.

Только при комплексном решении всех этих задач возможно создание эффективных технологий и оборудования.

Используя путь последовательного усложнения задачи, предусматривается начать исследования с отработки ряда особенностей МГД-технологии получения монотектических сплавов в космических условиях с низкотемпературного сплава висмут-галлий (Bi – матрица, Ga – включение)_x – таблица 1.

Таблица 1 Основные характеристики компонентов сплава висмут – галлий [22,23]

Характеристики компонента сплава	Плотность, кг/м ³		Электросопротивление, Ом·м		Атомная магнитная восприимчивость при 20°C, м ³ /моль
	20 °C	300 °C	20 °C	300 °C	
Висмут	9800	10300	$117 \cdot 10^{-8}$	$132 \cdot 10^{-8}$	$-357,8 \cdot 10^{-8}$
Галлий	5900	5905	$54 \cdot 10^{-8}$	$35 \cdot 10^{-8}$	$-27,9 \cdot 10^{-8}$

Предусматривается использовать на этом этапе контактное удержание образца сплава и его омический нагрев за счет пропускания электрического тока через сплав при кондукционном подводе электроэнергии, а также не требующую затрат энергии на функционирование от бортовой системы электропитания магнитную систему на постоянных магнитах.

В программу наземных экспериментов включены: а) расчет и проверка на конкретном сплаве уровня плотности электрического тока, позволяющего в технологически удовлетворительное время с учетом возможностей бортовой сети перевести сплав в жидкое однофазное состояние; б) численное моделирование МГД-перемешивания расплава в замкнутом объеме технологической камеры при взаимодействии синусоидального электрического тока, подведенного к металлу с внешним скрещенным постоянным магнитным полем; в) физическое моделирование состояния невесомости фаз в расплаве с помощью скрещенных

электрического и магнитного полей и исследование поведения сплава при изменении его температуры в магнитных полях разной напряженности; 2) разработка принципиальных схем МГД-систем.

Бортовая система электропитания позволяет использовать потребители мощностью порядка 500 Вт при постоянном токе не более 5 А. Выполненный расчет показал, что для перевода в жидкое состояние 1 см³ сплава при его сечении 1 см² в течение 3 мин требуется плотность электрического тока порядка 200 А/см². Т. к. объем сплава, по которому пропускается контактным способом электрический ток, является для электрической цепи участком короткого замыкания, а ток, кроме джоулевого нагрева, используется и для возбуждения электромагнитных сил, перемещающих расплав, применяется система преобразования постоянного тока в переменный. При этом энергия к сплаву подводится через трансформатор, вторичная обмотка которого представляет один виток, замкнутый на объем сплава. Рассчитана синусоидальная МГД-система с частотой синусоидального тока 50 Гц и амплитудным значением тока в синусоидальной системе до 280 А.

Для отработки в наземных условиях систем создания магнитного поля были использованы электромагниты постоянного тока с регулируемой индукцией однородного магнитного поля в интервале 0,01-1,20 Тл. Для создания магнитного поля в орбитальных условиях предусмотрена магнитная система на постоянных магнитах типа КСП-37.

Общая схема технологических операций по обработке материала в космосе включает подвод и отвод энергии от технологического устройства, подача в него сырья и извлечение готового продукта. Все операции выполняются с помощью блока управления оператором или автоматически в соответствии с программой и контролируется блоком информации по параметрах техпроцесса [1-10]. В разрабатываемой технологической схеме получения слитка монотектического сплава с тонкодисперсными включениями второй фазы на данном этапе подготовка заготовки сплава и размещение её в капсуле производится заблаговременно в наземных условиях. Удаление готового сплава выполняется после завершения этапа полета. В связи с незначительным тепловыделением, в данном эксперименте специальный его отвод от технологического устройства не предусматривается.

Блок-схема технологического устройства, блоки информации и управления представлены на рис. 2. Масса всего комплекта оборудования не превышает 10 кг, потребляемая мощность от бортовой системы электропитания – порядка 500 Вт на протяжении 3-5 мин (этап нагрева и гомогенизации расплава), а на этапе охлаждения (до 5 мин) – не более 30 Вт.

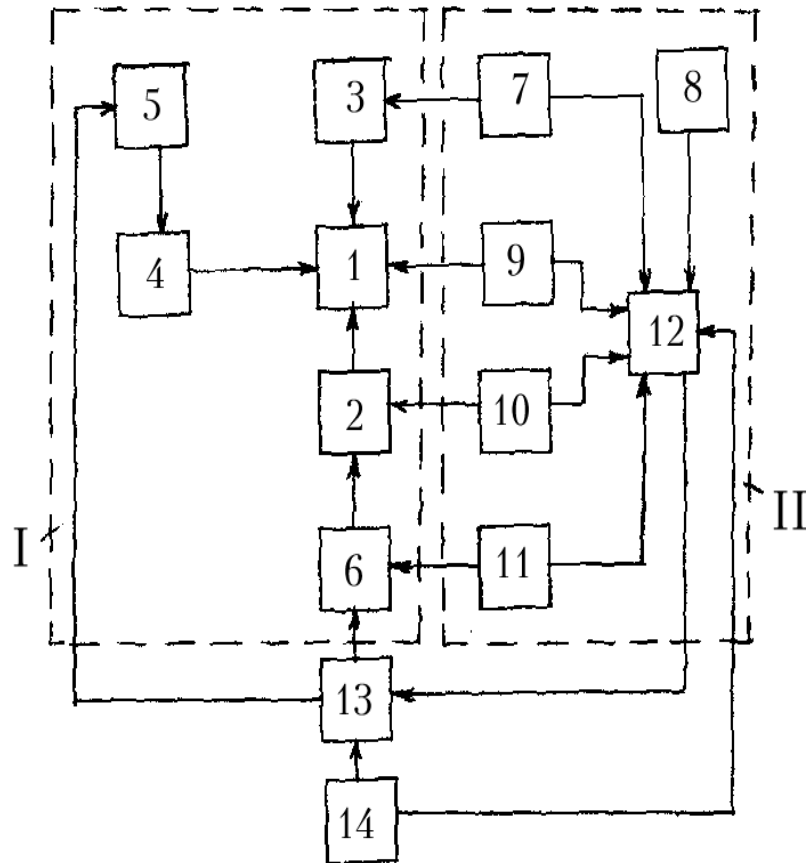


Рис. 2 Блок-схема устройства:

- 1 – технологическая капсула со сплавом; 2 – система создания электротока большой плотности; 3 – магнитная система; 4 – твердый охладитель; 5 – манипулятор; 6 – блок питания электросистемы 2; 7 – датчик индукции в зазоре магнита; 8 – датчик индукции геомагнитного поля; 9, 10 – датчики температуры сплава и электродного витка; 11 – датчик величины электротока; 12 – информационное устройство; 13 – блок управления; 14 – бортовая система электропитания

Для защиты элементов, которые нагреваются (сплав, электроды) предусмотрен контур «неисправностей». Этот контур непосредственно контролирует термопары (датчики температуры) на горячем (сплав) и холодном (электродная шина) участках прохождения тока высокой плотности. Если одна из термопар покажет превышение граничной температуры, то автоматически отключится электропитание системы нагрева. Предусматривается блокировка, исключающая несанкционированное включение нагрева, а также преждевременно (до окончания нагрева) подключение твердого охлаждения к электродам.

Во избежание возможного неблагоприятного влияния изменяющихся во времени электромагнитных полей на конструкцию, технологическая

капсула с электродной шиной устанавливается на элемент, который гасит вибрации.

Технологическое устройство представлено на рис. 3.

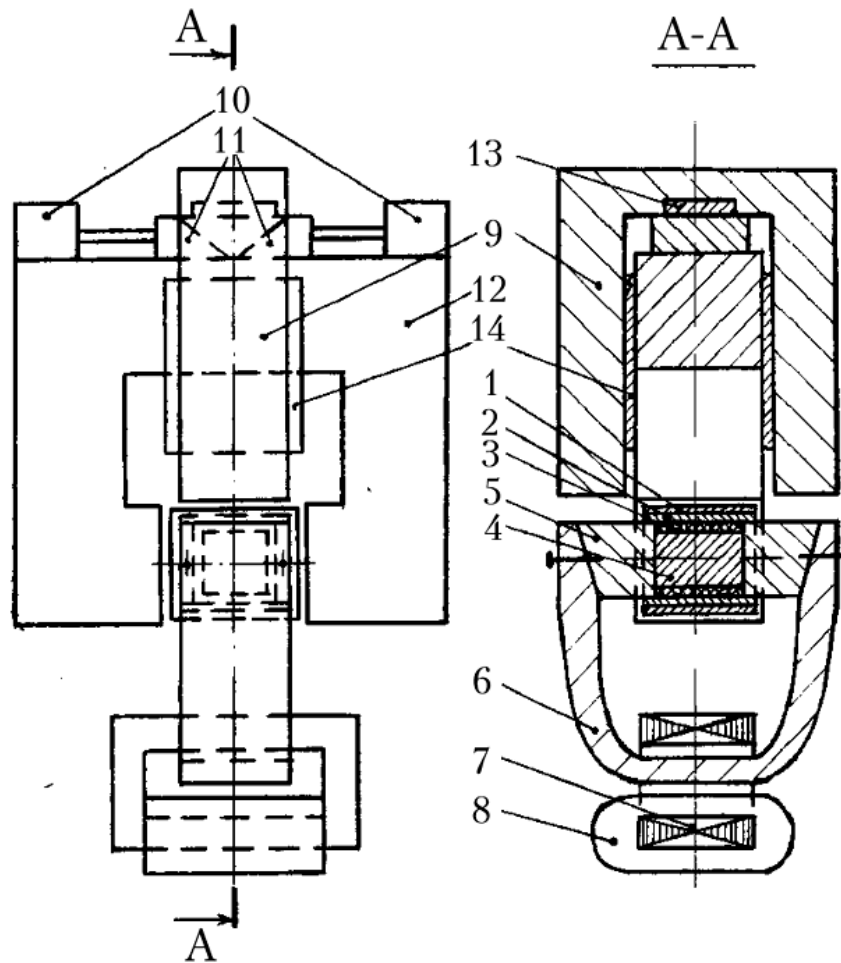


Рис. 3 Схема технологического устройства:

- 1 – медную капсула; 2 – керамический патрон; 3 – теплоэлектроизолятор;
- 4 – заготовка сплава; 5 – медные электроды; 6 – электродная шина;
- 7 – стержень трансформатора; 8 – обмотка трансформатора; 9 – твердый
- охладитель; 10 – манипулятор; 11 – электромеханическая чека; 12 –
- постоянный магнит; 13 – ферромагнитный блок; 14 – направляющие

Устройство включает медную капсулу прямоугольного сечения, в которую вставлен керамический патрон. В патрон с зазором, заполненным свободнодеформируемым упругим теплоэлектроизолятором (каолиновой ватой), введена заготовка сплава. Торцевые поверхности сплава зажаты между двумя медными электродами, которые вместе с электродной шиной, создают виток вокруг стержня трансформатора. При пропускании в обмотке трансформатора синусоидального тока в витке генерируется

синусоидальный ток, который с учетом коэффициента трансформации значительно большей по силе и меньшей по напряжению, чем ток в обмотке.

Для обеспечения ускоренного охлаждения расплава после его гомогенизации, предусмотрен твердый охладитель в виде алюминиевого блока, который вводится в контакт с электродами манипулятором машинного типа по команде блока управления. При срабатывании электромеханической чеки за счет притягивания к ядру постоянного магнита, встроенного в алюминиевый блок с помощью ферромагнитного блока, твердый охладитель прижимается к электродам, двигаясь по направляющим.

Ток в обмотку трансформатора поступает через блок питания, в котором постоянный ток от бортовой сети преобразуется в переменный. Для создания синусоидального тока предусматривается использование тиристорного моста с элементами, выравнивающими форму тока.

Блоки управления и информации, а также электромеханическая чека питаются непосредственно от бортовой сети электроснабжения.

Заготовка сплава (80% масс. висмута, 20 % масс. галлия) изготавливается в надежных условиях и характеризуется неоднородным распределением в матрице грубодисперсных включений галлия. Торцы заготовки зачищаются, она размещается в технологической капсуле и зажимается в медном витке разъемной конструкции. Торцы электродов «зависмучиваются» с помощью паяльника и флюса. Висмут при нагревании увеличивается в объеме, а в процессе расплавления – уменьшается. Предварительный зажим заготовки, адгезируется обработка электродов и наличие в патроне упругой каолиновой ваты, обеспечивают постоянный контакт электродов со сплавом в процессе нагрева и охлаждения.

При проведении экспериментов на орбите по команде (от кнопки «Пуск») включается система управления, питания и информации. Через 3 мин с помощью таймера (реле времени) автоматически подключается блок питания и охлаждающий алюминиевый блок присоединяется к электродам. Во время эксперимента фиксируется напряженность магнитного поля в зазоре магнита и напряженность геомагнитного поля в технологическом отсеке на расстоянии, исключающем влияние электромагнитных полей рассеивания электроприспособлений технологической системы. Через определенное время (порядка 5 мин) реле времени отключает систему управления, питания и информации от бортовой электросети.

Данные исследования выполнены при финансовой поддержке Национального космического агентства Украины в рамках общегосударственной космической программы Украины.

Литература

1. Беляков И.Т., Борисов Ю.Д. Технология в космосе. - М.: Машиностроение, 1974. – 292 с.
2. Jaffee M. L., Skylab Space Processing Results studies // Aviation Week and Space Technology. - 1974, Febr., vol. 25. - P. 40-43.
3. Brendt F. H., Montgomery B.O. New Challeges for Industry // Astronautic and Aeronautics, 1975, vol. 13, N5. - P. 22-40.
4. Иванов Л.И., Земсков В.С., Кубасов В.Н. и др. Плавление, кристаллизация и формообразование в невесомости. - М.: Наука, 1979. - 256 с.
5. Беляков И.Т., Борисов Ю.Д. Основы космической технологии. - М.: Машиностроение, 1980. - 184 с.
6. Космическая технология / Под ред. Л.Стега. - М.: Мир, 1980. - 418 с.
6. Космическая технология / Под ред. Л. Стега. – М.: Мир, 1980. – 418 с.
7. Авдучевский В.С., Бармин И.В., Гришин С.Д. и др. Проблемы космического производства. - М.: Машиностроение, 1980. - 221 с.
8. Савицкий Е.М., Михайлов Б.П., Бычкова М.И., Торчинова Р.С. Влияние невесомости на структуру и свойства сплавов с особыми физическими свойствами // Металлы. - 1982, №5. - С. 24-32.
9. Мотэги Т. Сегрегация металлов в условиях микрогравитации // Kinzoku-Metalsand Technol. – 1995. - 65. №2. - С. 68-69.
10. Leonarts K., Sahm P.R., Corill S.P. Konvektion Schmelzen unter variierendem Schwerkrafteinfluss von 0,001g bis 1g // Zeitschr. Metallk. - 1997. - 88, N4. - S. 291- 300.
11. Савицкий Е.М., Иванов Л.И., Земсков В.С. Сплавы из невесомости // Авиация и космонавтика. - 1979, № 7. - С. 42-47.
12. Савицкий Е.М., Бычкова М.И. Геллер И.Д. // Доклады АН СССР. – 1981. – Т. 257, № 1. – С. 102.
13. Пресняков А.А., Аубакирова Р.К., Дегтярева А.С., Мусабаев Т.а. //Докл. АН Респ. Казахстан. 1996, №1. с.15.
14. Ветошкин А.М., Корольков А.В., Купцова В.С., Савичев В.В. Об особенностях развития естественной конвекции в условиях близких к невесомости // Космическая наука и техника. Киев: Наукова думка, 1989, вып. 4. - С. 53-57.
15. Шанк Ф. Структура двойных сплавов. - М.: Металлургия, 1973. - 760 с.
16. Крошкин М.Г. Физико-технические основы космических исследований. - М.: Машиностроение, 1969. - 288 с.
17. Казаков Ю.В., Блинков В.А., Половинкина Т.П. Кристаллизация металла в постоянном магнитном поле // Физика и химия обработки материалов. -1975,№2.-С.77-79.
18. Видов С.В., Вишкарев А.В., Зверев Б.Ф. и др. Воздействие слабых магнитных полей на процесс кристаллизации металла // Сталь. - 1993, №11. - С. 18-22.
19. Савицкий Е.М., Буров И.В., Пирогова С.В., Савельев Ю.А. Получение псевдосплавов алюминий-висмут и алюминий-магний в условиях пониженной гравитации // Доклады АН СССР. - 1980, т.252, №6. - С.1387-1389.
20. Кириевский Б.А., Изюмова Т.К. // Процессы литья. – 1993. - № 4. – С. 115.
21. Овсиенко Д.Е., Федоров О.П., Кириевский Б.А. и др. Влияние твердых и жидких включений в расплаве на морфологию фронта кристаллизации // Металлофизика. - 1986, т.8, №4. - С.64-71.
22. Смитлз К. Дж. Металлы. Справочник. – М.: Металлургия, 1980. – 444 с.

23. Лифшиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.

УДК 669.184: 658.012.011.66

КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСАМИ ЗНЕВУГЛЕЦЮВАННЯ МЕТАЛЕВОЇ ВАННИ ЕЛЕКТРОДУГОВОЇ ПЛАВКИ

К. В. Єгоров, В. С. Богушевський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»
(e-mail: Kostya_iff@ukr.net)*

Проаналізовані методи керування процесами зневуглецювання ванни сталеплавильного агрегату. Досліджена можливість автоматичного контролю та керування швидкістю зневуглецювання металу в електросталеплавильному агрегаті. Визначено алгоритм окислювальної продувки металу киснем

Проанализированы методы управления процессами обезуглероживания ванны сталеплавильного агрегата. Исследована возможность автоматического контроля и управления скоростью обезуглероживания металла в электросталеплавильном агрегате. Определен алгоритм окислительной продувки металла кислородом

The methods of control processes decarburization steelmaking bath unit. The possibility of automatic control speed decarburization of the metal in the electrical aggregate. The algorithm oxidizing metal scavenging oxygen

Вступ

Плавка в ДСП характеризується трьома режимами: електричним, температурним і технологічним. Електричний режим відображає зміну у часі потужності, що підводиться до печі. Температурний режим – зміну в ході плавки температур металу, шлаку та футерівки. Технологічний режим плавки обумовлюють зміни хімічного складу металу, добавки легуючих та інше [1].

Мета керування технологічним режимом – одержання сталі заданого складу. Основним керівним діянням є маса шихтових матеріалів при завантаженні (визначає склад металу після розплавлення), легуючих та розкислювачів у кінці плавки (обумовлює кінцевий склад металу). Система проводить облік наявності легуючих матеріалів у цеху, грубий розрахунок добавок на початку плавки, збір та зберігання результатів аналізу проб металу на момент розрахунку добавок і точний розрахунок маси легуючих

матеріалів та розкислювачів, прогнозування стану металу в печі на момент вводу легуючих за результатами аналізу попередньої проби. Важливе значення відіграє також витрата кисню, який вдувається у ванну в окислювальний період для зневуглецювання металу [2].

Як інформативний параметр для керування плавкою в ДСП часто використовують вміст вуглецю в розплаві. Роботи з безперервного визначення вмісту вуглецю велися в двох напрямках: з використанням залежності між вмістом вуглецю і активністю кисню [3]; з використанням залежності між швидкістю зневуглецювання і інтенсивністю продувки з врахуванням зміни коефіцієнта засвоєння кисню [4]. Перший метод був розроблений на Череповецькому комбінаті спільно з МІСіС. Встановлено, що добуток активностей вуглецю a_C і кисню a_O при сталій температурі практично незмінний. Середньоквадратична похибка визначення вуглецю за цим методом при низьких вмістах вуглецю ($< 0,1\%$) лежить у межах $0,01\%$, але при більш високому вмісті вуглецю ця похибка значно збільшується.

Робота виконувалася в Національному технічному університеті України “Київський політехнічний інститут” по темі “Математичні моделі і алгоритми системи управління кисневим конвертером”, Державний реєстраційний номер 0110U002880.

Постановка задачі

Задача належить до системної функції планування. Мета розрахунку – вироблення варіантів шихтовки печей на чергову плавку як планових завдань (рекомендацій технологічному персоналу) при стандартних початкових умовах проведення плавки за марками сталі.

Результати досліджень

Задача розв’язується методом, в основі якого лежать баланси мас і варіанти базових шихтовок [5], що пропонуються технологічному персоналу для вибору з них одного робочого варіанту на чергову плавку призначеної марки сталі.

Після набору на клавіатурі ПЕОМ шифру призначеної для виплавляння марки сталі (за даними марочника) в робочий масив надходить інформація про верхнє граничне значення масової частки вуглецю.

Визначаємо масову частку вуглецю після розплавлення C_p

$$C_p = C_v + B, \quad (1)$$

де C_v – верхнє граничне значення масової частки вуглецю після розплавлення для заданої марки сталі, %;

B – константа, %.

Виконаємо розрахунок маси шихтових матеріалів для випадку, коли науглецювання розплаву здійснюється чавуном:

$$\begin{aligned} m_{к1} &:= 0; \\ m_{ч1} &= K_1 C_p - A_1; \\ m_{б1} &= m_{ш} - m_{ч1}, \end{aligned} \quad (2)$$

де $m_{к1}$, $m_{ч1}$, $m_{б1}$ – маса відповідно коксу, чавуну та брухту, т;

K_1 – коефіцієнт, т/ %;

A_1 – константа;

$m_{ш}$ – задане значення маси шихти на плавку, т.

Зробимо перевірку виконання умови

$$m_{ч1} \geq m_{ч}, \quad (3)$$

де $m_{ч}$ – задане значення маси чавуну, т.

При виконанні умови (3) здійснимо перерахунок

$$\begin{aligned} m_{ч2} &:= m_{ч}; \\ m_{к2} &= K_2 C_p - A_2; \\ m_{б2} &= m_{ш} - m_{ч2} - m_{к2}. \end{aligned} \quad (4)$$

Якщо науглецювання розплаву здійснюється коксом, розрахунок маси шихтових матеріалів здійснюється у відповідності до виразу

$$\begin{aligned} m_{ч3} &:= 0; \\ m_{к3} &= K_2 C_p - A_3; \\ m_{б3} &= m_{ш} - m_{к3}, \end{aligned} \quad (5)$$

а у випадку науглецювання чавуном і коксом

$$m_{ч4} = \alpha (K_1 C_p - A_1);$$

$$\begin{aligned} m_{k4} &= \beta (K_2 C_p - A_3); \\ m_{64} &= m_{ш} - m_{ч4} - m_{k4}, \end{aligned} \quad (6)$$

де α, β – коефіцієнти.

Сумарна маса матеріалів у випадках (2)...(6)

$$m_{ши} = m_{6i} + m_{чи} + m_{ки}. \quad (7)$$

Виконуємо перевірочний розрахунок масової частки вуглецю у вихідній шихті

$$C_{п} = (m_{6i} C_6 + m_{чи} C_ч + m_{ки} C_к \gamma) / m_{ши}, \quad (8)$$

де $C_{п}$ – значення перевіряємої масової частки вуглецю у вихідній шихті, %;

$C_6, C_ч, C_к$ – масова частка вуглецю відповідно в брукті, чавуні та коксі, %;

γ – засвоюваність вуглецю коксу.

Похибка визначення масової частки вуглецю у вихідній шихті, ξ , %,

$$\xi = C_{п} - C_p. \quad (9)$$

Розрахунок масової частки вуглецю після розплавлення шихти. Задача належить до функції контролю і до групи задач розрахунку невимірюваних параметрів стану процесу. Мета задачі – вироблення експрес-інформації про масову частку вуглецю у ванні після розплавлення шихти без відбору і аналізу проби металу. Вона розв'язується один раз за цикл плавки в період плавлення після одержання інформації про виміряну в кінці періоду температуру металу.

Алгоритм розв'язку задачі засновано на відомій залежності температури ліквідус-вуглець для залізовуглецевого розплаву [6] і спеціальних прийомів одержання додаткової інформації від об'єкта: розрахованої температури технологічного перегрівання розплаву над лінією ліквідус, поправки від впливу окисленості розплаву та інше.

Температура ліквідус $t_{л}$, °C, визначається за формулою

$$t_{л} = t_{м} - \Delta t + \Delta t_{дом} + \Delta t_{ок}, \quad (10)$$

де $t_{м}$ – відкориговане значення температури металу, °C;

Δt – середня за період плавлення температура технологічного перегрівання металу над лінією ліквідус, °С;

$\Delta t_{\text{дом}}$ – підвищення температури ліквідус від наявності домішок у розплаві, °С;

$\Delta t_{\text{ок}}$ – поправка на окисленість металу, °С.

Температура перегрівання металу над лінією ліквідус

$$\Delta t = K_3 W / (m_{\text{ш}} \cdot \tau), \quad (11)$$

де K_3 – коефіцієнт, °С·т·хв/(кВт·год);

W – сумарна витрата енергії в період плавлення, кВт·год;

τ – тривалість плавлення під струмом, хв.

Витрата енергії

$$W = W_a + K_4 V_{\text{т}} + K_5 V, \quad (12)$$

де W_a – витрата активної електроенергії, кВт·год;

K_4 – коефіцієнт, що враховує питому теплоту згоряння палива, кВт·год/м³;

$V_{\text{т}}$ – об'єм витрачуваного палива на пальники, м³;

K_5 – коефіцієнт, що враховує питому теплоту екзотермічної реакції окислення вуглецю киснем, що продувається, кВт·год/м³ O₂;

V – об'єм витрачуваного кисню на продувку, м³.

Якщо легування шихти не здійснюється, приймаємо $\Delta t_{\text{дом}} = -1$ °С, а у випадку легування

$$\Delta t_{\text{дом}} = 2,6 + 4\text{Ni}_{\text{м}} + 7\text{Cu}_{\text{м}}, \quad (13)$$

де $\text{Ni}_{\text{м}}$, $\text{Cu}_{\text{м}}$ – масові частки відповідних елементів у металі, %.

Температурна поправка від окислення металу

$$\Delta t_{\text{ок}} = 5,72 \cdot 10^{-2} t_{\text{вим}} - 76,6, \quad (14)$$

де $t_{\text{вим}}$ – виміряне значення температури металу, °С.

Масова частка вуглецю, який окисляється киснем, що продувається ΔC , %,

$$\Delta C = K_2 V. \quad (15)$$

Масова частка вуглецю після розплавлення шихти

$$C_p = C_{p.3} + \Delta C, \quad (16)$$

де $C_{p.3}$ – задане значення величини, що шукається, %.

Температура додаткового перегрівання металу, Δt_d , °C,

$$\Delta t_d = K_6 \eta (W_a - W_3) / (m_m c_m), \quad (17)$$

де K_6 – коефіцієнт перерахунку розмірностей;

η – коефіцієнт корисного використання енергії;

W_3 – задана витрата активної електроенергії, кВт·год.;

m_m – маса металу (печі), т;

c_m – питома теплоємність металу, Дж/(кг·°C).

Відкориговане значення температури металу

$$t_m = t_{\text{вим}} - \Delta t_d. \quad (18)$$

Розроблено алгоритм окислювальної продувки металу в печі ДС100 на основі даних активності кисню в металі (концентрації вільного кисню), що вимірюється з використанням серійних датчиків окислення металу УКОС-1, і температури металу, що вимірюється термопарою занурення.

Перевага цього методу – висока точність визначення часу закінчення окислювальної продувки металу киснем.

Алгоритм призначений для автоматизації процесу знеуглецювання сталі за допомогою визначення та коригування раціонального часу продувки киснем.

В основі роботи алгоритму лежать дані про активність кисню в металі (концентрація кисню) й її зв'язок з кількістю вуглецю при даній температурі. На основі даних про активність (концентрацію) вільного кисню і температуру рідкого металу визначається концентрація вуглецю, необхідний час продувки металу киснем (при завданій його витраті). В

процесі продувки цей час коригується в залежності від результатів повторного вимірювання активності кисню і температури металу. Сталевару видається рекомендований час продувки при завданих миттєвих значеннях витрати кисню.

Алгоритм запускається при одержанні даних про активність кисню і температуру рідкого металу. Вимірювання цих величин здійснюється через певний час після початку продувки металу киснем (визначається експериментально), коли в значній мірі окислилися кремній та марганець у металі, тобто почалось інтенсивне окислення вуглецю. Розрахунки ведуться за формулами:

$$v_1 = 1,268(Q_{O_2}/m_m) \exp [2406(T - 1850)/T1850]; \quad (19)$$

$$v_2 = 2,37 \exp(8300/8,314T) \quad (20)$$

де v_1, v_2 – відповідно швидкість процесу зневуглецювання в першому і в другому періоді плавки (після повторного вимірювання концентрації кисню і температури металу);

Q_{O_2} – витрата кисню;

m_m – маса металу;

T – температура металу.

Критична концентрація вуглецю (C_k) дорівнює

$$C_k = C_p + (A/2,37) \exp(6300/8,314T). \quad (21)$$

де C_p – рівноважна концентрація вуглецю; A – коефіцієнт.

$$C_p = p_{CO} \exp(2,3 \{ (4490/T) - 4,607(1873/T) \sum_{i=1}^4 e_i[j_i] \}) \quad (22)$$

$$A = \exp(2000/8,314T) \quad (23)$$

$$p_{CO} = KA / \{ 1 + \exp[2,3(2262/T - 2,158)] \} \quad (24)$$

де j_i – концентрація i -го елементу (Ni, Co, Mo);

p_{CO} – парціальний тиск окису вуглецю;

K – коефіцієнт.

За результатами вимірювання ЕРС (E) датчиком окисленості розраховується початкова концентрація вуглецю (C_0)

$$C_0 = \exp\left[-0,98\left(-\frac{23210 \cdot E + 13037}{T} + 6,183\right) \cdot 5,203\right]. \quad (25)$$

Розраховуємо тривалість періодів окислювального процесу і загальний час процесу

$$\tau_1 = (C_0 - C_k)/v_1; \quad (26)$$

$$\tau_2 = (C_k/v_2) \ln[(C_k - C_p)/(C_{\text{кон}} - C_p)], \quad (27)$$

де τ_1, τ_2 – тривалість відповідно першого і другого періоду.

Загальна тривалість окислювального періоду буде дорівнювати

$$\tau = \tau_1 + \tau_2 \quad (28)$$

Алгоритм окислювальної продувки наведено на рис. 1.

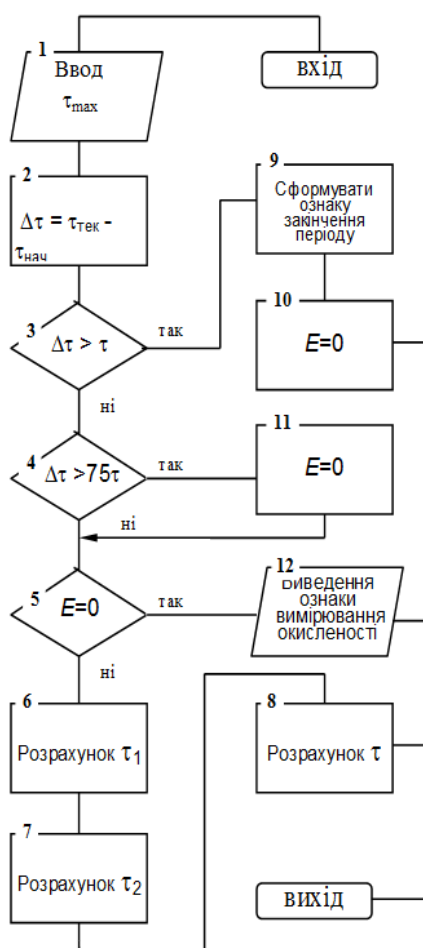


Рис. 1 Алгоритм окислювальної продувки металу киснем

Висновки

Як інформативний параметр для керування плавкою в ДСП використано вміст вуглецю в розплаві.

Шихтовку плавки треба проводити таким чином, щоб вміст вуглецю після розплавляння перевищував верхню межу за маркою, на величину, що забезпечує проведення окислювального періоду. При цьому додаткове науглецювання може проводитись чавуном, коксом, чи чавуном і коксом одночасно.

Найкращі результати для розрахунку масової частки вуглецю після розплавлення шихти отримані при застосуванні відомої залежності температури ліквідус-вуглець для залізовуглецевого розплаву і спеціальних прийомів одержання додаткової інформації від об'єкта: розрахованої температури технологічного перегрівання розплаву над лінією ліквідус, поправки від впливу окисленості розплаву та інше.

Як зворотний зв'язок використовуються дані про активність кисню в металі (концентрації кисню) й її зв'язок з кількістю вуглецю при даній температурі.

При продувці металу киснем в окислювальний період необхідні параметри металу в момент закінчення продувки в багатьох випадках можуть залежати від технологічної ситуації в цеху. Заміна характеристик металу в момент закінчення продувки, що визначаються маркою сталі, яка виплавляється, дозволяє скоротити тривалість плавки і поліпшити техніко-економічні показники процесу.

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. Проектування і обладнання електросталеплавильних і феросплавних цехів: Підручник / В.А.Гладких, М.І.Гасик, А.М.Овчарук, Ю.С.Пройдак. – Дніпропетровськ: Системні технології, 2004. – 692 с.
3. 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.
4. Богушевський В.С., Чернега Д.Ф., Грабовський Г.Г. Автоматичні системи керування процесами спеціальної електрометалургії: Підручник. – К.: Техніка, 2002. – 211 с.
5. Богушевский В.С., Сергеева Е.А., Жук С.В. Модель переноса массы и теплоты в квазигомогенном приближении // MANTRIFLY VI MIEDZYNARODO- WEJ NAUKOWI-PRAKTYCZNEJ KONFERENCJI “NAUKOWA PRZESTRZEC EUROPY-2010”, Przemysl, 7-12, 2010, Vol. 19, с. 27 – 32.

6. 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 669.14.018.294.001.57:669.046.554

РАЦИОНАЛЬНЫЕ РЕЖИМЫ ВНЕПЕЧНОЙ ОБРАБОТКИ КОЛЕСНОЙ СТАЛИ В АГРЕГАТЕ КОВШ-ПЕЧЬ И НА ВАКУУМАТОРЕ

А. В. Жаданос, И. В. Деревянко, О. Н. Кукушкин

Национальная металлургическая академия Украины

Проведено теоретичні та експериментальні дослідження теплоенергетичних процесів в розплаві під час позапечної обробки, та за їх результатами отримані аналітичні залежності, які забезпечують точність прогнозу температури металу у межах похибки вимірювальних приладів ($\pm 5^\circ$), що дає можливість подальшого їх використання в АСУ ТП ділянки позапечної обробки сталі. Виконана оцінка статей енергетичного балансу УКП, що дозволило визначити технологічні режими, які забезпечують максимальний енергетичний к.к.д. З використанням методу динамічного програмування розроблений алгоритм розрахунку оптимального енергетичного режиму на кожному етапі обробки металу на УКП, що дозволяє видавати оперативні рекомендації з управління режимом нагрівання. Продемонстровано можливість використання радіолокаційних датчиків рівня для оперативного управління процесом ковшового вакуумування. На основі результатів досліджень розроблено структуру АІС УВОС

Проведены теоретические и экспериментальные исследования теплоэнергетических процессов в расплаве во время внепечной обработки, и по их результатам получены аналитические зависимости, которые обеспечивают точность прогноза температуры металла в пределах погрешности измерительных приборов ($\pm 5^\circ$), что дает возможность дальнейшего применения в АСУ ТП участка внепечной обработки стали. Выполнена оценка статей энергетического баланса УКП, что позволило определить технологические режимы, обеспечивающие максимальный энергетический к.п.д. С применением метода динамического программирования разработан алгоритм расчета оптимального энергетического режима на каждом этапе нагрева на УКП, что позволяет выдавать оперативные рекомендации по управлению режимом обработки. Продемонстрирована возможность применения радиолокационных датчиков уровня для оперативного управления

процессом ковшевого вакуумирования. На основании результатов исследований разработана структура АИС УВОС

There have been completed theoretical and experimental researches of energy processes in liquid steel during treatment processes and according to the results of this researches analytical dependences have been obtained which provide measuring accuracy of metal temperature estimation within the measuring error ($\pm 5^\circ$). That makes a possibility of further application in ASC TP of ladled steel treatment. Completed estimation of energy balance items makes it possible to define technological modes leading to the best power efficiency. With application of dynamic programming method algorithm of definition of energy-saving regime on every stage of metal treatment in LF has been developed and provides generating of urgent heating control recommendations. The possibility of application of radar level sensors for operational management of vacuum degassing in a ladle is demonstrated. According to the results of the researches has been completed a structure of automated information system of ladled steel treatment

Введение

Внепечная обработка стальных расплавов на электродуговой установке ковш-печь (УКП) и вакуумной установке - одно из инновационных направлений в современной металлургии. На украинских металлургических предприятиях на данный момент функционирует 15 установок ковш-печь типа LF и 8 вакуумных установок типа VD. В соответствии с "Государственной программой развития и реформирования горно-металлургического комплекса Украины до 2011 года" планируется дополнительно ввести в эксплуатацию еще 9 агрегатов ковш-печь и 6 вакууматоров [1, 2]. Важными направлениями по усовершенствованию технологии внепечной обработки стали являются снижение удельного расхода электрической энергии, обеспечение стабильной, регламентируемой технологическими условиями температуры металла перед разливкой, предотвращение выплесков металла при ковшевом вакуумировании.

Постановка задач исследования

В условиях плохой наблюдаемости основного регулируемого параметра процесса – температуры расплава, необходимо прогнозировать её с помощью математических моделей, что является важным условием для оптимизации затрат электроэнергии. Для контроля уровня расплава в ковше целесообразно применять радиолокационные датчики уровня.

Заграничные системы автоматизированного управления внепечной обработкой стали, которые применяются в Украине, выполняют в основном информационные функции, но не выдают рекомендаций по ведению процесса обработки металла и не обеспечивают оперативного контроля температуры стали. Поэтому во время обработки расплава сложно достичь энергоэкономичного режима работы У КП, гарантировать регламентированную технологическими условиями температуру металла перед разливкой, предотвратить выплески металла при вакуумировании. Таким образом, интеграция разработанных моделей в АСУ ТП позволит реализовать новые функции - прогнозирование температуры металла, выдачу оператору технологических рекомендаций по ведению процесса нагрева и режима продувки металла инертным газом при вакуумной обработке. При этом необходимо учитывать взаимовлияние агрегатов внепечной обработки стали.

Анализ опубликованных научных исследований

Проблемам математического моделирования теплоэнергетических процессов в агрегатах внепечной обработки стали посвящены работы [3-6]: показана взаимосвязь между напряжением на вторичной обмотке трансформатора У КП и длиной дуги, а также зависимость скорости нагрева металла от толщины шлакового покрова [3]; приведены результаты экспериментальных исследований энергетических показателей У КП при различных технологических режимах, показано влияние устойчивости горения дуги на эффективность теплообмена в системе дуга-расплав [4]; исследована эффективность преобразования энергии, определен энергетический к.п.д. при нагреве и тепловой баланс установки с учетом технологических остановок и нестационарных начальных условий внутри футеровки ковша перед обработкой [5]; приведена экспериментальная зависимость изменения температуры расплава от времени вакуумной обработки [6].

Для обеспечения заданной точности математической модели целесообразно дополнительно учесть влияние продувки инертным газом на тепловые потери вследствие оголения поверхности расплава. Также необходимо получить аналитические выражения, описывающие изменение температуры металла в зависимости от значений входных параметров процесса (подводимая электрическая мощность, толщина шлакового покрова, масса расплава, температура футеровки ковша, расход аргона, начальная температура расплава). На ряде зарубежных металлургических заводах внедрены АСУ внепечной обработки стали, в которые заложены модели, прогнозирующие температуру металла с точностью $\pm 5^{\circ}\text{C}$ [7, 8]. Однако принципы построения и структура данных моделей не приведена.

Таким образом, решение поставленных в работе задач весьма актуально.

Структура автоматизированной информационной системы

Для обеспечения рациональных режимов внепечной обработки стали предлагается автоматизированная информационная система участка внепечной обработки стали (АИС УВОС) (рис. 1).

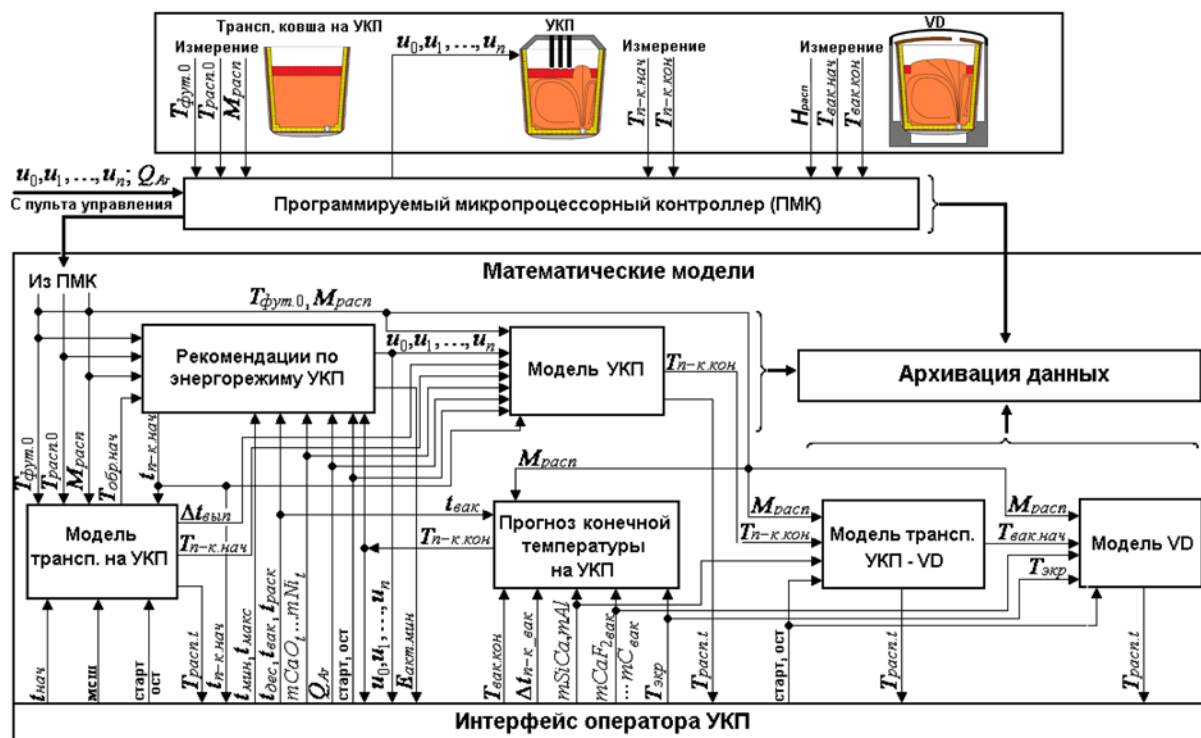


Рис. 1 Структура АИС УВОС

Основное назначение АИС УВОС заключается в выдаче оператору на пульт управления информации о текущей температуре металла по ходу процесса внепечной обработки стали, уровне металла в ковше при вакуумировании, выдаче рекомендаций по ведению электрического режима обработки металла в У КП. АИС для одного из обрабатываемых ковшей состоит из следующих подсистем: «модель транспортировки на У КП»; «модель У КП»; «рекомендации по энергетическому режиму У КП»; «прогноз конечной температуры на У КП»; «модель транспортирования У КП – VD»; «модель VD»; «архивация данных». Входными параметрами системы являются температура футеровки ковша выпуском расплава ($T_{фут.0}$), начальная температура расплава ($T_{расп.0}$), масса расплава ($M_{расп}$), количество, время и вид вводимых в расплав легирующих, раскислителей и шлакообразующих материалов ($mCaO_t$, $mCaF_{2t} \dots mNi_t$), расход аргона

(Q_{Ar}), задействованные ступени напряжения трансформатора (u_0, u_1, \dots, u_n), уровень металла в ковше ($H_{расп}$).

Математическое обеспечение АИС УВОС

В основу математической модели теплоэнергетических процессов внепечной обработки стали положены балансовые уравнения, которые учитывают потери энергии сквозь стенки и днище ковша, потери энергии с поверхности металла, нагрев металла от электрических дуг и изменение температуры за счет легирующих, раскислителей и шлакообразующих материалов.

В качестве объекта для адаптации моделей выбран участок внепечной обработки стали, на котором обрабатываются марки колесного сортамента (0,55-0,61% C; 0,55-0,85% Mn; $S \leq 0,018\%$; 0,25-0,42% Si; $P \leq 0,02\%$; $Ni \leq 0,25\%$; $Cu \leq 0,025\%$; 0,015-0,02 Al %; $H \leq 2$ ppm [9]).

Внепечной обработке длительностью 120-150 минут (в том числе 20-50 минут обработка на УКП мощностью 14,4 МВ·А) подвергаются ковши с $M_{расп} = 95-115$ т.

Изменение температуры расплава в период между окончанием выпуска из сталеплавильной печи и началом обработки на УКП (подсистема «**модель транспортировки на УКП**») происходит вследствие влияния двух взаимосвязанных факторов: тепловых потерь с поверхности расплава излучением и конвекцией (зависят от вида шлакового покрова), и теплопередачей через футеровку ковша.

При расчетах тепловых потерь вследствие нагрева футеровки ковша и теплопередачи через нее считали, что стенки ковша представляют собой цилиндр, а днище ковша – плоскую поверхность. Тогда уравнения теплопроводности для каждого m -го материала футеровки имеют вид [5]

$$\begin{aligned} C_T(T_T) \cdot \rho_T \cdot \frac{\partial T_T}{\partial t} &= \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} \left(r \cdot \lambda_m(T_T) \frac{\partial T_T}{\partial r} \right) \text{ для стенки ковша} \\ C_T(T_T) \cdot \rho_T \cdot \frac{\partial T_T}{\partial t} &= \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_m(T_T) \frac{\partial T_T}{\partial z} \right) \text{ для днища ковша} \end{aligned}, \quad (1)$$

где r – радиус ковша;

z – координата высоты расплава;

$C_T(T_m)$ – удельная теплоемкость;

T_T – температура;

ρ_T – плотность;

$\lambda_m(T_T)$ – теплопроводность.

Для границы расплав – футеровка и наружной поверхности ковша задавали граничные условия 3-го рода, а на стыках слоев футеровки и корпуса ковша – граничные условия 4-ого рода.

При рассмотрении теплообменных процессов в системе расплав-ковш принимали допущение о стационарности начальных условий внутри футеровки ковша на момент выпуска стали.

Удельный тепловой поток с поверхности расплав/шлак определяли согласно закону Стефана-Больцмана. Значения приведенной степени черноты поверхности расплав/шлак ($\varepsilon_{p_ш.пр.1}$) и коэффициента теплоотдачи стали ($\alpha_{расп}$) для различных производственных ситуаций получили в ходе параметрической идентификации модели. Учитывали зависимость этих параметров от времени выдержки стали в ковше. Задачу минимизации расхождения между модельными и полученными при проведении промышленных экспериментов значениями изменения температуры расплава решали методом сопряженных градиентов при помощи современных средств ПЭВМ.

Для оценки изменения тепловой энергии расплава $\Delta E_{расп.1}$ предложена аналитическая зависимость

$$\Delta E_{расп.1} = k_1 \cdot t_{выд} + k_2 \cdot \sqrt{t_{выд}}, \quad (2)$$

где $t_{выд}$ – время выдержки металла в ковше;

k_1 , k_2 – эмпирические коэффициенты, зависящие от $T_{фут.0}$ (1020...1470 K) и $T_{расп.0}$ (1850...1890 K).

Снижение температуры расплава в это период времени определяли из выражения

$$\Delta T_{расп.1} = \Delta E_{расп.1} / (M_{расп} \cdot c_{расп}), \quad (3)$$

где $c_{расп} = 838$ – удельная теплоемкость расплава, Дж/(кг·K).

Проведенные на разработанной модели численные эксперименты позволили получить зависимости для оценки температуры элементарных слоев футеровки ковша во время пребывания в нем расплава. Установлено, что изменение температуры в пограничном с расплавом слое футеровки происходит скачкообразно. Во внутренних слоях зависимость температуры футеровки от времени пребывания расплава в ковше хорошо описывается звеньями первого порядка с запаздыванием.

В подсистеме АИС УВОС «**модель УКП**» выполняется определение температуры расплава на УКП. Необходимо учитывать, что УКП является сложным теплофизическим объектом с переменными состояниями. Переменность состояний обусловлена переключениями мощности трансформатора, а также остановками нагрева для контроля температуры металла. Динамика температуры стали зависит от подводимой электрическими дугами мощности и тепловых потерь вследствие расплавления легирующих и шлакообразующих материалов, излучения с поверхности металла и шлака, теплопередачи через футеровку ковша, интенсивности продувки аргоном.

Тепловые потери в связи с продувкой инертным газом происходят вследствие образования открытой от шлака поверхности жидкой стали в ковше и нагрева аргона. Выполненные нами в [10] исследования показали, что потери энергии расплавом на нагрев аргона незначительны ($\leq 0,15^\circ$), поэтому при расчетах их не учитывали.

Разработанная нами [11] динамическая модель теплоэнергетических процессов в УКП (рис. 2) включает подсистемы: «**Дуга**», «**Добавки**», «**Поверхность**», «**Стенки**», «**Днище**», в которых оцениваются основные статьи энергобаланса установки.

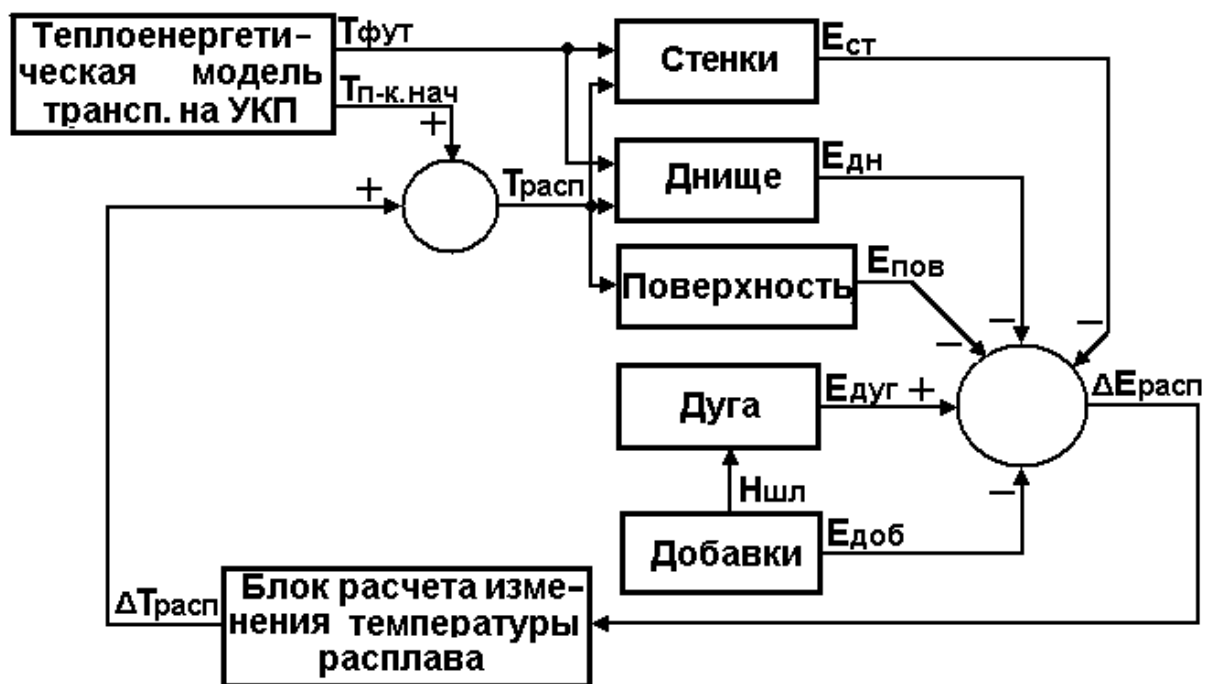


Рис. 2 Структура динамической модели тепловых процессов в УКП

При заданных технологических параметрах: начальной температуре стали перед обработкой на У КП $T_{п-к.нач}$ (1770...1840 К), температуре футеровки ковша $T_{фут}$, массе и теплоемкости расплава определяли изменение энергии металла и его температуру $T_{расп}$.

В подсистеме «Дуга» энергия электрических дуг установки, поступающая на нагрев расплава, определяется из выражения

$$E_{дуг} = K \cdot \sqrt{3} \cdot U_{2,j} \cdot I_{2,j} \cdot \cos \varphi_j \cdot \eta_{эл} \cdot t_{нагр}, \quad (4)$$

где $K = 0,1 \dots 1$ – коэффициент, учитывающий потери мощности дуг на облучение стенок ковша и свода У КП в зависимости от толщины шлакового покрова;

$U_{2,j} = 205 \dots 300$ В, $I_{2,j} = 27 \dots 31$ кА – соответственно номинальные напряжения и токи на вторичной обмотке трехфазного трансформатора j – ой ступени напряжения;

$\cos \varphi_j$ – коэффициент мощности трансформатора ступени напряжения j ;

$\eta_{эл} = 0,9$ – электрический к.п.д. У КП [12];

$t_{нагр}$ – время нагрева металла.

По результатам анализа литературных источников, для оценки затрат энергии (кДж) на нагрев и расплавление шлакообразующих, легирующих добавок, раскислителей (подсистема «Добавки») нами предложена линейная модель [11]

$$E_{доб} = 2095 \cdot m_{CaO} + 1676 \cdot m_{CaF_2} + 1680 \cdot m_{MnCl_7} - 419 \cdot m_{FC65} + 1341 \cdot m_{FMn78} + 4190 \cdot m_c. \quad (5)$$

где m_i – масса вводимой в сталь добавки, кг.

Ввод добавок приводит к снижению температуры расплава, но повышает эффективность нагрева электрическими дугами вследствие увеличения толщины шлакового покрова. На толщину шлакового покрова оказывает влияние количество и вид присаживаемых в расплав материалов, а также интенсивность продувки инертным газом. В результате проведенных промышленных экспериментов для ковша емкостью 120 т при штатном удельном расходе аргона $Q_{Ar} = 1,5$ л/мин·т получено выражение, позволяющее определить толщину шлакового покрова

$$H_{шл}=0,16 \cdot (m_{CaO} + m_{CaF_2}) + 0,04 \cdot m_{\Phi C65} + 0,01 \cdot m_{Mn C17}, \quad (6)$$

где $H_{шл}$ – толщина шлакового покрова, мм;

m_i – масса вводимого материала, кг.

Для оценки тепловых потерь через футеровку ковша рассматривались дифференциальные уравнения теплопроводности (1). В связи с принудительным перемешиванием аргоном, коэффициент теплоотдачи стали принимали постоянной величиной.

При определении тепловых потерь излучением учитывали наличие открытой поверхности металла, которая образуется восходящими потоками аргона. Считали, что приведенная степень черноты поверхности расплав/шлак в период нагрева $\varepsilon_{p_ш.пр.2}$, степень черноты открытой поверхности металла $\varepsilon_{расп}$ – постоянные величины. Во время технологических остановок, в связи с затвердеванием шлакового покрова, тепловые потери с покрытой шлаком поверхности уменьшаются. Поэтому принималось допущение, что приведенная степень черноты поверхности расплав/шлак описывается уравнением $\varepsilon_{p_ш.пр.3} = a \cdot (t_{ост} + 1)^b$, где $t_{ост}$ – продолжительность остановки.

В результате сопоставления теплофизических расчетов с результатами промышленных экспериментов получены следующие величины теплофизических параметров $\alpha_{расп} = 1095 \text{ Вт/м}^2 \cdot \text{К}$; $\varepsilon_{расп} = 0,82$; $\varepsilon_{p_ш.пр.2} = 0,59$; $\varepsilon_{p_ш-пр.3} = 0,59 \cdot (t_{ост} + 1)^{-0,45}$. Максимальное отклонение температуры между модельными и экспериментальными данными не превышает $\pm 5^\circ$, то есть пребывает в пределах точности измерительных приборов (рис. 3).

Установлено, что увеличение энергии расплава во время без учета введения шлакообразующих, легирующих добавок, раскислителей хорошо описывается уравнением вида

$$\Delta E_{расп.2} = k_3 \cdot t_{нагр}, \quad (7)$$

где k_3 – эмпирический коэффициент.

При проведении компьютерных экспериментов на разработанной модели получена зависимость коэффициента k_3 от технологических параметров

$$k_3 = a_j \cdot H_{шл} + b_j \cdot Q_{Ar} + c_j \cdot t_{вып} + d_j \cdot T_{п-к.нач} + e_j \cdot T_{фут.0} + f_j, \quad (8)$$

в котором $Q_{\text{Ar}} = 0,8-2,0$ л/мин·т;
 $t_{\text{выд}}$ – время выдержки стали в ковше, мин;
 $a_j, b_j, c_j, d_j, e_j, f_j$, – коэффициенты уравнения, зависящие от ступени напряжения трансформатора.

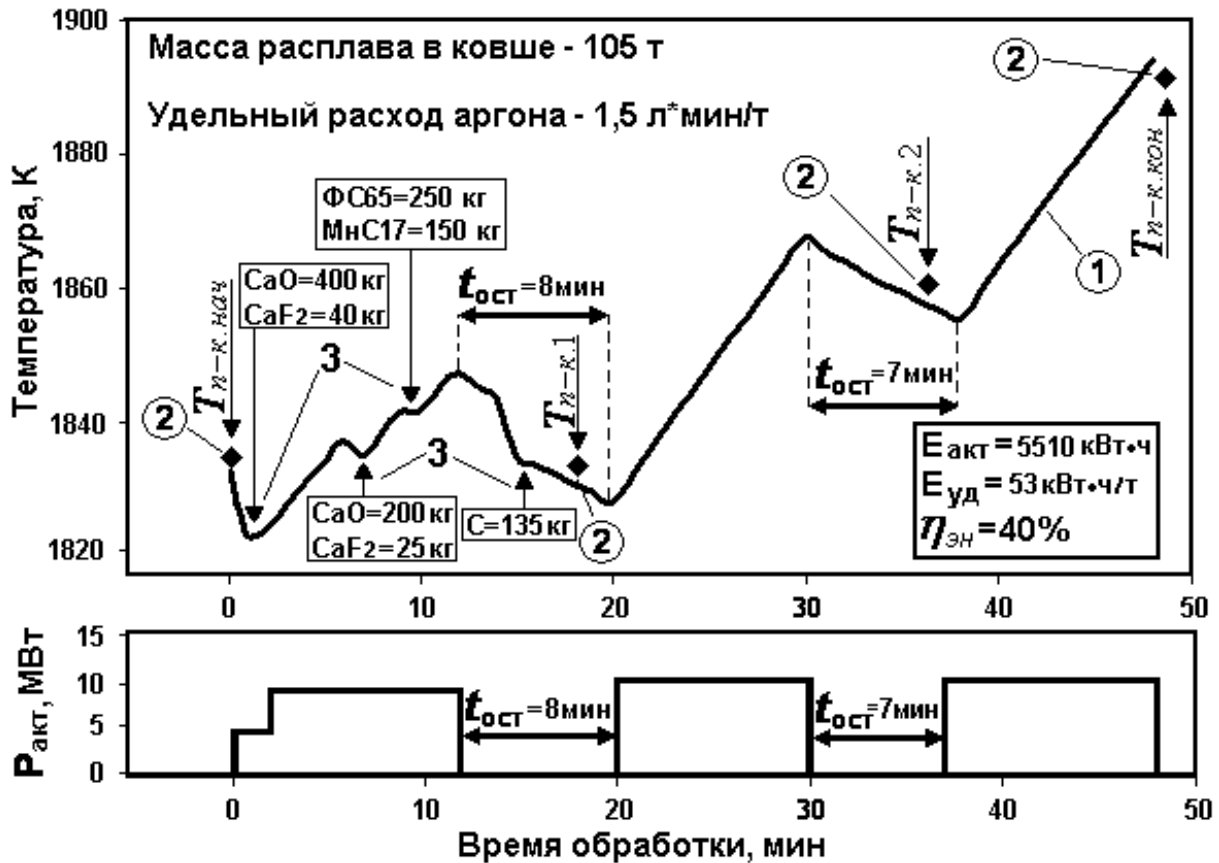


Рис. 3 Динамика температуры колесной стали по ходу обработки на УКП:
 1 - модельные значения, 2 - результаты замеров термопарами,
 3 - ввод добавок

Для оценки уменьшения энергии расплава во время технологических остановок предложено уравнение

$$\Delta E_{\text{расп.3}} = k_4 \cdot t_{\text{ост}} + k_5 \cdot \sqrt{t_{\text{ост}}}, \quad (9)$$

где $t_{\text{ост}}$ – время остановки, мин;
 k_4 и k_5 – эмпирические коэффициенты, определяемые из выражения:

$$\left. \begin{aligned} k_4 &= a_1 \cdot T_{\text{фут.0}} + a_2 \cdot Q_{\text{Аг}} + a_3 \cdot t_{\text{вып}} + a_4 \cdot T_{\text{ост.нач}} + a_5 \\ k_5 &= b_1 \cdot T_{\text{фут.0}} + b_2 \cdot Q_{\text{Аг}} + b_3 \cdot t_{\text{вып}} + b_4 \cdot T_{\text{ост.нач}} + b_5 \end{aligned} \right\}, \quad (10)$$

где $T_{\text{ост.нач}}$ – температура стали в начале технологической остановки, К.

По результатам анализа статей энергетического баланса У КП (рис. 4) установлено, что прогрев футеровки ковша до температуры 1200°С позволяет существенно снизить потери через футеровку ковша. В этом случае они составляют 7% от общей доли потерь в энергобалансе. В то время как, в случае прогрева футеровки до температуры 700°С - до 20%. Установлено также, что существенное влияние на энергобаланс установки ковш-печь оказывают технологические остановки, которые осуществляются для промежуточных замеров температуры металла в ковше. Существует возможность повысить энергетический к.п.д. на 4...13% за счет исключения технологических остановок время обработки, которые связаны с промежуточными замерами температуры металла.

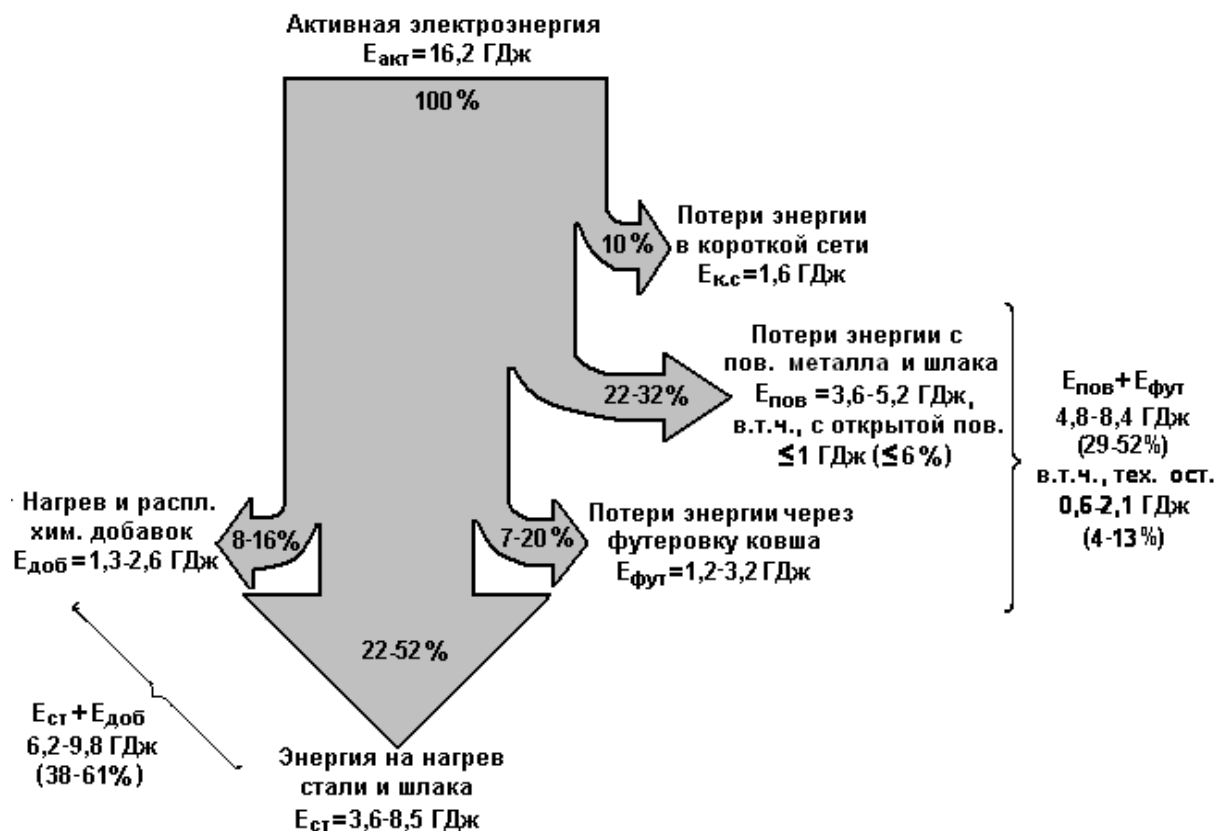


Рис. 4 Энергетический баланс У КП при $P_{\text{акт}} = 10,8 \text{ МВт}$

По результатам расчетов получены данные о скорости нагрева расплава при работе на различных ступенях напряжения трансформатора (рис 5 а), и энергетическом и тепловом к.п.д. установки (рис 5 б).

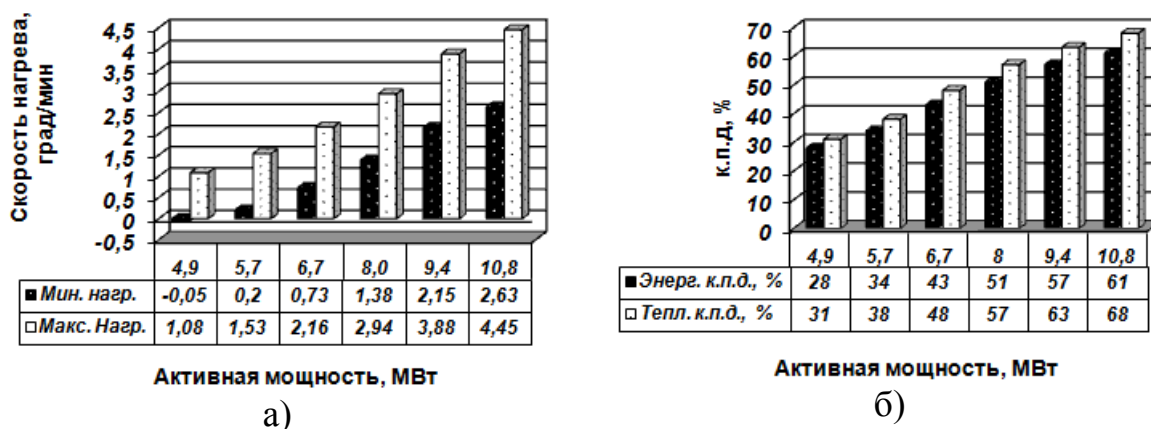


Рис. 5 Скорость нагрева металла (а), и максимальный энергетический и тепловой к.п.д. (б) в зависимости от активной электрической мощности У КП

Полученные математические модели были использованы при разработке алгоритма расчета рационального энергетического режима на каждом этапе нагрева металла на У КП (подсистема «**рекомендации по энергетическому режиму У КП**»).

Задача энергосбережения формулируется следующим образом: за заданное время, при минимально возможном расходе активной электрической энергии, передать расплаву необходимый запас теплоты для выполнения последующих технологических операций. Целевая функция определяется выражением [13]:

$$E_{\text{акт}} = \sqrt{3} \cdot \sum_{j=1}^n U_{2,j} \cdot I_{2,j} \cdot \cos \varphi_j \cdot t_{\text{нагр},j} \rightarrow \min, \quad (11)$$

где $t_{\text{нагр},j}$ – время нагрева на ступени напряжения j .

Отличие поставленной задачи от классических задач этого вида [14] заключаются в следующем:

- момент времени, когда можно определить наиболее благоприятное время начала нагрева металла и последовательность переключений ступеней напряжения, зависит от обработки предыдущей заявки (ковша);

– момент начала обработки расплава на У КП определяется временем, к которому необходимо завершить нагрев металла, а также случайным характером входных параметров ($M_{\text{расп}}$, $T_{\text{фут.0}}$, $T_{\text{расп.0}}$);

– задана не конечная точка траектории нагрева (температура), а задан диапазон допустимых температур по окончании следующей операции – вакуумирования;

– временной период между окончанием обработки на У КП и началом вакуумирования является случайной величиной.

Решение задачи состоит в определении времени начала нагрева металла на У КП и временной последовательности переключений ступеней напряжения трансформатора. Таким образом, поставленная задача является стохастической задачей динамического программирования.

При разработке алгоритма учитывали влияние на работу У КП смежных технологических агрегатов участка внепечной обработки стали – машины скачивания шлака и вакуумной установки, а также сталеплавильных печей. Это порождает ограничения по времени на длительность обработки стали на У КП (рис. 6 а).

$$t_{\text{мин}} \leq t_{\text{обр}} \leq t_{\text{макс}}; t_{\text{дес.мин}} \leq t_{\text{обр.п-к}}; t_{\text{доб}} + t_{\text{усв}} \leq t_{\text{нагр}} \quad (12)$$

где $t_{\text{обр}} = t_{\text{обр.п-к}} + t_{\text{см}}$ – время внепечной обработки, включающее обработку расплава на У КП и выдержку под слоем утепляющей смеси до нагрева;

$t_{\text{мин}}$ – минимально возможное время внепечной обработки, по достижении которого возможно вакуумирование данного ковша;

$t_{\text{макс}}$ – максимально возможное время внепечной обработки, определяемое периодичностью выпуска последующих плавов из сталеплавильных агрегатов;

$t_{\text{обр.п-к}} = \sum_{j=1}^n t_{\text{нагр.j}} + t_{\text{ост}}$ – время обработки на У КП, включающее нагрев на ступенях напряжения и технологические остановки;

$t_{\text{дес.мин}}$ – минимальное время обработки на У КП, которое обеспечивает проведение десульфурации стали;

$t_{\text{доб}}$ – время ввода последней порции легирующих, раскислителей и шлакообразующих материалов;

$t_{\text{усв}}$ – время усвоения добавок.

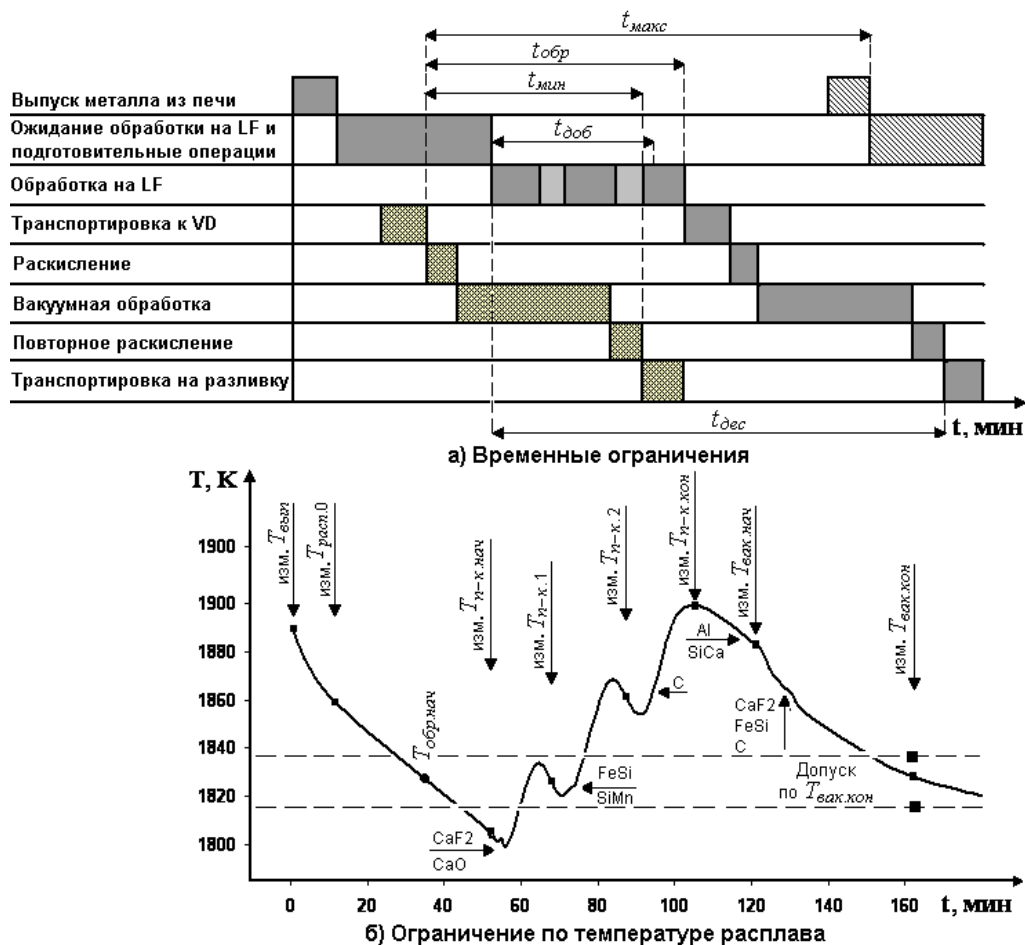


Рис. 6 Технологические ограничения обработки стали на УКП

Процесс десульфурации начинается сразу после наведения шлака на УКП и продолжается (рис. 6 а) во время раскисления и вакуумной обработки металла. Тогда минимальное время десульфурации стали при обработке на УКП:

$$t_{\text{дес.мин}} = t_{\text{дес.техн}} - t_{\text{вак}} - t_{\text{раск}}, \quad (13)$$

где $t_{\text{дес.техн}}$ – необходимое по технологии общее время десульфурации (по данным [12] составляет 40-60 минут);

$t_{\text{вак}}$ – время вакуумирования;

$t_{\text{розк}}$ – время раскисления стали.

Возможные режимы десульфурации стали на УКП представлены на рис. 7 и 8, из которых следует, что максимально эффективно сера удаляется во время вакуумной обработки и заключительного этапа раскисления стали. Поэтому, возможно сокращение времени работы УКП.

Длительность обработки металла, в данном случае, определяется требованиями по конечной температуре нагрева на У КП.

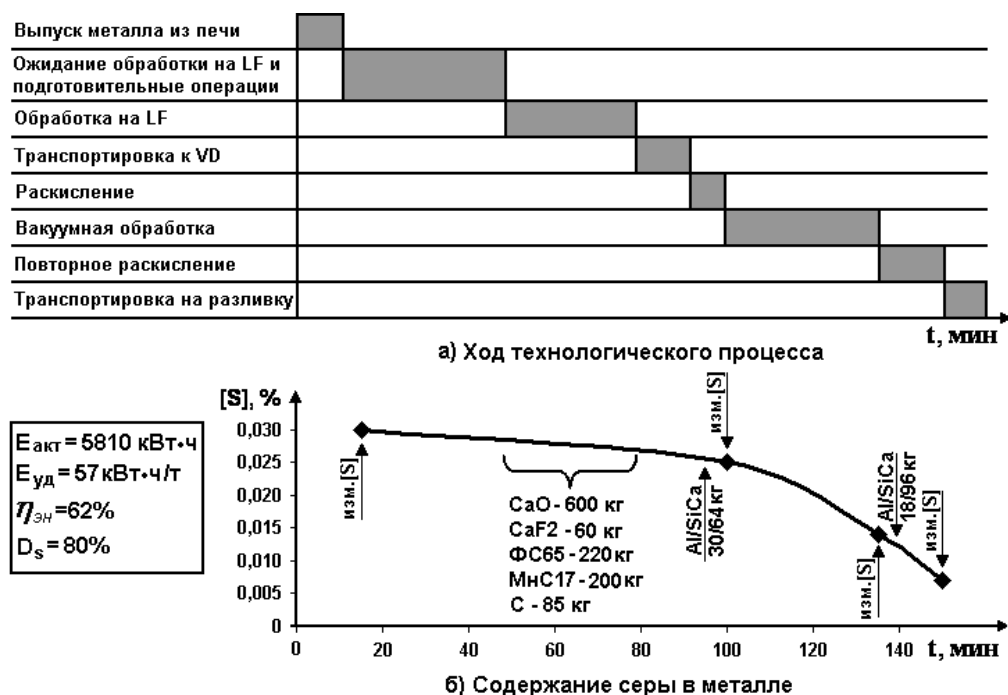


Рис. 7 Десульфурация колесной стали при минимальном времени обработки на У КП

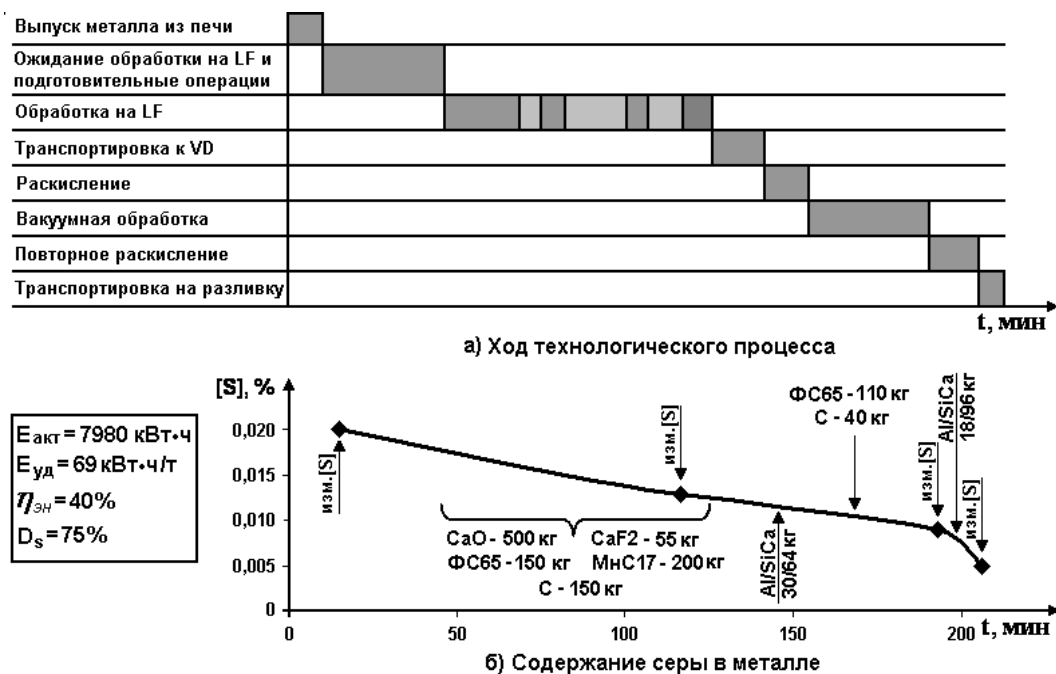


Рис. 8 Десульфурация колесной стали при увеличенном времени обработки на У КП

С учетом, что температура стали перед разливкой должна находиться в заданном технологическими требованиями диапазоне $T_{\min} \leq T_{\text{вак.кон}} \leq T_{\max}$, который зависит от марки стали (например, для колесных марок сталей 1818-1838 К), уравнение теплового баланса является основным ограничением задачи энергоэкономии (рис. 6 б).

$$E_{\text{расп}} = \sum_{t_{\text{обр}}=1}^n \Delta E_{\text{расп.t}}, \quad (14)$$

где $E_{\text{расп}}$ – энергия, которую необходимо передать во время обработки;

$\Delta E_{\text{расп.t}}$ – приращение энергии расплава за шаг обработки, которое происходит вследствие подвода энергии во время работы У КП и тепловых потерь, связанных с нагревом футеровки ковша и теплопередачей через нее, излучением с поверхности металла и шлака. Величину $E_{\text{расп}}$ определяли из выражения

$$E_{\text{расп}} = M_{\text{расп}} \cdot C_{\text{расп}} \cdot (T_{\text{п-к.кон}} - T_{\text{обр.нач}}) + E_{\text{доб}}, \quad (15)$$

где $E_{\text{доб}}$ – затраты энергии, связанные с нагревом и расплавлением химических добавок;

$T_{\text{п-к.кон}}$ – температура расплава, при превышении которой должна закончиться обработка на У КП;

$T_{\text{обр.нач}}$ – температура на начальном шаге решения задачи динамического программирования.

Для определения температуры, по достижении которой необходимо закончить процесс обработки стали на У КП, рассмотрены теплоэнергетические процессы в расплаве во время транспортирования ковша со сталью с этой установки в вакуумную камеру и во время вакуумной обработки (подсистемы «**модель транспортирования У КП – VD**»; «**модель VD**»). Основная сложность оценки тепловых потерь во время вакуумирования заключается в необходимости учета процесса сложного теплообмена между поверхностью расплава, защитным экраном и водоохлаждаемой крышкой. Величина тепловых потерь зависит от температуры защитного экрана перед вакуумной обработкой $T_{\text{экр}}$, поэтому проведены промышленные эксперименты по ее определению [10]. Выполненные расчеты и машинные эксперименты на полученных моделях позволили получить аналитическую зависимость, которая позволяет

определить конечную температуру нагрева металлу на УКП (подсистема «прогноз конечной температуры на УКП»):

$$T_{\text{п-к.кон}} = t_{\text{вак}} - k_6 \cdot M_{\text{расп}} - k_7 \cdot T_{\text{екр}} + k_8 \cdot T_{\text{вак.кон}} + \Delta T_{\text{доб}}, \quad (16)$$

где $t_{\text{вак}}$ – длительность вакуумной обработки;
 $T_{\text{вак.кон}}$ – регламентированная конечная температура вакуумирования;
 $\Delta T_{\text{доб}}$ – изменение температуры стали за счет введения химических добавок.

Решение задачи энергоэкономии на каждом из n шагов обработки заключается в том, чтобы найти такую последовательность технологических режимов u_0, u_1, \dots, u_n , при которых целевая функция принимает минимальное значение. По ходу процесса возможны следующие технологические режимы: $u_n = 0$ – выдержка под слоем утепляющей смеси; $u_n = 1 \dots 6$ – нагрев на ступенях напряжения 4-9; $u_n = 7$ – технологические остановки по ходу нагрева.

Для процесса выдержки расплава под слоем утепляющей смеси и последующей его обработки на УКП уравнение Беллмана имеет вид [15]:

$$E_{\text{акт}}(u) = \min [E_{\text{акт.н}}(u_n) + f_{n+1}(E_{\text{расп.н}} - \Delta E_{\text{расп.н}}(u_n))], \quad (17)$$

где $E_{\text{акт}}(u)$ – активная электрическая энергия, затраченная за время обработки;

$\Delta E_{\text{акт.н}}(u_n)$ – активная электрическая энергия, затраченная за n шагов обработки при технологическом режиме u ;

$f_{n+1}(E_{\text{расп.н}} - \Delta E_{\text{расп.н}}(u_n))$ – минимальное значение целевой функции на $n+1$ -ом шаге с учетом режима обработки на шаге n ;

$E_{\text{расп.н}}$ – энергия, которую необходимо сообщить расплаву на момент выполнения n шага обработки;

$\Delta E_{\text{расп.н}}(u_n)$ – энергия, переданная расплаву на шаге n .

Функция f_{n+1} связана с активной энергией следующим соотношением:

$$f_{n+1}(E_{\text{расп.н}} - \Delta E_{\text{расп.н}}(u_n)) = n(u=1) \cdot \Delta E_{\text{акт}}(u=1) + \dots + n(u=6) \cdot \Delta E_{\text{акт}}(u=6), \quad (18)$$

где $n(u=1) \dots n(u=6)$ – число шагов с режимами $u=1 \dots 6$;

$\Delta E_{\text{акт}}(u=1) \dots \Delta E_{\text{акт}}(u=6)$ – активная электрическая энергия, затраченная за шаг обработки при режимах $u=1 \dots 6$.

Число шагов с режимами $u=1..6$ определяли путем решения неравенства

$$E_{\text{расп.}n+1} - \Delta E_{\text{расп.}n}(u_n) \geq n(u=0) \cdot \Delta E_{\text{расп}}(u=0) + \dots + n(u=7) \cdot \Delta E_{\text{расп}}(u=7), \quad (19)$$

где $\Delta E_{\text{расп}}(u=0) \dots \Delta E_{\text{расп}}(u=7)$ – приращение запаса теплоты за шаг обработки при режимах $u=0..7$.

При решении задачи динамического программирования учитывается переменность структуры возможных режимов:

$$\left. \begin{array}{l} \text{если } u_{n-1}=0 \text{ то } u_n \in [0..6], u_n \in Z \\ \text{если } u_{n-1} \neq 0 \text{ то } u_n \in [1..7], u_n \in Z \end{array} \right\} \quad (20)$$

Моделирование и анализ результатов

В качестве примера, для численного решения задачи динамического программирования рассмотрена реальная производственная ситуация:

- расплав массой 113,2 т и начальной температурой 1873 К выпущен в ковш с $T_{\text{фут.0}} = 1173$ К;

- через 23 минуты после выпуска стали, в связи с занятостью УКП, зеркало металла по окончании скачивания шлака утеплено специальной смесью;

- после выдержки под слоем утепляющей смеси в течение 27 минут появилась возможность решить задачу оптимального управления, при этом необходимо учитывать, что раскисление и вакуумная обработка данной плавки может начаться не ранее чем через 56 минут, т.е. $t_{\text{обр}} \geq 56$;

- температура, по достижении которой необходимо завершить нагрев металла $T_{\text{П-К.кон}} = 1884$ К.

При решении задачи динамического программирования предполагалось, что заранее известен расход аргона $Q_{Ar} = 1,5$ л/мин·т, а также количество, вид и время ввода химических добавок.

При предлагаемом нами режиме обработки нагрев металла ведется без промежуточных остановок, а время начала нагрева на УКП выбирается таким образом, чтобы энергетический КПД установки, зависящий от толщины шлака, на каждом шаге обработки был максимальным. Расход активной электрической энергии составил 17,2 МДж (4780 кВт·ч). При обработке металла под управлением оператора израсходовано 20,6 МДж (5730 кВт·ч) активной электрической энергии – на 20 % больше, чем в первом случае (рис. 9).

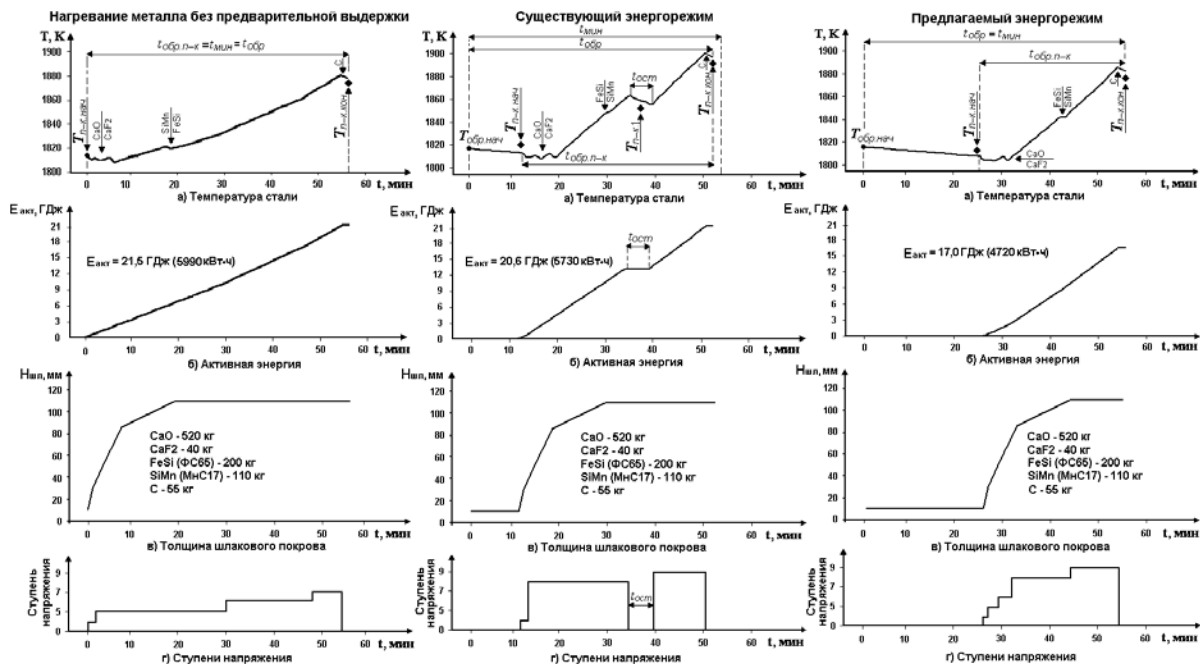


Рис. 9 Сравнительные результаты энергетических режимов: существующего, предложенного, режима нагрева без предварительной выдержки

Существенное снижение удельного расхода электрической энергии при предложенном технологическом режиме, в отличие от существующего, происходит за счет нагрева металла без технологических остановок, обеспечения рационального перегрева стали над линией ликвидус по окончании обработки на У КП, рационального выбора времени начала обработки металла на У КП таким образом, чтобы завершить работу установки до заданного времени при максимальном энергетическом к.п.д. на каждом этапе нагрева металла. Увеличение мощности, подводимой на нагрев расплава происходит в определенные моменты времени по мере увеличения толщины шлакового покрова, которая должна обеспечить полное экранирование электрических дуг.

Контроль уровня расплава при вакуумной обработке

Система радиолокационного контроля уровня предназначена для слежения за уровнем металла в ковше по ходу внепечной обработки. Основным ее элементом является радиолокационный датчик РДУ-Х2 (рис. 10), разработан ГНПО Исток (Россия). Внедрением на металлургических предприятиях Украины и разработкой программного обеспечения занимается коллектив Лаборатории микроволновой техники НМетАУ.

Радиолокационный датчик уровня состоит из приемо-передающего блока, который установлен на объекте (рис. 10) и блока обработки

информации, который установлен в помещении поста управления [16]. Для обеспечения работоспособности РДУ Х2 выполнен в защищенном виде (водоохлаждаемый термостат с камерой обдува).

Радиолокационный измеритель (радар) генерирует высокочастотные электромагнитные колебания (длина волны 8 мм) и излучает их через антенну по направлению к контролируемой поверхности материала. Как правило, узкий пучок (угол раскрытия 4-7°) излучаемых радиоволн направлен вертикально вниз. Отраженные от поверхности материала радиоволны принимает та же антенна радара.

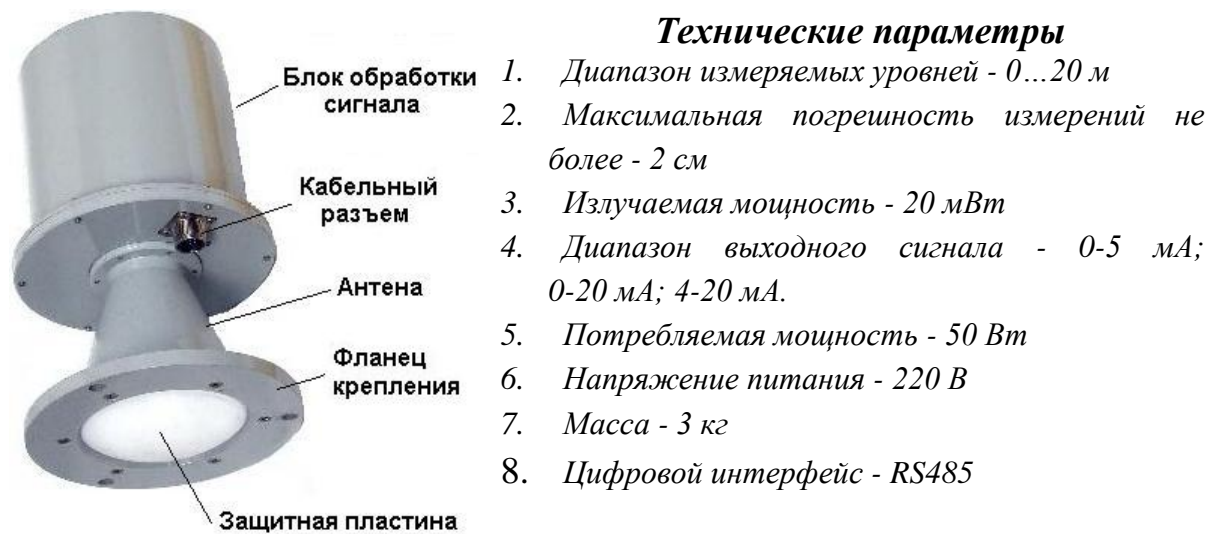


Рис. 10 Радиолокационный измеритель уровня РДУ-Х2

В приборе используется частотный метод определения расстояния от антенны до контролируемой поверхности материала. Частота электромагнитных колебаний непрерывно изменяется (модулируется по линейному закону), поэтому всегда существует разница между частотой излучаемых и принимаемых антенной электромагнитных колебаний. Эта разность частот пропорциональна измеряемому расстоянию.

Электронная схема измерителя, основанная на использовании микропроцессора, непрерывно определяет разность частот излученного и принимаемого радиосигналов и пересчитывает ее в аналоговую величину – выходной ток и в цифровой код, которые поступают на выходы измерителя. Мощность микроволнового излучения 20 мВт, что в 10 раз меньше, чем у мобильного телефона. Поэтому радар безопасен для человека. Имеется успешный опыт применения этого прибора как для измерения уровня спокойного расплава в ковше, так и на возмущенной поверхности, например, в ковшевом вакууматоре или в кислородном конвертере.

Реализация предлагаемой АИС УВОС возможна в двух вариантах: вариант 1 предполагает поставить полностью новую систему; вариант 2 – модернизация действующей АСУ.

Выводы

1. На основе теплофизических расчетов и промышленных экспериментальных исследований разработана модель динамики теплового состояния расплава в ковше во время технологических операций внепечной обработки стали. Модель отличается от разработанных ранее тем, что учтено изменение коэффициента теплоотдачи металла и степени черноты расплава, а также тепловые потери с открытой поверхности стали, при разной интенсивности продувки аргоном. Это позволило обеспечить точность прогнозирования температуры стали в пределах $\pm 5^\circ$.

2. Получены аналитические зависимости динамики температуры стали во время внепечной обработки, что дает возможность дальнейшего применения их в составе АИС УВОС.

3. Выполнена оценка статей энергетического баланса У КП, что позволило определить технологические режимы, которые обеспечивают максимальный энергетический к.п.д. Установлено, что исключение технологических остановок во время обработки, которые связаны с промежуточными замерами температуры металла позволяет повысить энергетический к.п.д. на 4...13 %

4. С применением метода динамического программирования, разработан алгоритм определения энергоэкономичного режима на каждом этапе обработки металла на У КП, что позволяет давать оперативные рекомендации по управлению режимом нагрева таким образом:

- время начала нагрева металла выбирать таким, чтобы энергетический к.п.д. установки, который зависит от толщины слоя шлака, на каждом этапе был максимальным;
- увеличивать мощность, которая подводится на нагрев расплава, путем переключения ступеней напряжения трансформатора по мере роста толщины шлакового покрова.

5. Продемонстрирована возможность применения радиолокационных датчиков уровня для оперативного управления процессом ковшевого вакуумирования.

6. Синтезирована структура АИС УВОС, которая отличается от ранее разработанных наличием встроенных математических моделей, которые обеспечивают энергоэкономичный режим У КП, прогнозирование температуры металла, контроль уровня расплава во время вакуумирования, что позволяет ввести в действующую АСУ новую функцию – советчик оператора по ведению процесса внепечной обработки металла.

7. Так как толщина шлакового покрова зависит не только от количества введенных в расплав шлакообразующих материалов, но и от интенсивности продувки инертным газом, целесообразно контролировать уровень шлака по ходу обработки стали на У КП при помощи радиолокационного датчика уровня. Это является дальнейшим направлением исследований.

Литература

1. Основные направления и перспективы развития сталеплавильного производства в Украине / Ю.С. Кривченко, А.А. Малик, В.Я. Орман, А.В. Филяк. // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2007. - №1. - С. 16-18.
2. Кривченко Ю.С. “Мини” вместо “Комби”. Электрометаллургические мини-заводы – альтернатива интегрированным меткомбинатам / Ю.С. Кривченко, М.И. Гасик // Металлургический компас. Украина - Мир. - 2006. - №1. - С. 26-30.
3. Исследования с помощью математической модели теплового состояния агрегата ковш-печь при внепечной обработке металла / Н.Ф. Ахметшин, И.Ю. Зиннуров, В.С. Галян [и др.]. // Электрометаллургия. - 2001. - №10. - С. 23-26.
4. Управление тепловым и электрическим режимами агрегата ковш-печь / Е.Б. Агапитов, Г.П. Корнилов, Т.Р. Храмшин [и др.]. // Электрометаллургия. - 2006. - №6. - С. 11-16.
5. Energiehaushalt eines Pfannenofens / W. Hoppmann, F.N. Fett, T. Klages, L. Fiege. // Stahl und Eisen. - Band (108) 5. September 1988. - № 18. - S. 841-847.
6. Knüppel Helmut. Desoxydation und vakuum behandlung von Stahlschmelzen. Bad 2.: Grundlagen und verfahren der Pfannenmetallurgie. / Helmut Knüppel - Dusseldorf.: Verlag Stahleisen MBM, 1983. - 417 s.
7. Романо М. Установки ковш-печь на заводах с полным металлургическим циклом / М. Романо, Г. Зоччи // Электрометаллургия. - 2004. - №3. - С. 24-26.
8. Teworte R. Aspects of variant RH plant design / R. Teworte, V. Wiegmann, A. Kubbe // MPT. - 2004. - №6 - p. 44.
9. Колесная сталь / М.И. Гасик, И.Г. Узлов, А.Т. Есаулов, Н.Г. Мирошниченко, Ю.С. Пройдак - К.: Техніка, 1985. - 170 с.
10. Бейцун С.В. Прогнозирование теплового состояния расплава при ковшовом вакуумировании / С.В. Бейцун, А.В. Жаданос, С.В. Шаталюк // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2003. - № 2. - С. 97-101.
11. Жаданос А.В. Динамическая модель теплоэнергетических процессов в электротермическом агрегате ковш-печь для создания АСУ / А.В. Жаданос, О.Н. Кукушкин, И.В. Деревянко // Теория и практика металлургии. - 2007. - № 2-3. - С. 64-69.
12. Металлургические мини-заводы / А.Н. Смирнов, В.М. Сафонов, Л.В. Дорохова, А.Ю. Цупрун - Донецк: Норд-Пресс, 2005. - 469 с.
13. Zhadanos A.V. Rational regimes ladle treatment of wheel steel in the ladle-furnace and vacuum degassing aggregates / A.V. Zhadanos, O.N. Kukushkin, V.I. Golovko // Metallurgy 2010. New technologies and achievements: a collective monograph edited by prof. dr. hab. inz. Henrik Dyja. – Czestochowa: Czestochowa university of technology, 2010 – Monografie №5 – p. 79-98.

14. Коршунов Ю.М. Математические основы кибернетики: Учебное пособие для вузов / Ю.М. Коршунов - М.: Энергия, 1972 - 376 с.

15. Оптимизация управления энергетическим режимом электродугового агрегата ковш-печь методом динамического программирования / А.В. Жаданос, И.В. Деревянко, О.Н. Кукушкин, В.И. Головкин // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2007. - № 5. - С. 37-42.

16. Микроволновые методы контроля технологических параметров / О.Н. Кукушкин, В.И. Головкин, В.В. Смоктий [и др.] // Современные проблемы металлургии: сб. научн. трудов Государственной металлургической академии Украины - Днепропетровск: Системные технологии, 1999. Выпуск 1. - С. 279-298.

УДК: 007

ОГЛЯД СУЧАСНИХ ТЕХНОЛОГІЙ СЕЛЕКТИВНОГО СПІКАННЯ ПОРОШКОВИХ МАТЕРІАЛІВ, МЕТАЛІВ ДЛЯ ОТРИМАННЯ ТРИВИМІРНИХ ДЕТАЛЕЙ ВИСОКОЇ ТОЧНОСТІ

К. В. Жердєв

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

У статті описана технологія отримання тривимірних металевих і полімерних об'єктів шляхом імпульсного лазерного пошарового спікання спеціально розроблених порошків. Технологія дозволяє отримувати об'єкти найскладнішої форми і в одиничному екземплярі

В статье описана технология получения трехмерных металлических и полимерных объектов путем импульсного лазерного послойного спекания специально разработанных порошков. Технология позволяет получать объекты самой сложной формы и в единичном экземпляре

The article describes the technology for producing three-dimensional metallic and polymeric objects by pulsed laser sintering. Specially designed layering powders. Technology allows the most complex objects and forms in a single copy

Складність форм деталей на сьогодні має дуже велике значення при виборі процесу виробництва деталей. Велика кількість деталей мають складну геометричну форму, та технологічні властивості, що значно ускладнюють або навіть унеможливають виготовлення металевих деталей машин традиційними способами виробництва – такими як литво, або механічна обробка.

Велика кількість складних деталей потребує чи не одиничного виробництва, що для використання литва майже не припустимо. Крім того велика кількість деталей мають взагалі складну індивідуальну форму, де потрібно мати дуже точні розміри – наприклад протези кісток людини та т.і.

У лютому 2014 року патент 3D Systems (США) з новітньої технології виготовлення таких деталей набув публічного статусу.

Розроблена технологія селективного лазерного спікання (SLS), технологія адитивного виробництва, використовується для виробництва невеликого обсягу продукції або прототипів.

Відмінна риса: широкий діапазон застосовних матеріалів - частинки пластику, металу, кераміки, скла, нейлону. Не потрібні підтримуючі структури.

Лідери галузі: EOS (Німеччина) і 3D Systems (США).

Цікавий факт: У 2011 році в китайському університеті Хуачжонг була побудована найбільша в світі SLS-машина, здатна синтезувати об'єкти розміром 1200 x 1200мм.

Селективне лазерне спікання (SLS) технологія що була розроблена і запатентована доктором Карлом Декарда і його науковим керівником, доктор Джо Беатомом в Університеті штату Техас в Остіні в середині 1980-х років, за спонсорської підтримки DARPA. Декард і Beaman були залучені до створення технології DTM створена для розробки і створення працюючого пристрою. У 2001 році 3D Systems, яка була найбільшим конкурентом DTM і SLS технологіям придбала DTM.

Технологія пошарового побудови, SLS припускає використання лазерного випромінювання з високою потужністю (наприклад, лазер на двоокису вуглецю) для того, щоб плавити невеликими частинками пластика, металу (пряме лазерне спікання металу), керамічні або скляні порошки в масу, яка має бажану тривимірну форму.

Лазер вибірково спікає порошкоподібний матеріал шляхом сканування поверхні порошку і послідовної зв'язки його з генеруємої в пам'яті комп'ютера 3D моделі деталі (наприклад, CAD файлів або сканованих даних в іншому форматі). Після того як перетин деталі закінчено, ємність з порошком занурюється на один шар нижче і процес повторюється.

Оскільки щільність готової деталі залежить від пікової потужності лазера, а не тривалості впливу, то SLS машини зазвичай використовують імпульсний лазер. Машина SLS попередньо нагріває сипучий матеріал трохи нижче його температури плавлення, щоб зробити ще простіше для лазера підвищення температури до пікової точки.

На відміну від деяких інших адитивних технологій таких, як стереолитографія (SLA) і моделювання допомогою наплавлення (FDM), SLS **не вимагає підтримки структур**. Це пов'язано, насамперед, з тим фактом, що «друк» ведеться в оточенні порошку.

Взагалі кажучи, в рамках технології у апаратів різних виробників можуть змінюватися параметри майже на кожному виробничому етапі.

Існує два алгоритму запікання: в одному випадку плавлять тільки ті ділянки, які відповідають межі переходу, в іншому - плавлять по всій

глибині моделі. Крім того, саме запікання може варіюватися за силою, температурі і тривалості.

Деякі машини використовують SLS однокомпонентний порошок, наприклад, машини, що використовують технологію прямого лазерного спікання металу. Однак більшість SLS машини використовують двокомпонентні порошки, як правило, або порошок з покриттям (порошкове покриття) або порошок-суміш. У однокомпонентних порошках лазери розплавляють тільки зовнішню поверхню частинок (поверхнєве плавлення), по суті наплавляються ядра одного шару до іншого.

У порівнянні з іншими методами адитивного виробництва, SLS може виготовляти деталі за допомогою широкого діапазону доступних у продажу порошків. Вони включають полімери такі, як нейлон (чистий, наповнений скловолокном, або іншими наповнювачами) або полістирол, метали, включаючи сталь, титан, композити і зелений пісок.

Фізичний процес може бути представлений у вигляді повного плавлення, часткового плавлення, або рідкофазного спікання. Залежно від матеріалу, до 100% щільності може бути досягнуто при виготовленні деталей, що відповідає монолітному виплавлення деталей традиційними способами. Найчастіше одночасно Ви можете виробляти кілька деталей, що дуже підвищує продуктивність.

SLS технологія широко використовується у всьому світі завдяки своїй здатності легко і просто створювати найскладніші об'єкти, використовуючи дані, закладені в комп'ютер.

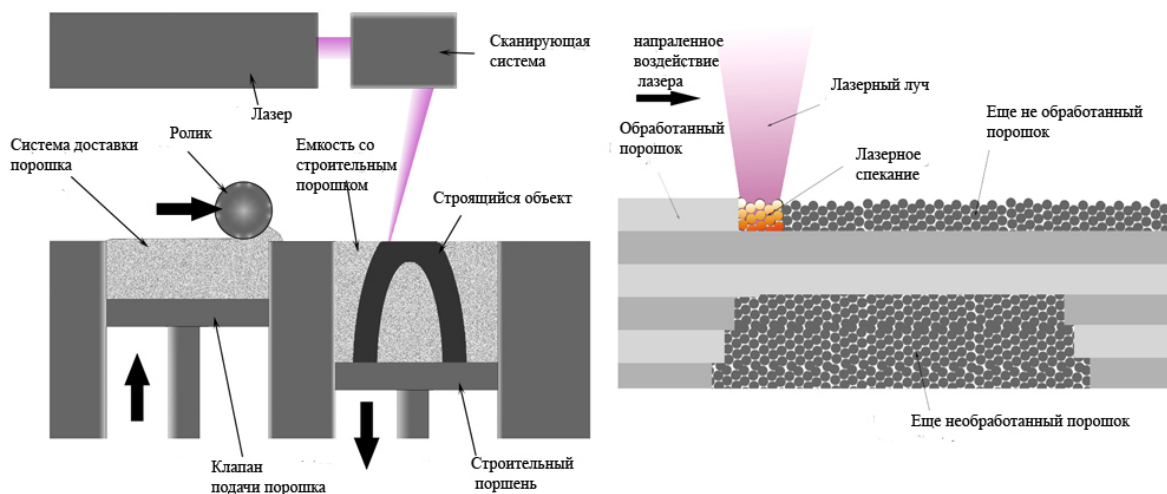


Рис. 1 Суть технології SLS

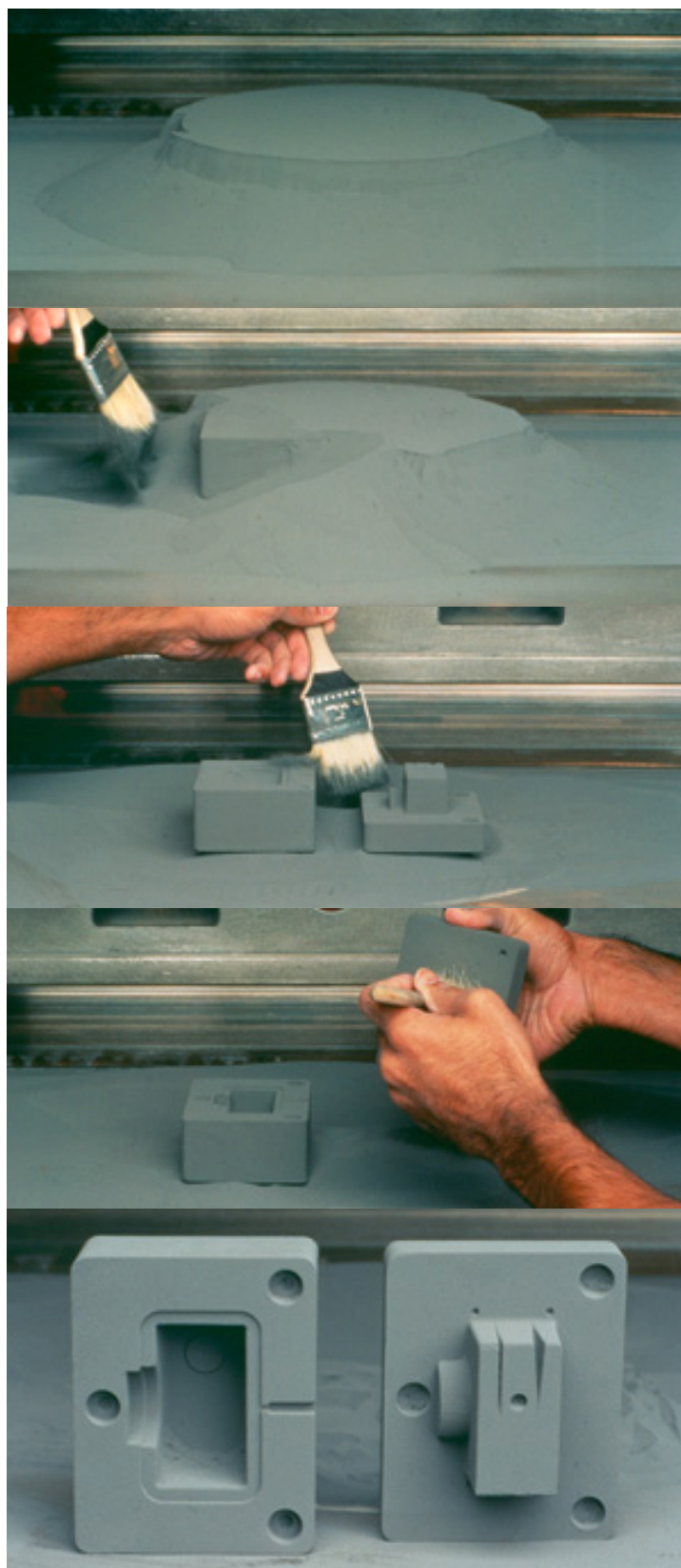


Рис. 2 Фото процесу виготовлення деталей

Спочатку вважалося, що цю технологію можна буде використовувати лише для створення прототипів, але сьогодні її вже використовують для дрібносерійного виробництва. У цієї технології великі перспективи. Найнесподіванішим застосуванням є створення прикрас із застосуванням SLS.

Селективне лазерне плавлення (ОДС) по суті такий же процес, як SLS, але ставиться до використання металевого порошку, а не полімерів. ОДС машини заточені для роботи з металами і виробляють готову продукцію за один технологічний процес. Цим вона також відрізняється від металевих частин, зроблених за допомогою SLS машини, які повинні пройти через кілька етапів. Сучасний лідер ринку в ОДС технології німецька компанія EOS.

Електронно-променеве плавлення (EBM) схоже з ОДС тим, що воно використовує металеві порошки, щоб повністю створити мотонолітну частину з металу, але ЕПН використовує електронний промінь замість лазера і будує частини у вакуумі, що дозволяє використовувати зовсім інші типи металів (як правило, титан - найпоширеніший матеріал аерокосмічної галузі). ЕПН технологія що була винайдена шведською корпорацією Arcam.

УДК 620.22: 669.017

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕМ ТА ХРОМОМ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ТЕРМІТНИХ СТАЛЕЙ

Ю. Ю. Жигуц¹, Д. Ф. Чернега², В. В. Ковач¹

¹ Державний вищий навчальний заклад
«Ужгородський національний університет»

² Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

У даній роботі досліджено термітні хромонікелеві сталі. Виявлено особливості хімічного складу, механічні властивості та структури термітної сталі. Окремим дослідженням встановлено зміну механічних властивостей термітної сталі від температури. Проведена робота дозволила встановити склад шихти для синтезу термітних хромонікелевих сталей; розробити методику приготування металотермічної суміші та синтезу сплаву, а також виявити вплив таких легуючих елементів, як хром і нікель на структуру синтезованого сплаву

В данной работе исследовано термитные хромоникелевые стали. Выявлены особенности химического состава, механические свойства и структуры термитной стали. Отдельным исследованием выявлено изменение механических свойств термитных сталей от температуры. Проведенная работа позволила установить состав шихты для синтеза термитных хромоникелевых сталей; разработать методику приготовления металлотермической смеси и синтеза сплава, а также установить влияние легирующих элементов, таких как хром и никель на структуру синтезированного сплава

The paper were investigated the thermite chromium-nickel steels. The features of the chemical composition, mechanical properties and structure of thermite steel are identified. Individual studies changes in the mechanical properties of thermite steel at temperatures are revealed. This work has allowed establishing the composition of the charge for the synthesis of thermite chromium-nickel steels; develop the technology of preparing metallothermic mixture and synthesis of the alloys and the influence of alloying elements, as a chromium and nickel at the structure of synthesized alloy

Вступ

Термітні сталі леговані нікелем знаходяться все більше поширення у різних галузях промисловості насамперед у зв'язку із особливими властивостями, а саме високою корозійною стійкістю, окислостійкістю, задовільною міцністю, пластичністю, підвищеними механічними властивостями при високих температурах та задовільною зварюваністю.

У поєднанні із перевагами металотермічного методу синтезу цих сталей, з'являються значні перспективи використання високоперегрітого розплаву у технологіях термітного синтезу.

Синтез литих сплавів металотермічними методами можна проводити при відсутності потужних джерел електроенергії, складного обладнання для традиційного плавлення сплаву та його заливки, без застосування вакуумних пристроїв для проведення процесу синтезу, забезпечуючи високу продуктивність та швидкість технологічного циклу [1-5]. У найпростішому варіанті металотермією синтезують сплав у футерованому ливарному ковші.

Не в останню чергу звертають увагу на металотермічні методи і тому, що вони надають можливість використовувати відходи термічного, ливарного та металорізального виробництв (залізну окисину, мливу алюмінієвої стружки, відсів лігатур, пил з повітряних фільтрів у ливарних цехах, мливу недопалених частин графітових електродів та ін.). Важливо відмітити, що термітний сплав може використовуватися не тільки для отримання виливків, але і для проведення термітного зварювання, виконання екстрених ремонтних робіт тощо [1, 2, 6]. Таким чином, термітні хромонікелеві сталі викликають інтерес для дослідження не тільки з наукової точки зору, але для практичного їх використання у виробничих умовах.

Мета роботи

Встановити вплив легування нікелем та хромом на структуру та властивості термітної хромонікелевої сталі.

Завдання роботи

Комплекс завдань для досягнення мети роботи складається з:

- 1) виявлення за допомогою ізотермічних розтинів структури термітної сталі легованої нікелем та хромом;
- 2) встановлення впливу температури на фазовий розподіл та структуру потрійного *Fe-Cr-Ni* термітного сплаву;
- 3) дослідження механічних властивостей термітного сплаву та виявлення впливу хімічного складу термітного сплаву на механічні властивості.

Матеріали та методика металотермічного синтезу термітних сталей

Для компонування металотермічної шихти використані матеріали: порошок алюмінію марок ПА-3–ПА-4 ГОСТ 6058-73 (або просіяне мливно алюмінієвої стружки), хром металевий ГОСТ 5905-79; ферохром ФХ65-7А ГОСТ 47570-79; силікокальцій С40Л10 ГОСТ 4762-71; силікомарганець СМн26 ГОСТ 4756-77; феросиліцій ФС65Ал3,5 ГОСТ 1415-78; феромарганець ФМн70 ГОСТ 4761-80; сажа ацетиленова (технічний вуглець ТУ 14-7-24-80); порошок титановий хімічний ПТХ-1, ПТХ-2 ТУ 48-10-78-83; порошок хрому ПХ-1, ПХ-2 ТУ 14-1-14-77-75; залізна окалина (ковальського і прокатного виробництв) з середнім хімічним складом (% за масою): 0,05 С; 0,10–0,35 Si; 0,10–0,35 Mn; 0,01–0,03 S; 0,01–0,03 P; 40–50 Fe_2O_3 ; 50–60 FeO.

Порошкова шихта просувалася при температурі 150–180°C, змішувалася, а після цього розміщувалася і ущільнювалася у металотермічному реакторі [6] діаметром 80 мм з різним процентним співвідношенням компонентів у суміші. Для визначення маси металевого зливка і виходу сплаву з шихти були проведені мікроплавлення. Ініціювання процесу горіння виконувалося спеціальним титановим запалом виготовленим з титанового порошку.

Для покращення шлаковідділення у шихту при отриманні залізовуглецевих сплавів додавався польовий шпат (CaF_2).

У дослідженнях використовували порошкові інгредієнти металотермічних шихт, частка з яких виготовлялася з відходів ливарного, ковальського та металорізального виробництв (залізна окалина, просіяне мливно графітових електродів, мливно алюмінієвої стружки та ін.). Шихта попередньо розраховувалася за стехіометричним співвідношенням компонентів реакції [2], а у подальшому враховували засвоєння окремих компонентів реакції за допомогою відповідних коефіцієнтів.

Після процесу синтезу відділяли сплав від шлаку, оцінюючи структуру шлаку, і проводили контрольне зважування та встановлення величини виходу металу з шихти, досліджували синтезований зливоч.

Теоретичні та експериментальні дослідження

Аналіз літературних та експериментальних даних [1, 2] показав, що ефективність впливу легуючого елементу нікелю суттєво залежить від вмісту хрому у термітній сталі. Характерним є те, що якщо до термітної сталі з вмістом 10-14% хрому додати 2-4% Ni – отримується мартенситна структура і, як наслідок, зменшується критична швидкість охолодження сталі та збільшується її схильність до гартування.

Із збільшенням вмісту Ni в термітній сталі відмічено зменшення схильності її до гартування разом із зменшенням інтенсивності мартенситних перетворень. При цьому точка початку і кінця мартенситних перетворень зміщується у область менших температур. Збільшення ж вмісту Ni до 10-13% призводить до утворення у структурі термітної сталі стійкого аустеніту.

Встановлено, що при вмісті Cr у термітних сталях більше ніж 13% (наприклад в термітних аналогах промислових сталей X19, X22T, X27, X28) незначний вміст Ni дозволяє отримати аустенітно-феритну структуру.

Глибокий аналіз термітних сталей дозволив побудувати ізотермічні розрізи потрійних діаграм стану $Fe-Cr-Ni$ при $500^{\circ}C$ (рис. 1, а) та $1100^{\circ}C$ (рис. 1, б). при температурі $1100^{\circ}C$ у всіх термітних сплавах (див. рис. 1) виявлена мікроструктура, яка складається з однофазних областей або змішаних твердих розчинів $\alpha+\gamma$.

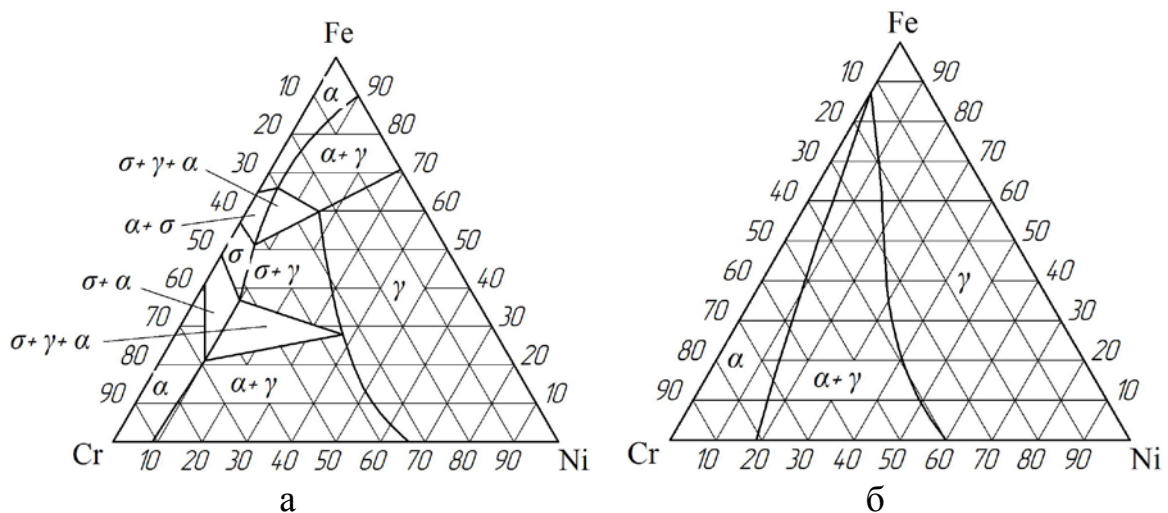


Рис. 1 Ізотермічні розрізи потрійних $Fe-Ni-Cr$ термітних сталей при різних температурах:

а – при $500^{\circ}C$, б – при $800^{\circ}C$, в – при $950^{\circ}C$, г – при $1100^{\circ}C$

Зустрічаються у окремих областях діаграми $Fe-Cr-Ni$ крім фаз фериту та аустеніту ще і σ -фаза. Особливо її вміст значний у термітних сталях X18H9 та X18H10T.

Збільшення вмісту вуглецю у термітних сталях надає їм більшої міцності (σ_s) та умовної границі текучості при допуску на пластичну деформацію 0,2% ($\sigma_{0,2}$), що показано на рис. 2. Одночасно із збільшенням вмісту вуглецю у термітних сталях зростає твердість (рис. 3, а) та зменшується ударна в'язкість a_n (рис. 3, б).

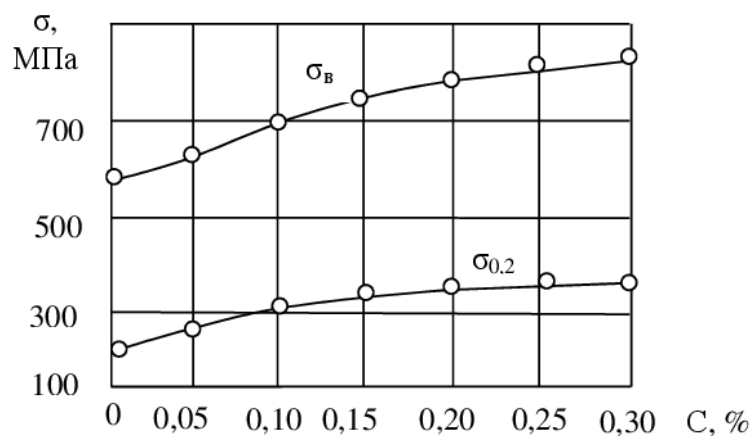
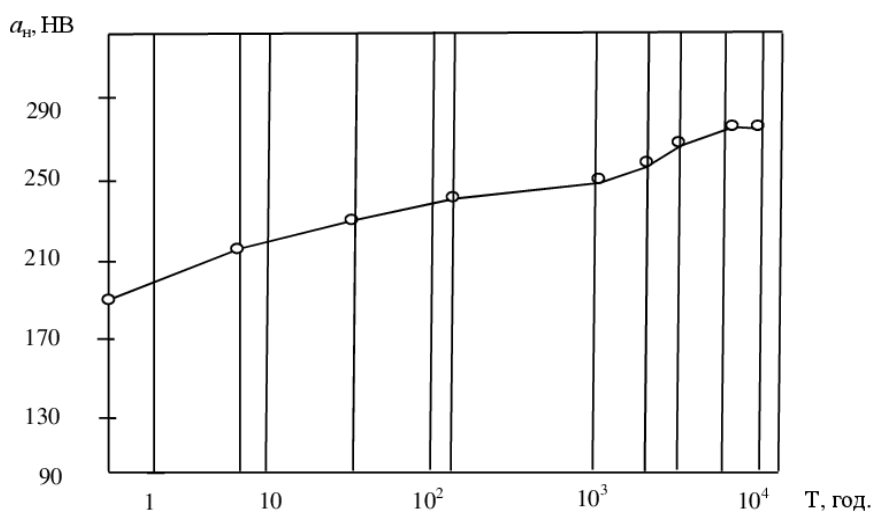
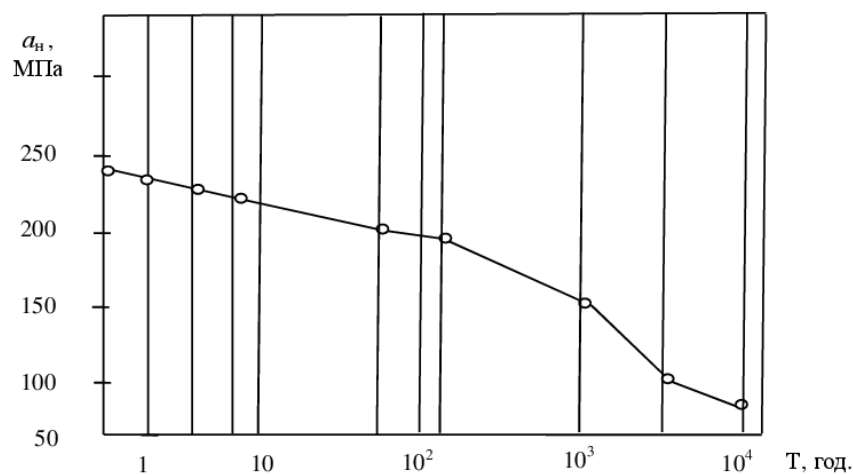


Рис. 2 Залежність міцності ($\sigma_{\text{в}}$) та границі текучості при допуску на пластичну деформацію 0,2% ($\sigma_{0,2}$) від вмісту вуглецю у термітній сталі



а



б

Рис. 3 Залежність твердості (HВ) та ударної в'язкості (a_{H}) від тривалості нагріву (T) термітної сталі X18H10T

Збільшення на 10,5% твердості та на 12,3% ударної в'язкості, очевидно, пов'язано із технологією отримання термітного сплаву і додатковим його дорозкисленням алюмінієм, що входить у склад металотермічної суміші. На підтвердження цього у термітній сталі виявлено сліди алюмінію у кількості 0,001...0,002% за масою. Наступна термічна обробка у вигляді нормалізації з нагрівом до 1100°C і охолодженням на повітрі стабілізує однорідний аустеніт і надає додаткової пластичності термітній сталі та високої корозійної стійкості. При наявності у термітній сталі понад 20% *Cr* або інших феритоутворюючих легуючих елементів (таких як *Si*, *Mo*, *Ti*, *Nb*) кількість нікелю для отримання аустенітної структури збільшують на 3-5%.

У подальшому результатом дослідження стало встановлення впливу нікелю та хрому на положення мартенситної точки у термітній сталі. По мірі зростання вмісту нікелю у термітній сталі температура мартенситної точки, як і очікувалося, зменшується (рис. 4). Збільшення вмісту *Cr* так само призводить до суттєвого зменшення точки початку мартенситного перетворення.

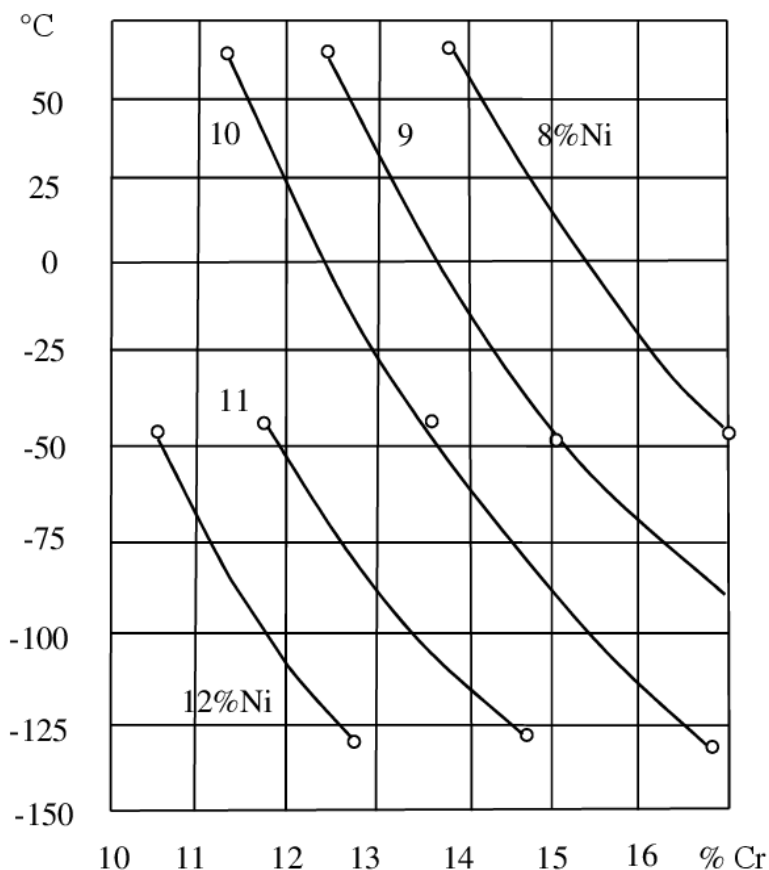


Рис. 4 Вплив нікелю та хрому на положення мартенситної точки у термітній сталі

Для термітних сталей – аналогів промислових сталей X17H13M2T та X17H13M3T виявлено, що молібден сприяє збільшенню кількості феритної фази. Та незважаючи на це термітні сталі леговані молібденом більше ніж хромонікелеві сталі схильні до окрихчування особливо при нагріві до температур 650-750°C в результаті утворення у структурі σ -фази.

Відмічено, що молібден у термітній сталі X18M10 у кількості до 3% незначно зменшує корозійну стійкість у агресивному середовищі азотної кислоти. Зменшення ж вмісту вуглецю у термітній сталі типу X18H10 надає сталі більшої корозійної стійкості, сприяючи зростанню опору міжкристалічній корозії в результаті усунення з структури карбідних і карбонітридних сполук, збільшує пластичність та покращує зварюваність. Це особливо важливо при виготовленні деталей хімічної апаратури, що працюють у важких та особливо важких умовах.

Дослідження впливу нікелю і хрому на структуру термітної сталі (рис. 5) дозволило вивести формули для розрахунку компенсації Cr та Ni за рахунок інших легуючих елементів.

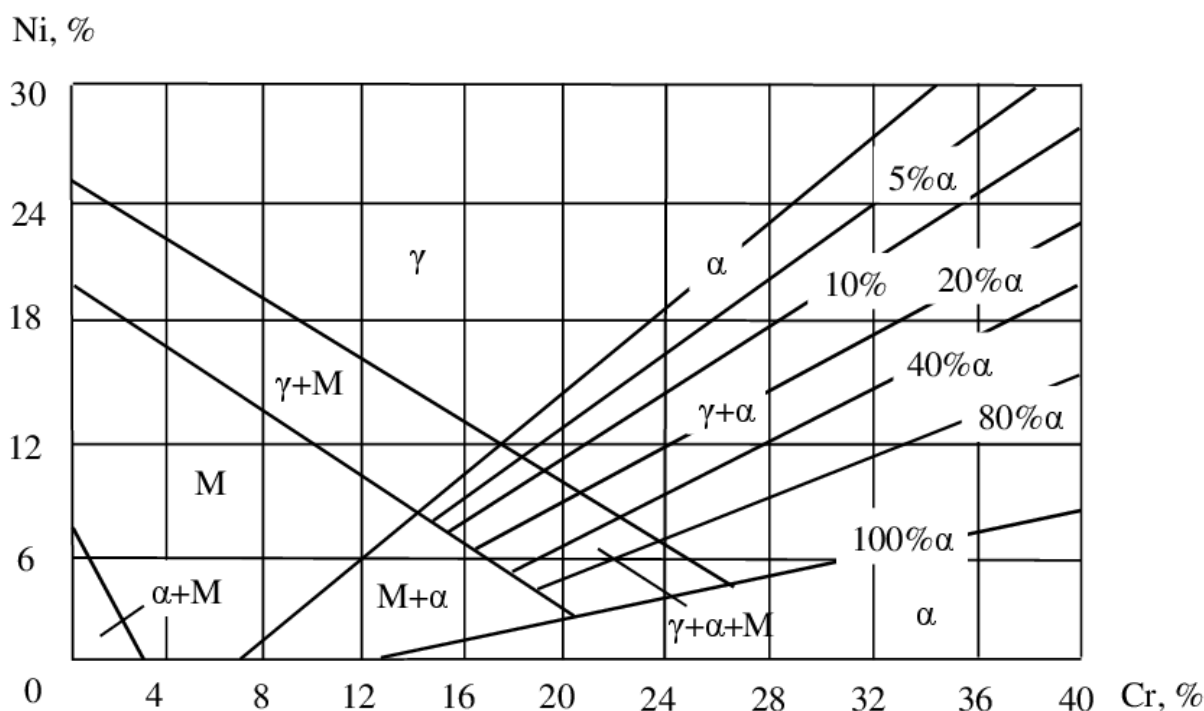


Рис. 5 Діаграма структурних змін термітних хромонікелевих сталей

Так для компенсації легуючого елемента Ni встановлено, що його вплив можна відновити за еквівалентом нікелю – E_{Ni} і розрахувати необхідний вміст інших легуючих елементів за формулами (1) та (2):

$$E_{Ni} = C_{Ni} + 30 \cdot C_c + 0,8 \cdot C_{Mn}, \quad (1)$$

де C_{Ni} , C_c , C_{Mn} – концентрація відповідно Ni , C та Mn у термітній сталі, % за масою;

та для встановлення еквіваленту Cr у термітній сталі – E_{Cr} :

$$E_{Cr} = C_{Cr} + C_{Mo} + 1,7 \cdot C_{Si} + 0,8 \cdot C_{Nb}, \quad (2)$$

де C_{Cr} , C_{Mo} , C_{Si} , C_{Nb} – концентрація у термітній сталі Cr , Mo , Si та Nb відповідно, % за масою.

Висновки

1. Розроблено технології синтезу термітних хромонікелевих сталей.
2. Встановлені механічні властивості вказаних марок сталей та вплив на них температури вказують на те, що досліджені термітні сталі можуть успішно замінити промислові марки.
3. Виявлено вплив Ni та Cr на структуру термітної сталі.
4. Встановлено залежність твердості та ударної в'язкості термітної сталі X18H10T.
5. Виявлено вплив Ni та Cr на температуру початку мартенситного перетворення у термітних хромонікелевих сталях.
6. Розроблено методику розрахунку концентрації легуючих елементів для компенсації в термітних сталях Cr і Ni іншими легуючими елементами.
7. Встановлено діаграму структурних змін термітних хромонікелевих сталей.

Література

1. Жигуц, Ю. Ю. Сплави, синтезовані металотермією і СВЧ-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. Синтез термітних кавітаційностійких сталей [Текст] / Ю. Ю. Жигуц // Восточно-европейский журнал передовых технологий. Прикладная физика и материаловедение. — 2013. — №1/5 (61). — С. 4-6.
4. Жигуц, Ю. Ю. Технологія отримання термітних суднобудівних сталей [Текст] / Ю. Ю. Жигуц // Вісник Донбаської державної машинобудівної академії. Збірник наукових праць. — 2012. — № 3 (28). — С. 283-286.
5. Жигуц, Ю. Ресурсозберігаюча технологія термітного зварювання сталевих деталей [Текст] / Ю. Жигуц, В. Лазар // Вісник ТДТУ. — 2009. — Т. 14, № 4. — С. 94-98.
6. Жигуц, Ю. Металотермічний реактор [Текст] : пат. 20045 Україна: МПК B22C9/00 / Жигуц Ю. Ю., Скиба Ю. Ю., Крайний І. І. ; заявник і патентовласник

Ужгородський національний університет. — № u200606530. заяв. 13.06.06; опубл. 15.01.07, Бюл. №1. — 6 с.

7. Жигуц, Ю. Ю. Технологія синтезу термітних жароміцних сталей з карбідним зміцненням / Ю. Ю. Жигуц, Д. Ф. Чернега, В. В. Широков, В. Ю. Талабірчук // Вісник національного університету „Львівська політехніка”. Серія : Оптимізація виробничих процесів і технічний контроль у машинобудуванні та приладобудуванні. — 2013. — № 772. — С. 21-26.

УДК 669.714

ТЕХНОЛОГІЧНЕ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ РЕСУРСУ РОБОЧИХ ЛОПАТОК ТУРБІН АВІАЦІЙНИХ І НАЗЕМНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

С. В. Жук, Є. К. Бондаренко, О. О. Капусняк

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Робота присвячена вирішенню важливого завдання - підвищення надійності та ресурсу авіаційних ГТД для пасажирських, транспортних і бойових літаків, а також наземних газотурбінних установок (ГТУ)

Работа посвящена решению важной задачи - повышение надежности и ресурса авиационных ГТД для пассажирских, транспортных и боевых самолетов, а также наземных газотурбинных установок (ГТУ)

The work is dedicated to solving important task - to improve the reliability and life of aircraft gas turbine engines for passenger transport and combat aircraft and ground-based gas turbine units (GTU)

Вступ

Загострення конкурентної боротьби на світовому ринку авіаційного двигунобудування висуває нові вимоги щодо підвищення надійності, працездатності і економічності газотурбінних двигунів (ГТД).

Ці вимоги в свою чергу ставлять перед розробниками і виробниками ВМД завдання збільшення гарантованого ресурсу, підвищення потужності двигунів при одночасному зниженні їхньої ваги. Ресурс і економічність двигунів визначаються працездатністю турбіни, в першу чергу, найбільш навантаженої її частиною.

Жорсткість температурно-силових умов експлуатації робочих лопаток перших ступенів турбіни зумовило розробку конструкцій пустотілих охолоджуваних лопаток і технології їх виготовлення методом лиття з рівновісною і спрямованою кристалізацією жароміцних нікелевих сплавів.

Розробка нових конструкцій охолоджуваних лопаток заснована на інженерних розрахунках динаміки газового потоку, розрахунках температурних полів, полів напруг і полів пружно-пластичних деформацій матеріалу лопаток, а також на досвіді створення та доведення лопаток ГТД

попередніх поколінь, на аналізі їх експлуатаційних ушкоджень, руйнувань і дослідженнях причин вичерпання експлуатаційного ресурсу.

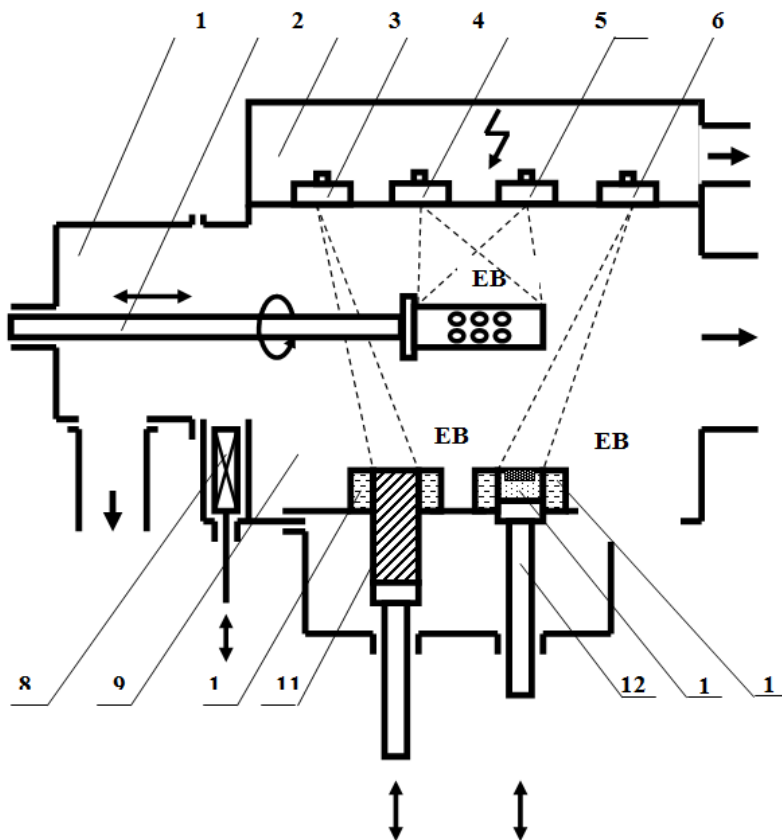
Постановка задач дослідження

Надійність і ресурс ГТД та ГТУ визначаються працездатністю лопаток турбіни перших ступенів, поставлена в роботі мета - підвищення ресурсу робочих лопаток турбіни потребує вирішення таких основних завдань:

- проведення діагностики експлуатаційних руйнувань і структурних пошкоджень, як основного матеріалу лопаток-литих жароміцних нікелевих сплавів, так і дифузійних захисних покриттів;
- розробка та наукове обґрунтування критеріїв вибору жароміцних сплавів для робочих лопаток турбіни перших ступенів ГТД та ГТУ;
- розробка технології відновлювального ремонту робочих лопаток турбіни після відпрацювання ресурсу на ГТД і ГТУ.

Методика проведення експериментів

Теплозахисні градієнтні покриття на зразках і лопатках отримували в електронно-променевої дослідно-промисловій установці типу УЕ-202, розробленої в МЦ ЕПТ ІЕЗ ім. Є.О.Патона (рис. 1).



Вимірювання маси кожної лопатки перед осадженням покриття вироблялося на вагах типу ВЛА - 200Г-М з точністю до 0.001 р.

Твердість конденсованих шарів контролювали, вимірюючи мікротвердість при навантаженнях $P = 10$ і 50 г за допомогою приставки «Micro-duromat 4000E» до оптичного мікроскопу «PolyvarMet » з автоматичним навантаженням індентора типу піраміда Віккерса. Так як отримані покриття мають градієнт складу і структури, то значення мікротвердості можуть змінюватися по товщині. Тому був прийнятий наступний алгоритм вимірювання мікротвердості: на певній відстані від підкладки виробляли кілька уколів твердоміра (3 ... 5) і за отриманими результатами визначали середнє значення мікротвердості покриття на даному рівні. Потім операцію повторювали на наступному рівні.

Результати досліджень

Сумарна товщина покриттів становила 125...250 мкм. Товщина сполучного шару знаходилася в межах 5...100 мкм, решта - градієнтна перехідна зона, різна по товщині для кожного варіанту і зовнішнє керамічне покриття товщиною 120... 50 мкм.

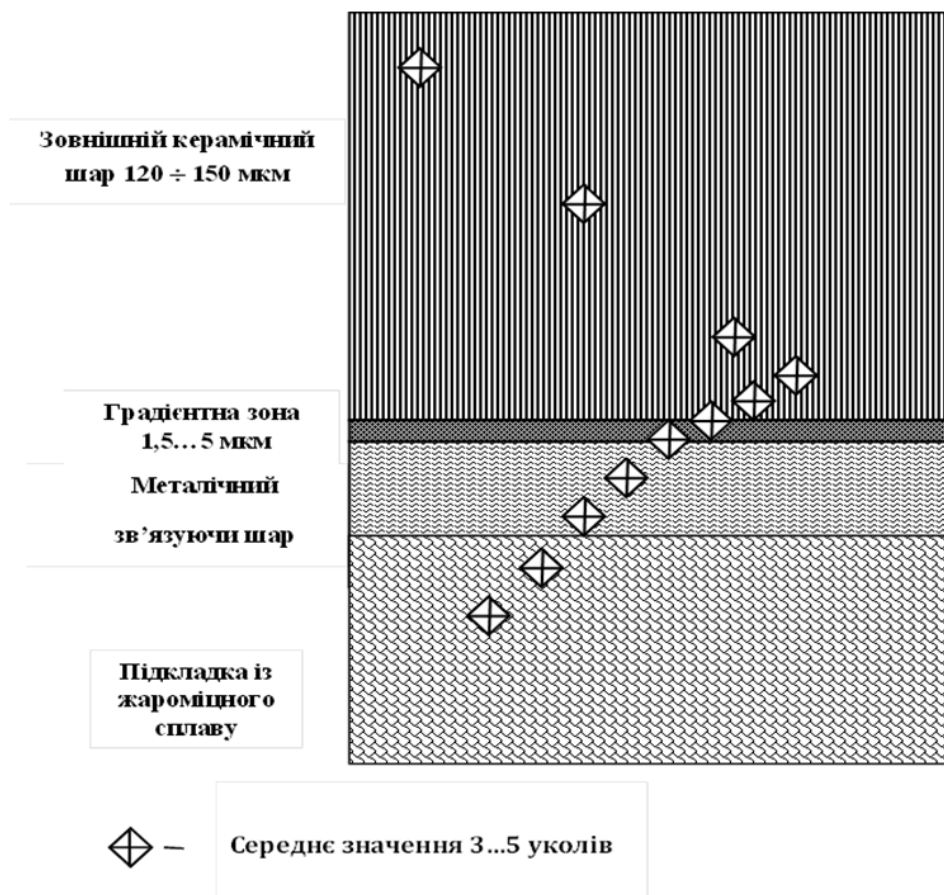


Рис. 2 Схема вимірювання мікротвердості по поперечному перерізу шліфа

Висновки

Аналіз проведених досліджень показав перспективність використання високошвидкісного електронно-променевого випаровування сплаву типу $ZrO_2(7Y_2O_3)$ для отримання захисних покриттів. Показано, що покриття нанесені даним способом мають найкращі функційні властивості для захисту лопаток газових турбін високого тиску від температурних навантажень та високотемпературної корозії.

Література

1. Устаткування та технологія спеціальної металургії: (електронно-променеві установки і плавка: конструкція та розрахунки) [Текст]: навчальний наочний посібник до вивчення кредитних модулів, самостійної роботи студентів, курсового та дипломного проектування студентів напряму підготовки: 0501 – “Металургія”, спеціальності - 6.050401 - “Спеціальна металургія” та спеціальності 6.050402 - “Ливарне виробництво” / Уклад.: Г.О. Ремізов – К: НТУУ «КПІ», 2011. – 160с.
2. Устаткування і технологія спеціальної металургії (електронно-променевий переплав: конструкції та характеристики плавильних агрегатів): Навчальний наочний посібник для студентів напрямів підготовки 6.050401 "Металургія", 6.050402 "Ливарне виробництво" / Уклад.: Г.О. Ремізов, С.В. Ладохін, В.Т. Яковлев, В.Ю. Сухенко. – К.: НТУУ «КПІ», 2009. – 109с.
3. Мовчан Б.А. Малашенко И.С. Жаростойкие порития осаждаемые в вакууме.- Киев: Наукова думка 1983, 232.
4. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / Под. ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: Пер. с англ. В 2-х книгах. Кн. 1 / Под ред. Шалина Р.Е. – Метталургия, 1995. – 384с.
5. Применение метталлических покрытий на деталях авиационных двигателей /М.Н. Багмет, О.В. Денисюк // Вестник двигателестроения – 2005. №3 – С. 117 – 121
6. Электронно – лучевая плавка в литейном производстве/ С.В. Ладохин, Н.И. Левицкий, В.Б. Чернявский та та ін. – К.: изд-во «Сталь», 2007.-626с.
7. Патон Б.Е., Тригуб Н.П. Электронно-лучевая плавка, - Киев: Наукова думка, 1997,-265с.

УДК 669.714

РАЗРАБОТКА ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ВНЕПЕЧНОЙ ДЕСУЛЬФУРАЦИИ СТАЛИ НА АГРЕГАТЕ КОВШ-ПЕЧЬ

С. В. Журавлева, Ю. С. Паниотов, В. С. Мамешин, А. С. Грищенко

Национальная металлургическая академия Украины

Проведена оцінка впливу основних технологічних факторів на показники десульфурзації при обробці металу в агрегаті ковш-печь з різною ємністю сталерозливочних ковшей. Определены оптимальные режимы обработки: количество и состав шлака, температура, расходы материалов и интенсивность продувки

Проведена оцінка впливу основних технологічних факторів на показники десульфурзації при обробці металу в агрегаті ківш піч з різною ємністю сталерозливних ковшів. Визначено оптимальні режими обробки: кількість і склад шлаку, температуру, витрати матеріалів та інтенсивність продувки

The influence of the main technological factors to desulfurization parameters under metal treatment in the aggregate ladle furnace for different capacity of teeming ladles was estimated. The optimal treatment mode including weight and composition of the slag, steel temperature, consumption of materials and intensity of blowing were defined

Вступление

Современная технология производства качественной стали предполагает разделение в пространстве основных технологических операций, что позволяет обеспечить наилучшие термодинамические условия для их протекания. Нагрев металла, удаление углерода, марганца и кремния происходит в основном сталеплавильном агрегате (конвертер, электропечь), а доводка металла по химическому составу и корректировка по температуре – в агрегатах внепечной обработки [1-3]. Десульфурация в сталеплавильных процессах в основном осуществляется в агрегате ковш-печь (АКП) [2-5]. В последние десятилетия рост конкуренции на рынке металла вызывают необходимость поиска решений для совершенствования технологий внепечной обработки.

Качество металла определяется содержанием вредных примесей и неметаллических включений. Существенное влияние на показатели

качества оказывает сера, которая определяет прочностные, механические и эксплуатационные свойства металлопродукции. В настоящее время существует множество марок сталей, для которых требования по сере составляет менее 0,010 %.

Постановка задач исследований

При десульфурации металла в АКП конечная концентрация серы во многом определяется содержанием серы до обработки. После выплавки в сталеплавильном агрегате начальное содержание серы в металле колеблется в широких пределах, особенно для электродуговой плавки.

При высокой начальной концентрации серы в металле в процессе внепечной обработки возникают сложности получения низкого содержания серы. В этих условиях необходима разработка рационального технологического режима для АКП, который бы обеспечил заданное низкое содержание серы в металле вне зависимости от ее начальной концентрации.

Согласно общепринятым положениям, успешное протекание процесса десульфурации обеспечивается наводкой рафинировочного шлака оптимального химического состава, необходимой интенсивностью перемешивания металла со шлаком, ранним формированием шлака и низкой окисленностью металла.

Целью работы являлось исследование влияния технологических факторов на процесс десульфурации при обработке металла на агрегате ковш-печь.

Методика проведения экспериментов

Проведены промышленные опытные исследования на АКП с различной емкостью сталеразливочного ковша. Опытные плавки проводили на предприятиях ООО «Электросталь» и ВАТ «Интерпайп НТЗ». В ходе испытаний фиксировали время плавки, отбирали пробы металла и шлака и вели хронометраж плавки.

В первом варианте металл выплавляли в дуговой сталеплавильной печи емкостью 60 тонн, выпускали в сталеразливочный ковш, затем металл обрабатывался на агрегате ковш-печь. На АКП проводили раскисление металла в соответствии с заданной маркой стали, наводку шлака присадками шлакообразующих, продувку аргоном через две пробки, установленные в днище ковша, нагрев стали до заданной температуры, десульфурацию стали и корректировку ее состава [6].

Во втором варианте металл выплавляли в мартеновской печи (садкой $G = 250$ тонн) и выпускали в два ковша, которые обрабатывались на АКП. Во время выпуска из печи проводили предварительное раскисление

ферросилицием. В процессе обработки на АКП помимо шлакообразующих применяли силикокальций.

Для рассмотрения варианта технологии конвертер – АКП дополнительно был изучен массив данных, взятый из паспортов плавов завода ВАТ «ДМК им. Дзержинского». Согласно принятой на заводе технологии металл выплавляли в конвертере емкостью 250 тонн, сливали в сталеразливочный ковш, специально оборудованный для донной продувки. Раскисление, легирование и обработка металла ТШС (твёрдые шлакообразующие смеси – известь, плавиковый шпат, алюминий) проводились во время выпуска плавки из конвертера. На АКП проводили усреднительную продувку инертным газом, корректировку химического состава и температуры. Также проводили корректировку окисленности металла путем присадки алюминиевой проволоки или чушкового алюминия и десульфурацию металла присадкой ТШС.

Диапазон колебаний и средние значения полученных экспериментальных данных представлены в таблицах 1 – 3.

В таблице 1 представлен химический состав и температура металла после обработки для АКП с емкостями сталеразливочных ковшей 60, 120 и 250 тонн.

Таблица 1 Химсостав и температура металла

Емкость ковша, т	Марка стали	Химсостав стали, %							Температура после обработки, °C
		[C]	[Si]	[Mn]	[P]	[Al]	[S] _н	[S] _к	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
60 (кол-во плавов – 39)	Ст3	0,15 – 0,17	0,16 – 0,17	0,47 – 0,58	< 0,02	0,0038 – 0,0064	0,036 – 0,113	0,010 – 0,024	1591 – 1651
	Среднее	0,164	0,161	0,498	0,0140	0,0051	0,0736	0,0176	1610
	Ст5	0,32 – 0,36	0,16 – 0,21	0,55 – 0,71	< 0,02	0,0037 – 0,0072	0,04 – 0,105	0,01 – 0,021	1579 – 1636
	Среднее	0,345	0,165	0,577	0,0130	0,0049	0,0699	0,0166	1600
120 (кол-во плавов – 200)	Колесная	0,53 – 0,69	0,24 – 0,4	0,62 – 0,8	0,005 – 0,029	0,001 – 0,031	0,012 – 0,046	0,0012 – 0,023	1589 – 1649
	Среднее	0,596	0,306	0,727	0,0124	0,0134	0,0246	0,0106	1620
250 (кол-во плавов – 90)	Ст5	0,29 – 0,36	0,15 – 0,22	0,58 – 0,73	0,011 – 0,034	0,003 – 0,005	0,011 – 0,049	0,005 – 0,028	1574 – 1632
	Среднее	0,321	0,180	0,646	0,0211	0,0032	0,0282	0,0155	1584

σ^* - среднеквадратичное отклонение

В таблице 2 приведены данные по химическому составу шлака, а также значение основности. В таблице номер 3 представлены основные технологические параметры обработки металла на АКП – длительность обработки, интенсивность и расход инертного газа на продувку и масса плавки.

Таблица 2 Химсостав шлака

Емкость ковша, т	Марка стали	Химсостав шлака, %							
		SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	FeO	MnO	(S)	B*
60	Ст3	21,74 – 25,84	54,17 – 60,3	8,08 – 13,1	3,87 – 6,11	0,23 – 1,21	0,19 – 0,72	0,475 – 1,879	2,51 – 3,21
	Среднее	23,67	56,93	10,54	4,66	0,73	0,43	1,091	2,86
	Ст5	20,58 – 25,8	53,27 – 63,2	6,36 – 13,0	2,68 – 6,67	0,23 – 1,67	0,12 – 0,92	0,448 – 1,628	2,54 – 3,39
	Среднее	22,90	58,75	9,63	4,82	0,76	0,37	1,033	2,99
120	Колесная	21,95 – 27,91	51,2 – 61,8	6,1 – 12,66	3,45 – 8,53	1,28 – 1,72	0,23 – 0,71	0,19 – 0,272	2,39 – 2,896
	Среднее	24,93	56,5	9,38	5,99	1,5	0,47	0,231	2,643
250	Ст5	23,3 – 32,2	42,6 – 54,6	7,6 – 19,8	2,77 – 8,93	0,31 – 6,77	0,06 – 5,05	0,178 – 1,52	1,77 – 2,73
	Среднее	28,551	49,11	11,972	4,070	2,301	1,040	0,825	2,14

$$B^* = (CaO) + (MgO) / (SiO_2)$$

Таблица 3 Технологические параметры обработки металла

Емкость ковша, т		Технологические параметры обработки			
		Время обработки, мин	Расход Ar, м ³ /мин	Расход Ar, м ³ /т	Масса плавки, т
60	Диапазон	32 - 100	0,145 – 0,393	0,114 – 0,369	54 – 63
	Среднее	50,62	0,236	0,197	59,34
120	Диапазон	25 – 75	0,104 – 0,516	0,050 – 0,164	87,5 – 104,2
	Среднее	40,26	0,236	0,0937	98,04
250	Диапазон	18 – 134	0,013 – 0,170	0,0007 – 0,0897	217,7 – 269,4
	Среднее	65,157	0,0796	0,023	249,578

Результаты исследований

Для характеристики десульфурации в агрегате ковш-печь могут использоваться следующие выражения:

- конечное содержание серы в металле после обработки – $[S]_к$, % (1)

- количество удаленной серы – $\Delta S = [S]_н - [S]_к$, % (2)

- степень десульфурации – $\delta S = (1 - \frac{[S]_к}{[S]_н}) \cdot 100, \%$ (3)

- скорость процесса десульфурации – $V_S = \frac{\Delta S}{\tau}$, %/мин (4)

где $[S]_н$, $[S]_к$ – начальное и конечное содержание серы в металле, %.

Рассматривая влияние основных технологических факторов, наиболее высокие коэффициенты детерминации были получены при использовании в качестве показателя десульфурации степени удаления серы [7]:

На рис. 1 представлено влияние начальной концентрации серы на степень ее удаления в процессе обработки на АКП. Уравнение регрессии:

$$\delta S = 164,09 [S]_н^{0,311}, \quad R^2 = 0,60 \quad (5)$$

Из уравнения (5) следует:

$$\frac{[S]_н - [S]_к}{[S]_н} = 164,09 [S]_н^{0,311},$$

$$[S]_н - [S]_к = 164,09 [S]_н^{1,311}, \text{ после преобразований}$$

$$[S]_к = [S]_н - 164,09 [S]_н^{1,311} = [S]_н \cdot (1 - 164,09 [S]_н^{0,311}),$$

откуда отношение конечной концентрации серы к начальной определяется как (6):

$$\frac{[S]_к}{[S]_н} = 1 - 164,09 [S]_н^{0,311}, \quad (6)$$

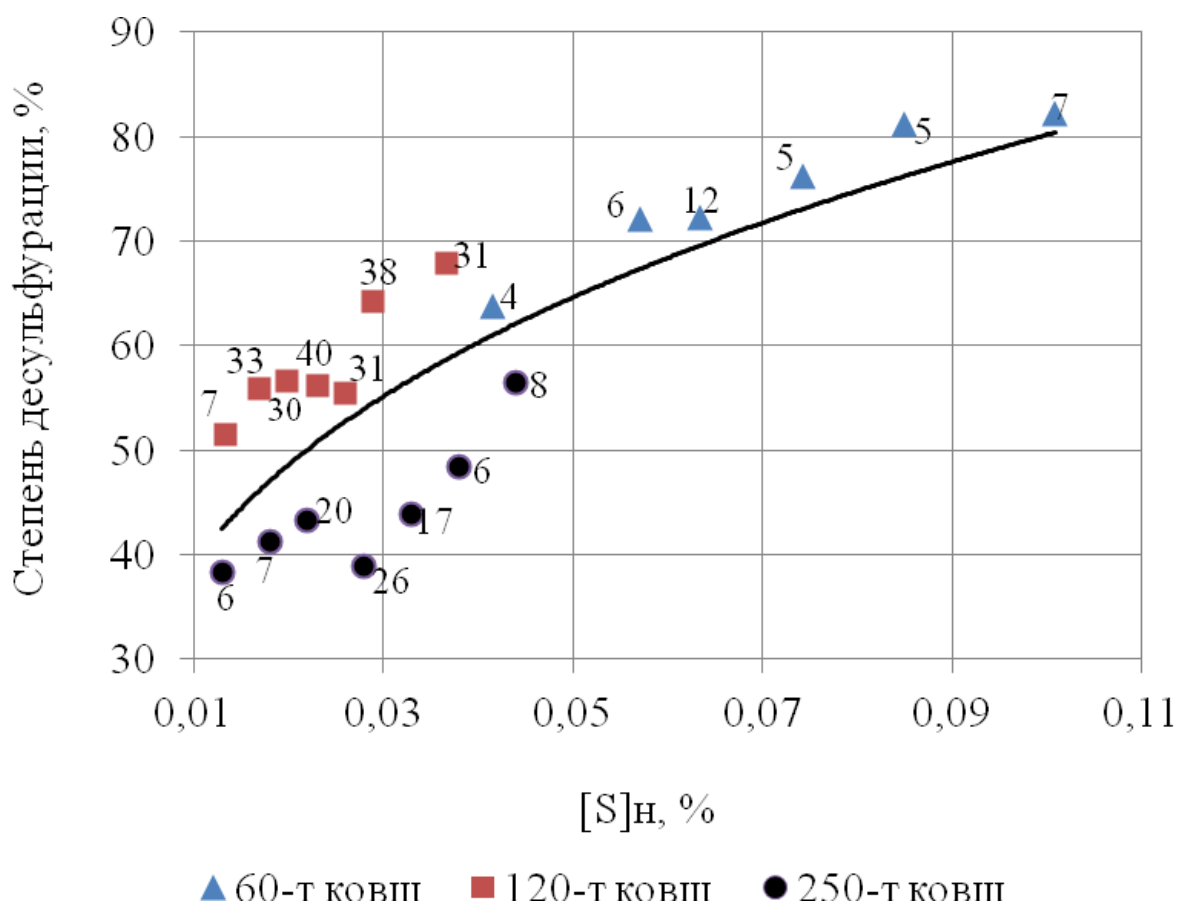


Рис. 1 Зависимость степени удаления серы от ее начального содержания

При изменении начальной концентрации от 0,012 до 0,1 %, степень десульфурации возрастает примерно на 40%, что хорошо коррелируется с данными [8]. При этом конечная концентрация серы в металле находилась в пределах от 0,005 до 0,02 %. Рост степени десульфурации, связан с увеличением разности между начальной и равновесной концентрацией серы, что увеличивает термодинамический потенциал реакции десульфурации.

Несмотря на рост степени десульфурации при увеличении начального содержания серы, ее конечное содержание после обработки на АКП также растет (рис. 2). Уравнение регрессии:

$$[S]_н = 0,0673 [S]_к^{0,485}, \quad R^2 = 0,66. \quad (7)$$

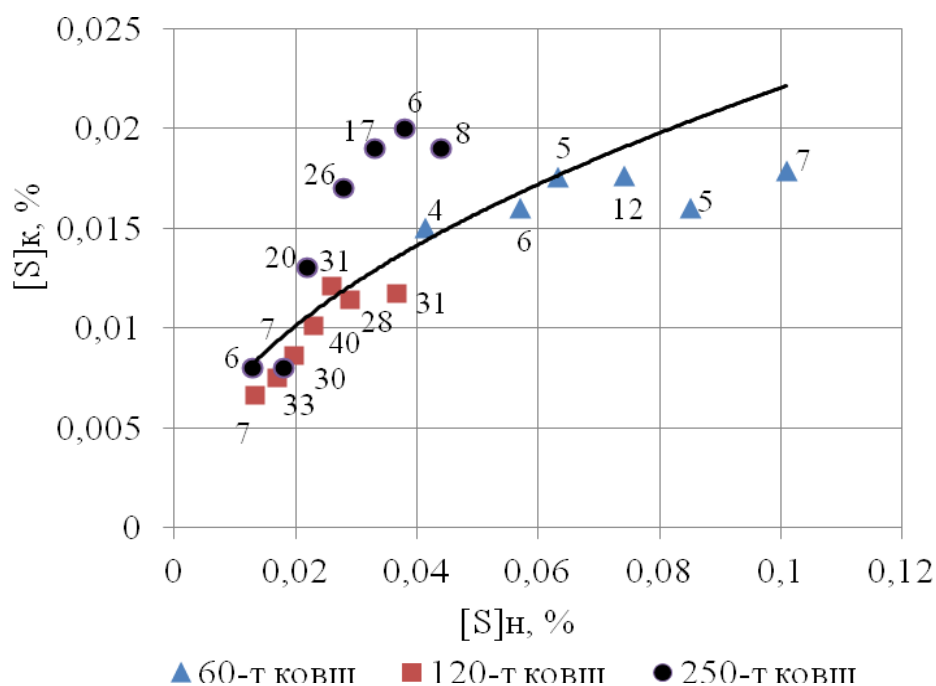


Рис. 2 Зависимость конечного содержания серы от начального

На рис 3 представлено влияние количества извести, используемой для наводки рафинировочного шлака, на процесс обессеривания металла.

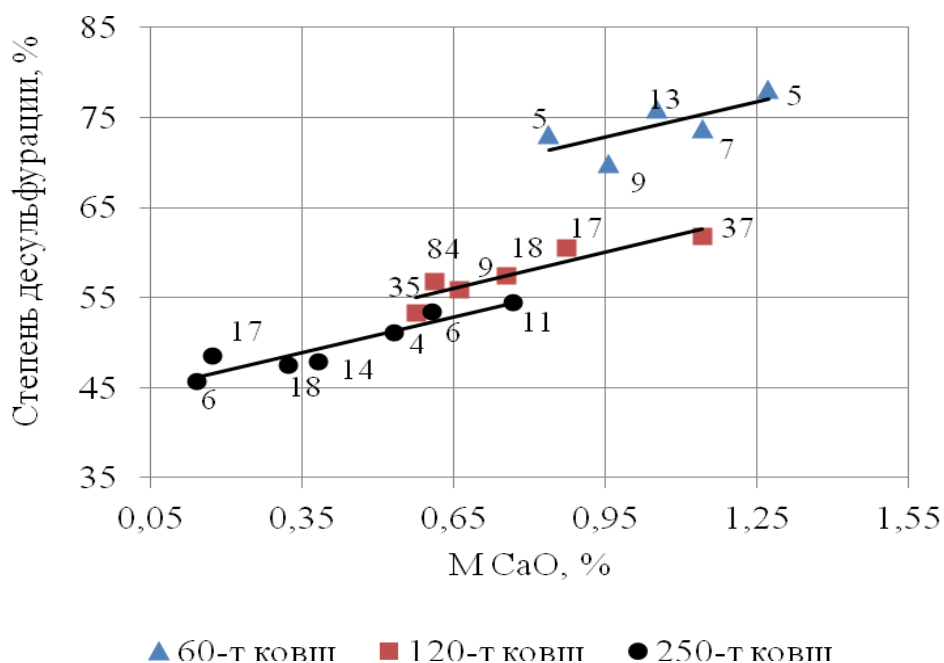


Рис. 3 Зависимость степени удаления серы от расхода извести

Зависимости носят линейный характер и описываются уравнениями регрессии:

$$\text{- 60-т ковш } \delta S = 12,985 M_{\text{CaO}} + 60,518, R^2 = 0,5 \quad (8)$$

$$\text{- 120-т ковш } \delta S = 13,494 M_{\text{CaO}} + 47,224, R^2 = 0,84 \quad (9)$$

$$\text{- 250-т ковш } \delta S = 13,275 M_{\text{CaO}} + 44,249, R^2 = 0,86 \quad (10)$$

Согласно рис. 3, степень десульфурации прямопропорционально зависит от расхода извести, что связано как с увеличением массы всего шлака, так и с увеличением доли (CaO) в шлаке. Поэтому кривые на рис. 3. фактически отражают влияние массы шлака на степень десульфурации. Смещение прямых относительно оси, для различных емкостей ковшей, по всей видимости, связано с различной начальной концентрацией серы, которая оказывает существенное влияние на степень десульфурации. Кроме того, шлаки, применяемые для обработки 120-т ковша содержат (FeO) в количестве более 1%, что отрицательно сказывается на процесс удаления серы.

Рассматривая влияние температуры на процесс удаления серы, было определено, что температура металла до обработки не оказывает существенного влияния на степень удаления серы. С увеличением температуры металла после обработки на АКП наблюдается некий рост степени десульфурации. В первую очередь это связано с тем, что шлак становится более жидкоподвижным и увеличивается его насыщение основными оксидами.

Зависимость влияния интенсивности продувки аргоном на степень десульфурации в АКП представлена на рис. 4.

Уравнение регрессии имеет вид:

$$\delta S = 97,204 Q_{\text{Ar}}^{0,1958}, R^2 = 0,898 \quad (11)$$

Рост расхода аргона способствует более интенсивному взаимному диспергированию шлаковой и металлической фаз и увеличению мощности перемешивания. Это значительно повышает поверхность раздела фаз и приводит к увеличению коэффициента массоотдачи серы, и соответственно улучшает процесс обессеривания. Однако следует отметить, что увеличение расхода не должно привести к пробою слоя шлака с оголением пятна металла, что приведет к уменьшению эмульгирования капель металла в шлак.

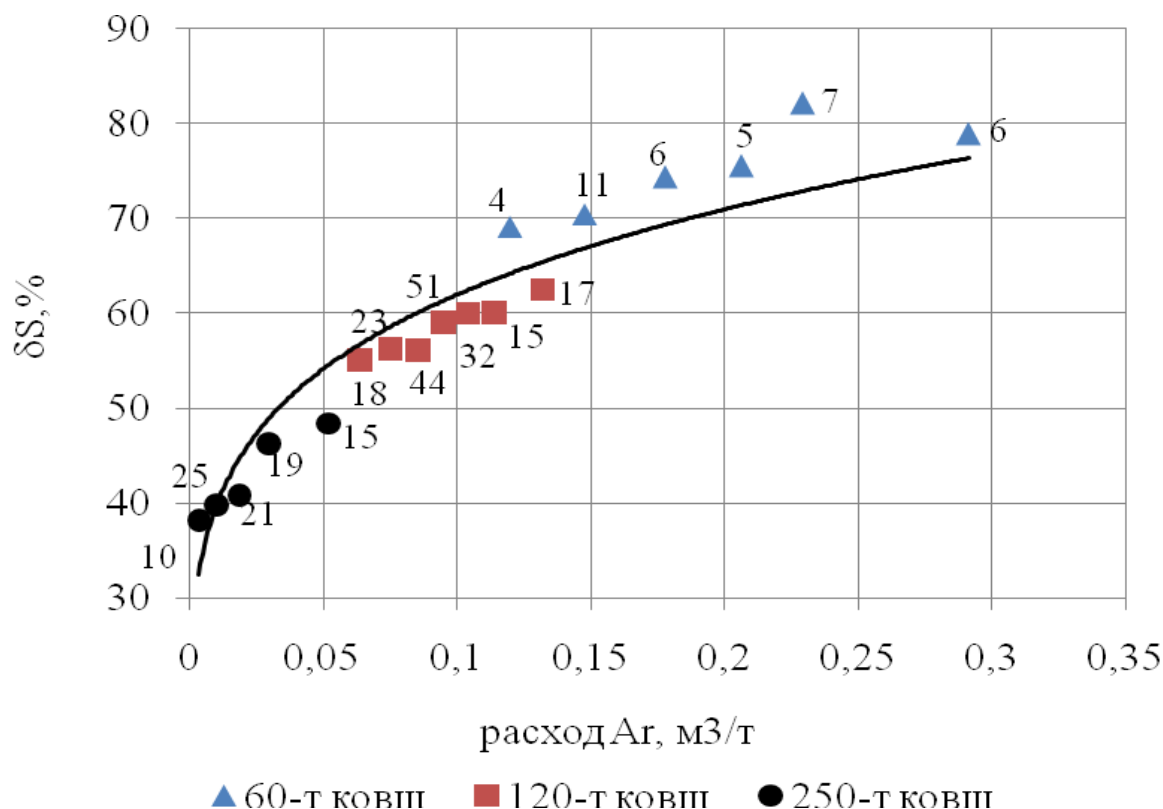


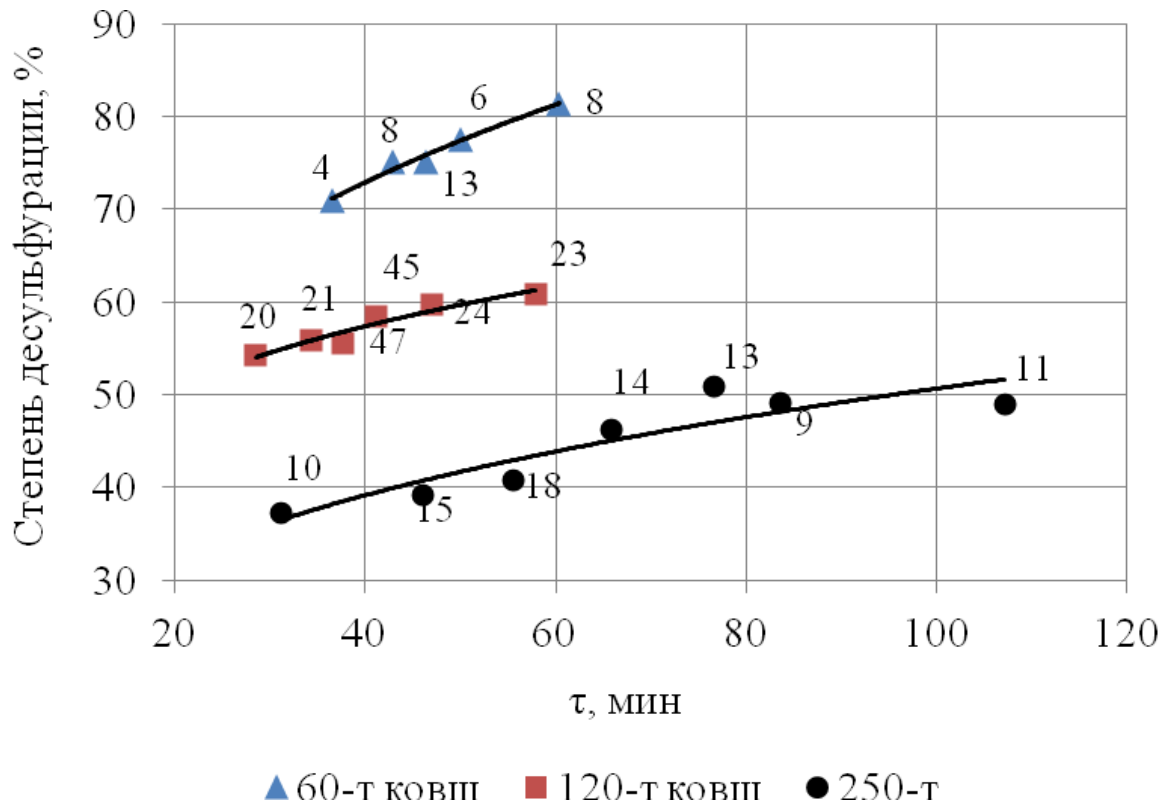
Рис. 4 Залежність ступеня видалення сери від витрати аргону

Говорячи про вплив часу обробки на процес десульфурзації, слід відзначити, що залежності мають ступінчастий характер, але близькі до лінійних, це свідчить про те, що десульфурція металу на АКП обмежується кінетикою процесу (рис. 5).

Однак збільшення тривалості обробки понад 50 хвилин, не призводить до подальшого зростання ступеня десульфурзації, що, з усієї видимості, пов'язано з наближенням системи метал-шлак до рівноваги по сері.

Аналізуючи отримані залежності, слід відзначити, що характер кривих для трьох ковпків з різною ємністю однаковий, що свідчить про універсальність отриманих результатів.

Аналізуючи вплив технологічних факторів на ступінь десульфурзації в АКП, визначили, що оптимальний витрата вапни для наводки високоосновного, легкоплавкого шлаку становить 8 – 13 кг/т. При цьому кількість шлаку повинна бути на рівні 2 – 3 % від маси металу. Інтенсивність продувки аргонном, яка забезпечує максимальний ступінь десульфурзації, становить 0,245 – 0,345 м³/хв, при цьому витрата газу – 0,2 – 0,3 м³/т.



$$\begin{aligned}
 60\text{-т: } \delta S &= 27,18 \tau^{0,267}; R^2 = 0,9761; \\
 120\text{-т: } \delta S &= 29,891 \tau^{0,177}; R^2 = 0,9152; \\
 250\text{-т: } \delta S &= 13,909 \tau^{0,280}; R^2 = 0,846.
 \end{aligned}$$

Рис. 5 Залежність ступеня удалення сери від довготривалості обробки

Для визначення ступеня впливу шлакового режиму на показники процесу десульфурації в роботі були отримані моделі множинної лінійної регресії з використанням інструментів пакета аналізу в Microsoft Excel.

В якості показателя процесу видалення сери використовували фактичний коефіцієнт розподілу сери між металом і шлаком: $L_S^\phi = (S)/[S]$.

Отримані статистичні моделі спільного впливу складу шлаку і температури (12, 13):

$$\begin{aligned}
 60\text{-т ковш: } L_S^\phi &= -3,192(\text{SiO}_2) + 10,646(\text{CaO}) + 13,265(\text{MgO}) - 2,211(\text{Al}_2\text{O}_3) \\
 &- 0,253(\text{FeO}) - 20,491(\text{MnO}) - 0,198 T - 463,49; \quad R^2 = 0,280 \quad (12)
 \end{aligned}$$

$$\begin{aligned}
 250\text{-т ковш: } L_S^\phi &= -6,816(\text{SiO}_2) + 6,223(\text{CaO}) + 0,119(\text{MgO}) - 3,878(\text{Al}_2\text{O}_3) - \\
 &8,753(\text{FeO}) - 5,912(\text{MnO}) - 0,415 T + 650,385; \quad R^2 = 0,484 \quad (13)
 \end{aligned}$$

Анализируя уравнения множественной корреляции (12, 13), определили, что значимость коэффициентов корреляции располагается в следующей последовательности:

- для условий обработки на АКП емкостью 60 т: (CaO), (SiO₂), (MgO), (FeO), (MnO), (Al₂O₃), температура.

- для условий обработки на АКП емкостью 250 т: (SiO₂), (CaO), (FeO), (MnO), (Al₂O₃), (MgO), температура.

В исследуемом интервале температур 1590 – 1610 °С коэффициент распределения серы между металлом и шлаком L_S^ϕ практически не зависит от температуры.

Получены статистические модели совместного влияния основности ($B = \frac{(CaO) + (MgO)}{(SiO_2)}$) окисленности (FeO) и температуры (Т) на фактический коэффициент распределения серы для 60-т и 250-т сталеразливочных ковшей АКП:

$$\begin{aligned} \text{60-т ковш: } L_S^\phi &= 47,066 B - 22,871(\text{FeO}) - 0,197 T + 255,418, \\ R^2 &= 0,186; \end{aligned} \quad (14)$$

$$\begin{aligned} \text{250-т ковш: } L_S^\phi &= 59,889 B - 13,054(\text{FeO}) - 0,436 T + 652,941, \\ R^2 &= 0,300. \end{aligned} \quad (15)$$

Дана оценка достоверности статистических моделей путем сравнения величины коэффициента распределения серы, полученным по уравнениям (12 – 15) с практическими данными. Для оценки достоверности брали средние значения по массиву состава шлака и температуры для АКП с различной емкостью ковшей – 60-т и 250-т. По результатам анализа (табл. 4) получена хорошая сходимость теоретических и производственных данных.

Таблица 4 Проверка достоверности статистических моделей совместного влияния состава шлака на коэффициент распределения серы

Параметры шлака и температура		L_S^ϕ (11), (12)	L_S^ϕ (13), (14)	L_S^ϕ пр
G = 60 т	58,4(CaO), 23,14(SiO ₂), 9,91(MgO), 4,77(Al ₂ O ₃), 0,65(FeO), 0,34(MnO), %	63,14	63,15	63,29
	B = 2,95			
	T = 1605 °С			
G = 250 т	49,35(CaO), 28,34(SiO ₂), 11,97(MgO), 4,07(Al ₂ O ₃), 2,19(FeO), 1,03(MnO), %	64,12	62,65	64,06
	B = 2,16			
	T = 1585 °С			

В ходе проведенных исследований определены оптимальные режимы обработки металла на АКП. Рекомендуемый состав шлака, его количество, температура и интенсивность продувки, а также расход извести, приведены в таблице 5.

Таблица 5 Рекомендуемые режим обработки металла на АКП

T, °C	Химсостав шлака, %						Основность
	SiO ₂	CaO	MgO	Al ₂ O ₃	FeO	MnO	$B = \frac{(CaO) + (MgO)}{(SiO_2)}$
600 – 1620	18,5 – 20,5	56,5 – 60,5	7,5 – 10,0	3,2 – 3,9	0,2 – 0,5	0,1 – 0,4	2,45 – 2,65
Технологические параметры обработки							
Время обработки, мин	Интенсивность, м ³ /мин	Расход Ar, м ³ /т	Расход извести, кг/т	Количество шлака, % от массы металла			
30 – 45	0,245 – 0,345	0,20 – 0,30	8 – 13	2 – 3			

Выводы

Проанализировали влияние технологических факторов на степень десульфурации в АКП. Определили, что расход извести для наводки высокоосновного, жидкоподвижного шлака составляет 8 – 13 кг/т, при этом количество шлака должно быть на уровне 2 – 3 % от массы металла. Интенсивность продувки аргоном, которая обеспечивает максимальную степень десульфурации, составляет 0,245 – 0,345 м³/мин, при этом расход газа – 0,2 – 0,3 м³/т. Также определен оптимальный состав шлака для обработки.

Показано, что степень десульфурации на АКП в ковшах различной емкости зависит от начального содержания серы с показателем степени $n = 0,3$.

Глубина удаления серы зависит от состава шлака, температуры обработки, площади контакта между металлом и шлаком и ограничена условиями равновесия. В производственных условиях равновесное распределение серы между металлом и шлаком обычно не достигается. Содержание серы в металле в результате обработки на АКП представлено суммой серы равновесной со шлаком и величины отклонения от равновесия. Поэтому крайне важно изучение термодинамических и кинетических закономерностей процесса десульфурации при концентрациях серы близких к равновесным.

Литература

1. Поволоцкий Д.Я. Внепечная обработка стали [Текст] / Д.Я. Поволоцкий, В.А. Кудрин, А.Ф. Вишкарёв. – М: «МИСИС», 1995. – 256 с.

2. Меджибожский М.Я. Основы термодинамики и кинетики сталеплавильных процессов [Текст] / М.Я. Меджибожский. – К. – Д-цк: «Вища школа», 1986. – 280 с.
3. Дюдкин Д.А. Производство стали. Том 1. Процессы выплавки, внепечной обработки и непрерывной разливки [Текст] / Д.А. Дюдкин, В.В. Кисиленко. – М: «Теплотехник», 2008. – 528 с.
4. Вихлевщук В.А. Ковшевая доводка стали [Текст] / В.А. Вихлевщук, В.С. Харахулах, С.С. Бродский. – Дн-ск: «Системные технологии», 2000. – 200 с.
5. Рафинирование стали инертным газом [Текст] / К.П. Баканов, И.П. Бармотин и др. – М: «Металлургия», 1975. – 232 с.
6. Анализ производительности агрегата ковш-печь (АКП). [Текст] / С.В. Журавлева, Ю.С. Паниотов, В.С. Мамешин и др. //Сборник трудов XXXIX Международной научно-технической конференции молодежи. – 2012. – С – 26.
7. Бужак Ю.В. Десульфурация металла в условиях обработки на агрегате ковш-печь (АКП) [Текст] / Ю.В. Бужак, С.В. Журавлева, Ю.С. Паниотов // Металлургия XXI столетия глазами молодых / Материалы Всеукраинской научно-практической конференции студентов. – Донецк: ДонНТУ, 2013 . – С. 16 – 17.
8. Эллиот Д.Ф. Термохимия сталеплавильных процессов [Текст] / Д.Ф. Эллиот, М. Глейзер, В. Рамакришна. – М: «Металлургия», 1969. – 252 с.

УДК 621.774

ОТРИМАННЯ ЗАГОТОВОК ЗІ СПЛАВУ Zr - 1Nb

Л. В. Закревська, Ю. Я. Готвянський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В даній роботі розглянуто вплив електромагнітного поля на структуру та механічні властивості сплаву Zr – 1Nb. Встановлено, що використання електромагнітного впливу забезпечує отримання трубних заготовок з якісною поверхнею, яка потребує мінімальної обробки

В данной работе рассмотрено влияние электромагнитного поля на структуру и механические свойства сплава Zr – 1Nb. Установлено, что использование электромагнитного влияния обеспечивает получение трубных заготовок с качественной поверхностью и требует минимальной обработки

In this paper, the influence of the electromagnetic field on structure and mechanical properties of the alloy Zr - 1Nb. Found that the use of electromagnetic interference provides round billets with quality surface and requires minimal processing

Вступ

Для отримання зливків цирконію у світі використовується подвійний вакуумно-дуговий переплав[1]. В Україні використовується технологія виробництва металевго цирконію кальційтермічним методом[2-3]. Але подальший переплав кальційтермічного цирконію у вакуумно-дуговій печі є недоцільним через залишкові включення кальцію та складність виготовлення електроду. Цю проблему вирішує електронно-променева технологія, яка дає можливість плавити навіть негабаритну шихту. У порівнянні з вакуумно-дуговим переплавом, електронно-променевий переплав забезпечує вищий ступінь рафінування домішок.

Використання електромагнітного перемішування при електронно-променевому переплаві дозволяє у 3 - 4 рази збільшити масу розплаву у тиглі, на 20 - 30% скоротити питомі витрати електроенергії, забезпечити виплавку багатокомпонентних сплавів з однорідним хімічним складом і зменшити витрати металу внаслідок випаровування.

Електромагнітне перемішування дає змогу реалізувати зливання розплаву з тиглю через його днище[4]. Це, по-перше, забезпечує більш повне і стабільне зливання розплаву з тиглю, і по-друге, дозволяє нагрівати метал у ливарному додатку електронним променем з метою виведення усадкової раковини.

Постановка задачі

Дослідити вплив електромагнітного поля на структуру і механічні властивості металу.

Результати досліджень

Трубні заготовки з сплаву Zr–1Nb формуються в кристалізаторі з системою електромагнітного впливу, схема підключення якого до джерела живлення забезпечує циркуляцію розплаву, що кристалізується, в напрямі від стінки кристалізатора до його центру.

Температура розплаву який зливається з тигля в форму складає ~ 1950 °С. Середня швидкість заповнення кристалізатора – 12 кг/с. Параметри роботи системи електромагнітного впливу: сила струму – 600-1500 А, напруга – 18 В, частота – 50 Гц.

Система електромагнітного впливу кристалізатора вмикається перед зливом розплаву з тигля в кристалізатор.

Можливість зливу заданого об'єму розплаву з тигля в кристалізатор визначається по характерному зростанню температури води, яка охолоджує дно тигля.

Тривалість роботи системи електромагнітного впливу кристалізатора після зливання в неї розплаву складає біля 5 хвилин. Цього часу достатньо для забезпечення електромагнітного впливу на розплав протягом всього часу його кристалізації.

Усадкова раковина виводиться при увімкненій системі електромагнітного впливу кристалізатора. Параметри нагрівання головної частини заготовки в кристалізаторі: потужність – 35-40 кВт, час обігріву – 3-4 хвилини. Процес проводиться з поступовим зниженням потужності від 60 кВт до нуля.

Вплив електромагнітних сил на структуроутворення заготовок сплаву Zr–1 Nb можна дослідити з рис. 1, на якому представлені макроструктури заготовок, що отримані в умовах електромагнітного впливу на процес кристалізації і без нього.

Електромагнітний вплив зменшує різнозернистість кристалічної будови по перетину і висоті відливки. Нагрівання металу в кристалізаторі електронним променем з метою виведення усадкової раковини приводить до деякого збільшення розміру зерна в верхній частині заготовки. В поверхневій

і середній зонах заготовки розмір зерен складає приблизно 6 мм. В центральній зоні, ширина якої біля 40 мм, середній розмір зерен досягає 3 мм.

Дія електромагнітного поля призводить до усунення дрібнозернистої коркової зони, яка в заготовці, що отримують без використання електромагнітного впливу досягає 8 мм. При чому при відсутності перемішування розплаву в кристалізаторі ріст зерен відбувається перпендикулярно, а при перемішуванні в формі – під кутом 135° до стінки кристалізатора. Також в умовах електромагнітного впливу в заготовці не відбувається формування ливникової зони в верхній її частині, тоді як в заготовці отриманій без накладання електромагнітного поля, вона має до 30 мм (рис. 1).

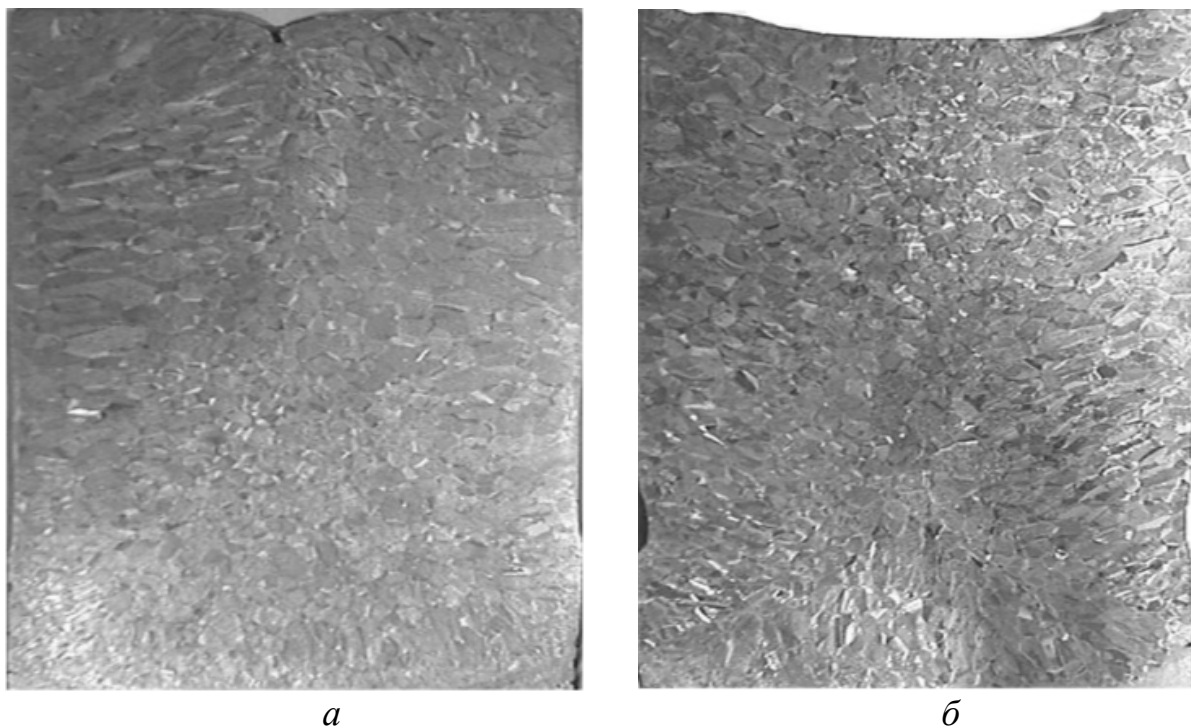


Рис. 1 Макроструктура трубних заготовок $\varnothing 150$ мм сплаву Zr–1Nb:
а – отриманих без електромагнітного впливу на розплав у кристалізаторі;
б - з використанням електромагнітного впливу на розплав у кристалізаторі

Дослідження макроструктури середньої частини заготовок показує, що в литому металі отриманому без електромагнітного впливу, розміри кристалітів змінюються від 0,9 до 11,8 мм при найбільш вірогідному середньому значенні в силу асиметричності кривої розподілення – 4,1 мм (рис.2, а, б). Електромагнітний вплив призводить до звуження інтервалу розподілення середніх розмірів кристалітів від 0,5 до 10,1 мм при їхньому

найбільш вірогідному середньому значенні 3,9 мм. При чому на гістограмі відмічаються два піки 2,5 і 4,0 мкм (рис.2), появу яких важно пояснити. Металографічні дослідження мікроструктури сплаву свідчать, що використання електромагнітного впливу зменшує кількість пластин більших перетинів на фоні збільшення коефіцієнту видовження до області значень 1/50–1/10.

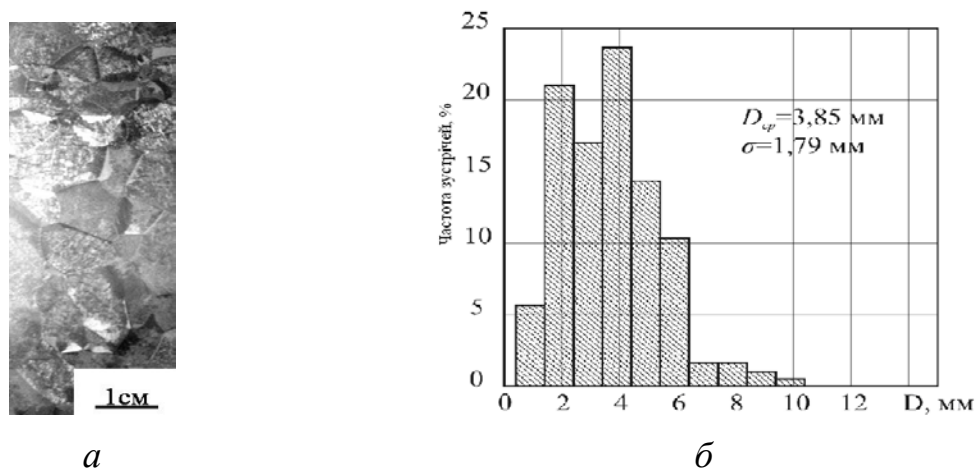


Рис. 2 Макроструктура сплаву Zr–1Nb (а) і гістограма розподілення частоти зустрічі середніх діаметрів кристалітів (D) в заготовках отриманих з електромагнітним впливом на розплав у кристалізаторі (б)

Результати дослідження механічних властивостей сплаву Zr–1Nb в трубних заготовках отриманих методом заливки в стаціонарний кристалізатор з електромагнітним впливом на розплав під час його кристалізації наведені в табл. 1. Властивості вивчалися на зразках, відібраних тільки в поперечному напрямі.

Таблиця 1 Механічні властивості сплаву Zr–1Nb отриманого методом заливки в стаціонарний кристалізатор з електромагнітним впливом на розплав

Поперечний напрям								КСУ, кгс/см ² при 20 °С
При 20 °С				При 380 °С				
σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %	σ _в , МПа	σ _{0,2} , МПа	δ, %	ψ, %	
475,0	410,0	13,5	46,0	175,0	135,0	23,5	70,5	8,5
440,0	375,0	12,5	49,0	165,0	135,0	22,5	74,0	10,2
475,0	400,0	-	49,5	175,0	135,0	24,0	75,0	9,3
463,3	395	13,0	48,2	171,7	135,0	23,3	73,2	9,3

Примітка: в знаменнику наведено середнє арифметичне значення

Метал в заготовках отриманих з електромагнітним впливом на розплав в кристалізаторі, характеризується більш низькими показниками міцності σ_b і $\sigma_{0.2}$. В той же час показники пластичності δ і ψ перевищують аналогічні показники матеріалу сформованого заливкою у стаціонарний кристалізатор.

В табл. 2 наведені результати вивчення твердості.

Таблиця 2 Твердість по Бринелю сплаву Zr-1Nb в трубних заготовках

№ плавки	Твердість HB, МПа			
	Зовнішній шар	Середній шар	Центр	Середнє значення
2012	1680–1740	1450–1740	1610	1640
2014	1450–1480	1460–1520	1480–1610	1510
2015	1400–1750	1520–1630	1480–1630	1566
2016	1600–1580	1580–1610	1480–1600	1607
2017	1580–1720	1500–1660	1520–1580	1620

Висновки

Аналіз отриманих даних свідчить, що по хімічному складу, структурі та параметрам твердості отримані методами електронно-променевої ливарної технології трубні заготовки відповідають вимогам нормативів ТУ 001.257–95, ТУ У27.4–14312223–003:2004 (дослідна партія) й ТУ 95.166–98 на сплави КТЦ110 і Э110.

Проведені дослідження і візуальний огляд показують, що спосіб лиття заливка в стаціонарний кристалізатор з використанням ЕМВ забезпечує отримання трубних заготовок сплаву Zr-1Nb з достатньо якісною поверхнею, яка потребує мінімальної обробки (зняття поверхневого шару товщиною до 2 мм). Внутрішні дефекти відсутні.

Література

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С.В.Ладохина – К.: Изд-во «Сталь», 2007. -626 с.
2. Сучасні технології отримання і рафінування цирконію/ Готвянський Ю.Я, Рокожиця Н.М, Закревська Л.В // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. 2011, №61, с.31-34.
3. Патон Б.Е, Тригуб Н.П, Анохин С.В. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов - Киев: Наук. думка, 2008. -312 с.
4. Получение литых трубных заготовок из сплавов циркония в электронно-лучевых установках / С.В. Ладохин, В.Г. Шмигидин, В.Б. Чернявский и др. // ВАНТ. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 1999. – №2. – С. 21-27.

УДК 669.715:669.265

ВЛИЯНИЕ ОСОБЕННОСТЕЙ СТРУКТУРЫ АЛЮМОХРОМОВЫХ СПЛАВОВ НА ИХ СВОЙСТВА

А. С. Затуловский, А. В. Косинская, Е. А. Набока, А. Д. Костенко

Физико-технологический институту металлов и сплавов НАН Украины

Исследована структура алюмохромистых сплавов при содержании хрома 0,4–6,7 мас.%. Изменения структуры, связанные с образованием интерметаллидных включений и увеличение их количества способствуют повышению износостойкости сплавов

Досліджена структура алюмохромистих сплавів при вмісті хрому 0,4–6,7 мас.%. Змінювання структури, пов'язані з утворенням інтерметалідних включень та збільшенням їх кількості спричиняють підвищення зносостійкості сплавів

Structure of the aluminum chromic alloys is investigated at content of chrome 0,4-6,7 % of mass. Changes in the structure associated with formation of intermetallic inclusions and increase of their number contribute to wear resistance of the alloys

Алюминий, его сплавы и композиты на основе алюминиевых сплавов занимают лидирующие позиции среди конструкционных и функциональных материалов по росту применения в различных отраслях техники. Повышение требований к уровню и стабильности свойств металлоизделий не всегда удовлетворяется за счет традиционных способов их получения и обработки. Это вызывает необходимость поиска новых методов, обеспечивающих оптимальный комплекс механических и технологических свойств для разнообразных условий эксплуатации. Одним из прогрессивных вариантов изготовления композитов на алюминиевой основе является метод жидкофазного реакционного синтеза («in-situ» процесс), основанный на протекании экзотермических реакций между металлическим расплавом и реакционно активными добавками металлов. Образующиеся при этом кристаллы интерметаллидов играют роль армирующего элемента в формирующемся композите. Они обладают высокой термодинамической стабильностью, хорошей адгезией с алюминиевой матрицей. Производимые реакционным способом композиты характеризуются лучшим распределением и большей

дисперсностью армирующих включений по сравнению с другими методами синтеза.

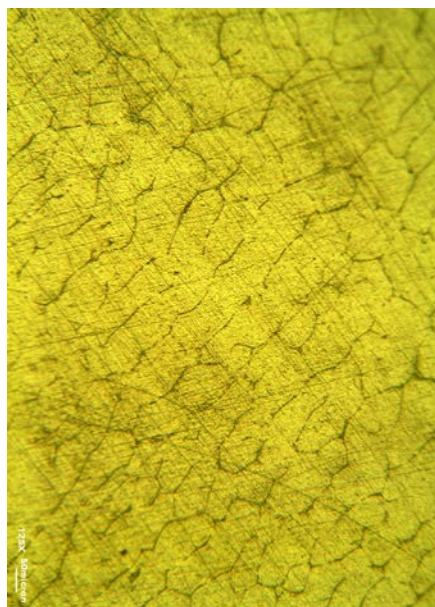
Наиболее эффективными элементами, которые используются при производстве композитов методом реакционного синтеза, являются переходные металлы четвертого периода Периодической системы. Одно из первых мест в этом ряду занимает хром. Задачей настоящих исследований являлось определение изменений в структуре сплавов и некоторых их свойств при содержании хрома, в интервале которого возможно образование первичного соединения CrAl_7 .

Было изучено изменение структуры серии сплавов выбранной системы при содержании хрома 0,4–6,7 мас.%. Эксперименты проводили в статических условиях при охлаждении расплавов на воздухе со скоростью 1–1,3⁰С/с. Шихтовыми компонентами служили алюминий технической чистоты (А6), и металлический хром, содержащий (масс.%): Si – 0,17, Cr – 99,83. Сплавы готовили в алундовых тиглях в печи электросопротивления.

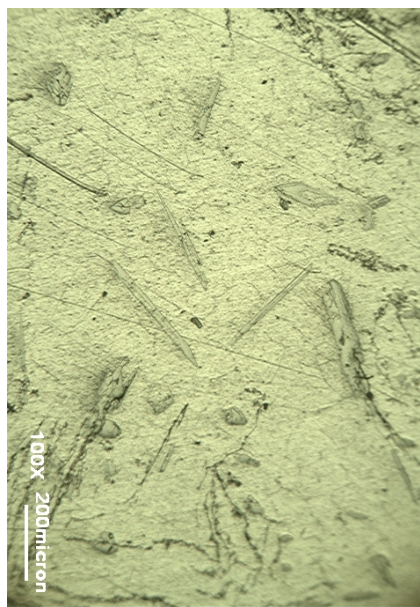
При проведении исследований были использованы методы световой микроскопии, спектральный и микрорентгеноспектральный анализы. Микротвердость фаз измеряли с помощью прибора ПМТ–3. Так как в сплавах предполагалось наличие твердых включений интерметаллидов, для определения степени влияния структурных особенностей на свойства выбрана такая служебная характеристика металла, как износостойкость. Триботехнические испытания образцов проводили при трении скольжении по стальному (65Г) контртелу с применением индустриального масла при заданном режиме: скорость скольжения 0,2 м/с, нагрузка 5 кг, время испытания 30 мин.

Проведенные исследования показали, что сплавы, содержащие 0,4–0,7 мас.% Cr имеют дендритную структуру (Рис. 1-а). По границам и внутри дендритов твердого раствора Al–Cr выделяются темные точечные (< 1 мкм) включения. Для образцов (1,3–1,5 мас.% Cr) характерным является образование микрокристаллического твердого раствора Al–Cr, на фоне которого выделяются светлые кристаллы AlCr_7 (Рис. 1-б). Они имеют различные размеры и конфигурацию: шестоватые, пластинчатые, призматические. Количество их не превышает 1%. Они отличаются высокой твердостью, значительно превышающей твердость микрокристаллического твердого раствора. (табл.). При повышении содержания хрома до 1,9–2,1 мас.%. количество образующихся интерметаллидных включений возрастает до 2%. (Рис. 1-в). Микротвердость твердого раствора Al–Cr практически остается на уровне матричного сплава_ (табл. 1), а микротвердость образующихся кристаллов AlCr_7 несколько повышается. Дальнейшее увеличение количества присутствующего в сплаве хрома до 6,5–6,7 мас.% приводит к массовой

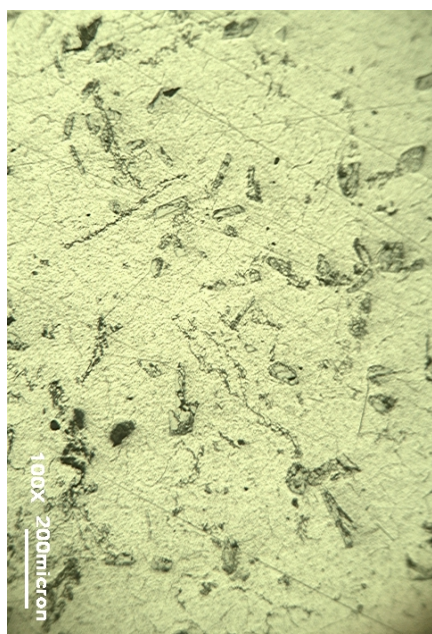
кристаллизации AlCr_7 (Рис 1-г). Включения интерметаллида имеют различную форму и размеры. В основном это шестоватые кристаллы. В отдельных местах выделяются игольчатые образования. Количество интерметаллида достигает 15–20%.



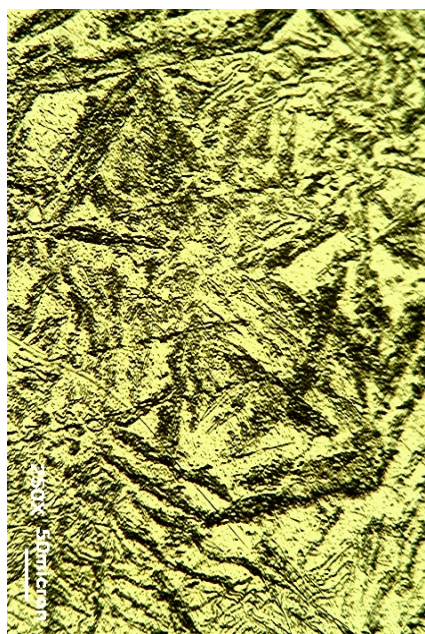
а x125



б x100



в x100



г x250

Рис. 1 Микроструктура алюмохромовых сплавов. а, б, в, г – соответственно составы 1, 2, 3, 4 табл. 1.

Проведенные трибоиспытания полученных образцов показали, что существует взаимосвязь между износостойкостью исследуемых сплавов, их структурой и фазовым составом. Чем больше образуется включений интерметаллида, тем меньше износ материала. (табл. 1). При этом формируется композит, в котором выделяющиеся включения играют роль армирующей составляющей. Количество их, достигающее 15–20%, обеспечивает материалу самые низкие показатели износа при трении.

Таблица 1 Характеристика элементов структуры и интенсивность изнашивания образующихся композитов

Сплав	Содерж. Cr мас. %	Кол-во включен. Al ₇ Cr об %	H _{цср} AlCr ₇ кг/мм ²	H _{цср} твердого раствора Al–Cr	Интенсив- ность изнашива- ния мг/км·см ²	Коэффи- циент трения
1	0,4–0,7	–	–	30,0	20,7	0,2
2	1,3–1,5	1	260	28,3	10,5	0,21
3	1,89–2,1	2	270	29,4	7,1	0,23
4	6,5–6,7	15-20	303	–	3,18	0,23

Рассматривая полученные результаты проведенных триботехнических испытаний, можно предположить, что на износостойкость рассматриваемых материалов определяющее влияние оказывает твердость и количество образующихся в сплаве включений интерметаллидов. Исследованные сплавы структурно представляют композит, в котором на фоне относительно мягкой матрицы (в данном случае твердого раствора Al–Cr) присутствуют твердые армирующие частицы. Формирующаяся гетерогенная структура обеспечивает материалу лучшие триботехнические свойства. Установленные особенности показывают преимущества литых композиционных материалов по сравнению с моносплавами. Гетерогенная структура алюмоматричных композитов может играть определяющую роль в увеличении ресурса работы трибодеталей.

УДК 669.714.1

МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ ТИПУ АК8МЗЧ МОДИФІКОВАНОГО ЦИРКОНІЄМ ВВЕДЕНИМ ІЗ ЙОГО ФТОРИДУ

Д. В. Іванченко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено мікроструктуру та наведено механічні властивості алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву типу АК8МЗч зміцненого цирконієм введеним із комплексного флюсу, що вміщує фторид цирконію

Исследована микроструктура и приведены механические свойства алюминиево-кремниевого литейного сплава типа АК8МЗч упрочненного цирконием введенным по комплексному флюса, содержащего фторид циркония

The microstructure and mechanical properties of cast aluminum-silicon alloy АК8МЗch reinforced with zirconium inputted from the integrated flux are studied

Вступ

Одним з основних компонентів сплаву ВАЛ8 (АК8МЗч), що модифікує його структуру є берилій. Вводиться берилій у алюмінієвий розплав у вигляді лігатури на етапі завантаження шихти. Алюмінієво-берилієва лігатура містить 2–4% берилію. Цю лігатуру готують у вакуумних або індукційних височастотних печах з використанням графітового тигля. Технологія отримання лігатури передбачає дотримання досить суворих санітарних норм та правил техніки безпеки, так як леткі сполуки берилію високотоксичні і справляють значну алергічну та канцерогенну дію на людський організм. Піч для отримання лігатури повинна бути окремою ізольованою дільницею. Вентиляційна система повинна забезпечувати двоступінчасту очистку повітря, що видаляється: на першому ступені очистки використовують фільтри з гумовими або мармуровими "крихтами", скловатою, алюмінієвою промасленою стружкою, а на другому ступені – фільтри із аналітичної тканини Петрянова. Швидкість руху повітря не повинна бути меншою за 1 м/с [1].

Метою роботи є дослідна перевірка можливості заміни берилію у складі сплаву ВАЛ8 (АК8МЗч) цирконієм введеним із комплексного

флюсу при збереженні вищевказаним сплавом величини міцності на розрив вихідного сплаву, та по можливості незначною втратою величини відносного подовження.

Для подрібнення зерен α -фази (розчин кремнію в алюмінії) та β -фази (Si) доевтектичних та евтектичних силумінів серед інших елементів використовують і цирконій. При взаємодії цирконію із Al-Si розплавом утворюється сполука Al_3Zr , але інтерметалід цирконію з алюмінієм по параметрам кристалічної ґратки не відповідає принципу розмірної та структурної відповідності Данкова-Конобєєвського по відношенню до аналогічних параметрів α -фази та β -фази [2]. Тому цирконій не може виступати у якості модифікатора зародкоутворюючої дії при кристалізації доевтектичних та евтектичних силумінів. Модифікуюча дія цирконію частково пояснюється утворенням разом із кремнієм тугоплавкої сполуки, яка може блокувати ріст зародків β -фази, що у відповідності з класичною теорією модифікування призводить до подрібнення кремнію. Проте залишається невідомим чому цирконій подрібнює лише евтектичний кремній, а на первинний справляє слабку дію.

Методика проведення досліджень

Плавка ливарного сплаву ВАЛ8 проводилась у два етапи. На першому етапі плавка проводилася в печі опору СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М2 у керамічному тиглі. В розплавлений і доведений до 850°C рідкий алюміній марки А6 вводили комплексний флюс, що містив у своєму складі тетрафторид цирконію і витримували розплав до повного розчинення флюсу. Склад флюсу підбирався таким чином щоб забезпечити якомога найменшу температуру його плавлення. Далі вводили у розплав прутки міді електролітичної чистоти і ретельно його перемішували, витримуючи після перемішування 10 хвилин. Одночасно з цим у іншій печі типу СНОЛ-4,6/12-М3 у розплав сплаву АК12пч вводили лігатуру Al-Ti-B (Al-5%Ti-1%B), а перед переливом у модифікований цирконієм А6, у АК12пч вводили необхідну кількість магнію і цинку. Термообробку проводили у печі СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М2 за режимом (нагрів під гартування протягом 6 годин до температури 490°C , ще 6 годин до 500°C , ще 6 годин до 510°C . Гартування у воду. Штучне старіння при 160°C протягом 8 годин) [3]. Зразки на міцність та відносне подовження досліджували у литому та термообробленому станах.

Результати досліджень

Мікроструктура литого сплаву типу ВАЛ8 представлена на рис. 1. Спостерігається досить груба структура, що складається з розчину кремнію та міді у алюмінії та темних голок кремнію і фаз, що містять у своєму складі Zr, Cu, Fe, Ti, Zn зосереджених по кордонах зерен. Міцність

сплаву у литому стані 253 МПа, відносно подовження 2,3 %. Завдяки введенню титану, бору та цирконію структура дрібнозерниста, проте наявність голкоподібних складових та фаз, що місять у своєму складі залізо, сприяє зменшенню міцності сплаву ВАЛ8 у литому стані.

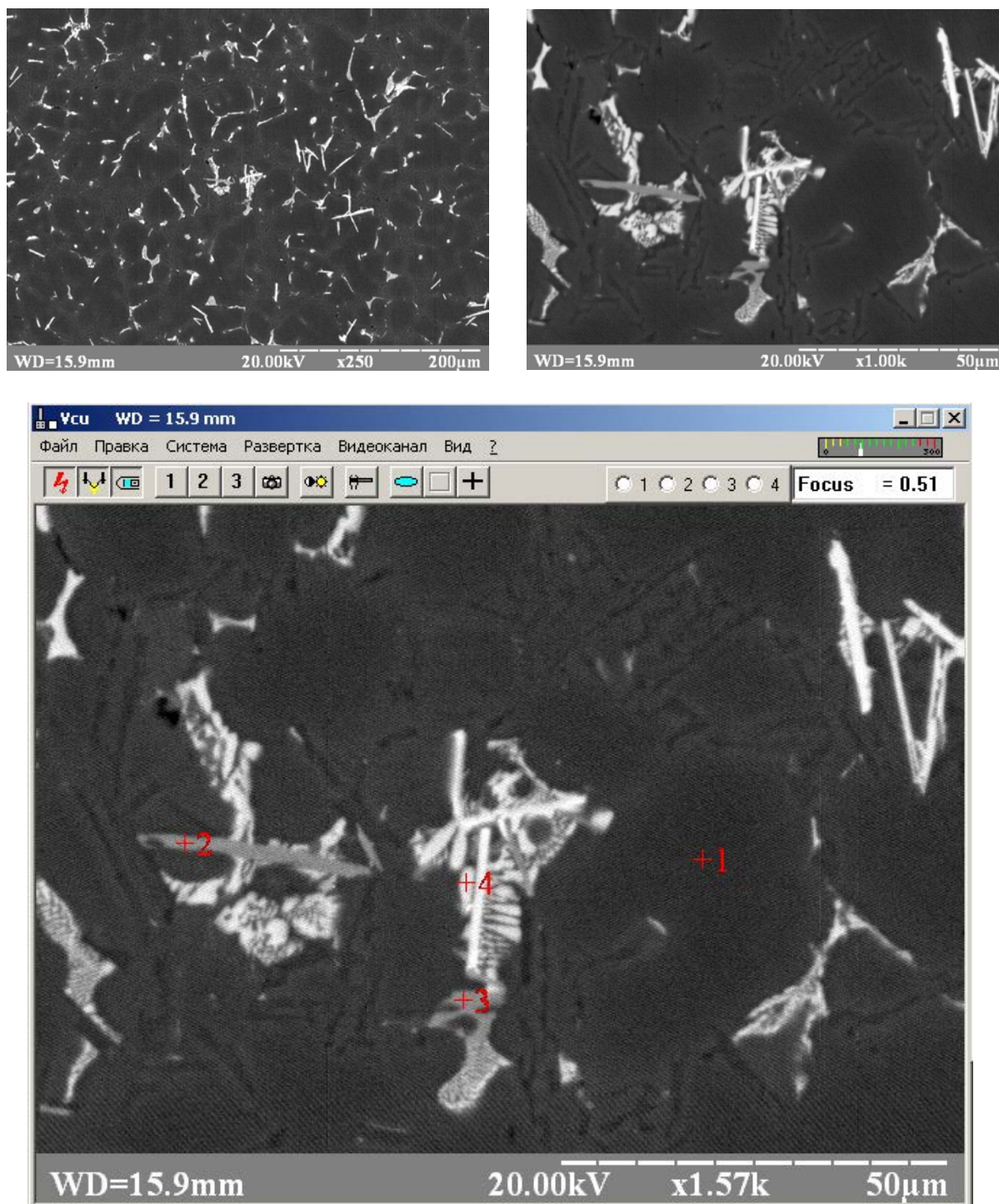


Рис. 1 Мікроструктура алюмінієво-кремнієвого сплаву АК8МЗч модифікованого цирконієм у литому стані:

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коеф.	Текст
Mg	K	7	184.68	0.00	60.31	0.0000	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	13302	0.98	96.94	99.90	0.9709	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	64	22.26	1.28	99.99	0.3028	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	8	102.19	0.06	99.90	0.7319	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	3	152.78	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Fe	K	9	78.17	0.10	99.90	0.8059	1.0000	2	0.000	0.000
Fe	L	5	114.34	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Cu	K	35	19.54	0.68	99.90	0.7938	1.0000	1	0.000	0.000
X Cu	L	18	50.66	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	39	17.08	0.93	99.90	0.8193	1.0000	2	0.000	0.000
X Zn	L	2	387.12	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	4	31.83	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	2	653.25	0.00	99.90	0.0000	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	1	596.61	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 1

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коеф.	Текст
Mg	K	2	420.37	0.03	60.31	1.1356	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	5531	1.05	44.73	99.90	1.1243	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	1351	2.23	19.08	99.99	0.5496	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	31	29.42	0.27	99.90	0.8433	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	2	173.48	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Mn	K	56	16.74	0.70	99.90	0.8333	1.0000	2	0.000	0.000
Mn	L	2	131.83	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Fe	K	2433	1.37	33.30	99.90	0.8582	1.0000	2	0.000	0.000
Fe	L	0	2302.14	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Cu	K	54	15.19	1.36	99.90	0.7905	1.0000	1	0.000	0.000
X Cu	L	-1	341.91	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	12	54.24	0.37	99.90	0.8251	1.0000	2	0.000	0.000
X Zn	L	0	5053.32	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	1	141.43	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	6	124.45	0.16	99.90	0.5823	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	1	249.85	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 2

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коеф.	Текст
Mg	K	11	59.06	0.17	60.31	1.1871	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	4561	1.08	37.87	99.90	1.1601	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	1548	1.93	20.86	99.99	0.6104	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	30	28.61	0.27	99.90	0.8649	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	2	93.18	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Mn	K	49	17.68	0.64	99.90	0.8420	1.0000	2	0.000	0.000
Mn	L	6	55.90	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Fe	K	2687	1.20	38.61	99.90	0.8663	1.0000	2	0.000	0.000
Fe	L	3	90.09	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Cu	K	51	15.22	1.36	99.90	0.7901	1.0000	1	0.000	0.000
X Cu	L	1	350.79	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	-19	26.22	0.00	99.90	0.0000	1.0000	2	0.000	0.000
X Zn	L	0	1345.52	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	0	367.58	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	8	93.04	0.22	99.90	0.6131	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	2	109.84	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 3

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр.%	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом.%	Коеф.	Текст
Mg	K	29	22.50	0.42	60.31	1.4559	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	2855	1.28	23.57	99.90	1.3488	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	120	8.44	1.35	99.99	0.8453	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	26	46.03	0.22	99.90	1.0501	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	5	51.06	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Mn	K	-2	694.41	0.00	99.90	0.0000	1.0000	2	0.000	0.000
Mn	L	6	47.25	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Fe	K	43	27.37	0.40	99.90	1.5613	1.0000	2	0.000	0.000
Fe	L	2	158.77	0.00	0.00	0.0000	0.0000	2	0.000	0.000
Cu	K	2813	1.59	73.31	99.90	0.9337	1.0000	1	0.000	0.000
X Cu	L	54	12.60	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	19	51.29	0.61	99.90	0.9613	1.0000	2	0.000	0.000
X Zn	L	1	675.50	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	-5	35.81	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	6	116.12	0.12	99.90	0.9989	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	3	73.26	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 4

Після проведення термічної обробки у структурі сплаву з'явилися відмінності. Змінився вміст інтерметалідних сполук по кордонах зерен. Як правило їх склад наближається до Al_3Zr , і які спричиняють деяку блокуючу дію. Міцність сплаву у термообробленому стані 363 МПа, відносне подовження біля 2 %. Структура термообробленого сплаву представлена на рисунку 2.

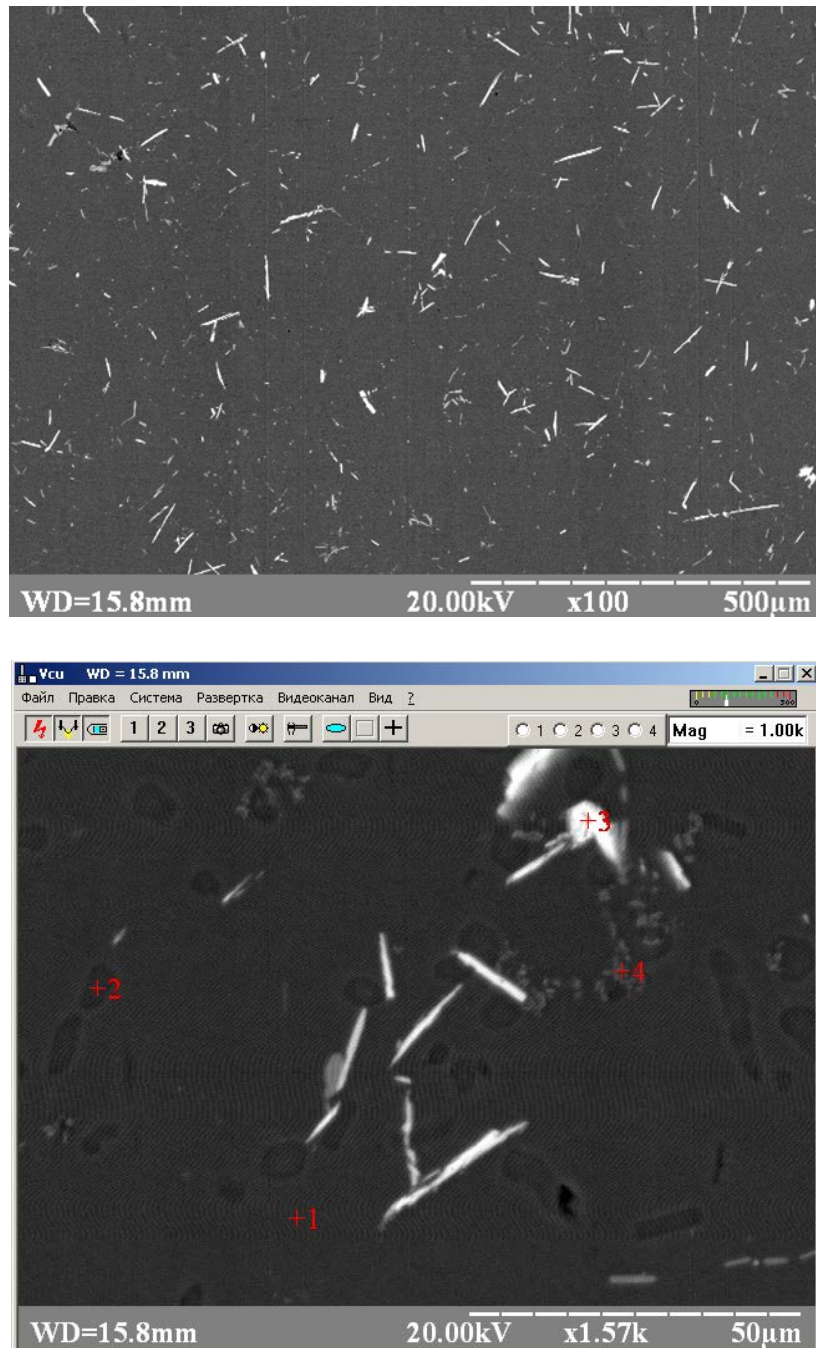


Рис. 2 Мікроструктура алюмінієво-кремнієвого сплаву АК8МЗч модифікованого цирконієм у термообробленому стані:

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инг.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Коеф.	Текст
Mg	K	-8	135.49	0.00	60.31	0.0000	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	13788	0.83	94.40	99.90	0.9701	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	28	39.12	0.51	99.99	0.3103	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	24	31.95	0.17	99.90	0.7404	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	-7	42.69	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Cu	K	194	6.24	3.52	99.90	0.7992	1.0000	1	0.000	0.000
Cu	L	-9	76.87	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	58	13.95	1.29	99.90	0.8248	1.0000	2	0.000	0.000
Zn	L	-4	179.35	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	-2	74.79	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	4	216.26	0.10	99.90	0.4471	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	-2	128.07	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 1

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инг.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Коеф.	Текст
Mg	K	11	97.74	0.11	60.31	0.8880	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	4258	1.79	20.85	99.90	0.9589	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	13331	0.99	77.90	99.99	0.6862	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	48	29.31	0.26	99.90	0.6982	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	-5	77.60	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Cu	K	48	20.30	0.64	99.90	0.7752	1.0000	1	0.000	0.000
Cu	L	-8	102.46	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	15	49.55	0.24	99.90	0.8011	1.0000	2	0.000	0.000
Zn	L	0	6458.22	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	-2	79.22	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	-7	137.25	0.00	99.90	0.0000	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	-1	398.16	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 2

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инг.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Коеф.	Текст
Mg	K	-16	44.67	0.00	60.31	0.0000	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	936	3.17	7.20	99.90	0.8162	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	4733	1.34	29.95	99.99	0.8475	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	2640	2.30	17.78	99.90	0.7511	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	-7	50.57	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Cu	K	37	34.61	0.58	99.90	0.8690	1.0000	1	0.000	0.000
Cu	L	-12	54.10	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	26	44.10	0.50	99.90	0.9073	1.0000	2	0.000	0.000
Zn	L	-11	53.90	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	4	83.83	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	2732	1.60	43.98	99.90	0.6733	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	1	542.18	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 3

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инг.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Коеф.	Текст
Mg	K	-9	110.47	0.00	60.31	0.0000	0.6675	2	0.000	0.000
Al	K	9159	1.12	71.73	99.90	1.0563	1.0003	3	0.000	0.000
Si	K	291	7.51	5.19	99.99	0.3960	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	K	2118	2.71	18.10	99.90	0.7793	1.0000	4	0.000	0.000
Ti	L	-4	120.76	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Cu	K	184	7.01	4.13	99.90	0.8050	1.0000	1	0.000	0.000
Cu	L	-2	306.49	0.00	99.90	0.0000	1.0001	1	0.000	0.000
Zn	K	31	25.31	0.85	99.90	0.8337	1.0000	2	0.000	0.000
Zn	L	-14	37.73	0.00	99.90	0.0000	1.0007	2	0.000	0.000
Zr	K	1	229.99	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000
Zr	L	0	7808.19	0.00	99.90	0.0000	1.0004	4	0.000	0.000
Zr	M	1	775.87	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000

точка 4

Висновки

1. Введення цирконію із комплексного флюсу, що містить до 2% ZrF_4 у своєму складі дозволяє отримати міцність на розрив алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву типу ВЛ8 253 МПа у литому стані, та 363 МПа у термообробленому. Величина відносного подовження при цьому складає 2,3 % та 2% відповідно.

2. Міцність алюмінієво-кремнієвого ливарного сплаву типу ВЛ8 зміцненого цирконієм наближається до міцність того ж сплаву модифікованого берилієм.

Література

1. Степанова Т. Н., Гильманшина Т. Р., Падалка В. А., Основы получения отливок из сплавов цветных металлов. Лабораторный практикум. // Красноярск. - 2012. - 73 с.
2. В. Ю. Стеценко. О механизмах модифицирования силуминов // Металлургия машиностроения. – 2008. - №1. – с.20...23.
3. В. В. Гринин, В. В. Овчинников, В. И. Лукин, Е. Н. Иода. Исследование свариваемости разноименных алюминиевых сплавов. // ВИАМ/1988-200180, 1988. - 9 с.

УДК 669.7.018.672

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ ТИПУ АМ5 ЗМІЦНЕНОГО ЦИРКОНІЄМ ВВЕДЕНИМ ІЗ ФТОРИДУ ЦИРКОНІЮ

Д. В. Іванченко, П. Є. Ільчук

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Вивчення технології та мікроструктури сплаву типу АМ5 зміцненого цирконієм, введеним із тетрафториду цирконію

Изучение технологии и микроструктуры сплава типа АМ5 упрочненного цирконием, введенным с тетрафторида циркония

Technology and microstructure of the alloy type АМ5 hardened zirconium entered with zirconium tetrafluoride were studied

Вступ

Сплав АМ5 (інша назва АЛ19) є сплавом системи Al-Cu використовується для лиття деталей, до яких пред'являються підвищені вимоги по міцності та експлуатаційної надійності.

Таблиця 1 Хімічний склад АМ5

Сплав	Компоненти, %			Домішки, %	
	Cu	Mn	Ti	Fe	Si
АМ5	4,5-5,3	0,6-1,0	0,15-0,35	Менше 0,2	Менше 0,3

В модифікованому сплаві АМ5, утворюється декілька потрібних сполук, але у рівновазі із алюмінієвим твердим розчином можуть знаходитись лише фази CuAl_2 і Al_3Zr [1].

Мідь призводить до зменшення розчинності цирконію у рідкому алюмінії, сприяючи таким чином утворенню більшої кількості інтерметалідних сполук Al_3Zr у відливці і при термічній обробці, що у свою чергу призводить до збільшення міцності сплаву. Основний ефект зміцнення проявляється після нагріву під гартування до 520°C , з подальшим гартуванням та штучним старінням протягом 5 годин при температурі 175°C ефект зміцнення дещо зменшується.

Метою роботи є дослідження технології та мікроструктури сплаву типу АМ5 зміцненого цирконієм.

Плавка ливарного сплаву АМ5 проводилась в лабораторній печі опору СШОЛ-4,6/12-МЗ. В розплавлений і доведений до 850°C рідкий алюміній

марки А7 вводили прутки міді електролітичної чистоти і ретельно перемішували розплав, та алюміній-марганцеву лігатуру (10 % Mn), зливаючи його після обробки у виливницю пофарбовану фарбою на основі оксиду цинку та підігріту до 200°C. Тетрафторид цирконію у складі флюсу наносили на ретельно очищену поверхню алюмінієво-мідного розплаву доведеного до температури 750-900°C, що знаходився у керамічному тиглі печі опору СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М2 після чого розплав механічно перемішується протягом 2 хвилин та вистояється в печі при температурах вказаних вище протягом 10 хвилин. Після видалення незначної кількості шлаку сплав розливали в кокіль з метою отримання зразків для аналізу мікроструктури.

Термообробку проводимо у печі СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М2 за режимом Т5 (нагрів під гартування протягом 5 годин до температури 525°C. Гартування у воду. Штучне старіння при 180°C протягом 5 годин).

Результати досліджень

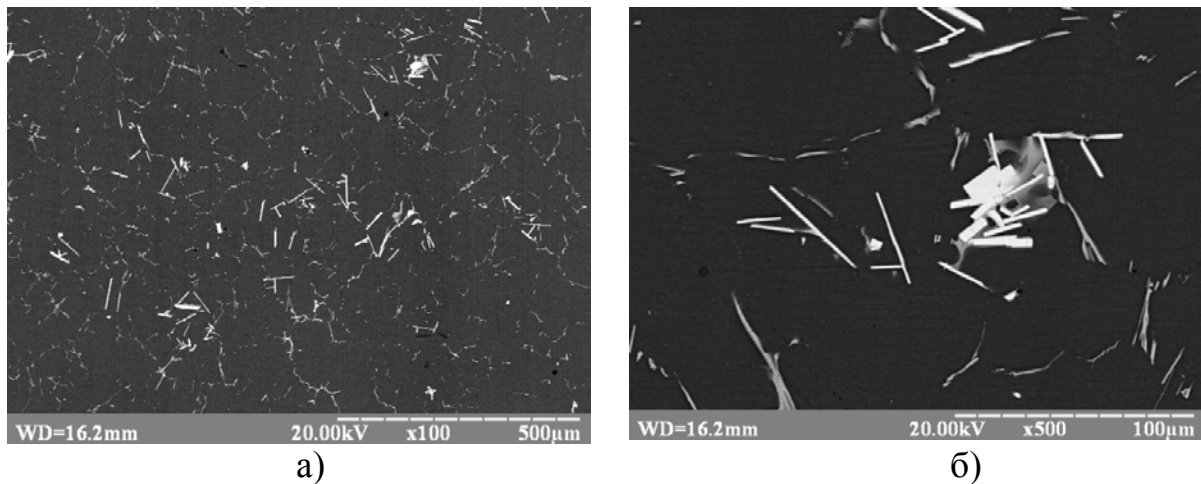


Рис. 1 Мікроструктура алюмінієво-мідного ливарного сплаву АМ5, зміцненого цирконієм:

а) при збільшенні в 100 разів; б) при збільшенні в 500 раз

Аналіз мікроструктури показує, що цирконій в основному зосереджується на кордонах зерен. Тому у литому та термообробленому стані сплави більш міцні та жароміцні, ніж наприклад, деформовані, так як інтерметалідні фази залягають, як правило, по межах зерен і дендритних

осередків, утворюючи твердий каркас, що перешкоджає пластичній деформації матеріалу (рис. 2).



Рис. 2 Мікроструктура алюмінієво-мідного ливарного сплаву АМ5, зміцненого цирконієм, введеним із комплексного флюсу, що вміщує тетрафторид цирконію у точках:

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр. %	С %	С-Пур %	ZAF	ZAF-Пур	Валент.	Атом. %	Козф.	Текст
Al	K	14192	3.15	84.06	100.00	1.0688	0.9933	3	0.000	0.000
Mn	K	79	15.59	1.60	100.00	0.8289	0.9960	2	0.000	0.000
Mn	L	-10	185.05	0.00	100.00	0.0000	0.8966	2	0.000	0.000
Cu	K	363	5.44	14.33	100.00	0.8156	0.9953	1	0.000	0.000
Cu	L	-28	98.76	0.00	100.00	0.0000	0.9589	1	0.000	0.000

точка 1

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Козф.	Текст
Al K	5568	3.26	32.54	100.00	0.7310	0.9933	3	0.000	0.000	
Mn K	3	499.36	0.04	100.00	0.8455	0.9960	2	0.000	0.000	
Mn L	-14	102.99	0.00	100.00	0.0000	0.8966	2	0.000	0.000	
Cu K	79	24.00	1.88	100.00	0.9155	0.9953	1	0.000	0.000	
Cu L	-45	37.08	0.00	100.00	0.0000	0.9589	1	0.000	0.000	
Zr K	2	190.09	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	4596	3.24	65.54	100.00	0.7279	0.9928	4	0.000	0.000	
Zr M	0	4194.28	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

точка 2

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Козф.	Текст
Al K	5009	2.89	15.52	100.00	1.4739	0.9933	3	0.000	0.000	
Mn K	280	10.29	2.96	100.00	1.1476	0.9960	2	0.000	0.000	
Mn L	-15	71.73	0.00	100.00	0.0000	0.8966	2	0.000	0.000	
Fe K	1315	3.67	15.36	100.00	1.2477	0.9968	2	0.000	0.000	
Fe L	-6	221.04	0.00	100.00	0.0000	0.9238	2	0.000	0.000	
Cu K	2619	2.39	65.98	100.00	0.9222	0.9953	1	0.000	0.000	
Cu L	-31	43.60	0.00	100.00	0.0000	0.9589	1	0.000	0.000	
Zr K	6	43.05	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	19	144.15	0.18	100.00	1.1791	0.9928	4	0.000	0.000	
Zr M	-1	1241.75	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

точка 3

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Козф.	Текст
Al K	5667	3.02	19.35	100.00	1.4475	0.9933	3	0.000	0.000	
Mn K	208	13.28	2.42	100.00	1.1260	0.9960	2	0.000	0.000	
Mn L	-1	1148.56	0.00	100.00	0.0000	0.8966	2	0.000	0.000	
Fe K	1140	4.07	14.70	100.00	1.2231	0.9968	2	0.000	0.000	
Fe L	-23	48.18	0.00	100.00	0.0000	0.9238	2	0.000	0.000	
Cu K	2313	2.63	63.53	100.00	0.9155	0.9953	1	0.000	0.000	
Cu L	-32	50.28	0.00	100.00	0.0000	0.9589	1	0.000	0.000	
Zr K	3	64.47	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	-37	68.91	0.00	100.00	0.0000	0.9928	4	0.000	0.000	
Zr M	1	1071.46	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

точка 4

Информация										
Напряжение (кВ): 20.00										
Сумма %: 100.00										
Элемент	Инт.	Погр. %	C %	C-Pur %	ZAF	ZAF-Pur	Валент.	Атом. %	Козф.	Текст
Al K	5877	3.18	35.90	100.00	0.7532	0.9933	3	0.000	0.000	
Mn K	8	217.82	0.12	100.00	0.8441	0.9960	2	0.000	0.000	
X Mn L	-11	144.74	0.00	100.00	0.0000	0.8966	2	0.000	0.000	
Fe K	76	24.52	1.26	100.00	0.8881	0.9968	2	0.000	0.000	
X Fe L	-17	89.46	0.00	100.00	0.0000	0.9238	2	0.000	0.000	
Cu K	126	14.35	3.26	100.00	0.9046	0.9953	1	0.000	0.000	
X Cu L	-48	33.47	0.00	100.00	0.0000	0.9589	1	0.000	0.000	
Zr K	30	14.82	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	
Zr L	3780	3.62	59.46	100.00	0.7107	0.9928	4	0.000	0.000	
Zr M	-2	467.81	0.00	0.00	0.0000	0.0000	4	0.000	0.000	

Точка 5

Висновки

Мікроструктура сплаву складається з розчину міді та марганцю в алюмінії та інтерметалідних сполук двох типів. Перший тип має у своєму складі мідь, залізо або марганець, а другий наближаються за своїм складом до Al_3Zr . Обидва типи зосереджені по межах зерен і дендритних осередків.

Література

1. Мондольфо Л. Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1979, - 639 с.

УДК 669.187.56.002

ФАКТОРЫ, ВЛИЯЮЩИЕ НА АЛЮМИНОТЕРМИЧЕСКОЕ ПРОИЗВОДСТВО ФЕРРОТИТАНА

Д. А. Казарин, Н. П. Волкотруб, М. И. Прилуцкий

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Легування сталі титаном сприяє подрібненню зерна, зміцненню та підвищенню хладностійкості, а в високолегованих сталях попереджує утворення міжкристалічної корозії. Титан у сталь вводять у вигляді феросплаву – феротитану. Визначені технологічні фактори, що впливають на алюмінотермічне отримання феротитану. Також в даній роботі був визначений оптимальний розмір часток концентрату та відновника – 200-240 мкм, що забезпечує отримання феротитану марки FeTi40Al10 по ДСТУ 4761-91

Легирование стали титаном способствует измельчению зерна, упрочнению и повышению хладно стойкости, а в высоколегированных сталях предотвращает дефект межкристаллитной коррозии. Титан в сталь вводят в виде ферросплава – ферротитана. Определены технологические факторы, влияющие на алюминотермическое получение ферротитана. Также в данной работе был определен оптимальный размер частиц концентрата и восстановителя – 200-240 мкм – обеспечивающий получение ферротитана марки FeTi40Al10 по ГОСТ 4761-91

Steel alloying titanium promotes grain refinement, strengthening and improving coldly resistance, and high-alloy steels defect prevents intergranular corrosion. Titanium steel administered as ferroalloy - ferrotitanium. Technological factors affecting aluminothermic getting ferrotitanium were identified. Also in this study was determined the optimal particle size of concentrate and reductant – 200-240 mm – providing reception of ferrotitanium grade FeTi40Al10 by GOST 4761-91

Введение титана в углеродистые и низколегированные марки сталей способствует измельчению зерна, упрочнению и повышению хладно стойкости, а в высоколегированных сталях предотвращает дефект межкристаллитной коррозии [1-3]. Титан вводят в сталь в виде

ферротитана, так как он во много раз дешевле металлического титана и сравнительно легкоплавкий, поэтому все его марки предназначены исключительно для легирования, раскисления и дегазации различных сталей, одновременно повышая их механические свойства.

Неуклонно возрастает спрос на ферротитан при производстве конструкционных легированных и низколегированных сталей [4]. В последнее время низколегированные стали (марки 08ГСЮТ) повышенной прочности с титаном находят все более широкое применение для изготовления методом штамповки деталей автомобилей. Неизменно ферротитан широко используется при выплавке сталей для газопроводных труб большого диаметра: марки 09Г2ФБ, 13Г1СБ-У, 12Г2ФБ и т.д. Значительное применение ферротитана имеет место при производстве хромомарганцевых, хромоникелевых и теплоустойчивых сталей типа 20Х1М1Ф1ТР.

К прочим направлениям использования ферротитана относится его применение для производства сварочных электродов, а также производства специальных лигатур, ферросплавов и сплавов на никелевой и другой основе.

Производство стабилизированных сталей, легированных титаном, является основным направлением предупреждения возникновения склонности их к межкристаллитной коррозии.

К технологическим факторам, влияющим на алюминотермическое восстановление металлов, в частности получение ферротитана алюминотермическим способом, можно отнести следующие [5]: состав и масса шихты, температура процесса, предварительный прогрев шихтовых материалов, форма и удельная поверхность порошков, внешнее давление, крупность шихтовых материалов, плотность шихты, применение подогревающих, балластных и флюсующих добавок и т.д.

В данной работе авторы хотели обратить внимание на влияние дисперсности шихтовых материалов на степень извлечения титана. Исходный порошок ильменита и распределение частиц концентрата по размерам представлено на рис. 1 и рис. 2 соответственно.

Для получения более мелкой фракции (50-60 мкм) титановый концентрат дробили. Известно [6], что для наиболее полного извлечения металла из его оксида диаметр восстанавливаемого оксида должен быть приблизительно равным диаметру восстановителя ($d_{ок} \sim d_{восст}$). Исходя из этого положения, было проведено по 3 экспериментальные плавки с шихтой различной дисперсности (50-60мкм, 150-180мкм и 200-240мкм).

Усредненный химический состав по плавкам с различными размерами концентрата и восстановителя показан в табл. 1.



Рис. 1 Исходный порошок ильменитового концентрата

Содержание, %

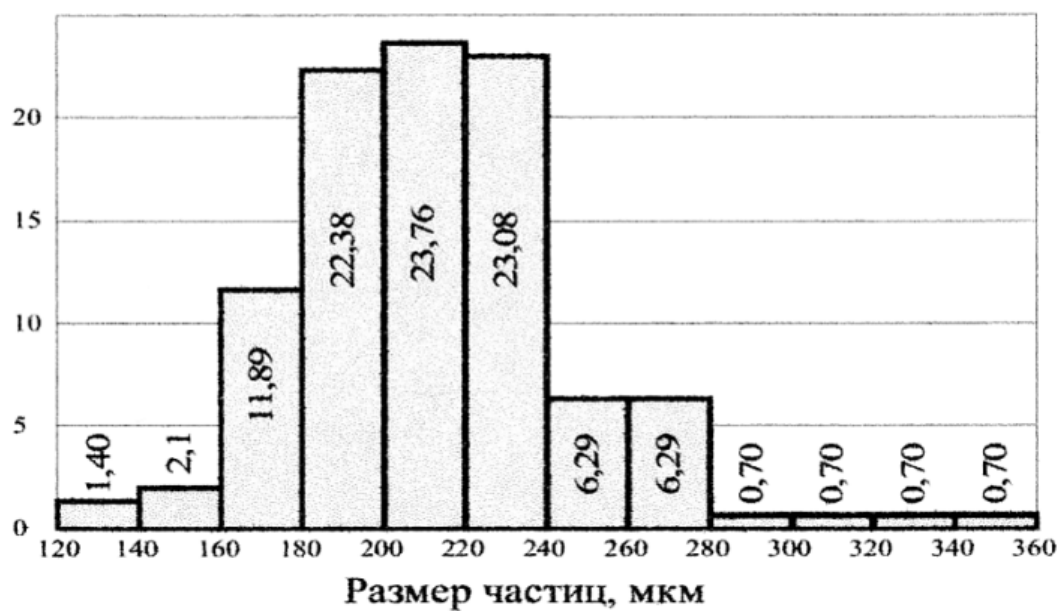


Рис. 2 Распределение частиц по размерам в исходном ильменитовом концентрате

Таблица 1 Химический состав полученного ферротитана

Дисперсность концентрата и восстановителя, мкм ($d_{ок} \sim d_{восст}$)	Массовая доля, %							
	Ti	Al	Si	Mn	C	P	S	V
50-60*	27,3	11,2	7,1	1,03	0,11	0,09	0,043	-
150-180	39,3	12,1	5,81	0,96	0,101	0,1	0,03	-
200-240	42,5	9,95	6,3	1,1	0,15	0,1	0,05	-

*плавки сопровождались выбросами шихты в начале алюминотермической реакции

Результаты экспериментов подтверждают ранее установленные положения о том, что чрезмерное увеличение дисперсности шихты (размеры частиц 50-60 мкм и меньше) приводит к резкому снижению газопроницаемости шихты и, соответственно, к «кипению» сыпучей шихты, что сопровождается пироэффектом с выбросами расплава. Также, в результате того, что на поверхности мелкодисперсного порошка алюминия есть окисная пленка, снижается выход продуктов реакции, то есть процент восстановления титана из ильменитового концентрата.

В данной работе был определен оптимальный размер частиц концентрата и восстановителя – 200-240 мкм – обеспечивающий получение ферротитана марки FeTi40Al10 по ГОСТ 4761-91 (при соблюдении соотношения $d_{Al}/d_{ок} \sim 1$). Размеры других компонентов шихты при этом не должны превышать 1-1,5 мм.

Полученные в результате лабораторных исследований данные еще раз обращают внимание на необходимость в каждом конкретном случае тщательного подхода к выбору гранулометрического состава шихтовых материалов для достижения максимального результата.

Литература

1. C. Murty, R. Upadhyay and S. Asokan, "Electro smelting of ilmenite for production of TiO₂ slag – potential of India as a global player". Proc. INFACON XI, India, Deli. 2007 February 18 – 21, pp 823 – 836.
2. Гасик М.И., Лякишев Н.П. Физикохимия и технология электроферросплавов: Учебник для вузов. – Днепропетровск: ГНПП «Системные технологии», 2005 г. – 448 с.
3. Казарин Д.А., Волкотруб Н.П., Прилуцкий М.И. Отримання феротитану алюмотермічним способом з вмістом титану 40 – 43% без додавання титанових відходів. «Наукові вісті Національного Технічного Університету України «КПІ». №2, С. 90-93.
4. Электронный ресурс // режим доступа: <http://www.metaltorg.ru/>

5. Мурач Н.Н., Верятин У.Д. Внепечная металлотермия. – М.: Металлургия, 1956.- 96 с.
6. Н.П. Лякишев, Ю.Л. Плинер, Г.Ф. Игнатенко, С.И. Лапко. *Алюминотермия*. – М.: Металлургия, 1978. – 424 с.

УДК 620.178.152:669.265.295

**ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ СИСТЕМИ
ВИСОКОЕНТРОПІЙНИХ СПЛАВІВ AlCrCoCuFeNi_x
($x = 0; 0.5; 1; 2; 3$)**

*М. В. Карпець^{1,2}, О. С. Макаренко^{1,2}, О. М. Мисливченко^{1,2}, М. О. Крапівка²,
В. Ф. Горбань², Р. І. Цебрій³, І. О. Булигін¹*

¹ *Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

² *Інститут проблем матеріалознавства ім. І.М. Францевича НАНУ*

³ *Тернопільський національний економічний університет*

Досліджено фазовий склад та механічні властивості системи високоентропійних сплавів AlCrCoCuFeNi_x (де $x = 0; 0.5; 1; 2$ та 3), отриманих методом вакуумно-дугової плавки. На основі рентгеноструктурного аналізу визначено фазовий склад сплавів в залежності від зміни вмісту нікелю. Встановлено, що зі збільшенням вмісту нікелю фазовий склад сплавів змінюється від двофазного (суміш $B2 + \text{ГЦК}$ або $\text{ОЦК} + \text{ГЦК}$ твердих розчинів) до однофазного (ГЦК твердий розчин). Кількість фази на основі ОЦК твердого розчину зі збільшенням вмісту нікелю зменшується, а, відповідно, кількість фази на основі ГЦК твердого розчину збільшується. Максимальна мікротвердість фіксується у сплаві, який не містить нікелю

Исследовано фазовый состав и механические свойства системы высокоэнтропийных сплавов AlCrCoCuFeNi_x (где $x = 0; 0.5; 1; 2$ и 3), полученных методом вакуумно-дуговой плавки. Согласно данным рентгеноструктурного анализа определен фазовый состав сплавов в зависимости от изменения содержания никеля. Установлено, что с увеличением содержания никеля фазовый состав сплавов изменяется от двухфазного (смесь $B2 + \text{ГЦК}$ или $\text{ОЦК} + \text{ГЦК}$ твердых растворов) к однофазному (ГЦК твердому раствору). Количество фазы на основе ОЦК твердого раствора с увеличением содержания никеля уменьшается, а, соответственно, количество фазы на основе ГЦК твердого раствора увеличивается. Максимальная микротвердость фиксируется в сплаве, который не содержит никеля

The AlCrCoCuFeNi_x ($x = 0; 0.5; 1; 2$ and 3) high-entropy alloys were prepared by vacuum arc melting. The phase composition and mechanical

properties were studied. According to X-Ray analysis data, phase composition of alloys depending on Ni content. It was found that the structure transformed from B2+FCC or BCC+FCC into FCC with the increase of Ni content. Quantity of BCC phase solid solution is decreased with increasing Ni content, and, respectively, the quantity of FCC phase solid solution increases. The maximum hardness is an alloy that contains no nickel

Вступ

Останнім часом велику увагу науковців привертає до себе новий клас матеріалів – високоентропійні сплави (ВЕСи). Ці сплави мають переважно п'ять та більше основних металічних елементів, при цьому концентрація кожного елементу коливається в інтервалі 5 – 35 ат. %. Незважаючи на велику кількість елементів, ці сплави утворюють тверді розчини або їх суміш з такими кристалічними структурами як ОЦК та ГЦК. Формування таких структур відбувається за рахунок великої ентропії змішування ($S_{mix} \geq 13 \frac{R}{\ln 10} \cdot \sum_i x_i \ln x_i$; і, як наслідок – мінімальної енергії Гіббса) [1-4]. Сплави з такими структурами мають покращенні властивості, надаючи можливість використовувати ВЕСи в різних галузях (інструменти, форми, дифузійні бар'єри, магнітно-м'які плівки) [5].

Постановка задач дослідження

Метою роботи є дослідження впливу вмісту нікелю на фазовий склад та механічні властивості високоентропійних багатокомпонентних сплавів системи AlCrCoCuFeNi_x .

Методика проведення експериментів

Багатокомпонентні високоентропійні сплави системи AlCrCoCuFeNi_x (де $x = 0; 0,5; 1; 2; 3$, далі по тексту – $\text{Ni}_0, \text{Ni}_{0,5}, \text{Ni}_1, \text{Ni}_2$ та Ni_3 , відповідно) були отримані в вакуумно-дуговій печі МІФІ-9. В якості шихтових матеріалів використовували метали з чистотою > 99 %. Шихту масою 100 г переплавляли за допомогою невитратного вольфрамового електроду на мідній водоохолоджуваній подині в атмосфері чистого аргону. Злитки переплавлялися 6 – 7 разів для гомогенізації складу; розплав охолоджувався зі швидкістю 80 – 100 К/с.

Фазовий склад сплаву досліджували на дифрактометрі Ultima IV (RIGAKU, Японія). В якості монохроматора – монокристал графіту, установлений на дифрагованому пучку; випромінювання – $\text{Cu K}\alpha$. 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 проводили врахування текстури по текстурній моделі March-Dollase [6].

Автоматичне мікроіндентування проводили на приладі «Мікрон-гамма» пірамідою Берковича з навантаженням 0,3 Н за методом [7] при кімнатній температурі.

Результати досліджень

На рис. 1 представлені рентгенограми литих високоентропійних сплавів AlCrCoCuFeNi_x . За даними рентгенофазового аналізу, сплави вищезазначеної системи складаються з суміші ОЦК та ГЦК твердих розчинів, причому при $x = 0; 0.5$ та 1 ОЦК твердий розчин впорядкований по типу B2, при $x = 2$ – суміш ОЦК та ГЦК твердих розчинів, а при $x = 3$ фіксується тільки одна фаза з ГЦК кристалічною структурою.

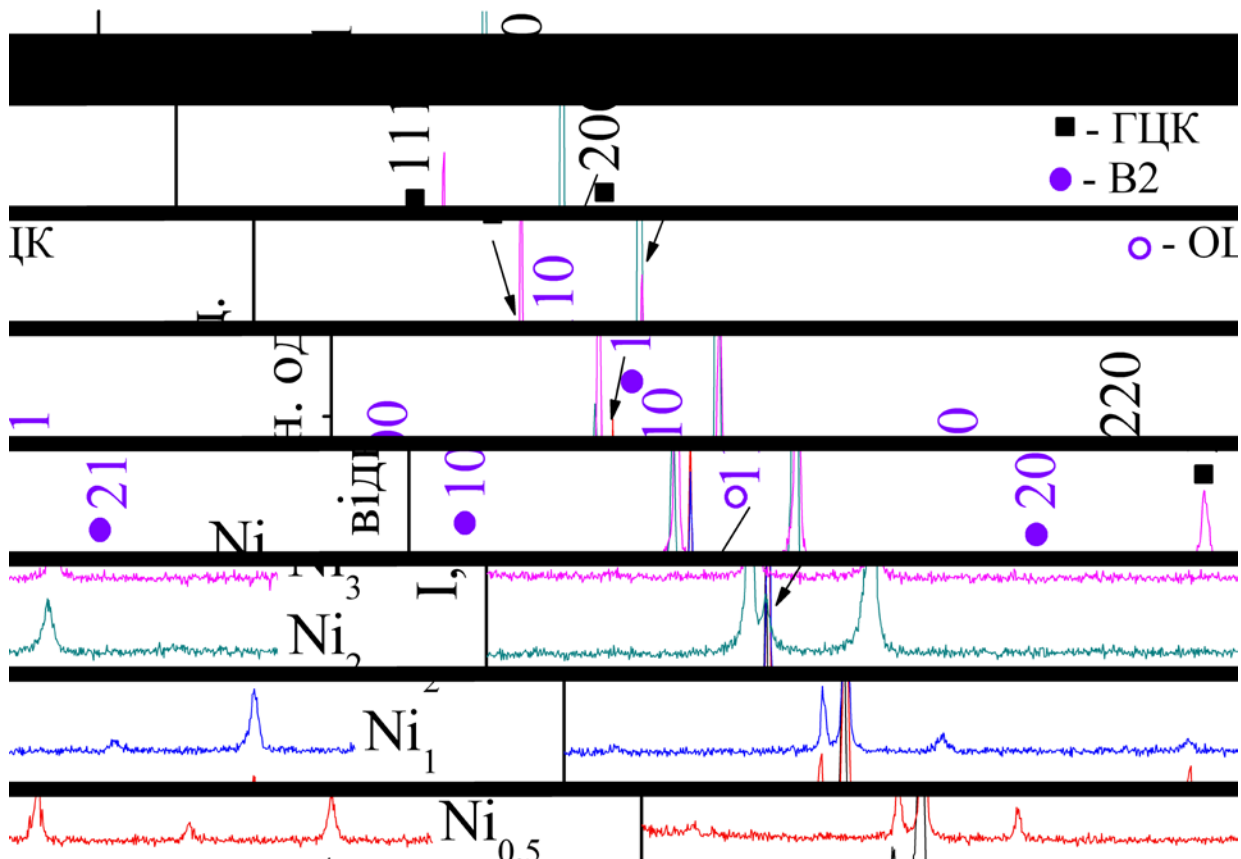


Рис. 1 Дифрактограми литих високоентропійних сплавів системи AlCrCoCuFeNi_x . Монохроматичне $\text{Cu K}\alpha$ випромінювання

В сплаві Ni_0 спостерігається найменша кількість фази на основі ГЦК твердого розчину з періодом ґратки $a = 0,3655$ нм і, відповідно, найбільша кількість впорядкованого ОЦК твердого розчину з кристалічною структурою типу В2 з періодом кристалічної ґратки $a = 0,2880$ нм (рис. 1, табл. 1). Після введення до сплаву 0,5 моль Ni спостерігається незначне збільшення кількості ГЦК твердого розчину (рис. 1, табл. 1). В порівнянні зі сплавом Ni_0 , період ґратки ГЦК твердого розчину зменшується ($a = 0,3639$ нм). При збільшенні вмісту Ni збільшується також кількість фази на основі кубічної ГЦК структури й спостерігається зменшення періоду ґратки (рис. 1, рис. 2, табл. 1). Це можна пояснити тим, що Ni – метал з ГЦК ґраткою й його електронна концентрація дорівнює 10 ел./ат., і тому він сприяє збільшенню в сплаві кількості фази, на основі ГЦК твердого розчину (відомо, що якщо $E/A < 7,2$ ел./ат., то утворюється фаза на основі ОЦК твердого розчину, при $7,2 < E/A < 8,2$ ел./ат. – фаза на основі ОЦК + ГЦК твердих розчинів, а при $E/A > 8,2$ ел./ат. – фаза на основі ГЦК твердого розчину [8]). При вмісті нікелю $x = 2$ та 3 в ГЦК твердому розчині спостерігається текстура лиття по напрямку $[200]$: $\tau = 0,49$ та $\tau = 0,63$ (рис. 1, табл. 1).

Таблиця 1 Фазовий склад, періоди ґратки та механічні властивості $AlCrCoCuFeNi_x$

	Фазовий склад		Період ґратки, нм	τ^*	Твердість, ГПа	Модуль Юнга, ГПа
	Структура	мас. %				
$AlCrCoCuFe$	В2	75	0,2880	-	6,5	140
	ГЦК	25	0,3655	-		
$AlCrCoCuFeNi_{0,5}$	В2	74	0,2878	-	6,0	128
	ГЦК	26	0,3639	-		
$AlCrCoCuFeNi$	В2	72	0,2878	-	6,3	123
	ГЦК	28	0,3628	-		
$AlCrCoCuFeNi_2$	ОЦК	8	0,2885	-	4,6	103
	ГЦК	92	0,3602	(0,49) ₂₀₀		
$AlCrCoCuFeNi_3$	ГЦК	100	0,3598	(0,63) ₂₀₀	3,8	100

τ^* – коефіцієнт текстури

Щодо фази зі структурою на основі ОЦК твердого розчину з кристалічною структурою типу В2, то в досліджуваних сплавах при $x = 0$; 0.5 та 1 (рис. 1, табл. 1) спостерігається поступове зменшення кількості цієї фази. При цьому період ґратки при вмісті Ni $x = 0.5$ та 1 дещо знизився в порівнянні зі сплавом Ni_0 (табл. 1). При вмісті Ni $x = 2$ (рис. 1) в інтервалі

кутів $2\theta = 28 - 88^\circ$ спостерігається лише один пік з ОЦК кристалічною структурою, при цьому його кількість в порівнянні з значенням при $x = 0$ Ni набагато нижче. Збільшення періоду ґратки фази з кубічною ОЦК структурою при Ni $x=2$ (рис. 1, табл. 1) більш за все пов'язано з розрахунковою похибкою, оскільки точність визначення періоду ґратки по дифрактограмі, на якій присутній лише один пік від даної структури, низька.

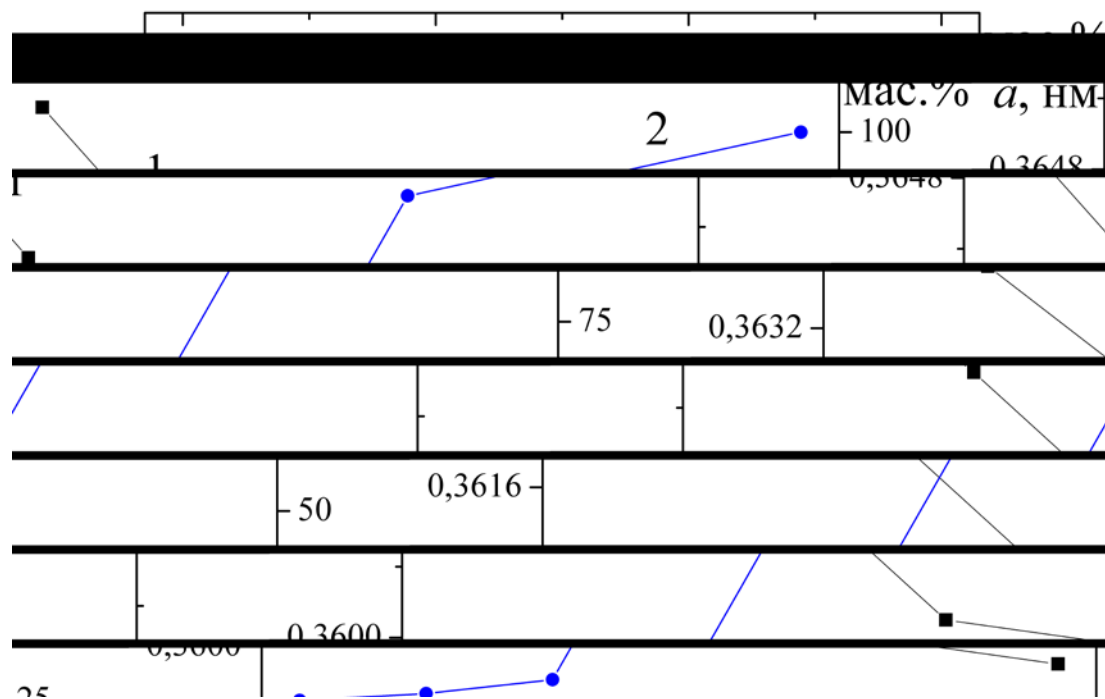


Рис. 2 Залежність періоду ґратки (1) та кількості ГЦК твердого розчину (2) від вмісту нікелю в сплавах системи AlCrCoCuFeNi_x

Механічні властивості досліджуваних сплавів представлені в табл. 1. Сплав AlCrCoCuFeNi_3 має значення мікротвердості 3,8 ГПа та модуля Юнга 100 ГПа, які найменші серед досліджуваних в цій роботі сплавів. Така мала твердість може бути пояснена тим, що цей сплав 100 % складається з ГЦК твердого розчину, в той час як інші сплави крім ГЦК твердого розчину мають в своїй структурі ще й ОЦК твердий розчин. Отже, існування ОЦК структури в даній системі сплаву призводить до підвищення її твердості.

Висновки

В даній роботі досліджувався фазовий склад та механічні властивості литих багатокомпонентних сплавів систем AlCrCoCuFeNi_x (де $x = 0; 0.5; 1$;

2 та 3 ат. %). При поступовій зміні кількості нікелю в сплавах було встановлено:

1) фазовий склад сплаву при $x = 0$; 0.5; та 1 – ОЦК з впорядкуванням по типу В2 та кубічний ГЦК тверді розчини, при $x = 2$ – ОЦК та ГЦК тверді розчини, а при $x = 3$ – ГЦК твердий розчин. При чому, чим більший вміст нікелю в сплаві, тим менше реєструється фази на основі В2 твердого розчину;

2) значення мікротвердості та модуля Юнга зменшуються при збільшенні вмісту нікелю, що пов'язано зі збільшенням кількості фази з кубічною ГЦК структурою.

В подальшому на базі системи AlCrCoCuFeNi_x планується розробити нові ВЕСи з метою отримання зносо-, жаро- та корозійностійких матеріалів.

Література

1. Microstructure and compressive properties of AlCrFeCoNi high entropy alloy [Текст] / Y.P. Wang, B.S.Li, M.X. Ren, H.Z. Fu // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – vol. 491. – P. 154.
2. Механические свойства литых многокомпонентных сплавов при высоких температурах [Текст] / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка и др.// Современные проблемы физического материаловедения. – 2008. – вып. 17. – С. 126.
3. Механические свойства многокомпонентного титанового сплава [Текст] / С.А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Н. А. Крапивка и др.// Проблемы прочности. – 2010. – № 5. – С. 178.
4. Влияние деформирования на фазовый состав и физико-механические свойства высокоэнтروпийных сплавов [Текст] / В.Ф.Горбань, В.А.Назаренко, Н.И. Даниленко и др.// Деформация и разрушение материалов. – 2013. – №9. – С.2.
5. Computational Thermodynamics Aided High-Entropy Alloy Design [Текст] / Ch. Zhang, F. Zhang, Sh. Chen, W. Cao // JOM. – 2012. – Vol. 64, No. 7. – P. 839.
6. 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.
7. Связь прочностных характеристик материалов с показателями автоматического индентирования [Текст] / С. А. Фирстов, В. Ф. Горбань, Э. П. Печковский, Н. А. Мамека // Материаловедение. – 2007. – № 11. – С. 26.
8. Новый класс материалов – высокоэнтропийные сплавы и покрытия [Текст] / С.А. Фирстов, В.Ф. Горбань, Н.А. Крапивка, Э.П. Печковский // Вестник ТГУ. – 2013. – т.18, вып. 4. – С.1938 .

УДК 669.24.002.8:621.74.045

ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПРОЦЕСІВ ОТРИМАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ЛОПАТОК ТУРБІН ІЗ ВИКОРИСТАННЯМ ЛИВАРНОГО ПОВЕРНЕННЯ

В. В. Клочихін, П. Д. Жеманюк¹, В. В. Наумик, Е. І. Цивірко²

¹ *АТ «Мотор Січ»*

² *Запорізький національний технічний університет*

На базі розвитку технологічних процесів отримання якісних жароміцних нікелевих сплавів з використанням ливарного повернення і застосуванням сучасних методів рафінування, в них і в готових литих виробах забезпечені механічні, технологічні і експлуатаційні властивості на рівні отриманих за існуючими технологіями виключно зі свіжих матеріалів.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, виливок, технологічне повернення, термочасова обробка, спрямована кристалізація, макроструктура, реній, тантал, механічні властивості, довготривала міцність, високотемпературна корозія.

На базе развития технологических процессов получения качественных жаропрочных никелевых сплавов с использованием литейного возврата и применением современных методов рафинирования, в них и в готовых литых изделиях обеспечены механические, технологические и эксплуатационные свойства на уровне полученных по существующим технологиям исключительно из свежих материалов.

Ключевые слова: жаропрочный никелевый сплав, технологический возврат, термовременная обработка, направленная кристаллизация, макроструктура, механические свойства, длительная прочность.

On the basis of the development of processes for production of high-quality heat-resistant nickel alloys using foundry returns and the use of modern methods of refining them and finished cast products ensure us mechanical, technological and operational-level properties of the obtained on existing technologies exclusively from fresh materials.

Keywords: heatproof nickel alloy, technological return, heart-time treatment, directed crystallization, macrostructure, mechanical properties, prolonged durability.

Вступ

Лопатки сучасних газотурбінних двигунів з рівновісною та направленою макроструктурою виготовляють з жароміцних нікелевих сплавів типа ЭИ437, ЖСЗЛС, ЖСЗДК, ЗМІ-ЗУ, ЖС6У, ЖС26, ЖС32, МАР-М-002 і інших на установках типу УППФ-3М і УВНК-8П [1 – 3]. Для стабілізації структури моно- і полікристалічних виливків, що отримують у умовах направленої кристалізації, застосовують стартові затравки.

Сучасні економічні умови вимагають зниження собівартості виробів при збереженні рівня їх фізико-механічних, експлуатаційних властивостей і надійності. Одним з шляхів зниження вартості виливків з жароміцних нікелевих сплавів є використання в шихті при їх виплавленні ливарного повернення.

Перед використанням поверхневі зони ливарних відходів (ливники, надливи, чаші ливників, брак виливків) жароміцних нікелевих сплавів проходять попереднє очищення. Для збереження властивостей на рівні виробів, отриманих з використанням винятково свіжих шихтових матеріалів, застосовують різноманітні технологічні процеси рафінування сплавів [4]. Закономірності, що забезпечують ефективність останніх, на даний момент вивчені ще недостатньо.

Представлена робота присвячена удосконаленню існуючих технологічних процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток газотурбінних двигунів при повторному використанні в шихті ливарного повернення за рахунок застосування різних технологічних процесів і методів рафінування, що забезпечують відповідність всім вимогам нормативно-технічної документації до матеріалу і литих виробів за рівнем фізико-механічних, жароміцних і експлуатаційних властивостей.

Методика досліджень

Плавку досліджуваних металів і сплавів проводили в сучасних вакуумних печах в лабораторних і виробничих умовах.

Хімічний склад, структуру, механічні, фізико-хімічні і експлуатаційні властивості дослідних сплавів визначали з використанням сучасних достовірних методик і устаткування, з відносною помилкою не більше 5 %.

Математичну обробку отриманих експериментальних даних проводили методами кореляційного аналізу із застосуванням сучасної комп'ютерної техніки і програмного забезпечення.

Все це дозволило отримати достовірні відомості і залежності зміни якісних показників досліджуваних сплавів.

Розроблено метод випробування литих лопаток газотурбінних двигунів на кут загину.

Дана методика випробувана при виробництві дослідно-промислової

партії лопаток із сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву (ВТОР). При випробуванні 20 лопаток виявлено одиничні дрібні надриви на 2-х лопатках при куті загину 70° і на 4-х лопатках – при куті загину $> 80^\circ$. На решті лопаток при куті загину $80...90^\circ$ спостерігалися лінії деформаційного перебігу металу без утворення тріщин.

Проведені випробування підтвердили достовірність і хорошу стабільність результатів, отриманих по розробленій методиці, що дозволило рекомендувати методику випробувань лопаток на кут загину в практику оцінки якості лопаток у виробництві.

Основний матеріал досліджень

Ливарне повернення жароміцних нікелевих сплавів для подальшого використання в технологічному процесі отримання відповідальних виливків ГТД готувалося шляхом поверхневого очищення і рафінуванням в різноманітних умовах температурної обробки розплаву і кристалізації металу.

У поверхневих зонах ливарних відходів (ливники, надливи, ливникові чаші, брак виливків) жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ виявили зміну стандартного складу по ряду елементів, пригар завтовшки $\sim 0,075$ мм.

Серед випробуваних технологій очищення поверхневих зон ливарних відходів (табл. 1) надійна і економічна наступна технологія: дробеструйна обробка з подальшим обдуванням електрокорундом і травленням в реактиві ($390 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HNO}_3$; $380 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HCl}$ і $99 \text{ см}^3/\text{дм}^3 \text{ HF}$) при температурі 25°C протягом 0,5 години.

Таблиця 1 Вміст алюмінію та заліза в поверхневих зонах ливників

Марка сплаву	Спосіб очищення ливників	Масова доля елементів, %	
		алюміній	залізо
ЖС26-ВІ	до очищення	24,5...25,1	0,10...0,95
	галтування	14,0...21,8	3,0...10,4
	обдування електрокорундом	14,3...16,2	0,16...0,26
	дробеструйна обробка	6,2...7,9	2,8...4,2
ЖС32-ВІ	до очищення	36,4...41,0	0,05...0,52
	галтування	19,4...32,0	2,1...10,5
	обдування електрокорундом	24,0...28,9	0,12...0,47
	дробеструйна обробка	9,2...11,5	2,47...4,75
	травлення	6,3	0,18
Норми ТУ		5,6...6,3	$\leq 1,0$

Направлена кристалізація нікелевих сплавів в порівнянні з об'ємною забезпечувала очищення сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, нітридних, карбонітридних, оксидних включень.

У цих сплавах велика частина азоту зв'язана в термодинамічно міцні включення нітридів і карбонітридів титану, а кисню – в корунд. Такі включення практично не змочуються розплавом і при направленому твердінні металу на установці УВНК-8П вичавлюються фронтом кристалізації на поверхню виливка.

Направлена кристалізація тонкостінних виливків (лопаток) зі сплавів ЖС32-ВІ, ЖС26-ВІ, ВЖЛ12У-ВІ в умовах знижених температур (не більш 1455°C) на установці ПМП-4М не забезпечувала очищення металу від оксидних плів, шлакових включень і необхідної щільної структури. Аналогічні умови кристалізації товстостінних виливків (зливки діаметром 80 мм) з цих сплавів дозволили отримати метал без дефектів.

Теплотехнічний аналіз роботи установки ПМП-4М і проведені розрахунки показали, що рафінування ливарних відходів нікелевих сплавів забезпечувалося за рахунок видалення оксидів, нітридів і карбонітридів, що мають щільність в 2 і більше разів меншу ніж розплав, під впливом кристалізаційного тиску плоского фронту кристалізації, швидкість просування якого від низу до верху була істотно менше швидкості спливання неметалічних включень.

Низькотемпературний вакуумний перепплав ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму вигар активних дорогих легуючих елементів (тантал, реній, ніобій та т.і.). Присутність великої маси вуглецевих матеріалів в робочому просторі установки під час рафінування розплаву пригнічує окислювальний потенціал натікання в плавильну камеру адсорбованих і атмосферних газів.

Зливки із сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ мали щільну однорідну макроструктуру. Поверхневий шар зливків, збагачений кремнієм, і їх верхня частина завтовшки до 6 мм віддаляється при підготовці до плавки отриманої шихтової заготовки.

В умовах високошвидкісної направленої кристалізації вивчали вплив температурного градієнта на фронті кристалізації на структуру жароміцних нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і НВ-4 (що використовується в якості затравки).

Литі зразки циліндричної форми діаметром 9 мм і завдовжки ~150мм із сплавів НВ-4 (основа – Ni; 32 %W; домішки – не більш 1,0 % Fe; 0,42 % Si; 0,015 % S; 0,015 % P) і ЖС32-ВІ отримували у електрокорундових формах, що переміщали в температурному полі нагрівач з гарячої зони в кристалізатор (сплав галію з 25 % індію). Швидкість кристалізації

змінювалася ступінчасто від 0,4 до 20 мм/хв., а градієнт температури G склав 20 °/мм

На мікроструктурах (рис. 1) наочно видно послідовність структур, що виникають при втраті стійкості плоским фронтом зростання. Ця послідовність добре узгоджується з відомими даними. На початку порушення стійкості плоского фронту зростання з'являються окремі ямки і лінійчаті поглиблення, формуються витягнуті осередки (див. рис. 1, а, $R = 0,4$ мм/хв.), потім у міру збільшення швидкості направленої кристалізації фронт набуває комірчастої морфології (див. рис. 1, б, г). При швидкості направленої кристалізації $R = 20$ мм/хв. реалізується дендритна структура. Характерний розмір осередків (λ) залежно від швидкості охолодження описується співвідношенням Бруді – Флемінгса:

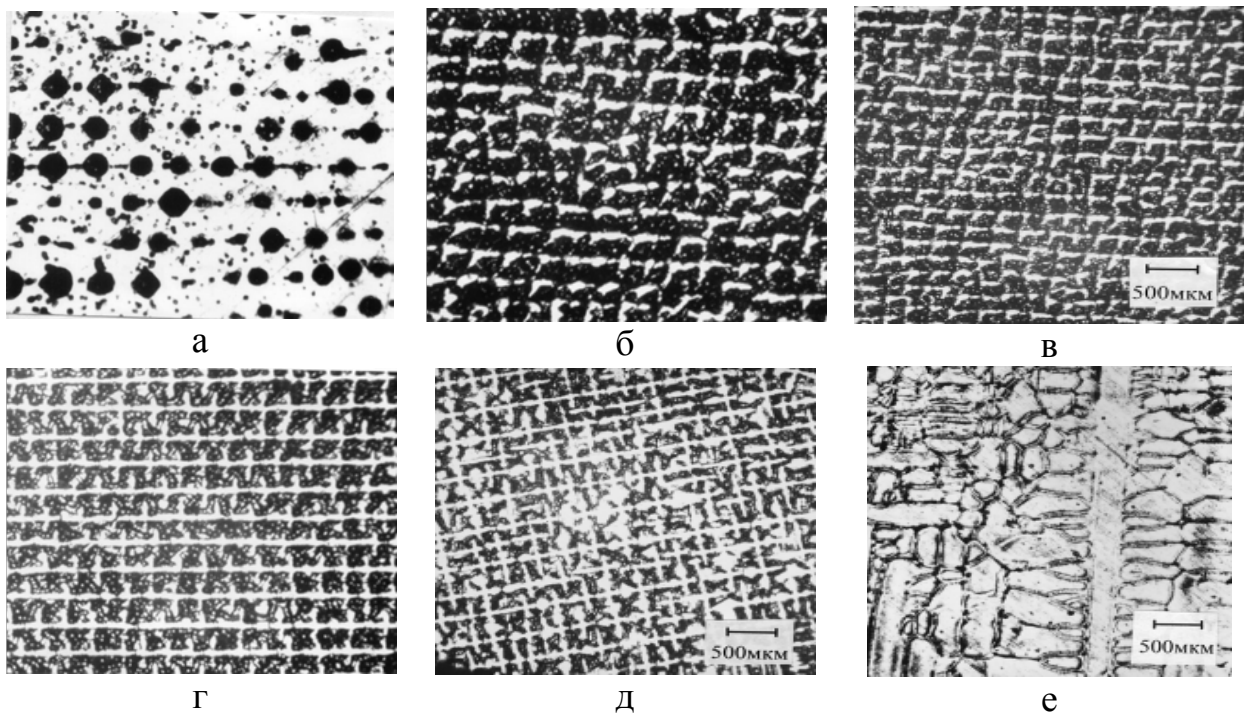


Рис. 1 Мікроструктура монокристалів сплаву НВ-4, що були закристалізовані з різними швидкостями:
а – $R = 0,4$ мм/хв.; б – $R = 1,2$ мм/хв.; в – $R = 2,6$ мм/хв.; г – $R = 4$ мм/хв.;
д – $R = 10$ мм/хв.; е – $R = 10$ мм/хв. (за технологією АТ «Мотор Січ»);
ж – $R = 20$ мм/хв.; з – перехідна зона від $R = 4$ мм/хв. до $R = 0,4$ мм/хв.

$$\lambda = A \cdot (G \cdot R)^{-n}, \quad (1)$$

де A і n – постійні.

Макроскопічна форма фронту кристалізації залежить від співвідношення осьової і радіальної складової температурного градієнта G_z/Gr . На подовжніх шліфах монокристалів (рис. 2) можна спостерігати зміну форми фронту кристалізації із зростанням R . Для низьких швидкостей $R = 0,4$ і $1,2$ мм/хв. фронт мав майже плоску форму.

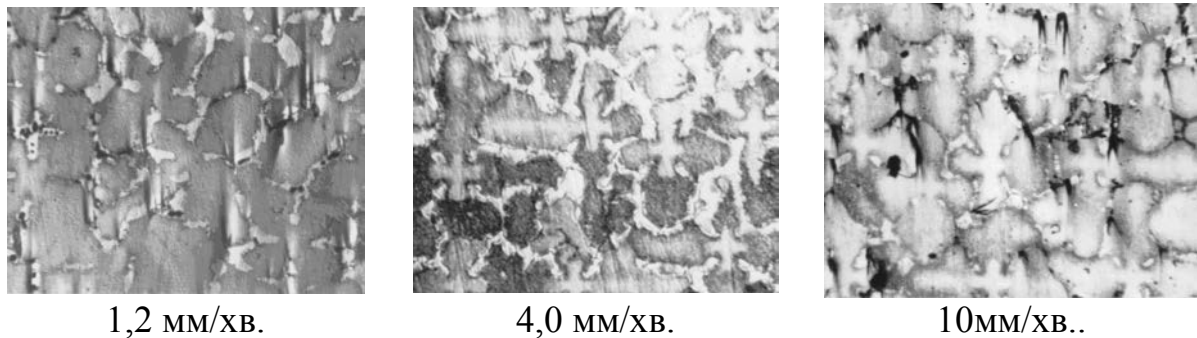


Рис. 2 Мікроструктура фронту кристалізації монокристалів сплаву ЖС32-ВІ при різних швидкостях спрямованої кристалізації, $\times 100$

При середніх швидкостях $R = 2,6$ і $4,0$ мм/хв. фронт кристалізації мав опуклу форму. При підвищених швидкостях $R = 10$ мм/хв. і 20 мм/хв. фронт кристалізації знову був плоским. Опуклість фронту кристалізації усуває утворення зустрічних фронтів і знижує вірогідність утворення структурних дефектів.

Встановлено, що підвищені швидкості кристалізації в сплаві галію з індієм забезпечували плоский фронт кристалізації і знижували вірогідність утворення структурних дефектів. Останнє позитивно позначалося на тріщиностійкості виливків і помітно підвищувало їх властивості.

При високотемпературній обробці розплаву з відходів ряду нікелевих сплавів відбувався вигар практично всіх легуючих елементів, особливо із збільшенням тривалості витримки (рис. 3).

ВТОР при температурі 1850°C істотно знижувала масову частку азоту в сплаві в перші 5 хвилин дії з $0,0159\%$ до $0,0016\%$ (рис. 4). Математична обробка експериментальних даних дозволила отримати експоненціальну залежність зниження масової частки $[N]$ в сплаві із збільшенням тривалості ВТОР (τ , мін):

$$[N] = 0,019 \cdot e^{-\frac{\tau}{3,3}} + 0,0032 \cdot e^{-\frac{\tau}{7,3}}, \% \quad (2)$$

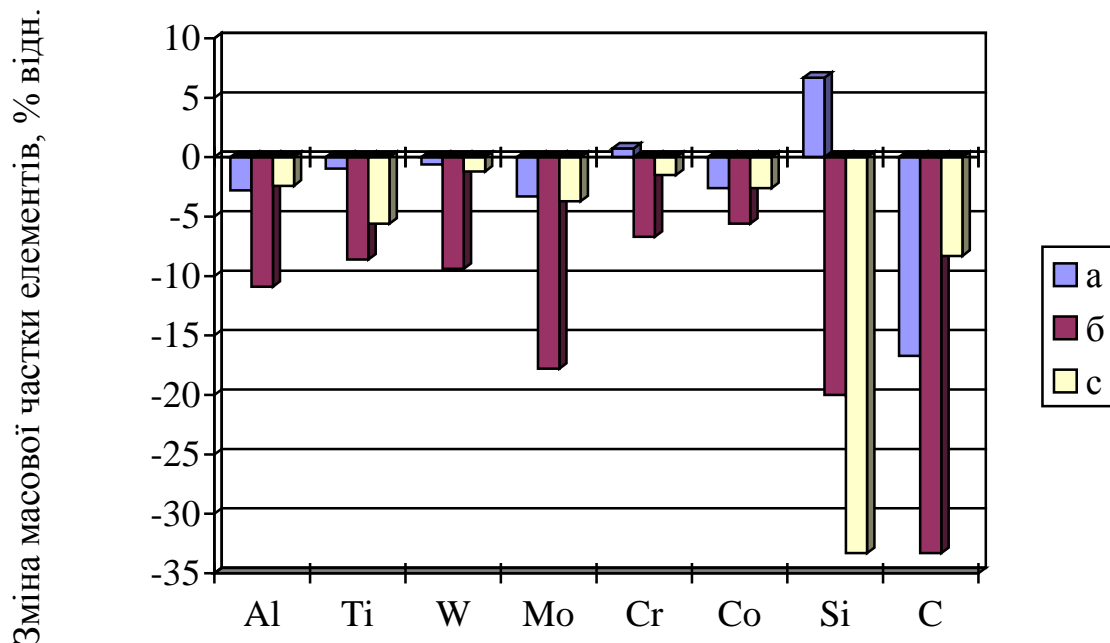


Рис. 3 Зміна масової частки елементів сплаву ЖСЗДК-ВІ при ВТОР (позитивні значення вказують на пригар елементів):
 а – витримка 10 хв. при 1850°C; б – витримка 20 хв. при 1850°C;
 с – витримка 5 хв. при 1900°C.

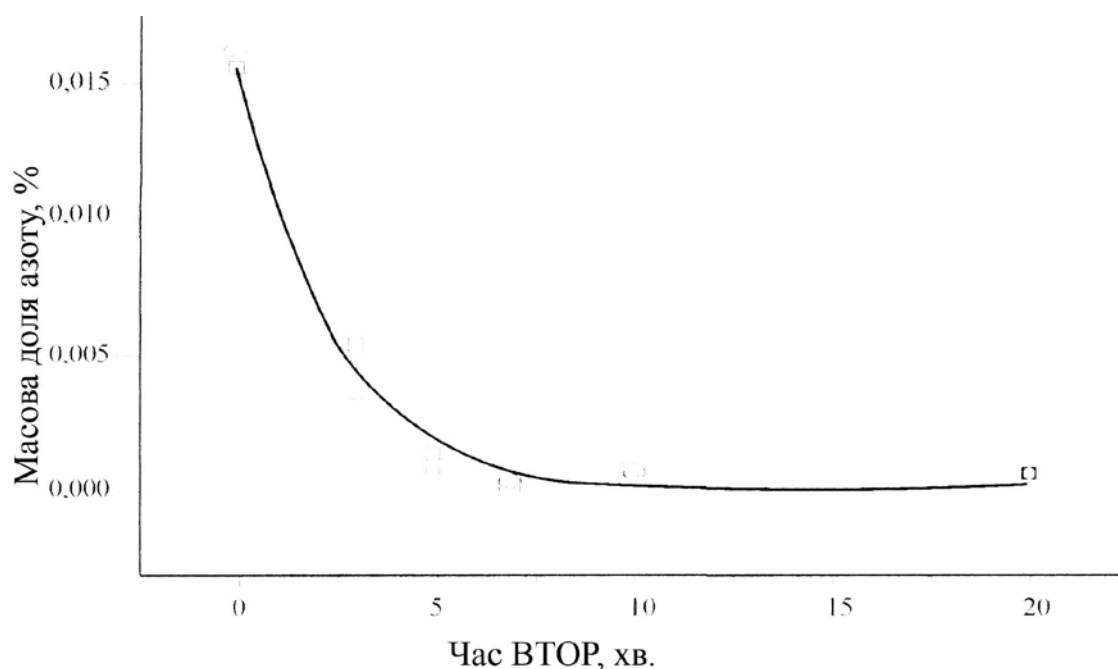


Рис. 4 Вплив тривалості ВТОР на масову частку азоту в сплаві ЖСЗДК-ВІ

Встановлено, що на максимальну величину гістерезису кінематичної в'язкості істотно впливала попередня підготовка структури рідкого металу.

Так, максимальна різниця кінематичної в'язкості, заміряна між політермами нагріву початкового сплаву і його охолодження, склала $0,52 \cdot 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$, а між параметрами нагріву і охолодження розплаву після попередньої ВТОР – $0,17 \cdot 10^7 \text{ м}^2/\text{с}$. Отже, після ВТОР деяка неоднорідність структури рідкого металу збереглася, але ступінь цієї неоднорідності знизився в 3 рази (рис. 5).

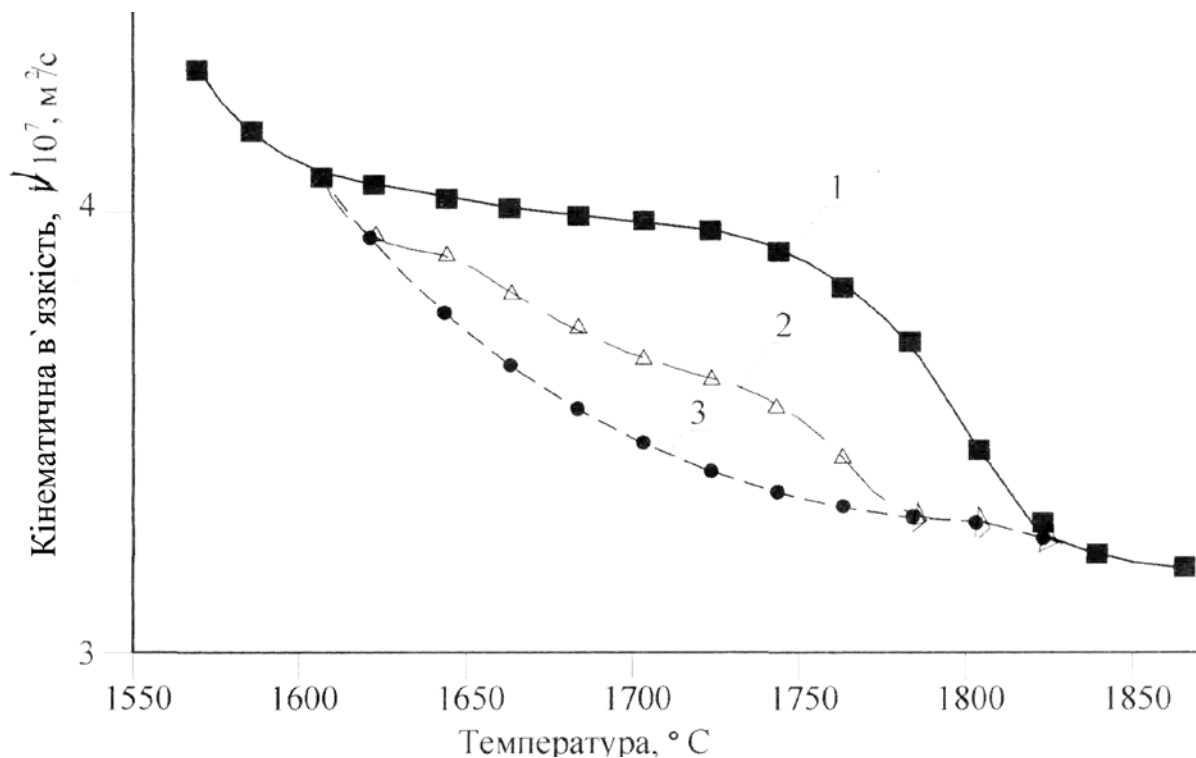


Рис. 5 Вплив ВТОР на кінематичну в'язкість сплаву ЖСЗДК-ВІ:
1 – політерма нагріву початкового металу; 2 – політерма нагріву металу після ВТОР, 3 – політерма охолодження металу

З підвищенням температури ВТОР від 1500 до 1650 $^{\circ}\text{C}$ зменшувався інтервал кристалізації сплаву ЖС32-ВІ з 52 до 21 $^{\circ}\text{C}$ і збільшувався ступінь легованості його твердого розчину. При цьому спостерігалось підвищення температур повного розчинення γ' -фази і солідусу сплаву, що поза сумнівом покращувало фазову і структурну стабільність нікелевого жароміцного сплаву.

Збільшення часу витримки при високотемпературних перегрівах розплаву від 5 до 10 хвилин сприяло зниженню рівня переохолодження, що приводило до виділення карбідів при вищій температурі і покращувало їх морфологію (рис. 6).

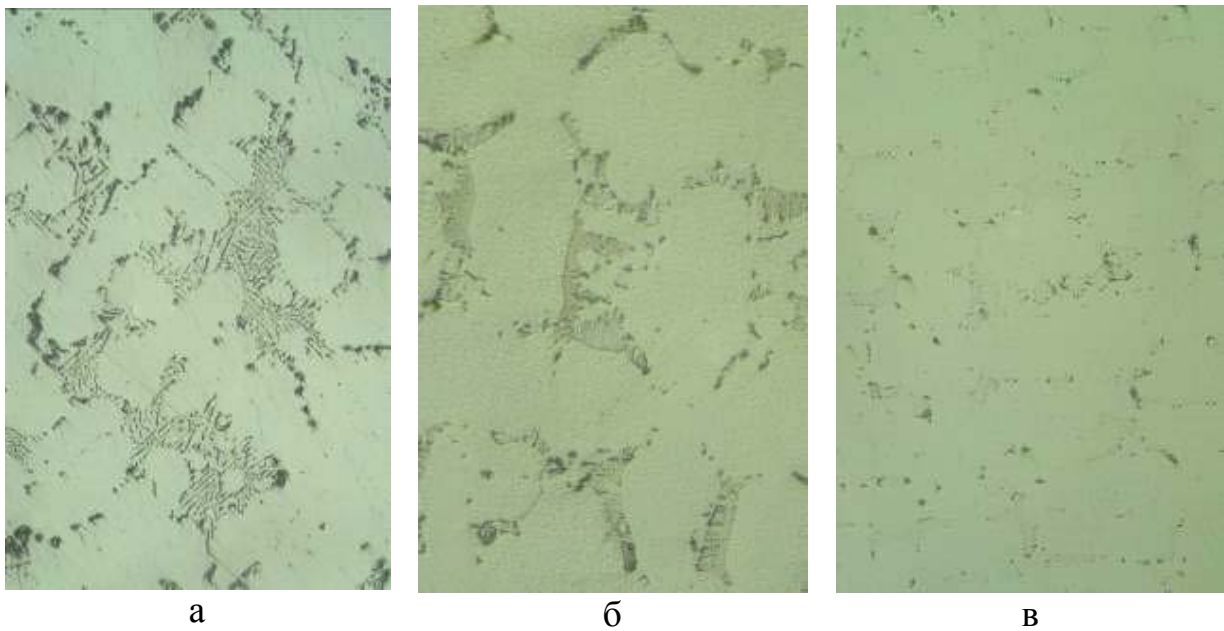


Рис. 6 Карбіди в сплаві ЖС32-ВІ після ВТОР при температурах 1550°C (а), 1700°C (б) і 1850°C (в) $\times 100$.

Таким чином, помітно поліпшувалася однорідність розплаву, що дозволяло кристалізації металу починатися при більшому переохолодженні, забезпечувало подрібнення структурних складових, знижувало розвиток лікваційних процесів і істотно покращувало властивості виливків.

Отримані експериментальні дані дозволили розглянути модель процесів, що протікають при ВТОР жароміцних нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖСЗДК-ВІ.

При температурі рідкого металу не вище за 1600°C в ньому були присутні такі неметалічні включення, як нітриди (TiN , TaN) і карбонітриди $[Ti(C,N)]$ $[Ta(C,N)]$.

Із збільшенням температури розплаву вище 1600°C такі включення збагачувалися вуглецем, підвищувалася їх змочуваність металом і вони починали руйнуватися. При цьому в розплаві відбувалося утворення динамічних мікроугруповань атомів типу $[Ni_3(Ti,Al)]$ $[Ni_3(Ta,Al)]$. Із зростанням температури металу від 1600°C до 1800°C ці мікроугруповання збагачувалися титаном, танталом і алюмінієм, одночасно обідняючись елементами, зазвичай легуючими γ -фазу (хром, кобальт).

При температурах близьких до 1800°C частки $Ti(C,N)$, $Ta(C,N)$ починали інтенсивно дробитися до розмірів менше 0,01 мкм. Такі частки, по суті, ставали стаціонарними кластерами, які взаємодіючи з

динамічними кластерами типу $[\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})]$, $[\text{Ni}_3(\text{Ta},\text{Al})]$, створювали комплекси $\text{Ti}(\text{C},\text{N}) \cdot \text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$ або $\text{Ta}(\text{C},\text{N}) \cdot \text{Ni}_3(\text{Ta},\text{Al})$.

При температурах вище 1800°C в цих комплексах складова $[\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})]$, $[\text{Ni}_3(\text{Ta},\text{Al})]$ починала руйнуватися і відбувалася інтенсивна втрата азоту, а самі вони по складу наближалися до складу первинних карбідів МС.

Тривала витримка розплаву при температурах вище 1800°C приводила до зникнення оболонки з динамічних кластерів $[\text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})]$, $[\text{Ni}_3(\text{Ta},\text{Al})]$ навколо мікроугруповань $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, $\text{Ta}(\text{C},\text{N})$. При охолодженні розплаву частина цих мікроугруповань зберігалася і служила, в першу чергу, підкладками для утворення первинних карбідів МС, в другу чергу – центрами кристалізації для γ -фази. Відсутність кінетичних труднощів для розвитку центрів кристалізації γ -фази в дендрити не приводила до переохолодження розплаву. У результаті утворювалася грубозерниста структура сплаву з рівновісними карбідами.

Із зменшенням часу витримки при ВТОР частина мікроугруповань $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, $\text{Ta}(\text{C},\text{N})$ не встигали втратити оболонки з динамічних кластерів, що блокувало комплексами $\text{Ti}(\text{C},\text{N}) \cdot \text{Ni}_3(\text{Ti},\text{Al})$ і $\text{Ta}(\text{C},\text{N}) \cdot \text{Ni}_3(\text{Ta},\text{Al})$ розвиток зародків кристалів γ -фази і приводило до переохолодження розплаву. Одночасно велика частина мікроугруповань $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$, $\text{Ta}(\text{C},\text{N})$ втрачали активно азот і перетворювалися, по суті, в TiC і TaC , модифікуючи на останніх стадіях кристалізації розплав і служивши підкладками для γ -фази. Все це сприяло диспергуванню дендритних осередків і всіх первинних виділень.

Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і ЖС32 (ВІП+ЕПП) дозволив отримати шихтову заготовку без вигару активних легуючих елементів, з щільною і однорідною структурою, з незначним розвитком ліквацийних і усадкових процесів.

Технологія ВІП+ЕПП дозволила помітно зменшити глибини усадкової раковини і центральної пористості в порівнянні з серійною виплавою. Параметри технології (потужність, час) ВІП+ЕПП істотно впливали на ширину зон стовпчастих і рівновісних кристалів, знижуючи у всіх випадках максимальний розмір макрозерен і забезпечуючи цим більш однорідну макроструктуру. При цьому розмір макрозерен зменшувався від верхньої частини зливків до нижньої.

Вимірюваннями мікротвердості структурних складових по висоті і перетину зливків різних варіантів виплавки (табл. 3) встановили, що суміщена технологія ВІП+ЕПП дозволила отримати в зливках сплавів ЖС26 і ЖС32 більш однорідну мікротвердість, що свідчить про менший розвиток осьової ліквациї, особливо в середній частині зливків. Мікротвердість осей дендритів зменшувалася від центральних до краєвих

зон зливків. Евтектика (γ - γ') практично у всіх випадках мала вищу мікротвердість в порівнянні з осями дендритів. Слід зазначити, що зменшення потужності електронного променя при виплавці зливків із сплаву ЖС26 підвищило мікротвердість структурних складових (табл. 2).

Таблиця 2 Мікротвердість структурних складових зливків нікелевих сплавів, що були отримані за різними технологіями

Марка сплаву	Особливості технології	Місце відбору проб	Мікротвердість, HV , МПа		
			Осі дендритів		Евтектика (γ - γ')
			краєва зона	центральна зона	
ЖС26-ВІ	Серійна	верх	4868...5570	4663...5570	4868...5839
		серед.	4868...5086	4868...5320	5570
		низ	4868	4868...5086	5570
	ВІП+ЕПП (12 кВт, 14 хв.)	верх	5086...6450	5570...6127	6772
		низ	5320...6450	5086...5320	6450
	ВІП+ЕПП (15 кВт, 12 хв.)	верх	4470...5570	4868...6450	6127...8910
		серед.	4290...4470	4868...5570	4663...5086
		низ	4290...5570	4663...5839	4470...6450
	ЖС32-ВІ	верх	4470...5570	5570	4868...7133
		серед.	4470...5086	5570	4868...5086
		низ	4868...5570	6127...6450	5570...6450

Таким чином, суміщений процес ВІП+ЕПП переплавки ливарних відходів жароміцних нікелевих сплавів в порівнянні з серійною технологією ВІП краще очищає метал від шкідливих домішок (залізо, свинець, кисень), дозволяє отримувати зливки (шихтову заготовку) з меншими усадковою раковиною і пористістю, з рівномірним розподілом і більш дисперсними структурними складовими, з меншим розвитком ліквідаційних процесів. Змінюючи потужність електронного променя можна підвищувати ефективність рафінування ливарних відходів. При цьому, на відміну від ВТОР, процес ВІП+ЕПП не вимагає спеціальних вогнетривів для плавильного тигля, системи напуску інертного газу і його самого.

На базі АТ «Мотор Січ» з використанням результатів проведених досліджень і розроблених технологічних рекомендацій налагоджено серійне виготовлення робочих лопаток, що відливаються методом високошвидкісної спрямованої кристалізації із сплавів ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ з використанням 50 % первинного ливарного повернення.

У вакуумній плавильній установці «ULVAC» FM-1-2-100 випробуване у виробничих умовах і налагоджено виробництво сплавів ЖС6К-ВІ,

ЖСЗДК-ВІ, ЖС26-ВІ і ЖС32-ВІ зі 100 % технологічного ливарного повернення. Отримані сплави за рівнем властивостей повністю відповідають вимогам нормативно-технічної документації (табл. 3).

Таблиця 3 Властивості дослідних жароміцних сплавів (ВНК)

Сплав	Механічні при 20 °С		Жароміцність		
	σ_b , кгс/мм ²	δ , %	Температура а випробування, °С	Наванта ження, кгс/мм ²	Час до руйнування, год.
ЖС26-ВІ	104,6 118,2	6,4 6,2	975	26	62,0 63,0
ТУ 1-92-177-91	≥ 90,0	≥ 6,0			≥ 40,0
ЖС32-ВІ	112,2 102,7 117,2	7,2 8,0 7,6	1000	28	67,0 83,3 45,0
ТУ 1-92-177-91	≥ 90,0	≥ 6,0			≥ 40,0

Висновки

Найбільш надійною і економічною технологією очищення поверхневих зон ливарних відходів є дробеструйна обробка з подальшим обдуванням електрокорундом і травленням.

Направлена кристалізація нікелевих сплавів в порівнянні з об'ємною забезпечує рафінування сплаву від таких шкідливих домішок як кисень, азот, залізо, свинець, а також нітридних, карбонітридних і оксидних включень.

Низькотемпературна вакуумна переплавка ливарних відходів нікелевих сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ на установці ПМП-4М дозволяє звести до мінімуму вигар активних дорогих легуючих компонентів (тантал, реній, ніобій і ін.).

Встановлено, що підвищені швидкості кристалізації забезпечують плоский фронт кристалізації і знижують вірогідність утворення структурних дефектів, що підвищує їх тріщиностійкість і інші властивості.

При високотемпературній обробці розплаву (ВТОР) з відходів ряду нікелевих сплавів відбувається вигар практично всіх легуючих елементів, особливо із збільшенням тривалості витримки. При цьому помітно поліпшується однорідність розплаву, внаслідок чого кристалізація металу починається при більшому переохолодженні, забезпечується подрібнення структурних складових, знижується розвиток лікваційних процесів і істотно поліпшуються властивості виливків.

Комбінований метод рафінування ливарних відходів сплавів ЖС26 і

ЖС32 (ВІП+ЕПП) дозволив отримати шихтову заготовку без вигару активних легуючих елементів з щільною і однорідною структурою та незначним розвитком ліквідаційних і усадкових процесів.

Дослідно-промислове випробування розробленого комбінованого методу рафінування жароміцних нікелевих сплавів в процесі вакуумного індукційного і електронно-променевого переплавів на базі АТ «Мотор Січ» показало його високу ефективність і перспективність для використання на підприємствах авіаційного і енергетичного машинобудування.

Література

1. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е.Н. Каблов. – М.: «МИСИС», 2001. – 632 с.
2. Погутов А.В. Опыт литья лопаток ГТД / А.В. Погутов, С.И. Яцык // Авиационная промышленность. – 1992. – № 5. – С. 57 – 62.
3. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов и др. – М.: «Машиностроение», 1997. – 336 с.
4. О возможности использования литниковых отходов при выплавке жаропрочных сплавов за счет высокотемпературной обработки расплава / В.В. Сидоров, В.А. Панкратов, П.Д. Родионов, С.О. Миронов // Приложение к журналу «Авиационная промышленность». – М.: «Машиностроение», 1989. – №2. – С. 36 – 38.

УДК 621.74:669.715.012

СПАДКОВІСТЬ СТРУКТУРИ І МОДИФІКУВАННЯ СТАЛЕЙ ДИСПЕРСНО-СТРУКТУРОВАНИМИ КОМПОНЕНТАМИ ШИХТИ

С. Є. Кондратюк, О. М. Стоянова, Ж. В. Пархомчук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

На прикладі сталей 45Л і Р6М5Л показано можливості цілеспрямованого підвищення дисперсності литої структури при введенні до розплаву сталей дисперсно-структурованих швидкісною кристалізацією добавок аналогічного хімічного складу. Такі добавки зберігають у розплаві закладені в них металогенетичні спадкові ознаки (ближній порядок), зумовлюють утворення значної кількості зародків кристалізації і забезпечують формування однорідної дрібнозернистої структури по всьому перерізу виливків

На примере сталей 45Л и Р6М5Л показана возможность целенаправленного повышения дисперсности литой структуры при введении в расплав сталей дисперсно-структурированных скоростной кристаллизацией добавок аналогичного состава. Такие добавки сохраняют в расплаве заложенные в них металогенетические наследственные признаки (ближний порядок), вызывают образование значительного количества зародышей кристаллизации и обеспечивают формирование однородной мелкозернистой структуры по всему сечению отливок

By introduction of additives with fine crystalline structure and same chemical composition into the melt the possibility of modification of 45Л and Р6М5Л cast steel structure is shown. The additives are formed with the rapid cooling crystallization. Such additives maintain their inherited properties in the melt, initiating formation of large quantity of nucleation centers for crystallization and providing uniform fine grained structure over cross-section of the castings

Керування процесами формування литої структури відкривають перспективу одержання литих сталей із заданими властивостями на рівні властивостей деформованих сталей. Вирішення проблеми зводиться до забезпечення прогнозованого оптимального фазово-структурного складу і дисперсної однорідної структури сталей, що визначаються умовами їх кристалізації і структуроутворення, твердофазними перетвореннями при

остиганні виливків та кінцевій термічній обробці, а також засобами зовнішнього впливу на рідкий і твердий метал.

У процесах плавлення і кристалізації існує певний зв'язок рідкого і твердого станів металу, кожний з яких несе певні спадкові ознаки іншого стану. Це створює передумови для ефективного використання проявів структурної спадковості [1-4]. Одним з перспективних напрямків одержання виливків з високим рівнем властивостей стає використання шихтових матеріалів з підготовленою структурою (ступінь рівноважності, дисперсність і морфологія структурних складових, характеристики дендритної будови, ліквациї) [5-7]. Можливість керування спадковістю структури в системі «шихта – розплав – виливок» є важливим резервом підвищення якості і властивостей сталевих виливків.

Відомо, що в розплавах за температур, нижчих від температури розупорядкування мікронеоднорідного розплаву (T_p) зберігаються спадкові ознаки вихідного шихтового металу. Виходячи з цього в даній роботі на прикладі сталей 45Л і Р6М5Л розглянуто закономірності впливу добавок дисперсно-структурованих компонентів шихти аналогічних за хімічним складом основному металу на морфологію і дисперсність структури, характеристики дендритної будови виливків і їх властивості.

Такі структуровані добавки виготовляли за умов інтенсивного тепловідбору під час кристалізації сталей із швидкістю охолодження $V_{ox} = 350 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ та $V_{ox} = 650 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ у ливарних формах з різною тепловідбіркою здатністю.

Підготовлені таким чином модифікуючі добавки аналогічного хімічного складу вводили до розплаву сталей у кількості 10 і 20% перед розливкою за нормальних температур перегріву над ліквідусом (для сталі 45Л $T_d = 1490 \text{ } ^\circ\text{C/c}$, для Р6М5Л $T_d = 1430 \text{ } ^\circ\text{C/c}$), тобто нижче рівноважної температури T_p . Введені в розплав добавки витримували при вказаних температурах до їх повного розчинення близько 3-5 хвилин та розливали в стандартні тріфоновидні форми (ГОСТ 977-88), забезпечуючи середню швидкість охолодження під час кристалізації $5 \text{ } ^\circ\text{C/c}$ (рис. 1).

Встановлено, що при цьому за умов наступного охолодження ($V_{ox} = 5 \text{ } ^\circ\text{C/c}$) виливків у піщано-глинистих формах відбувається суттєве подрібнення структури сталей відповідно кількості і структурному стану введеної добавки. Найбільше подрібнення литої структури сталей спостерігається при використанні добавки з максимальною дисперсністю структури ($V_{ox} = 650 \text{ } ^\circ\text{C}$). А збільшення кількості модифікуючої добавки до оптимального вмісту (20%) викликає більш суттєві зміни структури (рис. 2). При цьому закономірно змінюються характеристики дисперсності (ДДС) і щільність дендритної будови (ЩДС).

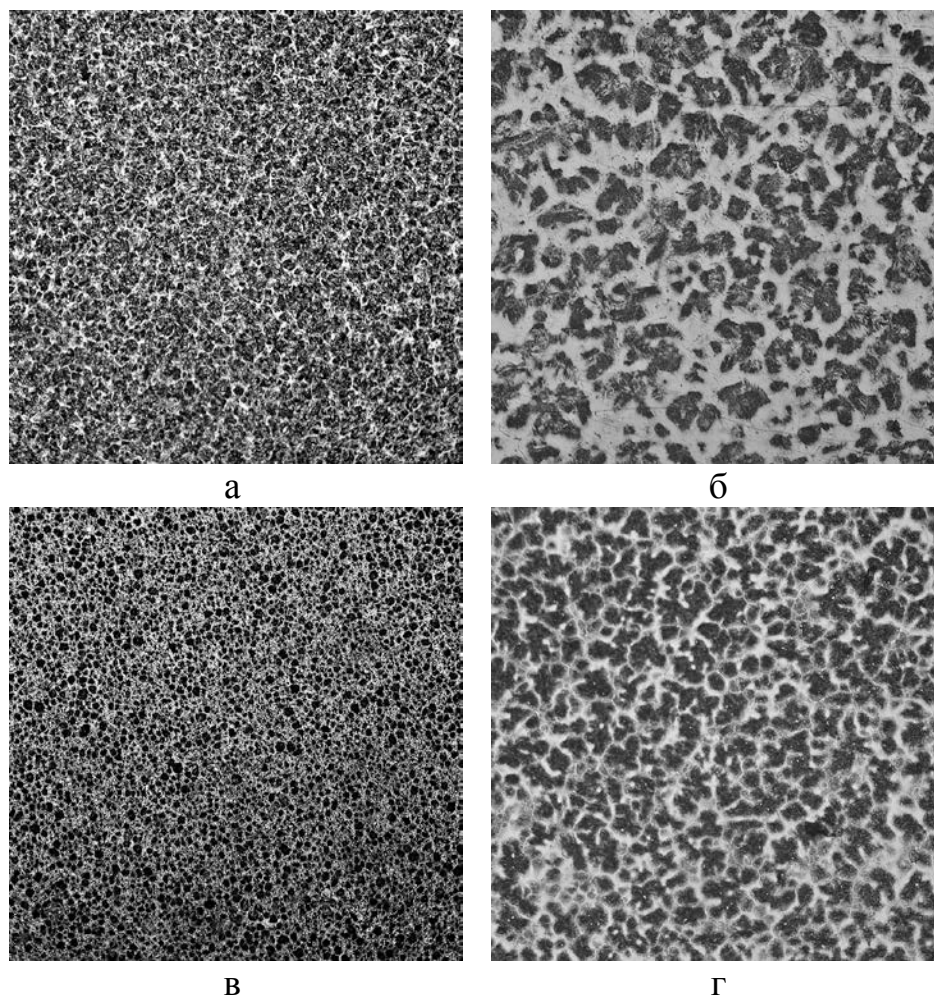


Рис. 1 Структура дисперсно-структурованих компонентів шихти сталі Р6М5Л (а, в) і 45Л (б, г) в залежності від умов кристалізації. а, б – при $V_{ox} = 350 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$; в, г – при $V_{ox} = 650 \text{ }^{\circ}\text{C/с}$. $\times 100$

Спадкове модифікування сталей дисперсно-структурованими добавками сприяє трикратному підвищенню характеристики ЩДС сталі Р6М5Л та двократному – сталі 45Л, а ДДС – від 55 до 90 мм^{-1} та від 8 до 28 мм^{-1} , відповідно (табл. 1).

Таблиця 1 Характеристики дендритної будови сталей 45Л та Р6М5Л залежно від кількості добавки

Сталь	Швидкість охолодження $V_{ox}, \text{ }^{\circ}\text{C/с}$	Кількість добавки, % (по масі)					
		0		10		20	
		ДДС, мм^{-1}	ЩДС	ДДС, мм^{-1}	ЩДС	ДДС, мм^{-1}	ЩДС
45Л	650	8	0,86	16	1,04	28	1,25
Р6М5Л	650	55	0,97	80	2,70	90	3,20

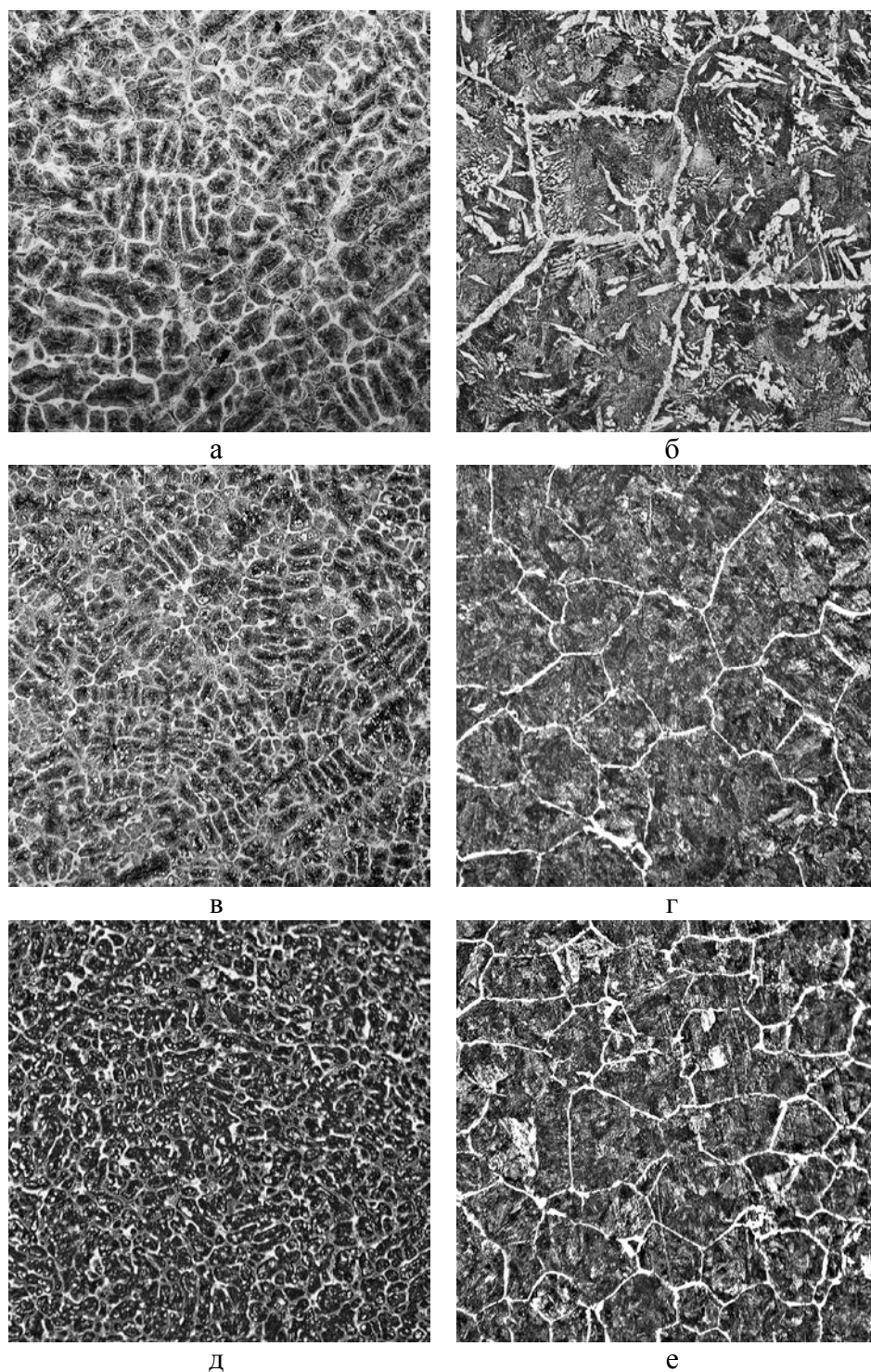


Рис. 2 Трансформація структури сталей Р6М5Л (а, в, д) і 45Л (б, г, е) залежно від дисперсності структури модифікуючої добавки в кількості 20%. а, б – без добавки; в, г – $V_{ox} = 350 \text{ } ^\circ\text{C/с}$; д, е – $V_{ox} = 650 \text{ } ^\circ\text{C/с}$. $\times 100$

Встановлено, що такі структури залежно від температурно-часових умов кристалізації характеризуються розміром зерна, що подрібнюється відповідно зростанню швидкості охолодження розплаву добавок сталей та кількості введеної добавки. Так, при швидкості охолодження $350\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ зерно сталей Р6М5Л і 45Л відповідає номерам 9 і 6, а при швидкості $650\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ номерам 10 і 8, відповідно ГОСТ 5639-82 при кількості модифікатора 20 % (рис. 3).

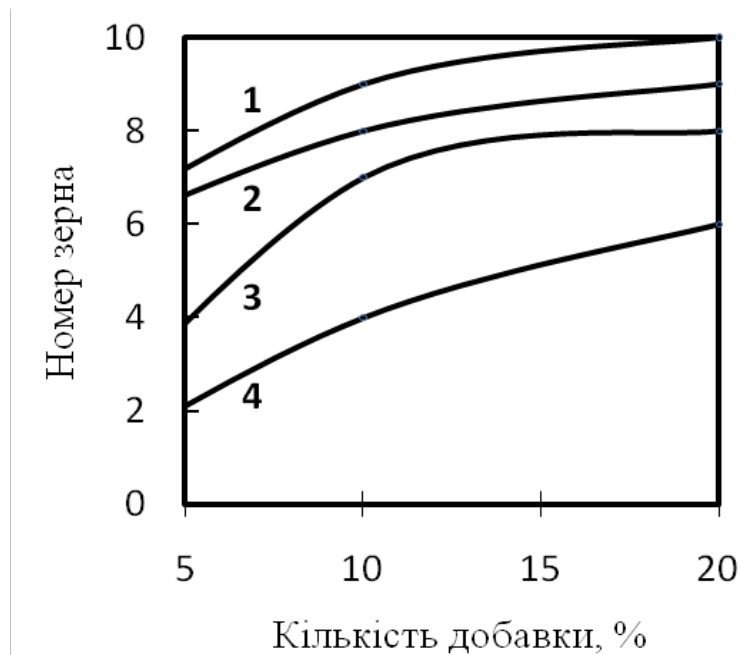


Рис. 3 Залежність розміру зерна сталі Р6М5Л (1, 2) та 45Л (3, 4) від кількості дисперсно-структурованої добавки в сталі: 1, 3 – $V_{\text{ох}} = 650\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, 2, 4 – $V_{\text{ох}} = 350\text{ }^{\circ}\text{C/s}$

Результати проведених досліджень свідчать про можливість цілеспрямованого подрібнення литої структури сталей з використанням проявів структурної спадковості при введенні в розплав компонента (добавки) аналогічного хімічного складу, але з високою дисперсністю структури.

Оскільки існує чіткий структурний зв'язок твердого і рідкого станів металу, кожен з них несе в собі латентні ознаки іншого, зберігаючи при цьому спадкові (металогенетичні) особливості будови вихідного шихтового компонента. При введенні в розплав сталі перед розливкою добавки дисперсно-структурованих компонентів відповідно їх кількості і ступеню підготовленості структури, забезпечується формування успаdkованої від них дисперсної литої структури.

Тобто з підготовленого таким чином мікронеоднорідного розплаву із заданим структурним станом утворюється при наступній кристалізації відповідна структура твердого металу. Здійснюване таким чином спадкове модифікування (III роду) порівняно з традиційним домішковим є більш керованим, універсальним і екологічно безпечним з досить тривалою технологічною живучістю.

Література

1. Кондратюк С. Є. Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі. – Київ: Наук. думка, 2010. – 175 с.
2. Рутман М. М. О наследственной связи между шихтой (лигатурой) и свойствами отливки // Литейн. пр-во. – 1991. – № 4. – С. 16 – 19.
3. Гаврилин И. В. Строение жидкой и твердой фаз в литейных сплавах в твердожидком состоянии // Металлургия машиностроения. – 2003. – № 6. – С. 10 – 11.
4. Губенко А. Я. Влияние исходного структурного состояния расплава на свойства сплавов // Литейн. пр-во. – 1991. – № 4. – С. 19 – 20.
5. Grant P. S. Spray forming // Progress in Materials Science. – 1995. – Vol. 39. – P. 397 – 546.
6. Лакенихт Ф., Шарф Г., Зебровски Д., Шалимов А. Струйное компактирование – перспективный процесс производства сталей и сплавов повышенного качества // Металлург. – 2010. – № 10. – С. 37 – 43.
7. Бялік О. М., Кондратюк С. Є., Кіндрачук М. В., Черненко В. С. Структурний аналіз металів. Металографія. Фрактографія. – Київ : Політехніка, 2006. – 326 с.

УДК 669.714

ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ РІЗНИХ ТИПІВ НАНОПОРОШКІВ НА РОЗВИТОК РОСЛИН

К. І. Корякіна¹, С. О. Руденький, П. І. Лобода²

¹ *Мала академія наук України*

² *Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив нанопорошків оксидів металів на процеси росту і розвитку живих організмів на прикладі рослин. Проаналізовано результати експерименту щодо можливостей застосування предмету дослідження у галузі сільського господарства

Исследовано влияние нанопорошков оксидов металлов на процессы роста и развития живых организмов на примере растений. Проанализированы результаты эксперимента относительно возможностей применения предмета исследования в области сельского хозяйства

The influence of metal oxide nanopowders on growth and development of living organisms on plants as examples is explored. The results of the experiment about the possibilities of application of the research subject in the field of agriculture are analysed

Вступ

У останні роки дослідження впливу наноматеріалів на живі організми є одною з найбільш актуальних тем у науковому суспільстві.

Актуальністю обраної теми підтверджує той факт, що на сьогоднішній день у світі немає стандарту, який описує, що таке нанотехнології і що таке нанопродукція. Наноматеріал - матеріал, в якому містяться структурні елементи, геометричні розміри яких хоча б в одному вимірі не перевищують 100 Нм, і завдяки цьому володіють якісно новими властивостями, у тому числі попередньо заданими характеристиками.

Інтенсивність наукових досліджень і розробок у галузі нанотехнологій відображається значним ростом кількості публікацій. Наносистеми мають велику сферу застосування як ефективні каталізатори в хімічній промисловості, альтернативні хімічні джерела струму, сенсорні пристрої, захисні покриття, робочі елементи комп'ютерної техніки і електронних

приладів у мікро- та наноелектроніці, біосумісні імплантанти та новітні засоби доставки ліків у медицині.

Очікують, що нанотехнологія призведе до революційного зрушення в технології, якісної зміни вже існуючих виробництв, підвищення точності та надійності контролю й безпеки, а також значного зрушення в суспільстві.

Постановка задачі дослідження

Основна мета роботи – дослідження впливу різних типів нанопорошків на розвиток рослин, шляхом визначення оптимальної концентрації при практичному використанні.

Головними завданнями були: ознайомлення з методами синтезу нанопорошків, їх видами та способами використання; перегляд останніх публікацій по темі дослідження; експериментальне дослідження дії нанопорошків на ріст і розвиток рослин та аналіз отриманих результатів.

Методика проведення експериментів

Основним завданням дослідження було вивчення впливу оптимальної концентрації різних типів нанопорошків на ріст і розвиток рослин, визначення механізму дії частинок на процес розвитку.

Експеримент проводився при кімнатній температурі 25°C та середньому тиску в 750 мм рт. ст. з використанням теоретичних (збір та аналіз інформації, створення теорії) та емпіричних (спостереження, вимірювання та фіксація результатів, практична частина) методів.

У експерименті були використані нанопорошки SiO_2 (діоксид кремнію) та Al_2O_3 (оксид алюмінію), отримані на базі інженерно-фізичного факультету НТУУ КПІ способом кріотермообробки.

Для проведення експерименту був обраний редис (сорт *Raphanus Sativus* L.), як одна з найбільш ранніх культур, непримхлива в умовах догляду з достатньо великою швидкістю росту.

В три горщики було посаджено по 5 сім'янин у кожний для підвищення ймовірності успішного виконання експерименту.

У першому контрольному горщику редис зростав за звичайних умов і поливався водою з природного джерела. Другий і третій відповідно поливалися водними розчинами ультра дисперсних нанопорошків.

Рослини були поділені на три групи: 1-ша, що поливалася водним розчином нанопорошку оксиду алюмінію; 2-га, що росла при звичайних умовах і поливалася звичайною водою; 3-тя група, що поливалася водним розчином нанопорошку діоксиду кремнію.

Концентрація порошків у розчині становила приблизно 3% на 100 мл звичайної води, тобто приблизно 3 г порошку на 100 мл води.

Насіння було посаджене в ґрунт на глибину в 3 см 15 листопада, а перші пагони з'явилися 20-21 листопада. Друга частина експерименту розпочалася 23 листопада, коли рослини достатньо підросли для того, щоб можна було поливати попередньо приготованими водними розчинами нанопорошків.

Через 5 днів після початку поливу, був складений графік (Рис 1.) кінетики рослин, за допомогою числових даних, отриманих під час проведення експерименту та представлених у вигляді таблиці (Таблиця 1.).

Після завершення експерименту було проведено дослідження зразків рослин на оптичному мікроскопі та зроблено порівняння структури звичайних рослинних клітин і тих, які зазнали впливу нанопорошків.

Результати досліджень

Спираючись на результати проведеного дослідження в плані вивчення впливу оптимальної концентрації різних типів нанопорошків на розвиток рослин, можна зазначити, що наноматеріали на прикладі ультрадисперсних порошків оксидів металів можуть сприяти процесам розвитку рослин за нормальних умов. Дані, отримані під час експерименту підтверджують той факт, що нанотехнології здатні досить позитивно впливати на живі організми в якості рослин лише у процесах росту і розвитку.

Таблиця 1 Результати вимірювань

	1 день	2 день	3 день	4 день	5 день
Рослина 1.1	12 см	13 см	13,5 см	13,8 см	14 см
Рослина 1.2	9,8 см	10 см	10,2 см	10,4 см	10,6 см
Рослина 1.3	9,3 см	9,5 см	9,8 см	10 см	10,2 см
Рослина 2.1	11 см	11,5 см	12 см	12,5 см	12,8 см
Рослина 2.2	4 см	4,2 см	4,5 см	4,8 см	5,1 см
Рослина 2.3	6,5 см	6,7 см	7 см	7,2 см	7,5 см
Рослина 3.1	9 см	9,2 см	9,4 см	9,7 см	10 см
Рослина 3.2	8,4 см	8,8 см	9,1 см	9,4 см	9,8 см
Рослина 3.3	9,5 см	10 см	10,3 см	10,5 см	10,7 см

Однією з переваг використання нанопорошків порошків оксидів металів є їх незначна токсичність у порівнянні із солями металів та можливість активувати фізіологічні та біохімічні процеси за рахунок дифузної рухливості частинок. Не зважаючи на це, не потрібно виключати можливість, що при більш детальному вивченні об'єктів, які зазнали впливу нанотехнологій, можна побачити зміни первинної структури

предмета досліджень (шляхом хімічного аналізу чи спостережень на електронному мікроскопі) та ефект набуття абсолютно нових невідомих властивостей.

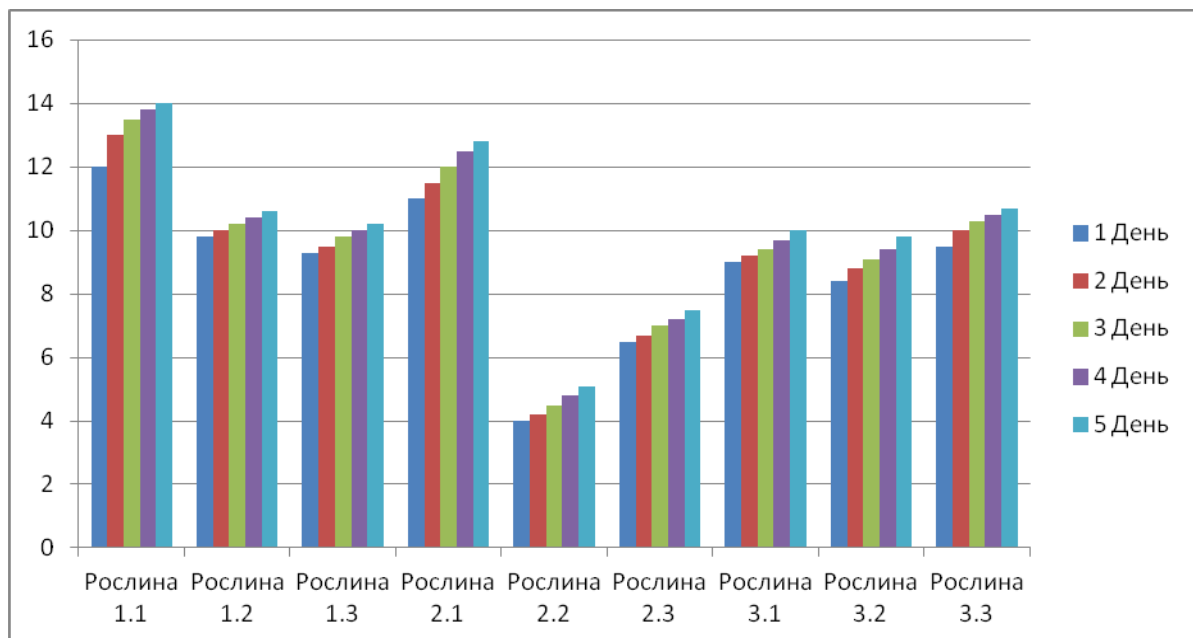


Рис. 1 Графік кінетики росту рослин на протязі 5 днів поливу

Саме тому, на мою думку, сучасні можливості експерименту зі спостереження і вивчення явищ за нанометровою шкалою просторових розмірів і привабливі перспективи створення унікальних матеріалів та структур, породжують нові не лише теоретичні, а й практичні проблеми, які потребуватимуть вирішення у майбутньому.

Висновки

Отже, в проведених дослідженнях були не тільки зазначені основні можливості застосування різних видів нанопорошків, в якості хімічного добрива для рослин, а й були з'ясовані оптимальні шляхи для їх практичного використання в сільському господарстві.

Оскільки результат мого експерименту можна вважати позитивним, тобто у перспективі нанопорошки оксидів металів можна буде використовувати в якості мінеральних добрив для покращення процесів росту сільськогосподарських рослин та зміни їх певних властивостей.

На сьогоднішній день наноматеріали і нанотехнології знаходять застосування практично у всіх областях сільського господарства.

Нанотехнології в сільському господарстві припускають використання препаратів новітнього покоління для захисту рослин, які відрізняються максимальним проникненням в листя, стебла і коріння активних діючих речовин за рахунок надзвичайно малих розмірів. Проводиться розробка проектів з використанням наноматеріалів для більш точної та безпечної доставки пестицидів до їх біологічних мішеней, поживних речовин - до рослин. Їх застосування дає можливість при мінімальних дозах препаратів досягати набагато більших ефектів і значно заощадити кошти.

Зростаюча кількість проведених наукових досліджень подібного плану підтверджують припущення, що створені наночастинки можуть становити небезпеку для здоров'я людей та навколишнього середовища, хоча отриманих даних ще недостатньо для повного аналізу їхньої токсичності.

Література

1. Wild E, Jones KC. – Novel method for the direct visualization of in vivo nanomaterials and chemical interactions in plants - Environ Sci Technol, 2009
2. Xu L, Duan L, Chen W. – Carbon nanomaterials: their environmental behaviour and effects on the transport and fate of pollutants in environment – Ying Yong Sheng Tai Xue Bao. 2009
3. Cyren M. Rico, Sanghamitra Majumdar, Maria Duarte-Gardea, Jose R. Peralta-Videa and Jorge L. Gardea-Torresdey – Interaction of nanoparticles with edible plants and their possible implications in the food chain – J Agric Food Chem. 2011
4. Витязь, П. А., Свидинович Н. А. Основи нанотехнологій і наноматеріалів : Навч. посіб. – 2010 р.
5. Шабанова Н. А., Попов В. В., Саркісов П. Дж. – Хімія і технологія нанодисперсних оксидів. Навчальний посібник для вузів – «Академкнига», 2006 р.

УДК 681.51.007.57:669.184

ПЕРЕРОБКА МІДНИХ ВІДХОДІВ МЕТОДОМ ЕШП І ДШП

М. С. Косенко^{*}

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

У статті розглянуті основні проблеми із накопичення відходів металургійної галузі, показано, що переробка цих відходів актуальна не лише з економічної сторони, але і з екологічної. Наведена технологія переробки мідновмісних шлаків технологією ЕШП у поєднанні з ДШП

В статье рассмотрены основные проблемы по накоплению отходов металлургической отрасли, показано, что переработка этих отходов актуальна не только с экономической стороны, но и с экологической. Приведенная технология переработки медесодержащих шлаков технологией ЭШП в сочетании с ДШП

The article describes the main problems on the accumulation of waste iron and steel industry, it is shown that the processing of these wastes is important not only from the economic side, but also environmentally. Present technology of copper-bearing slag ESR technology combined with ASR

Вступ

Слова метал і шлак в нашій уяві асоціюються з поняттями «хороше» і «погане». І в медичинській, і в біологічній літературі термін «шлак» означає відходи. Із самого початку появи металургії для отримання високоякісного кричного металу потрібно було із криці видалити шлак. На протязі віків людина мала справу із шлаком, який самочинно утворювався про виробництві сталі. Але із розвитком металургії змінилося і ставлення до шлаку. В ньому, нарешті, побачили не ворога, а союзника як спосіб захисту металу від повітря та активного впливу на якість готового продукту. Його позитивна роль признавалась усіма, однаку явлення про шлак, як про важливий учасник складного процесу перетворення шихти в сталь потрібних складу та властивостей залишалось обмеженим. Вважається азбучною істиною, що перед заливкою у виливницю, кристалізатор, ливарну форму метал обов'язково

^{*} Робота виконана під керівництвом:

к.т.н., старшого викладача В. Ю. Сухенко, НТУУ «КПІ»

потрібно відділити від шлаку. І лише з відкриттям електрошлакового процесу цей постулат утратив силу – виявилось, що шлак не тільки може, але і повинен брати участь в процесі розливки сталі [1].

Проблема переробки шлаковідвалів металургійних заводів є однією з найбільш актуальних у металургії. Данні показують, що на території країн СНД запаси шлакових відвалів досягають сьогодні більше 500 млн. тонн.

Проблемі переробки шлаків завжди приділялася певна увага, і одним з ініціаторів вирішення цієї проблеми був академік І.Ф. Бардін [6].

Постановка задачі

Дослідити проблематику накопичення та переробки відходів і електрошлакову технологію переробки мідновмісних шлаків (МВШ) з метою відновлення міді.

Результати дослідження

Утилізація виробничих відходів – одна з найбільш зловбодених проблем промислових гігантів, які неухильно нарощують обсяги виробництва.

Підвищення вартості переробки руд з цінними компонентами, погіршення їх якості, значне зростання капітальних витрат і експлуатаційних витрат на видобуток, дроблення і витяг, високі транспортні витрати - все це змушує металургійні підприємства шукати більш дешеві джерела сировини, легуючих компонентів сталей. Одним з джерел є шлакові відвали, накопичені металургійними підприємствами за багато років інтенсивного виробництва. Шлакові відвали являють собою техногенні родовища суміші металевих і оксидних складових, кожна з яких є цінною сировиною. Витяг із шлаку металевих компонентів, що містять крім заліза такі дорогі і дефіцитні легуючі елементи як вольфрам, нікель, хром, молібден, кобальт, мідь та інші, використання їх для виробництва сталей і сплавів дозволяє істотно підвищити економічні показники металургійного виробництва.

Друга частина переробки шлаковідвалів - шлакова фракція - придатна для використання в дорожньому будівництві та виробництві будівельних матеріалів.

Комплексна переробка техногенної сировини - відвалів металургійних шлаків - є актуальною не тільки з економічної, але і з екологічної точки зору. Переробка шлаковідвали показує шлях вирішення однієї з найбільш важливих екологічних завдань - очищення територій від великотоннажних відходів, якими є шлаки металургійного виробництва. Шлакові відвали служать джерелами пилоутворення, негативно впливають на стан

навколишнього середовища, забруднюючи ґрунтові води і поверхневі джерела важкими металами, займаючи значні земельні території.

На сучасному етапі розвитку найбільш раціональним для переробки шлаків, що утворюються в плавильних агрегатах, наприклад вогневого рафінування міді, є використання електропечей. Поряд з великими позитивними якостями є один величезний недолік – це шлак, який скачують у процесі вогневого рафінування. Річ у тому, що шлаки цього процесу за своїм хімічним складом не придатні для подальшого використання. У них тільки одне призначення - складування на якійсь території, тобто у відвал. Але з кожним роком ці шлаки постійно накопичуватимуться. Для їх утримання потрібні величезні території і кошти, тому постало питання про переробку цих шлаків [6].

У металургії важких кольорових металів електрична плавка є різновидом піротехнічного прийому спеціального призначення, що застосовується для вилучення корисних компонентів із відпрацьованих шлаків, де електроенергія служить джерелом тепла для плавлення шихти та способом впливу на ефективну взаємодію фаз у пічному агрегаті [7]. Максимальна концентрація речовин, що вилучається, у металевій фазі, мінімальна – у шлаку. Малий об'єм пічних газів і є метою застосування електричної плавки, у даному випадку дуго - та електрошлакового переплавів.

Технологічні схеми електрошлакового переплаву(ЕШП) дозволяють направлено змінювати режими плавки, склад робочого флюсу, температуру та склад газової атмосфери. Виходячи з поставлених завдань, що фактично зводяться до рафінування металу від оксидів, відновлення і захисту від окиснювання, основною вимогою є проведення стабільного процесу під флюсами, що активно розчиняють сполуки окисної стадії, а також створення умов для проходження реакції Белла-Будуара вправо, що не забезпечується в печах відкритої виплавки. Однак застосування флюсів для ЕШП дозволяє враховувати їхню проникність для відновлення, а також газів, що видаляються (особливо в карботермічній стадії процесу). [4]

До флюсів(шлаків) ЕШП пред'являються такі вимоги:

1. Вони повинні забезпечувати легкий старт та високу стабільність процесу.
2. Температура плавлення шлаку повинна бути нижчою, ніж металу.
3. Висока електропровідність у розплавленому стані.
4. Компоненти шлаку повинні забезпечувати протікання бажаних хімічних реакцій.
5. При температурах переплаву мати достатню в'язкість.
6. Забезпечувати помірні швидкості плавлення з метою отримання спрямованої кристалізації.

7. Забезпечувати мінімальні питомі витрати електроенергії.
8. Забезпечувати формування якісної поверхні зливка і відокремлення шлакової кірки від неї.
9. Не змінювати свій склад при зберіганні та в процесі ЕШП.
10. Мати високу рафінуючи здатність і мінімальну окиснювальну здатність.
11. Мати високий електроопір.
12. Захищати метал від взаємодії з атмосферою.
13. Бути екологічно нешкідливими.

На практиці ці вимоги часто суперечать одна одній і створити шлак, який би повністю відповідав усім вимогам неможливо. Тому, для визначеного процесу та сплаву підбирають найбільш підходящий флюс, який відрізняється вмістом компонентів (табл. 1).

Таблиця 1 Флюси електрошлакової технології [1]

Марка шлака	Хімічний склад %						Температура плавлення, °C
	CaF ₂	Al ₂ O ₃	CaO	SiO ₂	MgO	Інші компоненти	
АНФ-1П	90	3	≤5	≤2,5	-		1390 - 1410
ЛНФ-5	75 - 78					17 - 25 NaF	1160 - 1180
АНФ-6	осн.	23 - 31	8	≤2,5	-	-	1320 - 1340
АНФ-7	70 - 80	-	18 - 25	≤2,0	-	-	1200 - 1220
АНФ-8	50 - 60	24 - 30	15 - 20	≤2,0	-	-	1240 - 1260
АНФ-9	65 - 75	-	-	-	18 - 25	-	1340 - 1360
АНФ-21	45 - 55	20 - 30	-	-	-	21 - 28 TiO ₂	1220 - 1240
АНФ-24	67 - 88	-	2 - 5	≤5,0	2 - 6	8 - 17 MgF ₂	1180 - 1200
АНФ-25	50 - 60	12 - 20	10 - 15	2 - 7	10-15	-	1250 - 1270
АНФ-26	45 - 55	10 - 15	35 - 45	-	-	-	1280 - 1300
АНФ-28	40 - 55	-	25 - 35	20 - 25	-	-	1180 - 1200
АНФ-29	30 - 40	12 - 18	35 - 42	12 - 18	-	-	1230 - 1250
АНФ-30	45 - 55	25 - 35	10 - 15	≤2,0	5 - 10	-	1320 - 1340
АНФ-32	37 - 45	20 - 25	24 - 30	5 - 9	2 - 6	-	1300 - 1320
АН-292	-	58 - 61	33 - 37	≤2,0	4,7	-	1430 - 1450
АН-295	11 - 17	49 - 56	20 - 31	≤2,5	≤6,0	-	1400 - 1420

Хімічний склад шлаків:

- **шлаки А** - Cu від 12 до 27 %; Sn – 0,7...1,1 %; Pb – 1,20...2,80 %; Zn – 2...3 %; Ni – 0,07...0,2 %. Розмір фракції шлаків від 30 до 150 мм.
 - **шлаки В** - Cu від 25 до 40 %; Sn – 0,1...0,4 %; Pb – 1...1,5 %; Zn – 0,5...1,4 %; Ni – 0,2...0,3 %. Розмір фракції шлаків від 30 до 150 мм.
 - **шлаки С** - Cu від 35 до 52 %; Sn – 0,2...1,1 %; Pb – 0,08...1,7 %; Zn – 0,09...1,5 %; Ni – 0,02...0,1 %.
- Розмір фракції шлаків від 30 до 200 мм.

До компонентів, що складають шлакову систему пред'являються такі вимоги:

1. Вони не повинні взаємодіяти один з одним.
2. Не утворювати тугоплавкі і леткі сполуки, які призводять до швидкої зміни складу шлаку та його властивостей.
3. Не повинні давати токсичних виділень.
4. Повинні мати високу пружність пари в робочому інтервалі температур.
5. По можливості бути не дефіцитними і не дорогими.

Таким вимогам відповідають шлаки на основі міцних оксидів і галогенідів.

В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України була проведена серія експериментальних плавок по ДШП та ЕШП мідновмісних шлаків на установці А-550 з діаметром тигля 150 мм, а також у графітовому тиглі діаметром 350 мм на установці УШ-159 з наступним заливанням у кокіль [6].

Завантаження мідновмісних шлаків у тигель робили порціями. По ходу плавки фіксували кількість завантаження флюсу та відновника, а також значення температури. Через рівні проміжки часу (після завантаження і розплавлення порції МВШ) відбирали проби шлаків і металу для хімічного аналізу. Крім того, у плавках контролювали масу переплавленого флюсу, масу отриманого злитка, а також вихідного і кінцевого шлаків.

У результаті експерименту отримано ряд злитків масою від 1,0 до 10,5 кг. На рис. 1 зображені мідні виливки масою 1,08 кг(а) і 10,5 кг(б). При цьому коефіцієнт вилучення міді в першому випадку 68 %, у другому – 97,9 %.

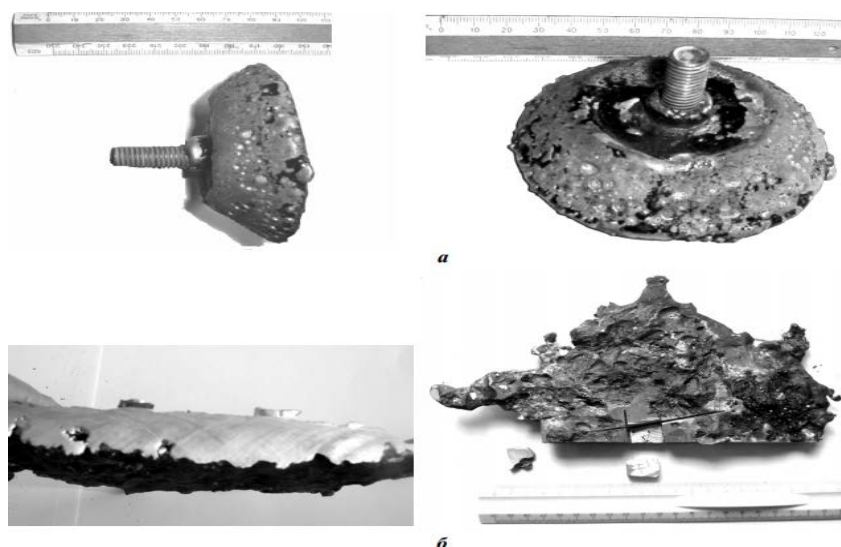


Рис. 1 Виливки отримані під час експерименту

У табл. 2 наведено повний хімічний аналіз МВШ до та після плавки. Варто звернути увагу на те, що залишковий вміст міді в переробленому шлаку не перевищує 1 % [6].

Таблиця 2 Хімічний аналіз МВШ

До плавки, %																
CuO	MgO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	P ₂ O ₅	K ₂ O	CaO	Fe ₂ O ₃	TiO ₂	Cr ₂ O ₃	MnO	NiO	ZnO	SnO ₂	PbO	WO ₃	Інші
21,2	2,91	7,8	11,1	3,23	0,22	14,6	20,1	1,53	0,74	0,49	0,60	8,7	2,64	3,43	0,23	0,48
Після плавки, %																
1,19	1,08	7,5	15,8	2,39	0,17	36,8	19,6	0,52	0,09	1,08	0,27	7,8	1,15	1,98	0,22	0,4

Висновки

Для найбільш ефективного ведення процесу ЕШП потрібно застосовувати шлак з оптимальним відношення електричного опору і провідності. Досліджено можливість відновлення міді з МВШ шляхом поєднання способів ДШП та ЕШП. Максимальна частка вилучення міді досягла 97,9 %, її вміст у металі становив 93,0...99,6 % залежно від хімічного складу ви-хідного МВШ і режиму плавки. Установлено, що залишковий вміст міді в шлаку після плавки МВШ не перевищував 1 %, що дозволяє використовувати шлак як будівельний матеріал.

Література

1. Электрошлаковая тигельная плавка и разливка металла [Текст] / Медовар Б.И., Шевцов В.Л., Мартын В.М. и др.; под ред. Патона Б.Е., Медовара Б.И.. - К.: Наук. думка, 1988. – 216 с
2. Quick determination of total fluoride in electroslag refining fluxes / Krzysztof Wroblewski, Jerry Fields, Jim Fraley, Rod Werner, Stuart Rudoler// TMS(The Minerals, Metals & Materials Society), 2009, pp. 303 – 307.
3. Рабкин, Д.М. Сцепление шлаковой корки с поверхностью металла шва при сварке под флюсом / Д.М. Рабкин, Ю.Н. Готальский, Е.С. Куделя, В.В. Подгаецкий // Автоген. дело. – 1951. - №6. – С. 10 – 14.
4. Гречко, А.В. Электропечи в пирометаллургическом производстве меди [Текст] / А.В. Гречко // Электрометаллургия. – 2001. – №3. – С. 15–17.
5. Лютый, И.Ю. Электрошлаковая выплавка и рафинирование металлов [Текст] / И.Ю. Лютый, Ю.В. Латаш – К.: Наук. думка, 1982. – 188 с.
6. Саенко, В.Я. Извлечение меди из шлаков медеплавильного производства при использовании процессов ДШП и ЭШП [Текст] / В.Я. Саенко, В.А. Рябинин, Ю.С. Гришко // Современная электрометаллургия. – 2009. – №2.
7. Тарасов, А.В. Современный взгляд на роль электроплавки в производстве тяжелых цветных металлов [Текст] / А.В. Тарасов, В.М. Парецкий // Электрометаллургия. – 2003. – №5. – С. 12–23.

УДК 621.791.755

МИКРОПЛАЗМЕННАЯ СВАРКА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МЕМБРАН

А. С. Косюк

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

У представленій роботі описано використання мікроплазмового зварювання в мембранних технологіях при використанні металевих мембран. Так, як товщина металевої мембрани складає 0,06...1,5 мм, а масоперенос відбувається під великим тиском, виникають поломки або тріщини. Мікроплазмове зварювання дозволяє з'єднувати різні матеріали, сплави, неметалеві вироби з мінімальною товщиною (в межах від 0,05 до 1,5 мм.)

В представленной работе описано использование микроплазменной сварки в мембранных технологиях при использовании металлических мембран. Так, как толщина металлической мембраны составляет 0,06...1,5 мм, а масоперенос происходит под большим давлением, возникают поломки или трещины. Микроплазменная сварка позволяет соединять различные материалы, сплавы, неметаллические изделия с минимальной толщиной (в пределах от 0,05 до 1,5 мм.)

Die vorliegende Arbeit beschreibt die Verwendung von Mikroplasma in der Membrantechnologie unter Verwendung von Metallmembranen. Somit ist die Dicke der Metallmembran beträgt 0,06 ... 1,5 mm. Tritt Stoffübertragung unter hohem Druck, da Risse und Brüche. Mikroplasmaschweißen ermöglicht Verbinden verschiedener Materialien, Legierungen, nichtmetallische Produkte mit einer minimalen Dicke (im Bereich von 0,05 bis 1,5 mm.)

В наше время очистка играет очень важную роль. Наиболее часто в современных промышленных технологиях применяются мембранные системы очистки. Мембраны - тонкие пленки со специальной структурой, созданные для обеспечения селективного пропускания растворенных веществ.

Вообще, 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.

Наибольшей степенью гомогенности обладают мембраны, разработанные для микрофильтрации и гемодиализа. Мембраны снижают величину потока не только нежелательных растворенных веществ, но и самого растворителя. Для уменьшения сопротивления потоку растворителя были разработаны образцы, имеющие асимметричное поперечное сечение. То есть они состоят из двух параллельных слоев. Сопротивление, оказываемое течению селективным слоем, который обеспечивает мембране возможность селективной фильтрации, минимизируется посредством уменьшения его толщины.

Так, как массоперенос через мембрану происходит под большим давлением, очень часто это приводит к поломке. В таких случаях можно использовать микроплазменную сварку для соединения.

Основными чертами, отличающими плазменную дугу от обычной, являются:

- более высокая температура;
- меньший диаметр дуги;
- цилиндрическая форма дуги (в отличие от обычной конической);
- давление дуги на металл в 6–10 раз выше, чем у обычной;
- возможность поддерживать дугу на малых токах (0,2–30 А).

Специальный малоамперный источник питания постоянного тока предназначен для получения дежурной дуги, непрерывно горящей между электродом и медным водоохлаждаемым соплом. При подведении плазмотрона к изделию зажигается основная дуга, которая питается от источника. Плазмообразующий газ подается через сопло плазмотрона, имеющее диаметр 0,5–1,5 мм.

Защитный газ подается через керамическое сопло. Основным газом, используемым в качестве плазмообразующего и защитного, является аргон. Однако в зависимости от свариваемого металла к нему могут осуществляться добавки, увеличивающие эффективность процесса сварки.

Плазменная горелка охлаждается водой. Для зажигания дуги в сварочной установке имеются осцилляторы дежурной и основной дуги. Диаметр плазменной дуги составляет около 2 мм, что позволяет сконцентрировать тепло на ограниченном участке изделия и нагревать зону сварки, не повреждая соседние участки.

К основным параметрам процесса микроплазменной сварки относятся сила тока, напряжение, расход плазмообразующего и защитного газа, диаметр канала сопла, глубина погружения в сопло электрода, диаметр электрода.

Микроплазменная сварка успешно применяется в качестве эффективного способа для сварки изделий небольшой толщины (в пределах 0,05-1,5 мм), например тонкие листы цветных металлов, а также никеля, циркония и титана, нержавеющей стали, сплавов золота и серебра. Она же нашла свое успешное применение в области производства тонкостенных емкостей и труб, при приварке к массивным деталям сильфонов и мембран, соединении термопар, фольги. Схему процесса микроплазменной сварки показано на рисунке 1.

Чаще всего микроплазменная сварка может применяться для металлических мембран. Толщина мембраны выбирается в зависимости от требуемой чувствительности прибора, прочности и свойств материала мембраны. Для металлических мембран она составляет 0,06 – 1,5 мм.

Композиционные мембраны с селективным слоем из металла (часто палладия), получают плазменным напылением.

Непористые металлические мембраны обычно изготавливают в виде плоских пластин и капилляров литьем, прокаткой и вытяжкой и используют в основном в мембранном разделении газов. Такие мембраны производят из палладия и палладиевых сплавов (Pd–Ag–Ni–Nb).

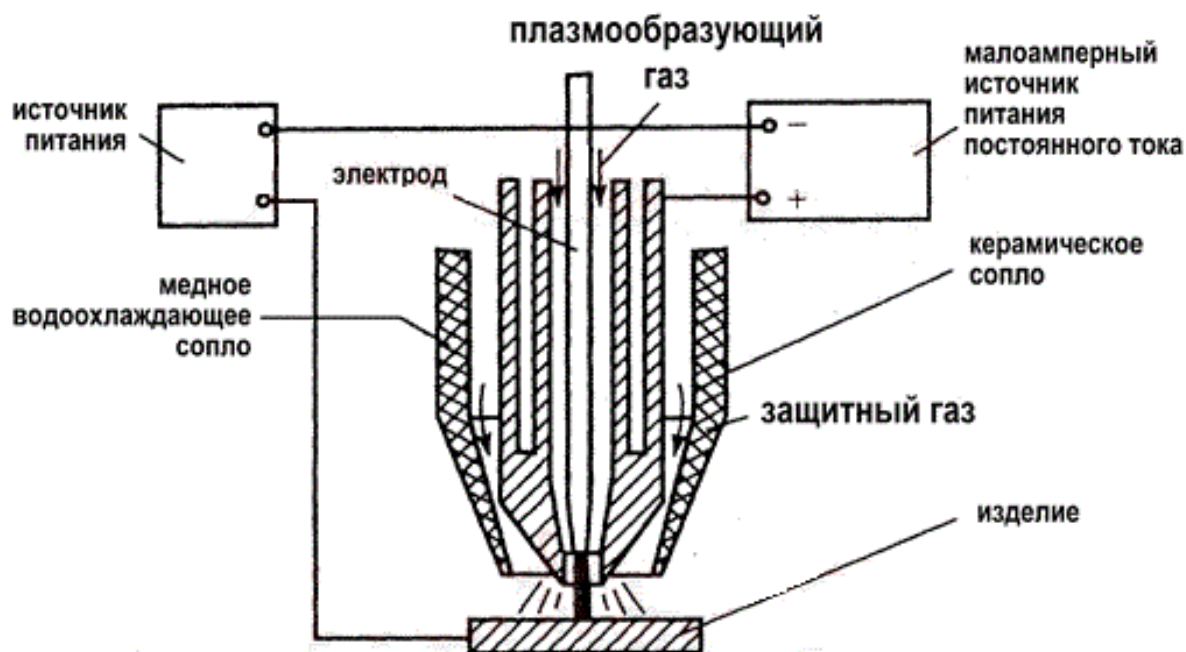


Рис. 1 Схема процесса микроплазменной сварки

Пористые металлические мембраны получают спеканием металлических порошков (сталь, титан и титановые сплавы), а также выщелачиванием какой-либо части сплава (например, нержавеющей

стали). На такие пористые подложки часто производят напыления Ni, Zn, Cu, Co и других металлов для формирования селективных слоев.

Микроплазменная сварка позволяет соединять различные материалы, сплавы, даже неметаллические изделия (пластмассы, диэлектрические материалы) вплоть до текстильных изделий, с небольшой толщиной (в пределах 0,05-1,5 мм).

Література

1. Патон Б.Е. Микроплазменная сварка Киев: Наук. думка, 1979. — 248 с..
2. Шестель, Л.А. Специальные методы сварки и пайки. Конспект лекций / Л. А. Шестель. – Омск: Изд-во ОмГТУ, 2010. – 68 с.
3. Васильев В.М., Плазменная сварка: [Электрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://www.osvarke.com/plasma.html>

УДК 669.187.526

ВИГОТОВЛЕННЯ ХОЛОДНОКАТАНИХ ТИТАНОВИХ ТРУБ

В. С. Косюк, Ю. Я. Готвянський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

У даній статті розглядаються тенденції використання холоднокатаних труб з титанових сплавів марок VT-1.0 та VT-1.00, їх особливості та переваги використання в найвідповідальніших ділянках сучасного виробництва

В данной статье рассматриваются тенденции использования холоднокатаных труб из титановых сплавов марок VT-1.0 и VT-1.00, их особенности и преимущества использования в самих ответственных участках современного производства

Dieser Artikel untersucht Trends bei der Verwendung von kaltgewalzten Rohren aus Titanlegierung Grade VT-1.0 und VT-1.00, ihre Funktionen und Vorteile von sich selbst in kritischen Bereichen der modernen Produktion

Складно знайти більш міцний, стійкий до корозії і одночасно легкий матеріал. Титан володіє відмінними властивостями: він жаростійкий, невразливий до впливу вологи, солей і органіки, витримує великий тиск та несприйнятливий до перепаду температур. Сплави титану - найміцніші з усіх існуючих на сьогодні. Вони демонструють найвищу надійність, жароміцність, корозійну стійкість. Титанові труби затребувані скрізь, де потрібно стійкість до механічних, термічних і хімічних впливів. Титанові труби мають ще одну перевагу: відсутність відкладень органіки і солей на внутрішніх стінках. Весь експлуатаційний термін вони зберігають в повній мірі всі свої початкові якості.

Металургійна промисловість поставляє напівфабрикати технічного титану двох марок : VT-1.00 та VT-1.0 , що відрізняються вмістом домішок (H₂, N₂, C, Fe, Si та інші).

Це матеріали невеликої міцності , до того ж титан VT-1.00 відрізняється меншою міцністю і великою пластичністю. Основними перевагами технічного титану є висока технологічна пластичність, що дозволяє отримати з нього навіть «фольгу». Властивості міцності можуть бути підвищені нагартуванням, але при цьому знижуються пластичні

властивості. До недоліків титану слід віднести високу схильність до водню, в зв'язку з чим вміст H_2 не повинен перевищувати 0,008% в титані марки ВТ-1.00 та 0,01% в ВТ-1.0. Хімічний склад сплавів титану ВТ-1.0 та ВТ-1.00 показано в таблиці 1.

Таблиця 1 Хімічний склад сплавів титану ВТ-1.0 та ВТ-1.00

Хімічний склад ВТ-1.0							
Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Інші домішки
до 0,25	до 0,07	до 0,1	до 0,4	99,24 - 99,7	до 0,2	до 0,01	0,3
Хімічний склад ВТ-1.00							
Fe	C	Si	N	Ti	O	H	Інші домішки
до 0,15	до 0,05	до 0,8	до 0,4	99,58 – 99,9	до 0,1	до 0,008	0,1

Труба з титану - виріб з порожнистим профілем різного перетину проводиться мірної довжини, немірної і кратної мірної. Властивості залежать від методу виготовлення, хімічного складу, стану матеріалу. Відбір проб для контролю хімічного складу нормується Держстандартом 24231-80. За способом виробництва труби діляться на гарячекатані (проходять механічну обробку по зовнішньому і внутрішньому діаметру) та холоднокатані - зварні та безшовні. Кожен спосіб мають свої переваги. Наприклад, зварні - згідно стандарту 24890-81 і 19807-74 виготовляються з наступних марок: ОТ4-0, ВТ1-0. Їх, як правило, виробляють зі стрічки за допомогою аргоно-дугового зварювання. Безшовні холоднодеформовані - виготовляють з марок ПТ7М і ВТ1-0 згідно з ГОСТ 22897-86, 19807-74 і ОСТ 1 90050-72 маркування.

В основному використовують для прокатки труб титан марки ВТ-1,0. Це - міцна і легка титанова труба, що володіє корозійної стійкістю до впливу агресивних хімічних середовищ. Застосовна для нафто-і газовидобутку.

За якістю поділяються на групу А з травленням в відпаленому стані і групу Б без термообробки і травлення поверхні. Зовнішня і внутрішня поверхня не повинна мати раковин, розшарувань, полон, тріщин, грубих слідів зачистки, глибоких рисок і непровару шва. Кінці рівно обрізають під прямим кутом і зачищають від задилок.

Безшовні труби не мають спірального або поздовжнього шва. Їх виробляють методом прокатки на трубопрокатних станах. Вони широко затребувані в транспортному машинобудуванні, авіабудуванні, енергетиці, нафтовидобувній, хімічній промисловості, в комунальному господарстві.

Гарячекатані труби піддають прокатці в гарячому стані.

Холоднокатані - після гарячої прокатки додатково обробляються в холодному стані.

Холоднокатані труби на сьогоднішній день являються одними з найпопулярніших видів металопродукату. Така їх поширеність в наш час пояснюється доволі високими експлуатаційними характеристиками, такими як міцність, пластичність та легкість.

До ряду переваг холоднокатаних титанових труб слід також віднести: високу міцність, корозійну стійкість і легкість, задовільну оброблюваність, хороша пластичність і зварюваність. В умовах вкрай низьких і високих температур всі переваги зберігаються повністю. Стійкість у морській і прісній воді, в атмосфері сірки, в контакт з азотною кислотою, в середовищі природного газу та нафтопродуктів, в солоній воді, в суміші КОН і NaOH при концентрації до 40 %, в киплячій середовищі аміаку 20% -й концентрації, в розплавленій сірці до $t=240\text{ }^{\circ}\text{C}$, в атмосфері SO_2 і промислових газів, в солях сірчанокислої міді і H_2S , вуглекислого натрію та інше. При t до $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ - стійкість в дихлороцтовій, «крижаній» концентрованій оцтовій, хлороцтовій, молочній кислоті, оцтовий ангідрид, а також у винній кислоті до $t=100\text{ }^{\circ}\text{C}$ і в прісній воді при тиску понад 100 атмосфері $t=260\text{ }^{\circ}\text{C}$. Деякі механічні властивості титанових сплавів показані в таблиці 2.

Таблиця 2 Механічні властивості титанових сплавів

Сплав	Відносне подовження, %	Тимчасовий опір на розрив, кгс/мм ²
BT-1.0	15	40-55
BT-1.00	20	30-45

Застосування: титанові труби затребувані скрізь, де необхідні висока механічна міцність, стійкість до корозії, до впливу різних хімічних речовин та з'єднань.

Титанові труби широко застосовні в суднобудуванні, їх використовують для буріння свердловин, в реактивній техніці, нафтохімічній галузі, вони служать при видобутку газу і нафти, а також успішно справляються з масою інших завдань, непосильних для сплавів з інших компонентів.

Широко використовуються на найвідповідальніших ділянках в сучасному виробництві: в підводному суднобудуванні, реактивній техніці, нафтохімії при бурінні свердловин, видобутку газу та нафти, легко справляється зі складними завданнями, які непосильні іншим металам. Титанова труба серії BT - міцна і легка, стійка до дії хімічних реагентів і

корозії затребувана в нафто-і газовидобутку, при розробці шельфових родовищ, глибоководної геологорозвідці. Її випускають холодно- і гарячекатаної. Після прокатки вона проходить механічну обробку. Володіє стійкістю до перепадів температур в діапазоні $-250\text{ }^{\circ}\text{C}$ $+450\text{ }^{\circ}\text{C}$ і агресивним агентам, що неоцінено в хімічній галузі. Значний електричний опір і немагнітність ВТ1-0 роблять його популярним в радіо-та електротехніці.

Література

1. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. и др. Электронно-лучевая плавка титана. – К.: Наук.думка, - 2006. – 248с.
2. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Ахонин С.В. и др. Электронно-лучевая плавка тугоплавких и высокореакционных металлов. – К.: Наук.думка, - 2008. – 312с.
3. Auremo, Титан и титановый прокат: [Електрон. ресурс]. – Режим доступа: <http://www.auremo.org/>

УДК 621.735.34

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССА ПРОТЯЖКИ НА ОПРАВКЕ

Е. С. Котова, А. В. Бендич

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Розглянуто основні напрями удосконалення технології кування пустотілих поковок. Вивчено вплив конфігурації бойків на продуктивність протяжки на оправці. Встановлено необхідне число натиснень пресу для досягнення укову $Y = 2$. Показана ефективність протяжки на оправці вирізними бойками у порівнянні з комбінованими

Рассмотрены основные направления усовершенствования технологииковки пустотелых поковок. Изучено влияние формы бойков на производительность протяжки на оправке. Установлено необходимое число нажатий прессы для достижения укова $Y = 2$. Показана эффективность протяжки на оправке вырезными бойками по сравнению с комбинированными

The main directions of improvement of forging technology of hollow forgings. The influence of the configuration of the strikers on the productivity of broach on the mandrel. Set the required number of key presses to achieve productivity $Y = 2$. Displaying efficiency of broach on a mandrel cut-out strikers in comparison with combined

При изготовлении пустотелых поковок методомковки на прессах протяжка на оправке занимает свыше 75% общего машинного времени. В связи с этим вопросы повышения производительности протяжки на оправке являются актуальной научно-технической задачей.

При протяжке на оправке широко используются комбинированные (верхний – плоский, нижний – вырезной) и вырезные бойки, реже – плоские. В зависимости от типа бойков при обжатии возникает одновременно четыре, три или два очага деформации, что отличает эту операцию от других. Соответственно, двум и более очагам деформации соответствует минимум две пары контактных поверхностей, между которыми металл подвергается обжатию: под верхним бойком и оправкой; над нижним бойком и оправкой. Для преимущественного удлинения заготовки без увеличения её диаметра необходимо совпадение

направления наименьшего сопротивления течения металла с осью заготовки. Этого добиваются путём подбора правильно выбранного режима деформации и формы инструмента [1].

Исследованию процесса протяжки на оправке посвящены работы Н.Е. Сидорова, В.Ф. Касатонova [2, 3], принципиальным отличием которых от общепринятой технологии было изменение последовательностей операцийковки. В дальнейшем ковкой-протяжкой пустотелых поковок занимался Ю.М. Антощенко [4-6], чьи исследования были направлены на усовершенствование технологииковки-протяжки за счёт оптимизации конфигурации инструмента. Однако в данных работах не приводились исследования влияния формы бойков на производительность процесса.

Цель работы – исследовать влияние формы инструмента на производительность протяжки на оправке.

В качестве оборудования использовался кривошипный пресс силой 0,16 МН. Сравнивали две схемы обжатия: комбинированными (рис. 1) и вырезными (рис. 2) бойками, угол выреза которых 110° . Данный угол выреза обеспечивает наиболее благоприятную схему деформации при протяжке на оправке [6].

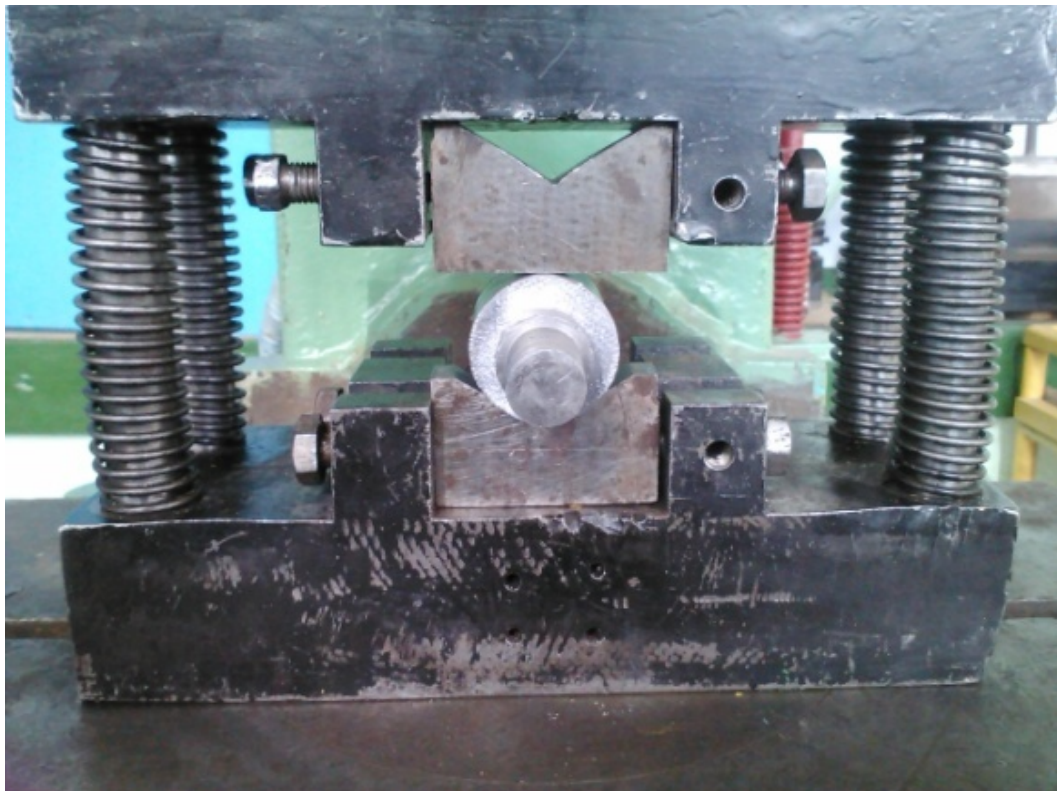


Рис. 1 Схема протяжки на оправке комбинированными бойками

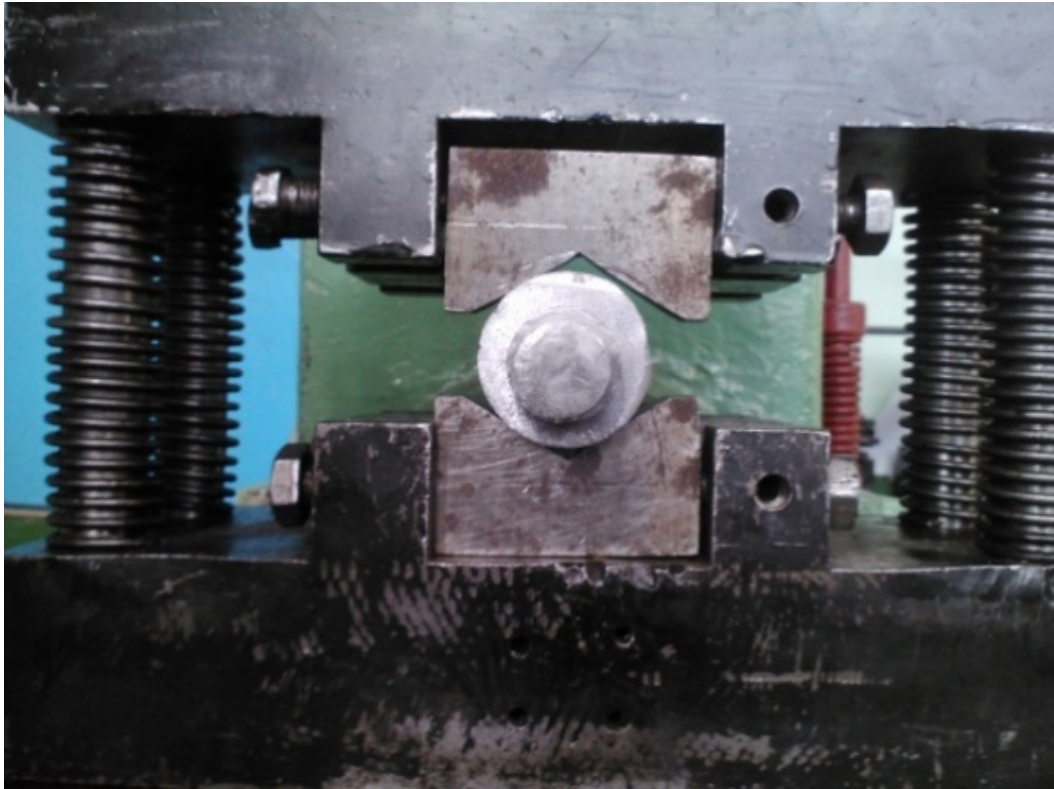


Рис. 2 Схема протяжки на оправке вырезными бойками

Относительная подача при протяжке на оправке рекомендуется [4] в пределах 0,3-0,7, т.к. меньшая величина подачи значительно снижает производительность процесса, а её повышение приводит к неравномерному течению металла в сторону удлинения. В связи с этим оптимальная относительная подача при проведении данного эксперимента составила 0,4.

Угол кантовки при обжатии в комбинированных бойках составил 55-75°, что соответствует максимальной площади контакта заготовки с инструментом. Угол кантовки при обжатии в вырезных бойках равен 45°, т.к. при таких значениях угла кантовки наиболее полно устраняется неравномерность деформации и уменьшается влияние растягивающих напряжений.

Полые свинцовые образцы обжимались в комбинированных и вырезных бойках со средней степенью деформации 10% до достижения укова $Y = 2$ [7]. Расчёт степени укова полых поковок несколько отличается от расчёта степени укова сплошных. Если при протяжке сплошных поковок уков представляет собой соотношение площадей поперечного сечения образца до обжатия и после обжатия, то при протяжке пустотелых поковок нужно учитывать наружный и внутренний диаметр до и после обжатия. Следовательно, формула нахождения укова имеет вид:

$$y = \frac{F_{\text{заг.}}}{F_{\text{пок.}}} = \frac{D_{\text{заг.}}^2 - d_{\text{заг.}}^2}{D_{\text{пок.}}^2 - d_{\text{пок.}}^2} = \frac{L_{\text{пок.}}}{L_{\text{заг.}}} = 2, \quad (1)$$

где $F_{\text{заг.}}$, $F_{\text{пок.}}$ – площадь поперечного сечения заготовки и поковки соответственно, мм²;

$D_{\text{заг.}}$, $d_{\text{заг.}}$ – наружный и внутренний диаметр заготовки соответственно, мм;

$D_{\text{пок.}}$, $d_{\text{пок.}}$ – наружный и внутренний диаметр поковки, мм;

$L_{\text{заг.}}$, $L_{\text{пок.}}$ – длина заготовки и поковки соответственно, мм.

Таким образом, о величине укова судили по удлинению поковки. Для чего после каждого обжатия с помощью штангенциркуля измеряли длину образца и обжимали образцы до тех пор, пока величина укова не достигла 2. О производительности процесса судили по числу обжатий пресса, необходимых для достижения требуемого укова.

Результаты эксперимента показали, что при относительной подаче $\phi = 0,4$ при протяжке на оправке вырезными бойками уков $Y = 2$ достигается при 55 обжатиях, в то время как при протяжке на оправке комбинированными бойками для достижения укова $Y = 2$ потребовалось 79 обжатий (рис. 3).

Таким образом, применение вырезных бойков способствует более интенсивному течению металла в удлинение, что повышает производительность процесса, по сравнению с ковкой комбинированными бойками, на 25-30%. Это происходит за счёт контакта по максимальной части периметра поперечного сечения заготовки с инструментом, а напряжённое состояние при обжатии вырезными бойками в большей степени приближается к всестороннему (неравномерному) сжатию.

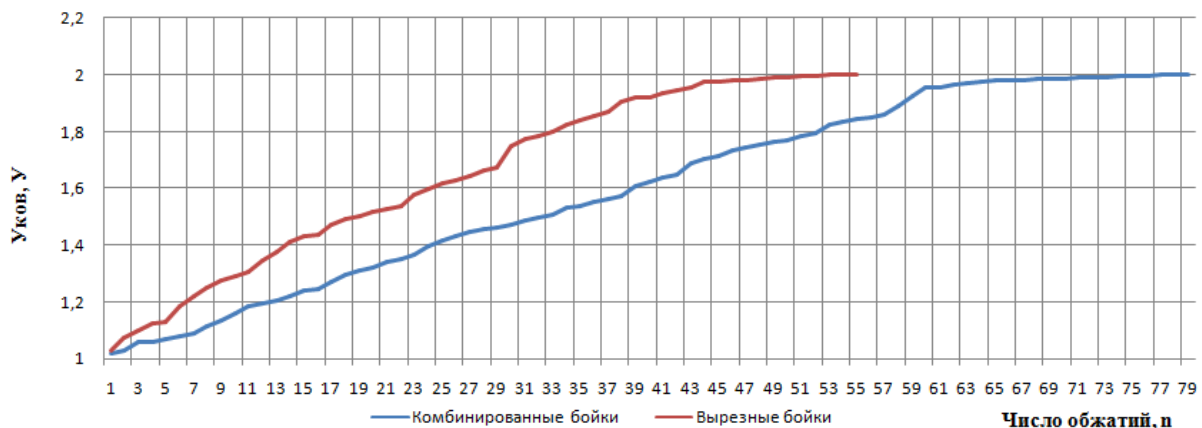


Рис. 3 Сравнение производительности протяжки на оправке комбинированными и вырезными бойками

Выводы

При ковке полых заготовок в комбинированных и вырезных бойках интенсивность течения металла различна. Применение вырезных бойков, по сравнению с комбинированными, способствует повышению производительности процесса протяжки на оправке на 30%.

Литература

1. Охрименко Я.М. Технология кузнечно-штамповочного производства / Я.М. Охрименко. – М : Машиностроение, 1976. – 560 с.
2. Сидоров Н.Е. Ковка полых длинных цилиндров из легированной стали / Н.Е. Сидоров // Кузнечно-штамповочное производство. – 1964. – № 12. – С. 38-39.
3. Касатонов В.Ф. Усовершенствование технологииковки полых поковок на прессах / В.Ф. Касатонов, Г.А. Матросов, А.Г. Салтыков // Кузнечно-штамповочное производство. – 1966. – № 4. – С. 44-45.
4. Антощенко Ю.М. Влияние внешних зон на формоизменение заготовки при ковке / Ю.М. Антощенко // Кузнечно-штамповочное производство. – 2001. – № 6. – С. 19-21.
5. Сидоров А.Н. Распределение напряжений в очаге деформации при ковке плоскими бойками сплошных и полых цилиндрических заготовок / А.Н. Сидоров, Ю.М. Антощенко // Кузнечно-штамповочное производство. – 1996. – № 9. – С. 32-34.
6. Антощенко Ю.М. Исследование формоизменения полый заготовки при протяжке на оправке / Ю.М. Антощенко // Кузнечно-штамповочное производство. – 2001. – № 4. – С. 3-6.
7. Ковка и штамповка: справочник в 4-х томах / под ред. Семёнова Е.И. – М : Машиностроение, 1985. – Т. 1: Материалы и нагрев. Оборудование. Ковка. – 568 с.

УДК 669.013: 669.054:669.74

ДУГОВЫЕ И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ ДЛЯ ОБРАБОТКИ МЕТАЛЛА В УСЛОВИЯХ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКИХ МИКРО-ЗАВОДОВ

С. В. Куберский

Донбасский государственный технический университет

Запропоновано технологію позапічної обробки металу методом дугового глибинного відновлення елементів в сталерозливних ковшах невеликої місткості і проміжних ковшах розливних агрегатів, а також конструкція багатofункціонального проміжного ковша МБЛЗ (МНБЛЗ). Отримано результати, що є вихідними при проектуванні пристроїв для розкислення-легування, рафінування, перемішування і нагрівання металу в промислових умовах

Предложена технология внепечной обработки металла методом дугового глубинного восстановления элементов в сталеразливочных ковшах небольшой вместимости и промежуточных ковшах разливочных агрегатов, а также конструкция многофункционального промежуточного ковша МНЛЗ (МПНЛЗ). Получены результаты, являющиеся исходными при проектировании устройств для раскисления-легирования, рафинирования, перемешивания и нагрева металла в промышленных условиях

The secondary treatment technology by the method of arc deep recovery of elements in low capacity casting ladles and tundish casting units, as well as design of the multifunctional tundish of continuous (semi)-casting machine are proposed. The results, which are the starting point for device designing for deoxidation, alloying, refining, mixing and metal heating in an industrial conditions are obtained

В последние годы в России, Украине, Казахстане и других странах содружества наблюдается положительная динамика в проектировании и строительстве современных металлургических микро- и мини-производств, использующих в своей технологии как правило электросталеплавильное производство, внепечную обработку и непрерывную разливку. Эти предприятия стратегически ориентированы на определенные ниши рынка и могут представлять серьезную конкуренцию для традиционных

производителей стали за счет выгодного географического положения, использования современных технологий и местных условий для производства и реализации продукции.

В условиях кризиса и дефицита финансовых ресурсов потенциальные инвесторы проявляют определенный интерес к строительству микро-заводов, производящих металлопродукцию в объемах менее 200 тыс. т/год. Особый интерес к металлургическим микро-заводам и модулям имеется у машиностроительных и металлургических предприятий, желающих перерабатывать лом черных металлов и отходы производства для собственных нужд, а также предпринимателей, занимающихся сбором и реализацией металлолома. При этом возникает возможность максимального использования существующих строительных, энергетических, транспортных и прочих объектов существующего предприятия, что позволяет существенно снизить удельные капитальные затраты на организацию нового производства. В данном случае речь уже идет не о заводе, а скорее о микро металлургическом модуле или агрегате, встраиваемом в существующую технологическую схему предприятия. Однако для таких предприятий нет эффективных решений с точки зрения оптимального построения производственного цикла и возникает актуальная задача создания технологической цепочки из агрегатов низкой производительности при максимальной результирующей фондоотдаче.

При получении качественных сталей в условиях микро-заводов необходимо применение некоторых специфических решений на этапе внепечной обработки и разлива, к которым можно отнести использование отходов и вторичных материалов, эффективных технологий по раскислению-легированию и рафинированию металла, электромагнитного поля, нагрев металла в промежуточном ковше, оптимизация вторичного охлаждения и т.п.

Для выплавки стали в ограниченных объемах современное машиностроение предлагает достаточно широкий спектр индукционных и дуговых электропечей емкостью от 0,16 до 12 т, а вопросы внепечной обработки, разлива и деформации металла в таких условиях требуют новых научно-технических подходов.

Внепечная обработка железоуглеродистых расплавов с использованием традиционных агрегатов ковш-печь целесообразна лишь для ковшей объемом более 10 т, а для ковшей меньшего тоннажа (0,5-6 т) такие установки практически не производятся. Это обусловлено в первую очередь малыми геометрическими размерами ковшей. При небольшом диаметре ковша возникают сложности в организации эффективного дугового нагрева при низком расходе огнеупоров из-за существенного воздействия высокотемпературных дуг на футеровку. Небольшая высота

налива металла в таких ковшах вызывает оголение зеркала при высокой интенсивности продувки расплава аргонem, что способствует вторичному его окислению, а при меньшей интенсивности продувки значительно увеличивается время необходимое для гомогенизации металла и удаления неметаллических включений, что значительно снижает эффективность такого способа внепечной обработки. Кроме небольших геометрических размеров для таких ковшей характерны значительные потери температуры и скорость остывания металла, а, следовательно, возникает необходимость большего перегрева расплава перед проведением заключительных операций, что способствует увеличению растворимости газов, а также большему угару лигатур и раскислителей. Поэтому широко используемые в большой металлургии способы обработки расплавов гранулированным магнием, различными проволоками, шлаковыми смесями и т.д. также малоэффективны для ковшей небольшого объема. Таким образом, традиционные способы внепечной обработки, широко используемые на интегрированных предприятиях не в полной мере соответствуют условиям предприятий с небольшой единичной вместимостью плавильных агрегатов и сталеразливочных ковшей и существует объективная необходимость в поиске альтернативных высокоэффективных способов внепечной обработки для металлургических микромодулей. Кроме того, работа с ковшами небольшой емкости при достаточно большой продолжительности разлива и малой серийности вплоть до одиночных плавов выдвигает в ряд приоритетных проблему больших перепадов температур в промежуточном ковше, что потребует уделить внимание технологическому мониторингу системы сталеразливочный ковш – промежуточный ковш.

Одним из эффективных решений по внепечной обработке железоуглеродистых расплавов в ковшах небольшой емкости может быть, относительно новый, метод дугового глубинного восстановления (ДГВ) элементов позволяющий одновременно решать три основные задачи этого технологического периода – раскисление-легирование (рафинирование) металла восстанавливаемыми непосредственно в него элементами, перемешивание расплава выделяющимися газообразными продуктами реакций восстановления и нагрев металла заглубленной в него электрической дугой [1, 2].

В лабораторных и промышленных условиях метод ДГВ был реализован для десульфурации чугуна магнием, восстанавливаемым из магнезита и раскисления-легирования расплавов марганцем и кремнием, которые восстанавливали из силикомарганцевого шлака и шлама, а также различных марганецсодержащих материалов (передельный шлак, марганцевая руда, агломерат).

Конструкция одноэлектродного дугового блока (ДБ), рассчитанного на ДГВ магния с целью десульфурации чугуна в тигле ИСТ-0,06, показана на рисунке 1. Блок содержит железную трубку – 1 диаметром 18×2,5 мм, электроизоляцию электрода – 2, углеродистую сердцевину электрода – 3, рабочую рудно-восстановительную смесь – 4, инертную оболочку блока – 5, «пусковую» полость – 6.

Токоподводящая часть блока выполнена комбинированной, из стальной трубки с углеродистой сердцевиной, чтобы во время работы блока омический разогрев электрода был минимальным. В зону высоких температур ток идёт преимущественно по стальной трубке. Вблизи дуги трубка оплавляється, и дальше к дуге ток идёт по углероду. В зоне дуги электрод разогревается как от дуги, так и омически. Содержащаяся в углеродистой части присадка в нагретой до температуры более 2000 °С концевой части электрода газифицируется. Выделяющиеся газы давлением изнутри разрушают электрод, и он расходуеться по мере расходования рабочей смеси 4.

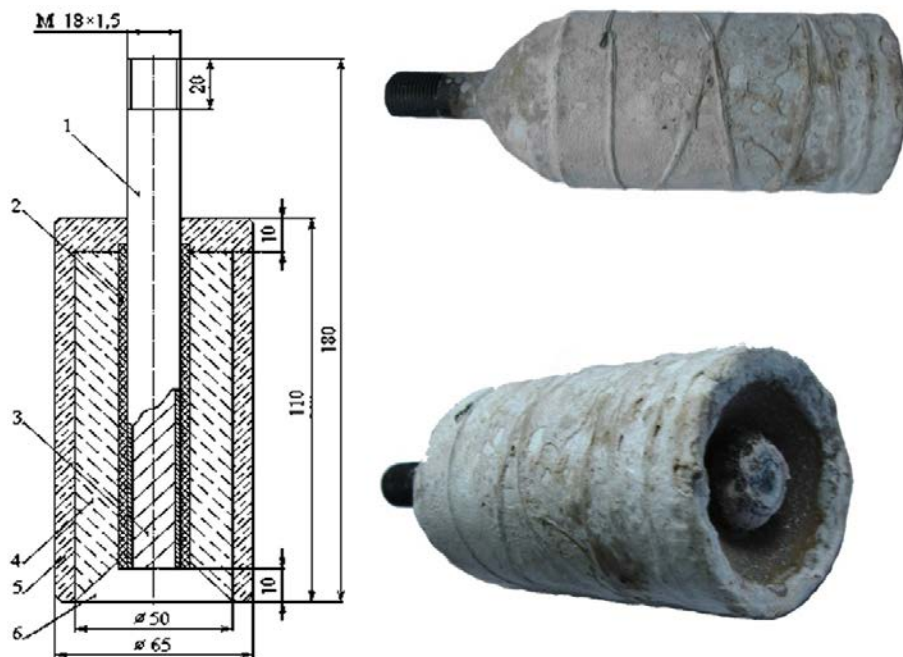


Рис. 1 Восстановительный блок для ДГВ магния

Смесь 4 состоит из магнезита и алюминия в стехиометрическом соотношении. Температура восстановления магния из магнезита около 1500 °С. По мере разогрева обращённой к дуговому разряду поверхности рабочей смеси алюминий восстанавливает магний, который поступает в расплав рафинируя и модифицируя его.

Оболочка 5 сделана из шамотно-фосфатной смеси и является тепловой и электрической изоляцией зоны дугового разряда. Оболочка, как

любой огнеупор, обладает газопроницаемостью. Образующийся в дуговой полости пар магния может выходить в расплав, как через открытую нижнюю поверхность, так и через поры в оболочке.

Токоподводящий электрод, предназначенный для работы в дуговом блоке, позволяет подводить в зону дуги необходимую для протекания процесса мощность. Для выравнивания скоростей расхода рудной части и электрода в состав электрода необходимо вводить присадку глинозема, играющую роль окислителя. Оптимальное содержание глинозема в составе электрода составляет 12-13 %. Для уменьшения потерь мощности, связанных с увеличением электросопротивления электрод помещается в металлическую трубку, а для снижения потерь энергии через рудную часть дугового блока изолируется. Электродная масса состоит из стружки графитированных электродов, электродного каменноугольного пека и корунда в соотношении 7:2:1 соответственно.

Все сыпучие материалы, применяемые для изготовления дугового блока, должны иметь фракцию не более «минус 0,63», а набивку элементов ДБ необходимо производить в горячей оснастке (100-150 °С) с последующим обжигом (для электродов при 650-700 °С, для рудной части при 280-300 °С).

В ходе исследований были установлены основные конструктивные параметры ДБ и технологические параметры обработки: наружный диаметр рудно-восстановительной смеси 50 мм, ее плотность $2 \cdot 10^3$ кг/м³, содержание глинозема в токоподводящем электроде 12-12,5%, плотность тока на электроде 2 А/мм², глубина погружения блока в расплав 150-200 мм, сила тока на дуге 240-300 А, напряжение 50-40 В, анодное подключение ДБ (обратная полярность – анод на дуговом блоке). Степень десульфурации на опытных плавках составила 76-94 % при начальном содержании серы 0,08-0,11%, скорость удаления серы 0,007-0,009 %/мин, время обработки 9-11 мин, расход рудно-восстановительной смеси 1,88-2,54 кг/т, а электроэнергии в среднем 2,22 кВт·ч. Отмечено повышение степени десульфурации при увеличении глубины погружения дугового блока в расплав и длительности обработки, что связано с большим временем пребывания пузырей газообразного десульфуратора в объеме обрабатываемого металла. Скорость нагрева стали погруженной электрической дугой составляет 10-14 °С/мин, при том, что для промышленных АКП этот параметр составляет 4-5 °С/мин, и даже на проектируемых установках закладывается не более 7 °С/мин. Значение теплового КПД при проведении экспериментов превышало 60 %, что обусловлено улучшением условий теплопередачи при организации горения дуги в замкнутом пространстве, а также участия в процессе передачи тепла материала электродов, которые, расплавляясь под

действием тепла электрической дуги, попадают в жидкий металл и отдают ему свое избыточное теплосодержание.

Полученные в ходе исследований данные позволяют утверждать, что предложенная технология дугового глубинного алюминотермического восстановления магния из магнезита в зоне заглубленного дугового разряда является эффективным способом рафинирования и модифицирования чугуна, который может быть достаточно конкурентоспособным в сравнении с традиционными технологиями обессеривания железоуглеродистых расплавов. Результаты расчетов и промышленного опробования технологии ДГВ магния с целью десульфурации им чугуна показывают, что расходы на рафинирование металла от серы таким способом могут быть на 20-40 % ниже в сравнении с наиболее распространенной технологией десульфурации гранулированным магнием и флюидизированной известью. Для десульфурации стали в работе [2] предложены ДБ на основе кальцийсодержащих материалов.

Схема ДГВ марганца и кремния из силикомарганцевого шлака, а также ДБ используемые для такого способа обработки железоуглеродистых расплавов в тигле индукционной печи ИСТ-0,06 представлены на рисунке 2.

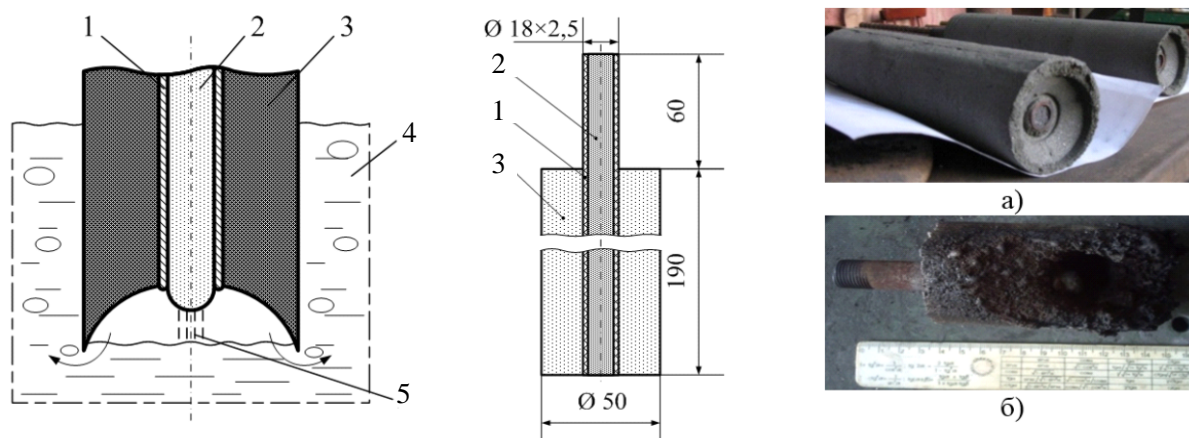


Рис. 2 Схема процесса ДГВ и ДБ, исходный ДБ (а) и его огарок (б) после обработки: 1 – стальная трубка; 2 – электродная смесь; 3 – рудно-восстановительная часть; 4 – металлический расплав; 5 – столб дуги

Содержание оксидов марганца и кремния в шлаке составляло 18-25 % 40-46% соответственно, а наиболее вероятной формой их существования являются силикаты, что значительно снижает ценность данного материала для различных металлургических технологий. На степень извлечения отмеченных элементов из металлургических отходов оказывает влияние ряд технологических параметров: состав сырья, вид восстановителя, шлаковый режим, конструкция ДБ, тепловые и энергетические параметры процесса и др.

Проведенные исследования показали, что высокая эффективность нового способа раскисления-легирования металла достигается при скорости расходования элементов ДБ 0,40-0,45 мм/с, для чего в состав токоподводящего комбинированного железо-графитового электрода вводили 11,0-12,0 % магнезита в качестве балластной добавки, плотность тока, обеспечивающая необходимую скорость расходования электрода составляет 2 А/мм², диаметр рудно-восстановительной смеси ДБ 50-55 мм, а ее основность 1,4. Кроме того, для обеспечения высокой степени восстановления марганца (> 60%) и синхронизации расходования рудной и токоподводящей частей блока массовая скорость горения рудно-восстановительной смеси должна превышать массовую (линейную) скорость горения электрода на 60-62 %.

Для обеспечения высокой степени извлечения марганца и кремния из отвального шлака силикомарганца в расплав необходимо иметь начальную температуру обрабатываемого металла 1450-1500⁰С, работать на переменном токе 240-260 А, при напряжении 40-50 В, что позволяет обеспечить мощность, подводимую в зону реакции более 10 кВт.

При соблюдении этих технологических параметров ДГВ возможна степень извлечения марганца 70-80 %, а кремния 20-65 % при скорости восстановления раскисляющих и легирующих элементов 0,01-0,02 %/мин. Себестоимость легирования железоуглеродистого расплава марганцем и кремнием для указанных пределов их извлечения на 10-40 % ниже в сравнении с традиционно используемой технологией легирования металла ферросплавами.

Данные способы внепечной обработки были реализованы при обработке чугуна и стали в тигле ИСТ-0,06, ковшах вместимостью 0,16, 0,24, 0,4, 0,5 и 1,0 т.

В настоящее время наиболее перспективными способами разливки стали в условиях микро-заводов, эксплуатирующих технологические агрегаты и металлургические емкости небольшой вместимости являются:

- горизонтальное непрерывное литье;
- полунепрерывное литье (вертикальное и наклонное);
- радиальная непрерывная разливка сутунки (тонкий узкий сляб) или сортовой заготовки.

Как правило, на таких предприятиях имеет место разливка одиночными плавками или серийная с небольшим количеством ковшей разлитых плавка на плавку.

Поэтому очень важным технологическим узлом для всех перечисленных разливочных агрегатов является промежуточный ковш который должен обеспечивать решение следующих основных технологических задач:

- гомогенизацию металла по химическому составу и температуре;
- удаление неметаллических включений;
- дополнительный нагрев металла;
- легирование металла необходимыми компонентами (особенно имеющими высокое сродство к кислороду и азоту) и рафинирование его от вредных примесей;
- защиту металла от взаимодействия с атмосферой при переливе из сталеразливочного ковша и дозировании в кристаллизатор.

Кроме того, немаловажным является вместимость промковша, которая может быть значительно больше сталеразливочного ковша для обеспечения серийной разливки или получения крупных заготовок. Особенно это актуально для предприятий, где лимитирующим звеном технологии является не выплавка стали, а разливка и таким образом обеспечивается прием большего количества металла из более производительных плавильных агрегатов.

На рисунке 3 представлен промковш, в котором под действием электромагнитной силы и устройства токоподвода обеспечивается возможность произвольного регулирования потоков металла по скорости и направлению для его гомогенизации и удаления неметаллических включений, подогрев, а также раскисление-легирование и рафинирование от вредных примесей за счет восстановления необходимых для этих процессов элементов в глубине расплава под действием низкотемпературной плазмы дугового разряда. Представленным на рисунке 3 позициям соответствуют:

1 – сталеразливочный ковш; 2 – покровный шлак; 3 – металл; 4 – стопор; 5 – защитная труба; 6 – ферромагнитный корпус промковша; 7 – бойная плита (металлоприемник); 8 – огнеупорная перегородка с каналами для прохода металла; 9 – устройство для электромагнитного дозирования и индукционного нагрева металла; 10 – транспортный закрытый желоб для дозирования металла в кристаллизатор; 11 – приемная погружная воронка; 12 – кристаллизатор; 13 – корка формирующейся заготовки; 14, 15 – ЗВО; 16 – неферромагнитный корпус дополнительной ванны промковша; 17 – полюс электромагнита; 18 – токоподвод на обмотки электромагнита; 19 – обмотки электромагнита; 20 – токоподвод на расплав; 21 – рабочее пространство промковша; 22 – ферромагнитный полюсный наконечник электромагнита; 23 – источник питания.

На рисунке 4 представлен разрез промковша с соответствующими позициями основных его элементов: 1 – покровный шлак; 2 – металл; 3 – огнеупорная перегородка с каналами для прохода металла; 4 – неферромагнитный корпус дополнительной ванны промковша; 5 – футеровка промковша; 6 – керамическая перегородка; 7, 8 – переливные каналы; 9 – рабочее пространство промковша; 10 – рабочее пространство

дополнительной ванны; 11 – ферромагнитный полюсный наконечник электромагнита; 12 – электрическая дуга; 13 – электрод для дугового нагрева (ДБ для раскисления-легирования и рафинирования); 14 – рафинировочный шлак; 15 – источник питания; 16 – подовый электрод.

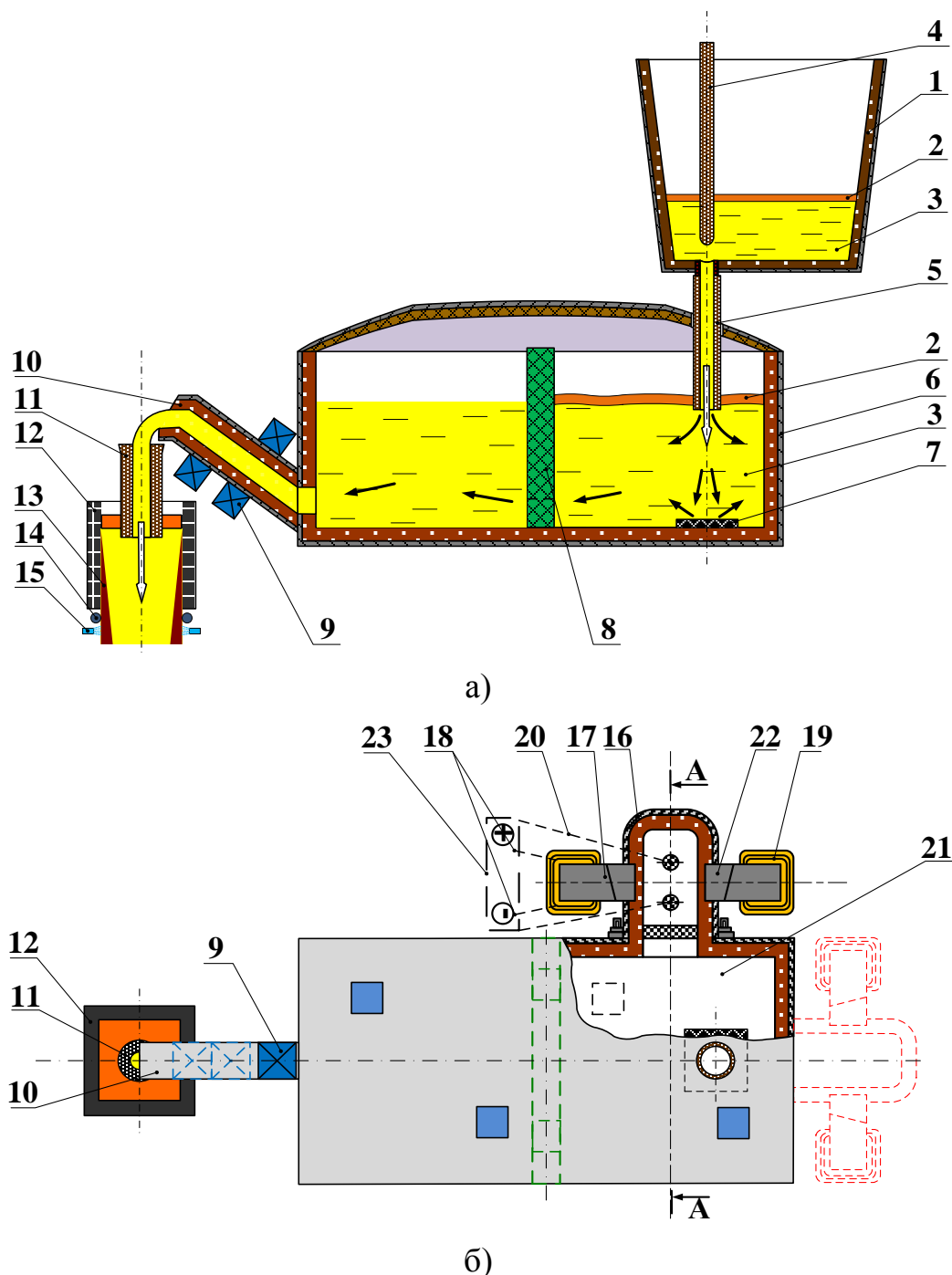


Рис. 3 Разрез (а) и вид сверху (б) промежуточного ковша для разливочных агрегатов металлургических микро-заводов

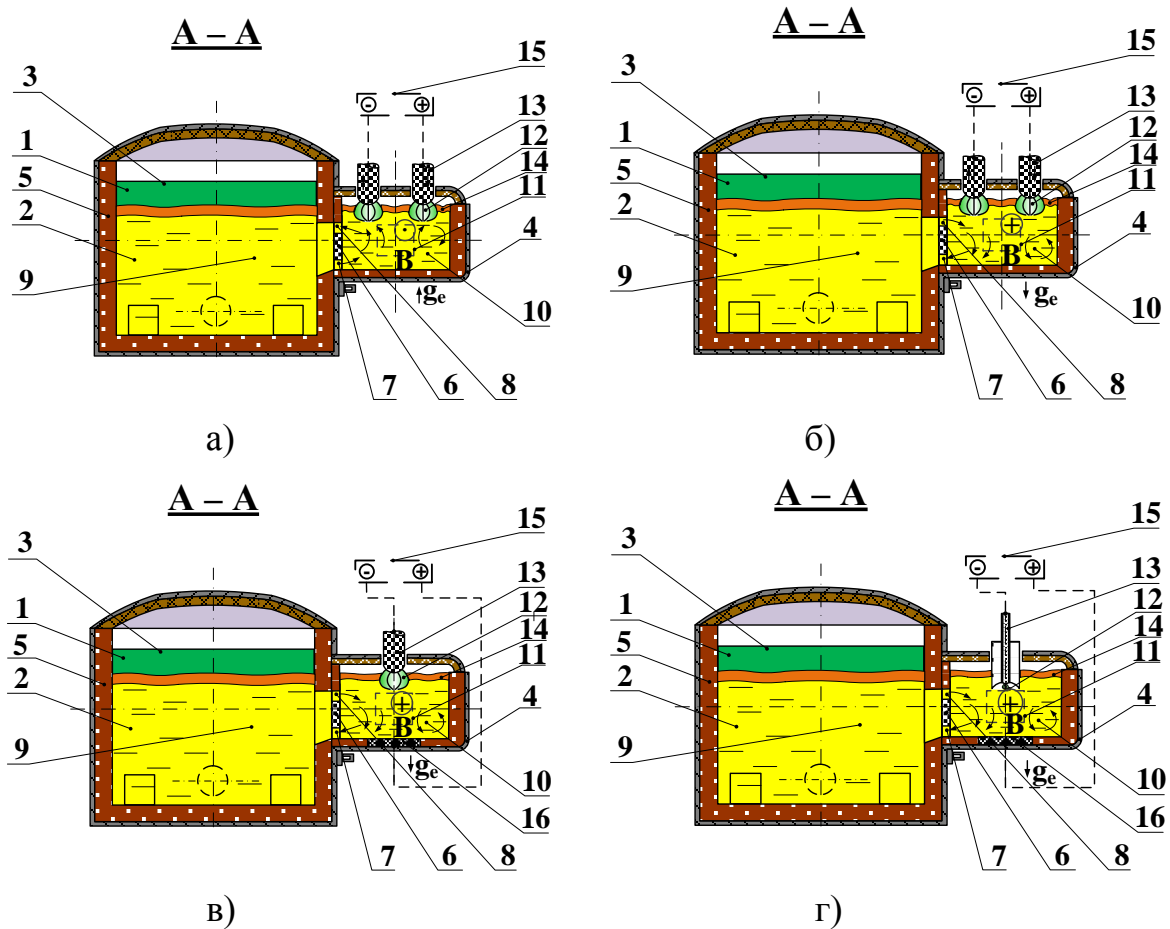


Рис. 4 Разрез A – A промежуточного ковша с различными схемами нагрева и обработки расплава: **а, б** – нагрев двумя сводовыми электродами с электромагнитным облегчением и утяжелением расплава для его циркуляции соответственно; **в** – одноэлектродный нагрев с токоподводящим подовым электродом, и циркуляция расплава за счет электромагнитного утяжеления; **г** – нагрев, раскисление-легирование и рафинирование расплава заглубленным ДБ, и циркуляция расплава за счет электромагнитного утяжеления

К ферромагнитному кожуху промковша 6 присоединена отъемная дополнительная ванна 16 кожух которой изготовлен из неферромагнитного материала, помещаемая между полюсами электромагнита 17. Место расположения дополнительной ванны может быть произвольным и выбирается исходя из технических условий конкретного предприятия и необходимости реализации тех или иных технологических задач. В промковше предусмотрены транспортный закрытый желоб 10 снабженный системой электромагнитного дозирования металла в кристаллизатор и индукционного нагрева 9. Дополнительная ванна 16 имеет токоподвод 18

на обмотки 19 электромагнита 17, токоподвод 20 на расплав, керамическую перегородку 6 (рис. 4) с переливными каналами 7 и 8 (рис. 4) между рабочим пространством проковша 21 и рабочим пространством дополнительной ванны 10 (рис. 4).

В неферромагнитные стенки дополнительной ванны 16 вварены ферромагнитные полюсные наконечники 22 электромагнита 17, концы наконечников 22 введены в футеровку дополнительной ванны 16 и выполнены охлаждаемыми для сохранения их ферромагнитных свойств при повышенной температуре эксплуатации.

Электромагнит 17 монтируется на тележке проковша (не показана). Токоподвод 18 на обмотки 19 электромагнита 17 и токоподвод 20 на расплав выполнены с возможностью регулирования по отдельности тока, поступающего на обмотки 19 и на металл дополнительной ванны 10 (рис. 4) через электрические дуги 12 (рис. 4) с помощью электродной системы 13 (рис. 4). В рабочем положении проковша полюсные наконечники 22 прилегают к магнитопроводу электромагнита 17 и являются его элементом.

Предлагаемый проковш при дозировании стали в кристаллизатор работает следующим образом. При подаче тока в обмотки 19 электромагнита 17 и на электродную систему 13 (рис. 4) в металле дополнительной ванны действует магнитное поле с индукцией «В» и перпендикулярное ему электрическое поле тока электродной системы «I», поступающего через дуги 12 (рис. 4). Взаимодействие этих полей формирует «моторную» силу g_e , которая алгебраически складывается с ускорением силы тяжести g . Металл в дополнительной ванне «утяжеляется» или «облегчается» в зависимости от полярности подключения тока «I». При подключении, показанном на позициях (б), (в), (г) рисунка 4, металл в дополнительной ванне «утяжелен», а на позиции (а), облегчен. Под действием электромагнитного давления металл выжимается через нижний канал 7 (рис. 4) в рабочее пространство 21 проковша, а через верхний канал 8 (рис. 4) переливается обратно в рабочее пространство дополнительной ванны 10 (рис. 4), движение металла в которой на рисунке 4 показано стрелками. При изменении полярности подключения движение происходит в обратном направлении. Скорость потока стали, выжимаемого из ванны 10 (рис. 4) через нижний канал, до 1,5 м/с и может регулироваться в широких пределах, чем обеспечивается выполнение технической задачи создания возможности произвольного регулирования потоков металла в проковше по скорости и направлению. Создаваемые циркуляционные потоки позволяют прокачивать металл находящийся в проковше через дополнительную ванну. На поверхности металла в дополнительной ванне может быть наведен рафинировочный шлак для удаления вредных примесей и

неметаллических включений. Расположение уровня металла в дополнительной ванне несколько выше переливного канала препятствует захвату шлака и транспортированию его в промежуточный ковш.

Тепло, выделяющееся при вводе тока в металл дополнительной ванны 2 (рис. 4) через электрическую дугу, создает условия для подогрева стали при практически отсутствии её науглероживания электродной системой 13 (рис. 4). Регулируемыми по скорости и направлению потоками тепло переносится по всему объему металла в промковше, выравнивая температуру стали, поступающей в кристаллизаторы через транспортный закрытый желоб для дозирования металла в кристаллизатор. Нагрев металла можно осуществлять с использованием двухэлектродной системы, представленной на позициях (а) и (б) рисунка 4, либо системы предусматривающей наличие одного верхнего электрода, а второй электрод встроен в подину дополнительной камеры по аналогии с конструкцией электродной системы печей постоянного тока позиции (в) и (г) рисунка 4. При работе на чугунах и меди в качестве второго электрода может быть использован графитовый контактный элемент смонтированный в подину дополнительной ванны.

Ферромагнитные металлоконструкции корпуса промковша и постановочной тележки способствуют усилению индукции «В» в зазоре между полюсными наконечниками, сваренными в неферромагнитные стенки корпуса дополнительной ванны. Возможность регулирования по отдельности тока, поступающего на обмотки электромагнита и на электродную систему позволяет изменять в широких пределах соотношение между скоростями потоков металла и мощностью его подогрева дугами для выполнения различных технологических операций:

- усреднения стали в промковше по химическому составу и температуре;
- устранения «застойных» зон в ванне промковша;
- применения рафинирующей обработки стали шлаками для освобождения её от эндогенных и экзогенных неметаллических включений.

Выполнение корпуса дополнительной ванны отъемным от корпуса промковша обеспечивает удобство выполнения ремонтных работ на ковше и возможность размещения одной или больше дополнительных «активных» ванн в разных участках промковша. Размещение концов полюсных наконечников в футеровке дополнительной ванны позволяет увеличить ее толщину, а также повысить надежность и безопасность работы системы при выполнении зазора между полюсами электромагнита минимально возможным для увеличения магнитной индукции «В» в металле дополнительной ванны.

Турбулентность металла в дополнительной ванне повышает интенсивность теплоотвода от электрических дуг, вследствие чего увеличивается КПД дугового нагрева.

В соответствии с проведенными исследованиями установлено, что для промышленных промковшей в зависимости от вида выполняемых операций (перемешивание, удаление неметаллических включений, рафинирование, нагрев и т.д.) требуется обеспечивать в дополнительной ванне индукцию магнитного поля 0,3-0,6 Тл, а плотность тока $1 \div 2 \cdot 10^5$ А/м².

Основным преимуществом электромагнитного перемешивания расплава по предложенной технологии является исключение образования застойных зон, наличие которых характерно при использовании традиционной технологии перемешивания расплава в промковше инертным газом.

Кратность циркуляции обеспечивается регулированием силы тока, подводимого отдельно на электродную систему и магнит. При этом возможно осуществлять одно, двух и многократную циркуляцию металла через дополнительную ванну.

Совместно с кондукционным электромагнитным перемешиванием металла можно осуществлять процесс дугового глубинного восстановления различных элементов из их оксидов для рафинирования и раскисления-легирования металла (рис. 4, г).

Необходимый подогрев металла и дуговое глубинное восстановление в него элементов, используемых для раскисления-легирования (марганец, кремний, хром, ванадий, титан и др.) и рафинирования (магний, кальций) осуществляется синхронизацией количества тепла поступающего на единицу объема металла в дополнительной ванне и скорости восстановления полезных элементов. При увеличении кратности циркуляции удельные расходы тепла и восстанавливаемых элементов на единицу обрабатываемого металла пропорционально уменьшаются.

При обеспечении предложенных выше электромагнитных параметров электромагнитное «утяжеление» стали составит 2,8, что позволит увеличить кажущуюся плотность ее примерно на 30% (9000 кг/м³). Это в свою очередь будет положительно сказываться на скорости всплывания не электропроводных неметаллических включений и препятствовать затягиванию шлака в расплав.

При обработке металла в промковшах малой вместимости 0,5-6 т для циркуляции всего металла через объем активной зоны дополнительной камеры (имеющей размеры 0,4×0,4×0,1 м и размер переливного канала 0,04×0,1 м) достаточно иметь индукцию магнитного поля 0,2-0,3 Тл и плотность тока на ванне активной зоны $0,5 \div 1 \cdot 10^4$ А/м².

В качестве основных выводов по результатам изложенных в работе исследований можно отметить следующее:

- в настоящее время у потенциальных инвесторов имеется определенный интерес к созданию микро металлургических модулей;
- достаточно актуальной является проблема построения эффективной технологической цепочки из агрегатов низкой производительности при максимальной результирующей фондоотдаче;
- традиционные технологии внепечной обработки, разливки и прокатки металла свойственные интегрированным металлургическим предприятиям не в полной мере могут быть реализованы в условиях микро-заводов;

- для внепечной обработки металла в сталеразливочных ковшах небольшой вместимости, а также промежуточных ковшах разливочных агрегатов предложен метод дугового глубинного восстановления элементов позволяющий одновременно решать три основные задачи – раскисление-легирование (рафинирование) металла восстанавливаемыми непосредственно в него элементами, перемешивание расплава выделяющимися газообразными продуктами реакций восстановления и нагрев металла заглубленной в него электрической дугой;

- для разливочных агрегатов металлургических микро-модулей предложен многофункциональный промежуточный ковш предусматривающий возможность электромагнитной и электродуговой обработки металла решающих основные задачи подготовки его к разливке.

- проведенные исследования позволили получить результаты, которые являются исходными при проектировании устройств для раскисления-легирования, рафинирования, перемешивания и нагрева металла в промышленных условиях.

В ходе дальнейших исследований основное внимание предполагается уделить реализации процесса дугового глубинного восстановления в промышленных условиях и разработке новых конструкций дуговых блоков для извлечения различных элементов из металлургических отходов и вторичных материалов.

Література

1. Куберский С.В. Электродуговое извлечение полезных примесей металлургических отходов и вторичных материалов в железоуглеродистые / С.В. Куберский // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2010. – №7. – С. 168-169.
2. Низяев К.Г. Десульфурация чугуна и стали магнием, восстановленным в зоне погруженной в металл электрической дуги / К.Г. Низяев, Б.М. Бойченко // Бюллетень НТЭИ. Черная металлургия. – 2007. – №11. – С. 34-39.

УДК 669.715.018:621.745

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛЕГИРОВАННОГО ЗАЭВТЕКТИЧЕСКОГО СИЛУМИНА ТИПА АК18 ПОСЛЕ ВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКИ И ТЕРМОЦИКЛИРОВАНИЯ

В. З. Куцова, А. О. Купчинская, О. А. Носко, Ю. А. Дудка

Национальная металлургическая академия Украины

В роботі досліджена структура, фазовий склад, мікротвердість, кількісні співвідношення та лінійні розміри структурних складових, розподіл елементів в зразках сплаву АК18 в вихідному стані та після водневої обробки з послідуєчим термоциклюванням. Встановлено, що воднева обробка сплаву АК18 з наступним термоциклюванням зумовлює кращі параметри структури, за рахунок чого суттєво підвищується комплекс механічних властивостей

В работе изучена структура, фазовый состав, микротвердость, количественное соотношение и линейные размеры структурных составляющих, распределение элементов в сплаве АК18 в исходном состоянии и после водородной обработки с последующим термоциклированием. Установлено, что водородная обработка совместно с термоциклированием сплава АК18 обеспечивает более благоприятные параметры структуры, за счет чего существенно повышается комплекс механических свойств

Microstructure, growth forms of primary crystals, quantitative parameters and linear size of structure characteristics, microhardness, distribution of elements and mechanical testing of hypereutectic industrial piston silumin after hydrogen treatment and thermocycling are studied at present work. It is shown that the best quantitative parameters of structure and mechanical properties in modified silumin observed after hydrogen treatment during 40 minutes and thermocycling

Силумины – один из важнейших алюминиевых литейных сплавов, обладающий хорошими литейными свойствами, высоким модулем упругости, низким температурным коэффициентом линейного расширения, хорошей свариваемостью и обрабатываемостью резанием при сравнительно невысокой стоимости. [1].

Целью работы является исследование влияния термоциклирования на структуру и свойства модифицированного силумина АК18, предварительно прошедшего водородную обработку.

С целью улучшения структуры и свойств поршневых силуминов, их подвергают модифицированию, физико-химическому воздействию на расплав и термической обработке в твердом состоянии.

Объектом исследования в данной работе служили образцы силумина АК18, модифицированного комплексом В-Sn. Химический состав исследуемого сплава приведен в таблице 1.

Таблица 1 Химический состав исследуемого сплава

Наименование сплава	Химический состав, %					
	Si	Fe	Mn	Mg	B-Sn	Al
АК18	18.0	0.3	0.2	0.3	0.05	Основа

Для выявления общей микроструктуры образцы травили 0,5% водным раствором плавиковой кислоты с последующей промывкой в струе проточной воды.

Исследование микроструктуры осуществляли с помощью оптического микроскопа “Neophot-21”. Микротвердость фаз и структурных составляющих определяли с помощью микротвердомера ПМТ-3 по стандартной методике. Количественные параметры структуры сплава исследовали методами стереометрической металлографии. Твердость измеряли твердомером по методу Бринеля. Механические свойства измеряли на установке «Instron».

Водородную обработку расплава проводили на оборудовании ФТИМС НАНУ по методике, разработанной под руководством чл.-корр. НАНУ Г.П.Борисова [2]. Параметры водородной обработки приведены в таблице 2.

Термоциклирование проводили в пять циклов в интервале температур 475-485°C.

Основные фазы и структурные составляющие модифицированного сплава АК18 – кремниевый твердый раствор (β -Si), эвтектика - α -Al- β -Si и алюминиевый твердый раствор (α -Al). Легирующие элементы и примеси образуют интерметаллидные фазы.

Анализ микроструктур исходных образцов (рис.1) свидетельствует, что с увеличением скорости охлаждения наблюдается уменьшение размеров первичных кристаллов β -Si твердого раствора и их существенное разветвление. Наблюдается также уменьшение эвтектических кристаллов

кремния и межпластинчатого расстояния в эвтектике $\alpha\text{-Al} + \beta\text{-Si}$, морфология эвтектики сохраняется пластинчатой (рис.2).

В структуре силумина АК18 с помощью металлографического анализа и травления выявлены интерметаллидные фазы, которые идентифицированы [1, 5] как интерметаллиды типа $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ (рис.2).

Таблица 2 Параметры режимов гидроциркуляционной обработки сплава типа АК18(B-Sn)

Обработка	Т печи, °С	Т заливки разрывных образцов, °С	Т заливки металлографических образцов, °С/№ образца	
			h*=2 мм Т _ф **=250°С	h*=10 мм Т _ф **=25°С
Исходный сплав	799	-	760	760
			1	2
Водородная обработка, 10 мин	804	780	780	780
			3	4
Водородная обработка, 20 мин	803	798	790	790
			9	11
Водородная обработка, 40 мин	800	680	680	680
			13	15
Водородная обработка, 40 мин	800	-	Т _{зак} = 680 °С 16	
Водородная обработка, 90 мин	800	756	Т _{зак} = 755 °С 19	

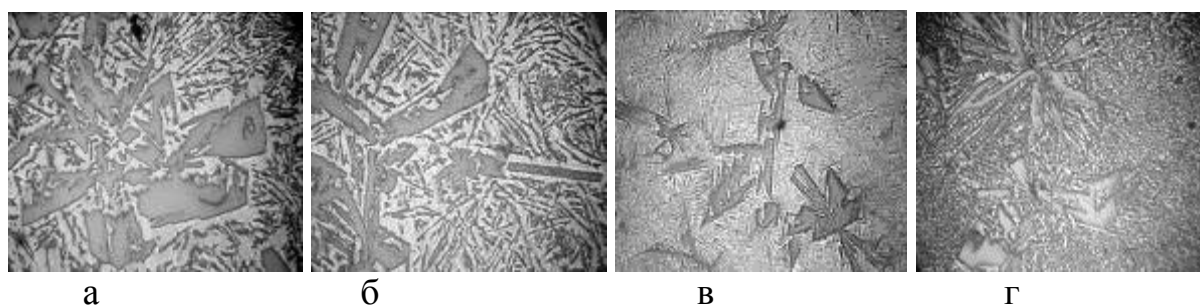


Рис. 1 Структура исходного модифицированного силумина АК18: а, б - медленное охлаждение; в, г – ускоренное охлаждение; x100

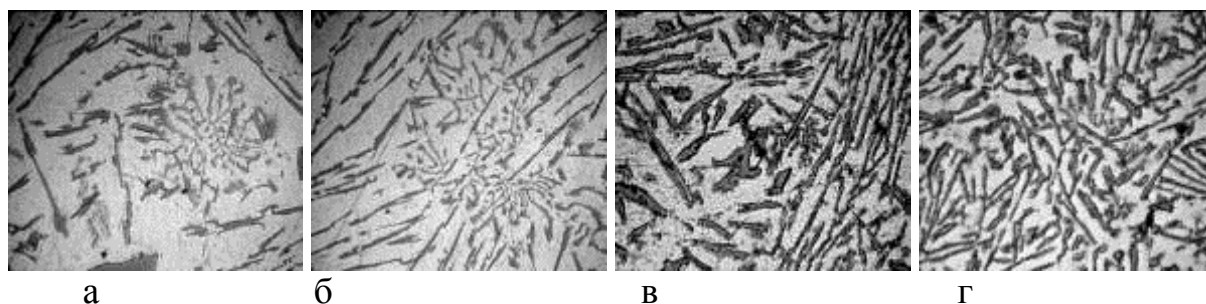


Рис. 2 Структура исходного силумина АК18:
а, б – медленное охлаждение; в, г – ускоренное охлаждение;
а, б – х400, в, г - х800

Водородная обработка приводит к изменению форм роста первичных кристаллов β -Si твердого раствора (Рис. 3, а, б). Наряду с пятилучевыми кристаллами наблюдаются Н-образные кристаллы. Морфология эвтектики сохраняется пластинчатой, межпластинчатое расстояние уменьшается (рис. 3, а, б). Увеличение времени водородной обработки от 20 до 40 минут приводит к измельчению первичных кристаллов β -Si твердого раствора, формированию компактных кристаллов правильной формы (рис.3 в – д). Увеличение времени водородной обработки от 40 до 90 мин приводит к появлению псевдопервичных дендритов α -Al твердого раствора, формированию ободка α -Al твердого раствора вокруг кристаллов β -Si твердого раствора, формированию более тонкодифференцированной эвтектики не только пластинчатой, но и стержневой морфологии (рис.3 е - ж).

Интерметаллид $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ в сплаве АК18 до и после водородной обработки имеет скелетную форму (рис.4), которая является наиболее благоприятной для этой фазы [5]. В результате водородной обработки сплава АК18 интерметаллидная фаза $(\text{FeMn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ измельчается и становится менее разветвленной. Наиболее наглядно это наблюдается в образцах после водородной обработки с последующим медленным охлаждением (рис. 4, а)

Термоциклирование приводит к измельчению первичных кристаллов кремниевого раствора и эвтектики. Морфология структурных составляющих не меняется, кристаллы первичного кремния приобретают более округлую форму за счет подрастворения граней. Микроструктуры образцов сплава АК18(B-Sn), предварительно подвергнутых водородной обработке, после термоциклирования представлены на рисунке 2.

Количественное соотношение кристаллов β -Si твердого раствора и эвтектики и линейные размеры структурных составляющих после термоциклирования приведены в таблице 3. Термоциклирование

исследуемого сплава приводит к дроблению первичных кристаллов и подрастворению их граней, что в результате обеспечивает незначительное уменьшение количества первичных кристаллов и уменьшение размеров кристаллов на 20%. Термоциклирование образцов оказывает значительное воздействие на линейные размеры эвтектической составляющей и приводит к измельчению эвтектического кремния в 1,5-2 раза.

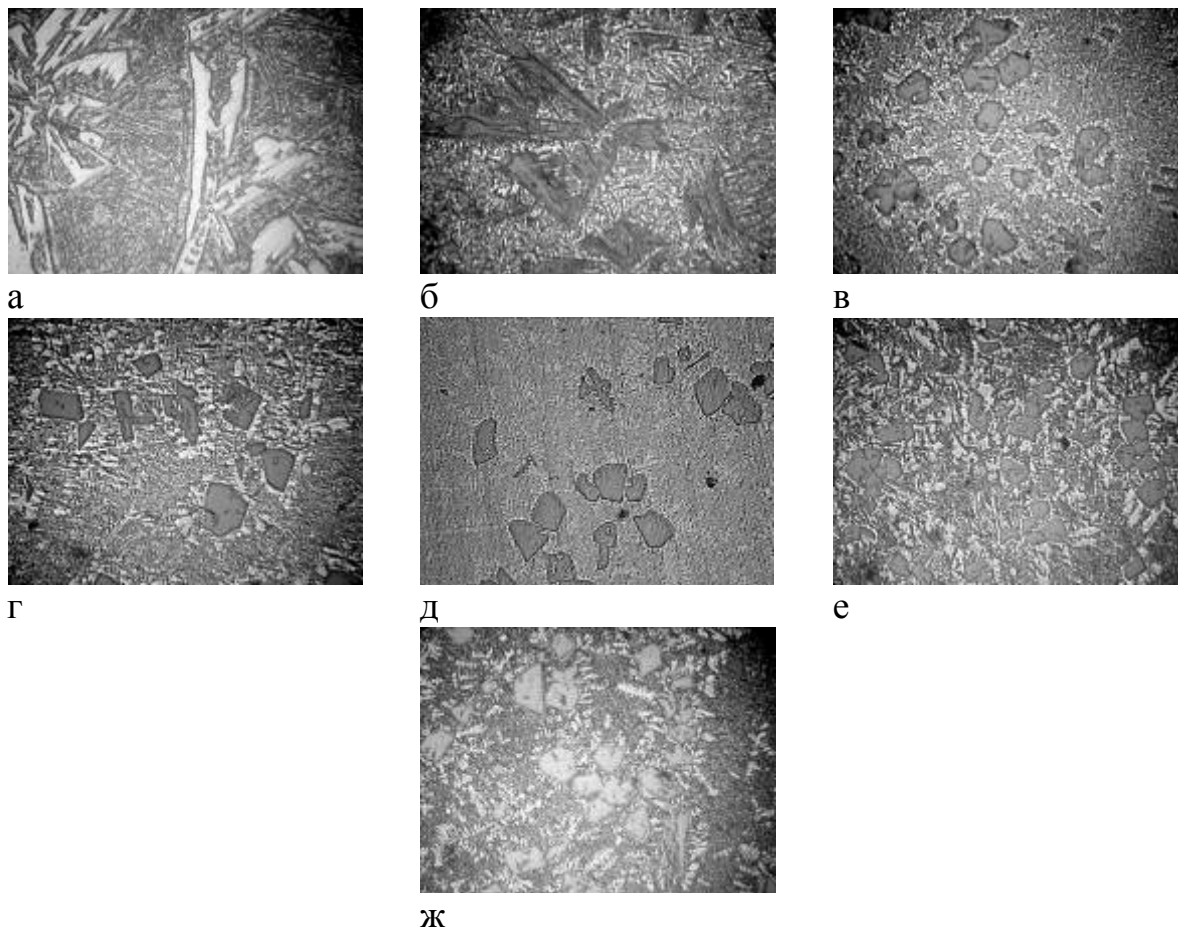


Рис. 3 Микроструктура сплава АК18(В-Sn) после водородной обработки: а – образец № 3, б – образец № 4, в – образец № 9, г – образец № 11, д – образец № 15, е – образец № 16, ж – образец № 19, х100

Термоциклирование исследуемых образцов сплава АК18(В-Sn), предварительно обработанных ГЦО, приводит к повышению средних значений микротвердости структурных составляющих, а именно микротвердости первичного кремния на 20% - 30% и микротвердости эвтектики в 2,5 раза. Причиной повышения микротвердости первичных кристаллов β -Si после термоциклирования может быть повышение растворимости алюминия в β -Si-твердом растворе или полиморфное превращение $\text{Si}_{\text{ГЦК}} \rightarrow \text{Si}_{\text{РОМБ}}$ [3].

Таблица 3 Количественное соотношение первичных кристаллов β -Si твердого раствора и эвтектики α -Al- β -Si и линейные размеры первичных кристаллов β -Si твердого раствора и эвтектики α -Al- β -Si в исследуемых силуминах

№ образца	Ср. % структурных составляющих		линейные размеры, мкм		
	% первичных кристаллов β-Si	% эвтектики α-Al-β-Si	первичных кристаллов β-Si	эвтектики α-Al-β-Si	
				эвтектич.Si	межпл. расстояние
Скорость охлаждения сплава V _{ОХЛ} =0.04°C/сек					
1	10	90	245,5	88,5	17,28
3	8	92	213,5	79,1	13
9	6,33	93,67	158,1	67,2	11,95
Скорость охлаждения сплава V _{ОХЛ} =0.4°C/сек					
2	5,75	89,25	221,9	33,7	5,8
4	3	97	193,4	39,9	4,8
11	4,92	95,08	131,4	33,3	5,33
15	6,48	93,52	103,9	27,1	5
Образцы после закалки					
16	8,98	91,02	89,2	27,7	5,33
19	8,82	91,18	105,8	23,3	3,84
Образцы после термоциклирования					
Скорость охлаждения сплава V _{ОХЛ} =0.04°C/сек					
1	7,73		194	32,5	9,92
3	7,75		197	55,78	12,5
9	6		108	60	12,3
Скорость охлаждения сплава V _{ОХЛ} =0.4°C/сек					
2	5	95	175	17	8
4	3	97	166,5	37	5,33
11	4,2	95,8	113	12,05	4,05
15	6,2	93,8	70	14,6	7
Образцы после закалки					
16	8,5	91,5	61,5	11,4	5,97
19	8,1	90,9	70	17,6	3,7

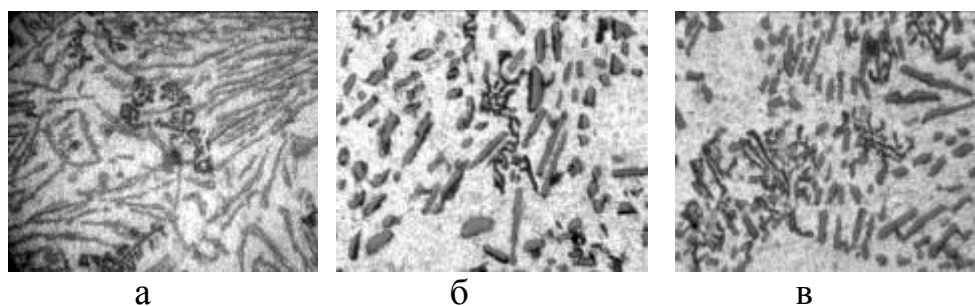


Рис. 4 Микроструктура сплава АК18 после водородной обработки:
а – образец № 3; б – образец № 4; в – образец 15;
а – х400; б - в – х1000

Микротвердость эвтектики возрастает за счет увеличения легированности кремнием алюминиевого твердого раствора (рис. 5).

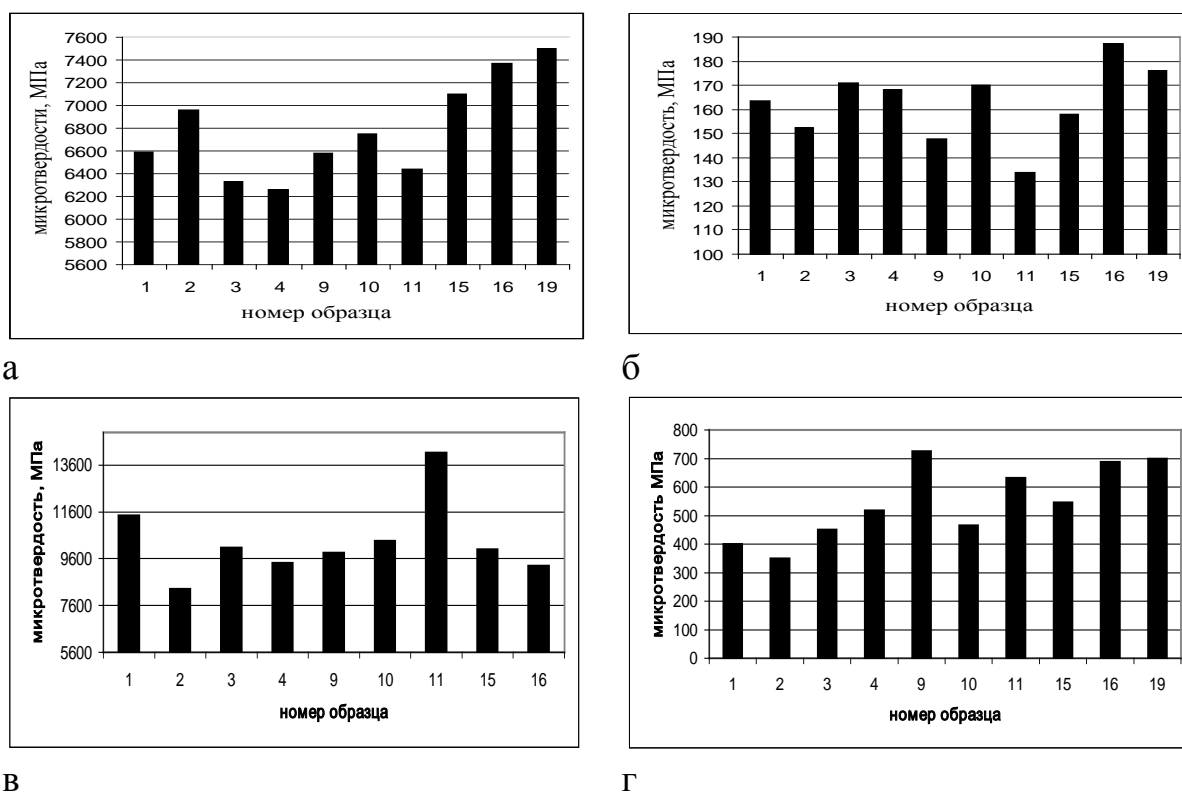


Рис. 5 Микротвердость структурных составляющих сплава АК18 до и после термоциклирования с предварительной водородной обработкой:
а,в – микротвердость первичных кристаллов β -Si до и после термоциклирования; в,г – микротвердость эвтектики до и после термоциклирования соответственно

На образцах подвергнутых водородной обработки в течение 40 мин с последующим быстрым охлаждением (рис. 6, а) и последующей закалкой в воду (рис. 6, б) был проведен количественный анализ (рис. 7) Установлено, что растворимость алюминия в первичных кристаллах β -Si-твердого раствора увеличивается до 6-7%, по сравнению с 2,8-3,1% алюминия в первичных кристаллах кремния в исходном образце, что согласуется с данными значений микротвердости.

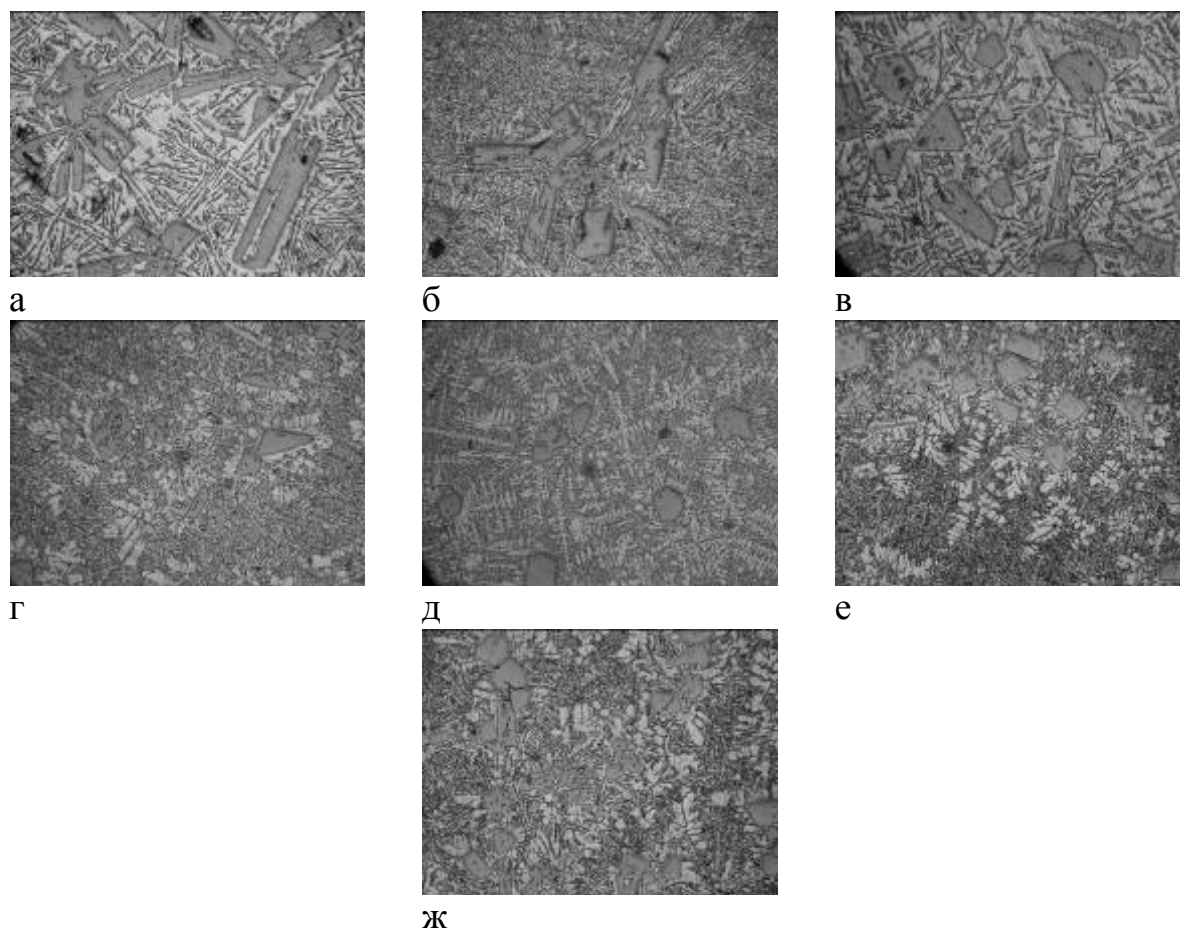


Рис. 6 Микроструктура сплава АК18(В-Sn) после водородной обработки и термоциклирования: а – образец № 3, б – образец № 4, в – образец № 9, г – образец № 11, д – образец № 15, е – образец № 16, ж – образец № 19, x100

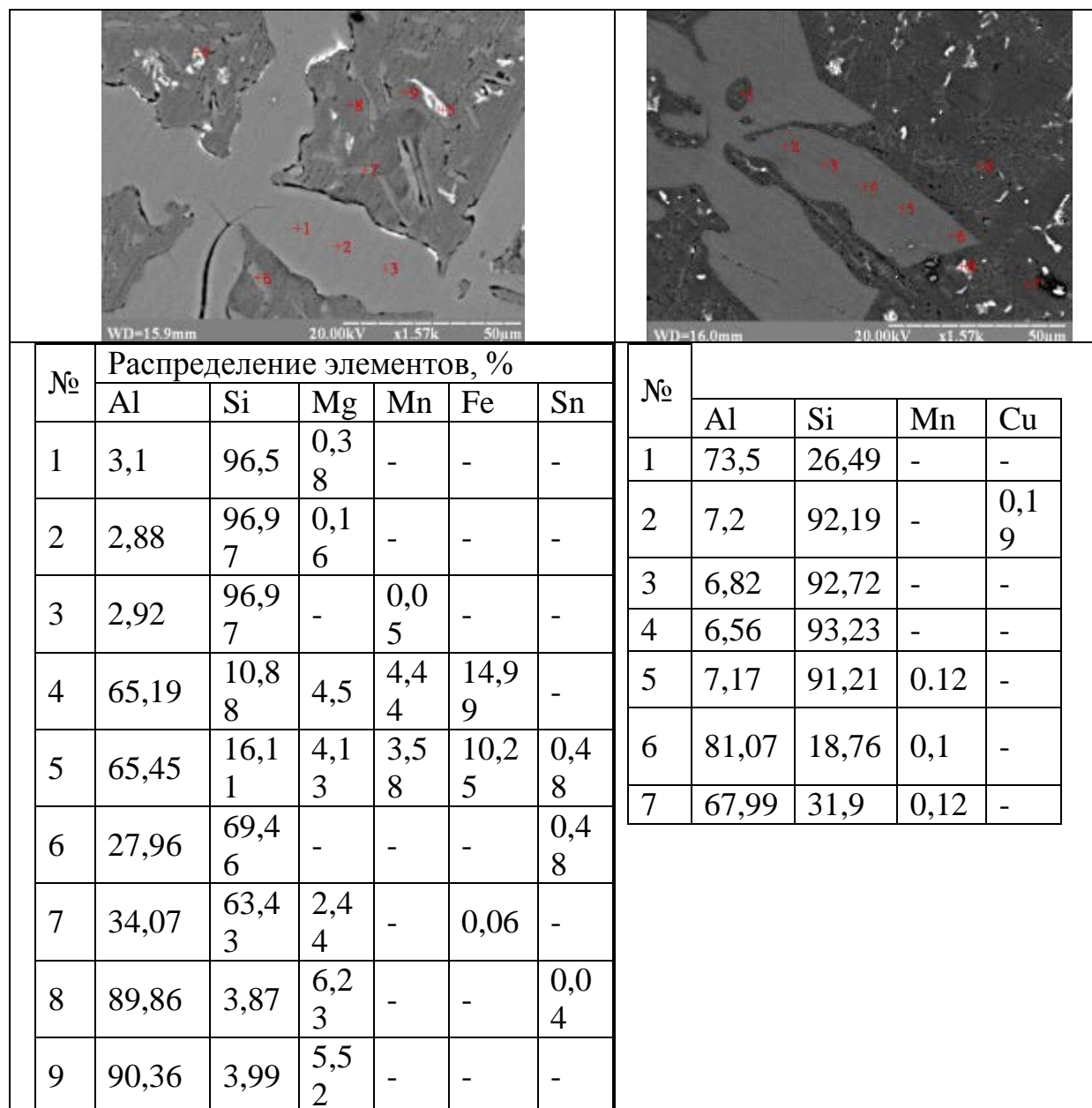


Рис. 7 Микрорентгеноспектральный анализ распределения элементов в составляющих структуры модифицированного сплава АК18:
а – исходный сплав быстро охлажденный, б – сплав после 40 мин водородной обработки с последующим быстрым охлаждением

Выводы

В ходе выполнения работы установлено:

1. Термоциклирования образцов сплава АК18(В-Sn) предварительно подвергнутых водородной обработке приводит к существенному измельчению структурных составляющих, повышению микротвердости β-

Si твердого раствора и эвтектики α -Al- β -Si, а также росту твердости сплава.

2. Полученные данные позволяют рекомендовать водородную обработку в течении 20– 40 минут с дальнейшим быстрым охлаждением или закалкой в воду и термоциклирование в твердом состоянии. Такие параметры обработки обеспечивают более благоприятную структуру сплава и повышение свойств.

Литература

1. Мондольфо Л.Ф. Структура и свойства алюминиевых сплавов: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1979.- 640 с.
2. Борисов Г.П. Водородная обработка расплава – как метод снижения водородной пористости отливок из алюминиевых сплавов// Водородная обработка материалов.-Донецк, ДонГТУ, 2001.-с.202-204.
3. Kutsova V.Z. The Regularities of the Structure Formation and Phase Transformation in Al-Si Alloys // Advanced Light Alloys and Composites. - NATO ASI Series. - 1997 – P. 29-34.
4. Носко О.А. Особливості структури, фазові перетворення легованого кремнію і модифікованих заевтектичних силумінів та розробка способів підвищення їх властивостей: Автореф. дис. канд.тех.наук: 05.16.01/ НметАУ. - Д., 2006 – 20 с.
5. Силумины. Атлас микроструктур и фрактограмм промышленных сплавов: Справ.изд./ Пригунова А.Г., Белов Н.А., Таран Ю.Н. и др. – М.: МИСИС, 1996. – 175с.

УДК 621.315.5.92

ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ТА ТЕРМООБРОБКИ НА СТРУКТУРУ, ФАЗОВИЙ СКЛАД ТА ВЛАСТИВОСТІ ТЕРМОЕЛЕКТРИЧНИХ СПЛАВІВ СИСТЕМИ КРЕМНІЙ – ГЕРМАНІЙ

В. З. Куцова, О. А. Носко, А. М. Сулай

Національна металургійна академія України

В роботі досліджено вплив легування та термообробки на структуру, фазовий склад та властивості сплавів системи кремній – германій, які широко використовуються в електротехніці як матеріали для термоелектричних генераторів та термопар. Досліджено мікроструктуру і властивості зразків сплавів $Si_{0.85}Ge_{0.15}$, легованих фосфідом галію (2 і 5 моль %) і бором, вирощених методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$. Проведена термообробка досліджуваних сплавів. Показано, що термічна обробка може покращити електрофізичні властивості цих сплавів, що сприятиме збільшенню їх ефективності в якості термоелектричних перетворювачів

В работе исследовано влияние легирования и термообработки на структуру, фазовый состав и свойства сплавов системы кремний – германий, которые широко используются в электротехнике как материалы для термоэлектрических генераторов и термопар. Была исследована микроструктура и свойства сплавов $Si_{0.85}Ge_{0.15}$, легированных фосфидом галлия (2 и 5 моль %) и бором, выращенных методом Чохральского в направлении $\langle 011 \rangle$. Проведена термообработка исследуемых сплавов. Показано, что термическая обработка может улучшить электрофизические свойства этих сплавов, что вызовет увеличение их эффективности в качестве термоэлектрических преобразователей

A microstructure and defects of $Si_{0.85}Ge_{0.15}$ alloys which were grown by Czochralski method in the $\langle 011 \rangle$ direction and alloyed by GaP (2 and 5 moles %) and boron also had been studied. Was mentioned, that microstructure of those alloys is essentially inhomogeneous, inequigranular and defective. A thermal processing of these alloys was carried out. The microstructures of $Si_{0.85}Ge_{0.15}$ alloys which were alloyed by GaP and B, before and after thermal processing were given. The measurements of thermo-EMF were carried by differential thermal analysis. It was shown, that the thermal processing can improve the electrophysical properties of these alloys and increase their effectiveness as thermoelectric converters

Серед методів прямого перетворення енергії найбільш універсальним є термоелектричний метод, в основі якого є явища, відкриті Зеебеком, Пельтьє і Томсоном. Сутність термоелектричного ефекту в тому, що в замкненому ланцюгу складеному з різнорідних матеріалів (термоелементі), вздовж якого існує градієнт температур, утворюється електрорухома сила (ЕРС). Для отримання найбільшого значення ЕРС необхідно забезпечити максимальну різницю температур на гарячому та холодному кінцях термоелементу. З цією метою використовують високоенергетичні джерела тепла (наприклад ядерні реактори або нестабільні ізотопи) та ефективне охолодження теплоносієм (чи оребріння в умовах космосу). В свою чергу для термоелектричного матеріалу головною вимогою є якомога більший коефіцієнт перетворення теплової енергії в електричну. Окрім цього не останню роль відіграють механічні властивості матеріалу, здатність витримувати багатократний нагрів і охолодження та в деяких випадках радіаційне випромінювання. Термоелектричний матеріал повинен міцно втримувати легуючі домішки, мати низький тиск пару та стабільну структуру. Все це сильно обмежує коло матеріалів, придатних до виготовлення термоелектричних перетворювачів.

Багатокомпонентні напівпровідникові сплави на основі твердого розчину $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$ використовуються в термоелектричних перетворювачах енергії в області температур від 1000 до 1300°C. Вони мають високі значення коефіцієнта ефективності перетворення теплової енергії в електричну. Одним із примітних переваг сплавів системи Si-Ge є їхня здатність працювати в складі термоперетворювачів на повітрі в умовах підвищених температур (>800°C). Основними недоліками розробок по сплавах Si-Ge є недостатньо високі показники їх властивостей. Так ККД для термоелементу на основі сплаву Si-Ge в інтервалі 300-1000 К складає 8,5 – 10% за літературними даними [1].

У даній роботі досліджено мікроструктуру і дефекти зразків сплавів $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$, легованих GaP (2 і 5 моль %) і бором, вирощених методом Чохральського у напрямку <011>.

На рисунку 1 представлено мікроструктуру дослідженого сплаву у вихідному стані.

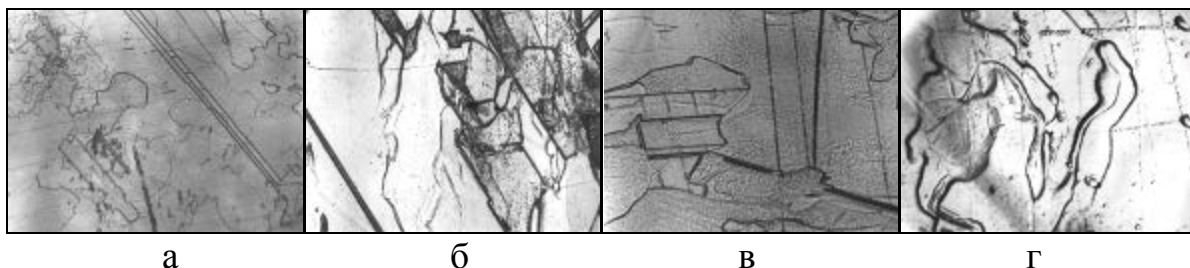


Рис. 1 Мікроструктура сплаву Si-Ge у вихідному стані:
а, б, в - $\times 100$, г - $\times 500$

Аналіз рис. 1 свідчить про істотну структурну неоднорідність мікроструктури дослідженого сплаву $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$ у вихідному стані. У структурі досліджуваних сплавів поряд з областями матричної фази є двійники і дислокації у вигляді областей локалізованого зсуву. Поряд з дефектами, що зустрічаються при вирощуванні напівпровідників кремнію й германію, у досліджуваних сплавах виявлені дефекти, що представляють собою окремі області (зерна), які мають у перетині досить правильну геометричну форму, що наближається до ромбів, квадратів, паралелепіпедів. Ці дефекти називають Х-фазою.

В сутності Х-фаза являє собою твердий розчин заміщення германію в кремнії з ромбічною ґраткою.

На рисунку 2 наведено мікроструктуру сплаву Si-Ge-GaP (2 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$. Аналіз рис. 2 свідчить, що в структурі сплаву $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}$ (2 моль %) і додатково легованого бором, вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$, спостерігається велика кількість двійників, меж і пакетів двійникування (рис. 2). Також в структурі присутня раніше виявлена Х-фаза. Матриця характеризується підвищеною щільністю дислокацій, що розташовані переважно у вигляді ланцюжків.

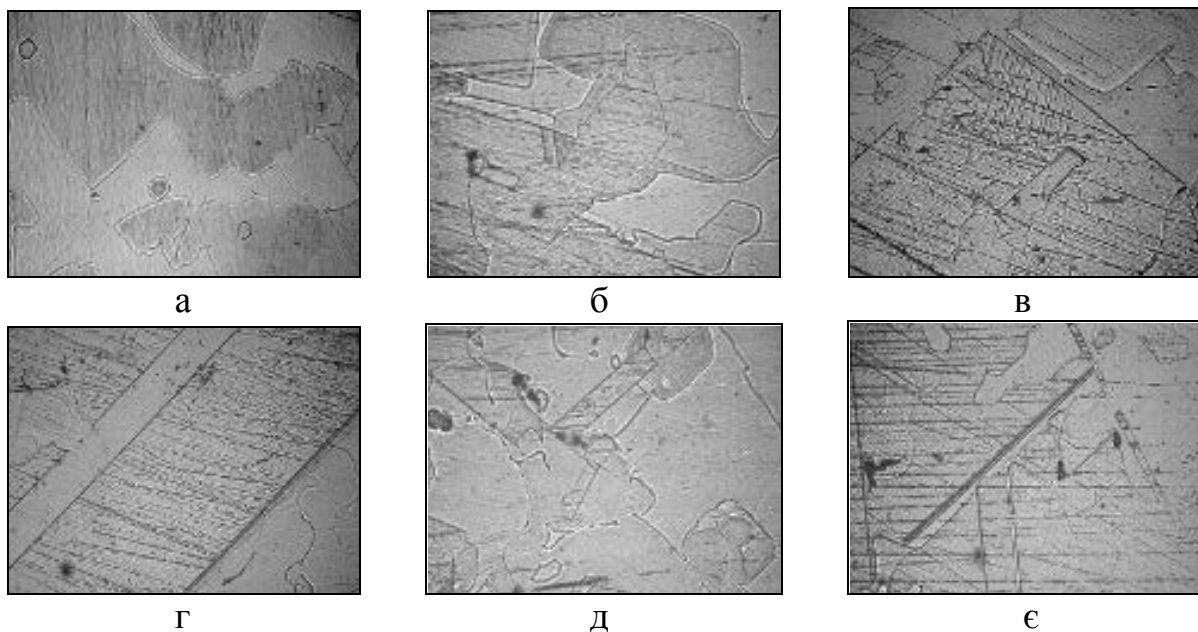


Рис. 2 Мікроструктура сплаву Si-Ge-GaP (2 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$; $\times 200$

На рисунку 3 наведено мікроструктуру сплаву Si-Ge-GaP (5 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$.

У структурі сплаву $\text{Si}_{0,85}\text{Ge}_{0,15}+\text{GaP}$ (5 моль %) і додатково легованого бором, вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$, також спостерігається велика кількість двійників, меж і пакетів двійникування, Х-фаза з типом ґратки відмінним від алмазної (рисунк 3). Посилюється різнозерністість світлої фази, спостерігаються зерна різної величини і форми. Матрична фаза характеризується закономірним розташуванням ланцюжків дислокацій, між якими розташовуються області, вільні від дислокацій.

У структурі виявлені темні включення неправильної форми, що викликають розвиток напруги в матриці навколо них (рис. 3, б).

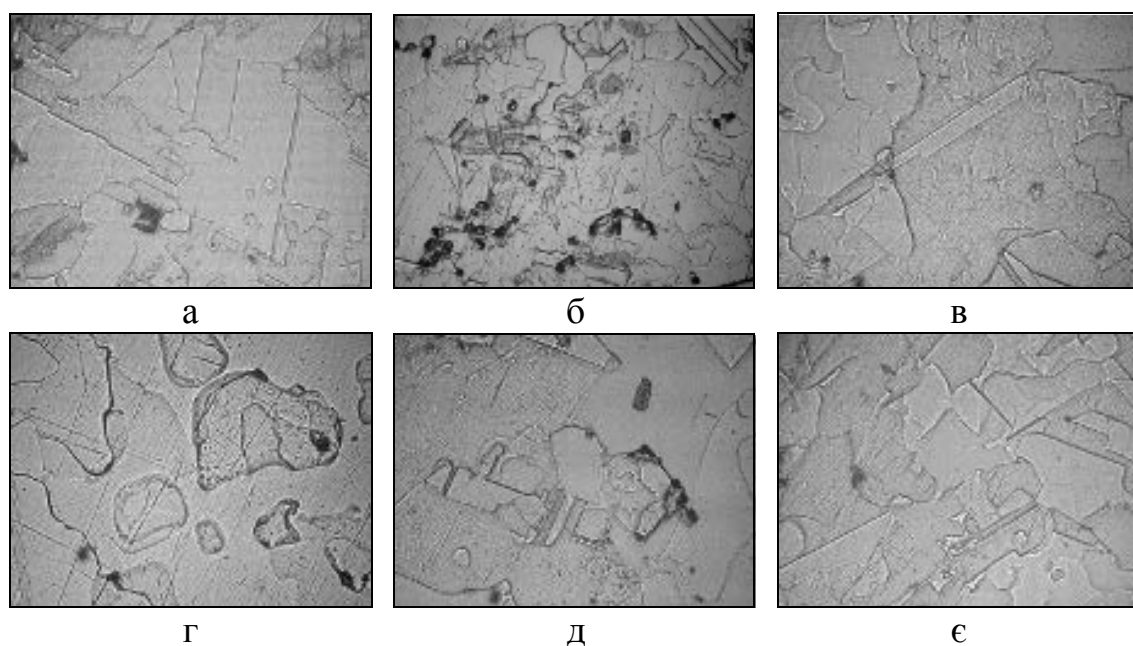


Рис. 3 Мікроструктура сплаву Si-Ge-GaP (5 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$, $\times 200$

Наявність двійників і дислокацій в сильно напруженому стані скоріш за все впливатиме на властивості напівпровідникових приборів. На основі цього можна зробити висновок про необхідність проведення термічної обробки.

Наявність ліній зсуву (рис. 4) свідчить, насамперед, про протікання в сплавах Si-Ge-GaP мартенситного перетворення за зсувним механізмом, а $\text{Si}_{\text{ромб}}$ утворюється саме за таким механізмом. Дані, отримані за допомогою мікроструктурного аналізу підтверджуються наступним рентгеноструктурним аналізом.

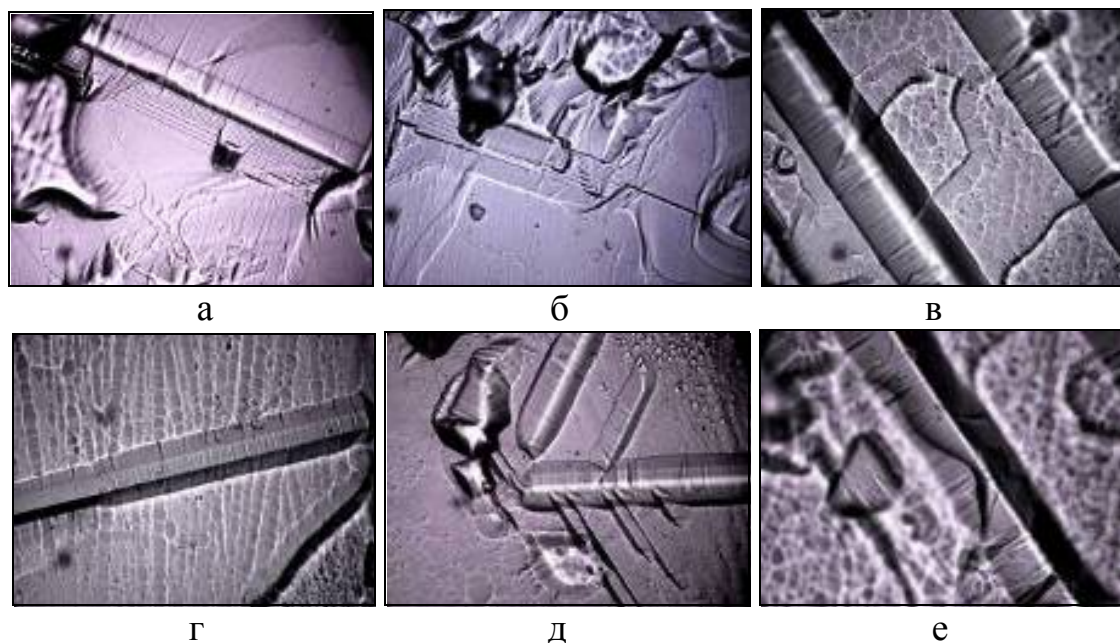


Рис. 4 Мікроструктура сплаву Si-Ge-GaP (2 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$, після глибокого травлення, $\times 400$

У роботі вивчено мікротвердість досліджуваних сплавів за допомогою приладу ПМТ-3 при навантаженні 20 г/см^2 як у вихідному стані (рисунок 5), так і після легування (рисунок 6).

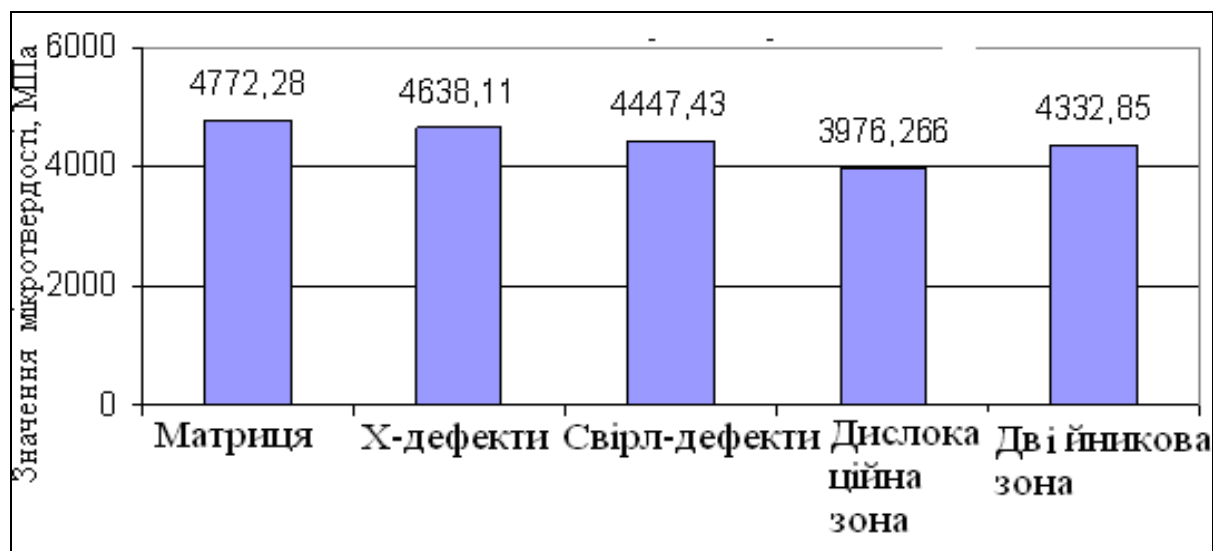


Рис. 5 Середні значення мікротвердості структурних складових сплаву Si-Ge, вирощеного за методом Чохральського в вихідному стані

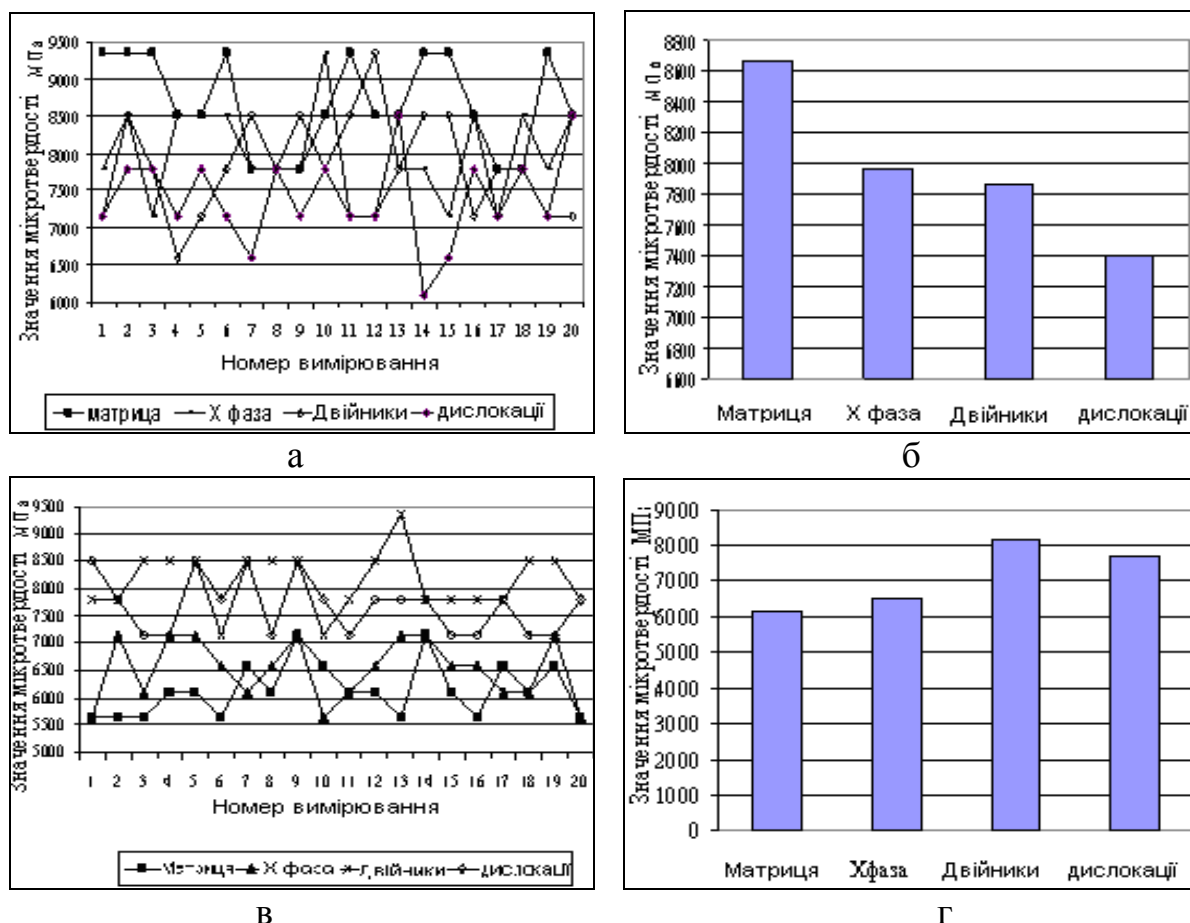


Рис. 6 Мікротвердість структурних складових сплавів Si-Ge-GaP (2 моль) (а, б) та сплавів Si-Ge-GaP (5 моль), вирощених методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$

Результати виміру мікротвердості свідчать про неоднорідність структури і фазового складу сплавів, що підтверджено рентгеноструктурним і металографічними аналізами.

Легування GaP і В знижує мікротвердість у порівнянні з вихідним сплавом Si-Ge, що погоджується з даними про зниження енергії взаємодії в ґратці Si при легуванні Ga, P, B [2]. Збільшення кількості GaP до 5 моль % на значення мікротвердості матриці та X-фази впливає незначно.

Аналіз рисунків 1.5, 1.6 свідчить про суттєву структурну і хімічну неоднорідність сплавів Si-Ge. Дані рис. 6 свідчать про те, що середні значення мікротвердості сплаву Si-Ge-GaP (2 моль), вирощеного в напрямку $\langle 011 \rangle$ складають: матриця - 8660 МПа, «X-дефекти» - 7960 МПа, двійники – 7860 МПа, дислокації – 7400 МПа. Для сплаву Si-Ge-GaP (5 моль), вирощеного в напрямку $\langle 011 \rangle$ значення мікротвердості наступні:

матриця – 6150 МПа, «Х-дефекти» – 6520 МПа, двійники – 8130 МПа, дислокації – 7680 МПа.

Тобто, легування сплаву Si-Ge комплексом GaP у кількості 2 моль забезпечує підвищення значень мікротвердості різних структурних складових сплаву майже у 2 рази в порівнянні з початковим нелегованим станом. Легування же сплаву Si-Ge комплексом GaP у кількості 5 моль забезпечує таке підвищення значень мікротвердості різних структурних складових: матриці – на 1000 МПа, області Х-фази – на 1500-2000 МПа, області двійників – на 3500-4000 МПа, області дислокацій – на 4000 МПа.

У роботі також вивчено мікротвердість двійників та ділянки навколо них (рис. 7).

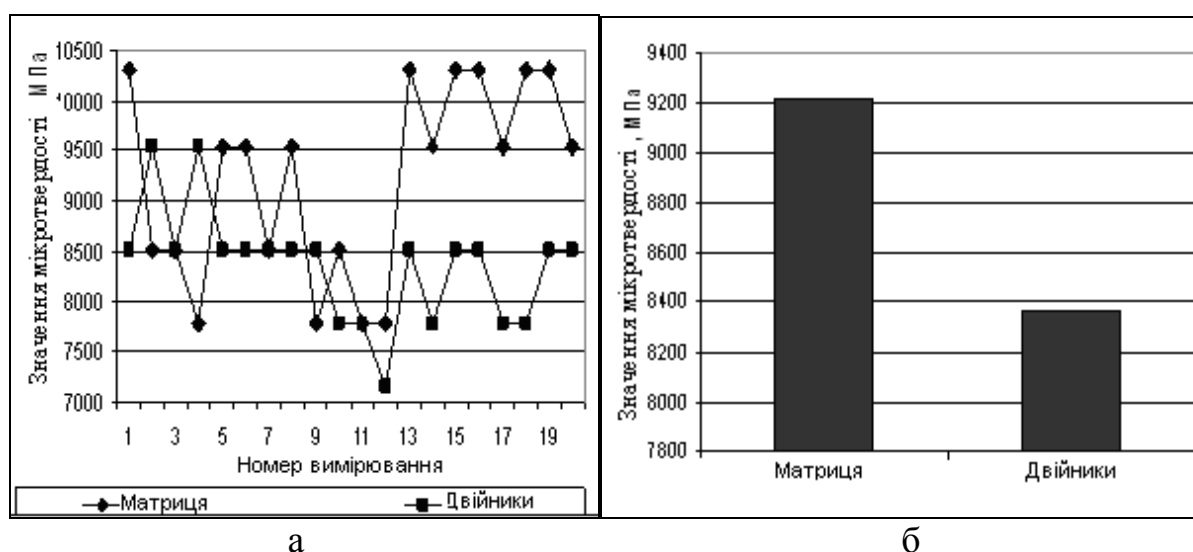


Рис. 7 Мікротвердість двійників та області навколо них в сплаві Si-Ge-GaP (2 моль), вирощеному методом Чохральського у напрямку <011>

Згідно отриманих результатів мікротвердість матриці біля двійникової зони для зразку сплаву Si-Ge-GaP (2 моль), вирощеного в напрямку <011> складає 9210 МПа, що більше, ніж в двійниках – 8360 МПа.

Методом фазового рентгеноструктурного аналізу вивчено фазовий склад досліджуваних сплавів. На дифрактограмах сплавів крім ліній, що відповідають твердому розчину Si(Ge) з алмазною ґраткою, присутні додаткові максимуми, що свідчать про утворення твердого розчину Si(Ge) з іншим типом ґратки (рис. 8, 9). Зафіксований твердий розчин Si(Ge), характеризується кубічною тетрагональною ґраткою з відношенням с/а від 1,0018 до 1,00225.

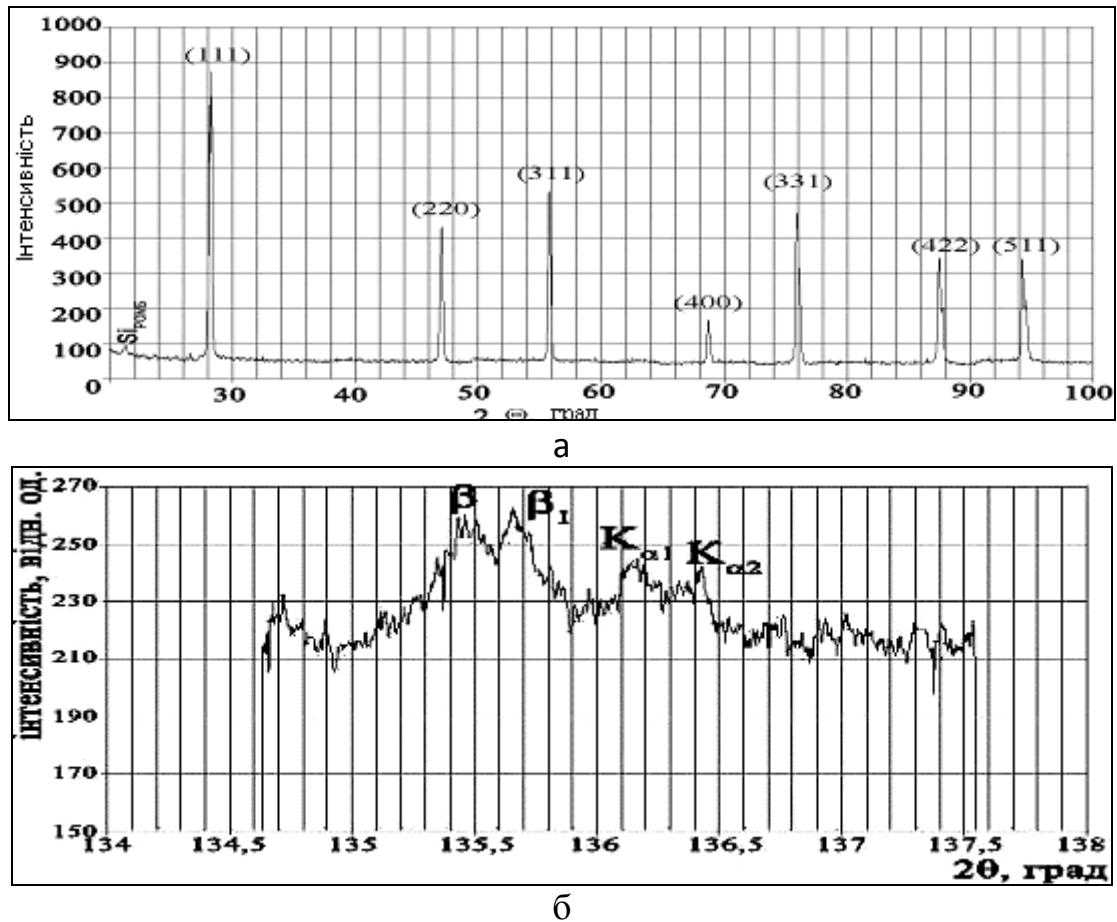


Рис. 8 Участок дифрактограми сплаву Si-Ge(2моль %) GaP+V (а) і профіль лінії (533) досліджуваного сплаву (б)

Положення цих максимумів відповідає положенню раніше зафіксованої фази Si_{оцк} [3, 4].

Особливостями цих дифрактограм є:

1) зсув усіх ліній у бік менших кутів у порівнянні з дифрактограмою для чистого кремнію;

2) розщеплення практично усіх дифракційних максимумів на дві або більше компонентів;

3) величина розщеплення $\Delta\theta$ зростає по мірі збільшення кута дифракції θ . На малих кутах, для ліній (111), (220) розщеплення є практично непомітним. Для лінії (533), що має ще досить велику інтенсивність, фіксується на усіх зразках.

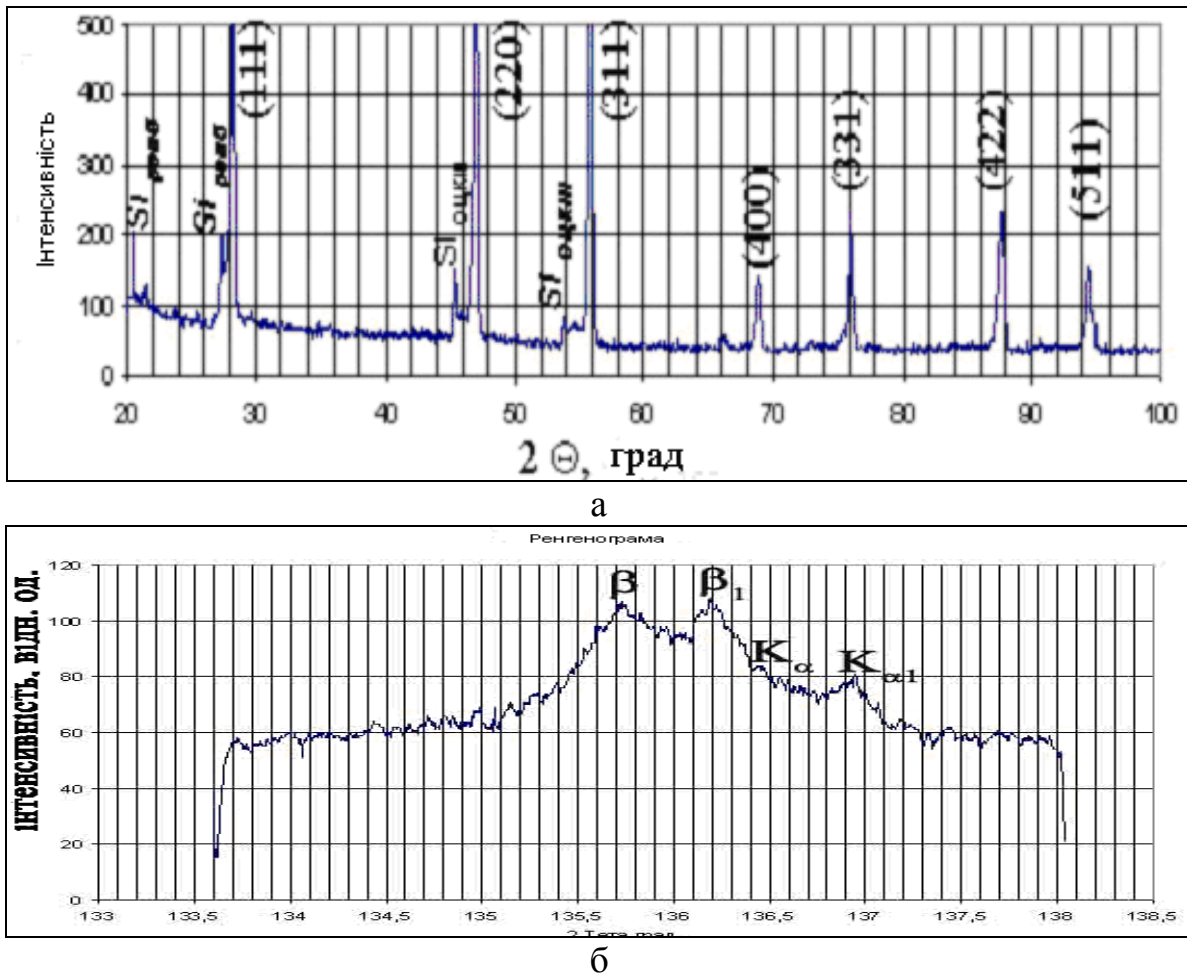


Рис. 9 Участок дифрактограми сплаву Si-Ge(5 моль %) GaP+B (а) і профіль лінії (533) досліджуваного сплаву (б)

Зміщення ліній по відношенню до зразків чистого кремнію свідчить про збільшення періоду кристалічної ґратки в сплавах. Це вказує на вбудову у ґратку кремнію атомів германію (ймовірно заміщення атомів кремнію германієм). Таке заміщення, очевидно, повинно приводити до збільшення міжплощинних відстаней, тому що атоми германію мають більший радіус (0,133 нм у германія і 0,115 нм у кремнія). Теж саме відноситься і до іонних радіусів – 0,055 нм у Ge^{4+} і 0,04 нм Si^{4+} .

Більш незвичайним фактом є розщеплення дифракційних ліній. Розщеплення вказує на зміну типу кристалічної ґратки, зниження її симетрії. Для підтвердження цього припущення проводили побудову теоретичних дифрактограм з допомогою програми Powder Cell (автори W. Kraus, G. Nolze).

Заміна одного з атомів кремнію атомом германію (що відповідає концентрації германію $1/8 = 12,5 \%$ ат.), призведе до появи на дифрактограмах надструктурних відображень. Найінтенсивніший з них

відповідає міжплощинній відстані $d=0,242$ нм і інтенсивності 0,131 від максимальної. Максимальну інтенсивність має лінія (111).

На реальних дифрактограмах інтенсивних ліній, які відповідають вказаному d , не спостерігається. На деяких дифрактограмах присутні надзвичайно слабкі аномалії фону, які можливо є такими надструктурними відображеннями, але їх інтенсивність є меншою 0.001 від максимальної.

Більш реальною причиною розщеплення може бути деформація кубічної ґратки кремнію вздовж однієї з осей куба (поява тетрагональності). Проводили моделювання дифрактограм для ґраток з різним ступенем деформації вздовж осі. При ступені розтягнення 0,5% замість однієї лінії на теоретичній кривій присутні чотири піки, що добре визначаються. Пара максимумів з боку великих кутів відповідає наявності у спектрі рентгенівських променів компоненти α_2 . Ця пара піків повторює першу пару, але з меншою інтенсивністю. При ступені деформації (розтягнення) 0,25% лінії частково зливаються. При цьому на двох лініях, що відповідають дуплету α_1 і α_2 з боку менших кутів є «плечі». При ступені деформації, що є меншою за 0,15%, лінії практично зливаються. Найбільш близькими до експериментальних наближаються теоретичні дифрактограми з величиною деформації 0,18-0,22%.

Аналогічні явища спостерігали на зразках марганцевих сталей. Пластичну деформацію цих сталей проводили прокаткою або стисканням при кімнатній температурі. Під час охолодження у цих сталях здійснюється пряме мартенситне перетворення, при цьому по мірі збільшення деформації з'являється і посилюється лінія $(101)_\epsilon$ (лінія мартенситу), а інтенсивність аустенітних ліній $(111)_\gamma$ і $(200)_\gamma$ поступово зменшується. При ще більшій деформації в марганцевих [5] сталях з'являється α -мартенсит, посилюється лінія $(101)_\epsilon$, а інтенсивність відображень $(111)_\gamma$ і $(200)_\gamma$ поступово зменшується. Аналогічні явища спостерігались і в сплавах кремній-германій, з тією лише різницею, що мартенситне перетворення викликане розвитком напруг, що пов'язані з утворенням другої фази на основі кремнію з більшим, ніж в матриці, об'ємом кристалічної ґратки за рахунок легування. Розщеплення лінії (533) в сплав $Si_{0,85}Ge_{0,15}$, легуваному GaP, є ще одним доказом реалізації в сплавах кремній-германій мартенситного перетворення [6, 7].

Визначено параметри кристалічних ґраток твердих розчинів I і II в досліджуваних сплавах (таблиця 1).

Таблиця 1 Параметри кристалічних ґраток твердих розчинів I і II в сплавах Si-Ge(2моль %) $\text{GaP}+\text{B}$ и Si-Ge(5моль %) $\text{GaP}+\text{B}$

Сплав	2Θ		$d, \text{\AA}$		$a, \text{\AA}$	
	$2\Theta_1$	$2\Theta_2$	d_1	d_2	a_1	a_2
Si-Ge-GaP(2% моль)+B	135.49	135.66	0.8322	0.8317	5.4572	5.4541
Si-Ge-GaP(5% моль)+B	135.73	136.20	0.8315	0.8301	5.4525	5.4437

В таблиці 2 представлено відсоткове співвідношення X-фази в сплаві Si-Ge-GaP (2моль%) та Si-Ge-GaP(5моль%) як у вихідному стані, так і після термічної обробки.

Таблиця 2 Відсоткове співвідношення X-фази в сплаві Si-Ge-GaP (2моль%) та Si-Ge-GaP(5моль%)

	Сплав	Відсоткове співвідношення X-фази, %					Середнє значення, %
Вихідний стан	Si-Ge-GaP (2моль%)	27,34	39,45	76,47	25,68	54,84	44,23
	Si-Ge-GaP (5моль%)	60,55	59,52	60,38	47,92	61,07	57,88
Після термічної обробки	Si-Ge-GaP (2моль%)	37,24	49,00	81,02	26,32	64,74	51,37
	Si-Ge-GaP (5моль%)	80,58	76,24	91,35	64,56	95,05	81,55

Якість сплавів на основі кремнію, зокрема, сплавів типу Si-Ge, що вирощують у даний час за сучасними технологічними режимами, які не враховують структурних та фазових перетворень у твердому стані, не задовольняє підприємства електронної промисловості. За умови наявності низького рівня дефектності і вмісту небажаних домішок, у цих сплавах присутньою є велика кількість мікро- і макрообластей, що мають високий рівень напруги кристалічної ґратки, яка здійснює, у решті, істотний вплив на електрофізичні характеристики готових приладів. Ці напруги розвиваються у результаті незавершеності поліморфних і структурних

перетворень, які здійснюються при досить високих швидкостях зміни температури в процесі вирощування сплавів типу Si-Ge.

Для підвищення термостабільності та комплексу електрофізичних властивостей намічається два шляхи:

1. Введення таких добавок легуючих елементів у сплави Si-Ge, дія яких або зсуває температурні інтервали фазових перетворень кремнію у область більш високих температур, або повністю нівелює ці перетворення при нагріві монокристалів.

2. Проведення термічної обробки з використанням додатково вибраних режимів, які повинні покращити споживацькі характеристики монокристалічних сплавів шляхом релаксації напруг, які присутні в об'ємі кристалу. Можливості термічної обробки визначаються, поперед усього, тим, які фазові і структурні перетворення здійснюються в даній системі у різних інтервалах температур.

В даній роботі проведена термічна обробка зразків сплавів Si-Ge-GaP(2% моль)+В та Si-Ge-GaP(5% моль)+В, вирощених методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$ за режимом, що приведений на рисунку 10 (виходячи з основних експериментальних даних щодо температурних інтервалів фазових перетворень в кремнії при нагріві [8]).

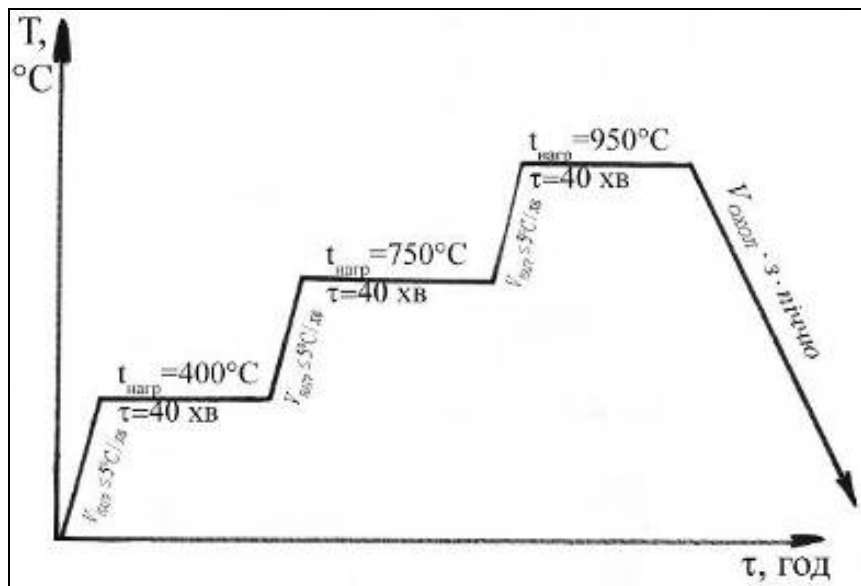


Рис. 10 Графік режиму термічної обробки сплавів Si-Ge-GaP(2% моль)+В та Si-Ge-GaP(5% моль)+В, вирощених методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$

Основними керованими режимами термічної обробки є швидкість нагріву і охолодження, температура і тривалість ізотермічної витримки при односхідчастому багатосхідчастому нагріві, середовище нагріву і

оохолодження. Термообробка дозволяє отримати стан матеріалу як максимально близький до рівноважного, так і з різним ступенем і характером відхилення від рівноваги, а також змінювати властивості матеріалу в дуже широкому діапазоні. Особливе значення в напівпровідниковій електроніці має відпал, пов'язаний з вирівнюванням хімічного складу злитків, з операціями створення р-п переходів. Цілі такого відпалу вельми багатообразні. Одна з них – ліквідація хімічних і структурних неоднорідностей, викликаних попередньою обробкою. Процес має чітко виражений дифузійний характер.

На рисунках 11 та 12 представлені мікроструктури сплавів Si-Ge-GaP(2% моль) та Si-Ge-GaP(5% моль) відповідно. Аналіз рис. 11-12 показує, що в мікроструктурі досліджених сплавів після термічної обробки спостерігається наявність двійників, областей двійникування, свірл-дефектів, областей Х-фази та областей дислокацій. Слід зазначити, що в порівнянні з мікроструктурою досліджених сплавів у вихідному стані, кількісне співвідношення Х-фаза-матриця змінюється на користь Х-фази. Іншими словами, областей Х-фази в досліджених зразках після термічної обробки стало більше (таблиця 2). наявність двійників та областей двійникування свідчить на користь здійснення в досліджених сплавах після термічної обробки зсувних перетворень за мартенситним механізмом.

Наявність дислокацій, як одиночних так і скопичень, за даними [9] повинно позитивно відзначитися на електрофізичних властивостях досліджених сплавів, а саме: питомий електроопір (ρ), час життя неосновних носіїв заряду ($\tau_{\text{HHЗ}}$) та термо-ЕРС повинні збільшитися.

На рисунку 13 представлені результати вимірювання мікротвердості досліджених сплавів Si-Ge-GaP(2% моль) та Si-Ge-GaP(5% моль) після термічної обробки. Аналіз рис. 13 показує, що значення мікротвердості різних структурних складових сплаву Si-Ge-GaP(2% моль) коливаються в межах 7000-8500 МПа; сплаву Si-Ge-GaP(5% моль) – в межах 8000-10000 МПа, що перевищує показники мікротвердості цих сплавів у вихідному стані на 500 МПа та на 2000 МПа відповідно, та є у 2-3 рази більшими за такі для вихідного нелегованого сплаву Si-Ge.

Визначено абсолютні значення термо-ЕРС для досліджуваних сплавів в інтервалі температур 20-800°C як у вихідному стані (рисунок 14) так і після легування (рисунок 15) та термообробки (рисунок 16).

Аналіз рисунку 15 а, б свідчить про зміну залежності термо-ЕРС від градієнту температури. Аналіз рисунку 15 а, показує відсутність зміни термо-ЕРС при нагріві до 20°C до 550°C. На графіку (рис. 15 б) спостерігаються переміни у області 250°C, 500-550°C та падіння термо-ЕРС майже до початкових значень в області температур 750°C.

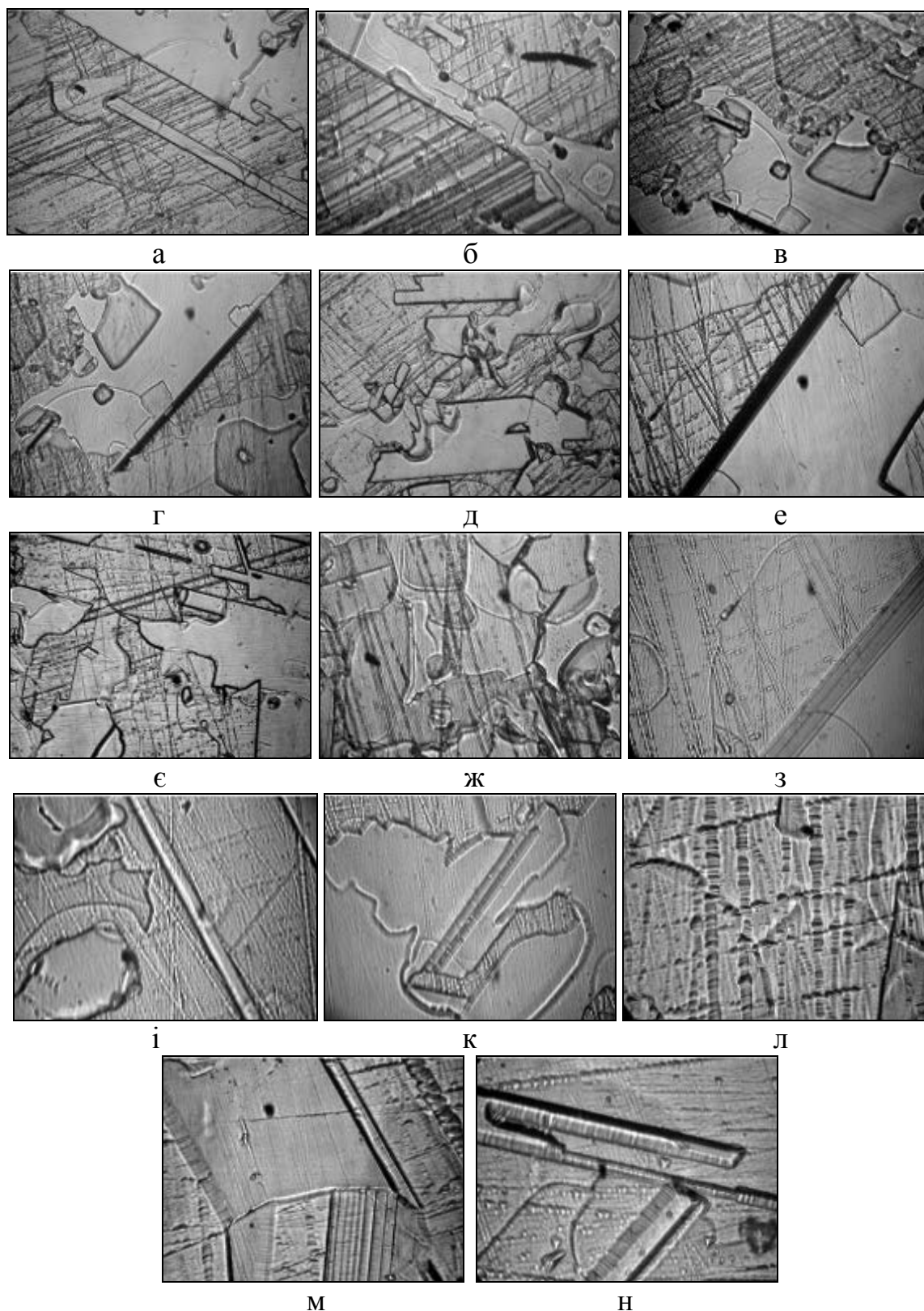


Рис. 11 Мікроструктура сплаву Si-Ge-GaP (2 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$, після термічної обробки; а, б, в, г $\times 100$; д, е, є, ж $\times 200$; з, і, к, $\times 400$; л, м, н $\times 1000$

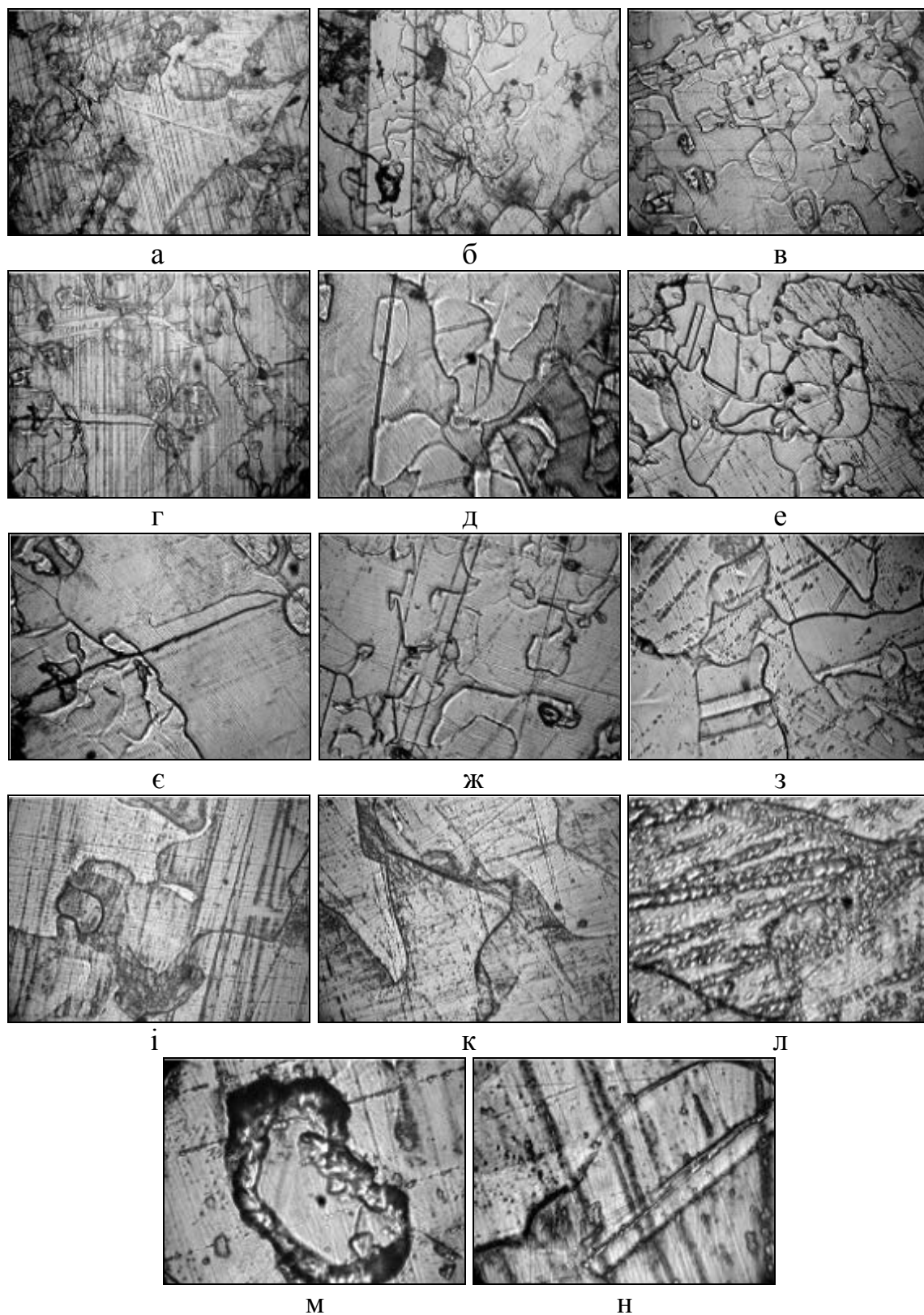


Рис. 12 Мікроструктура сплаву Si-Ge-GaP (2 моль %), вирощеного методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$, після термічної обробки ; а, б, в, г $\times 100$; д, е, є, ж $\times 200$; з, і, к, $\times 400$; л, м, н $\times 1000$

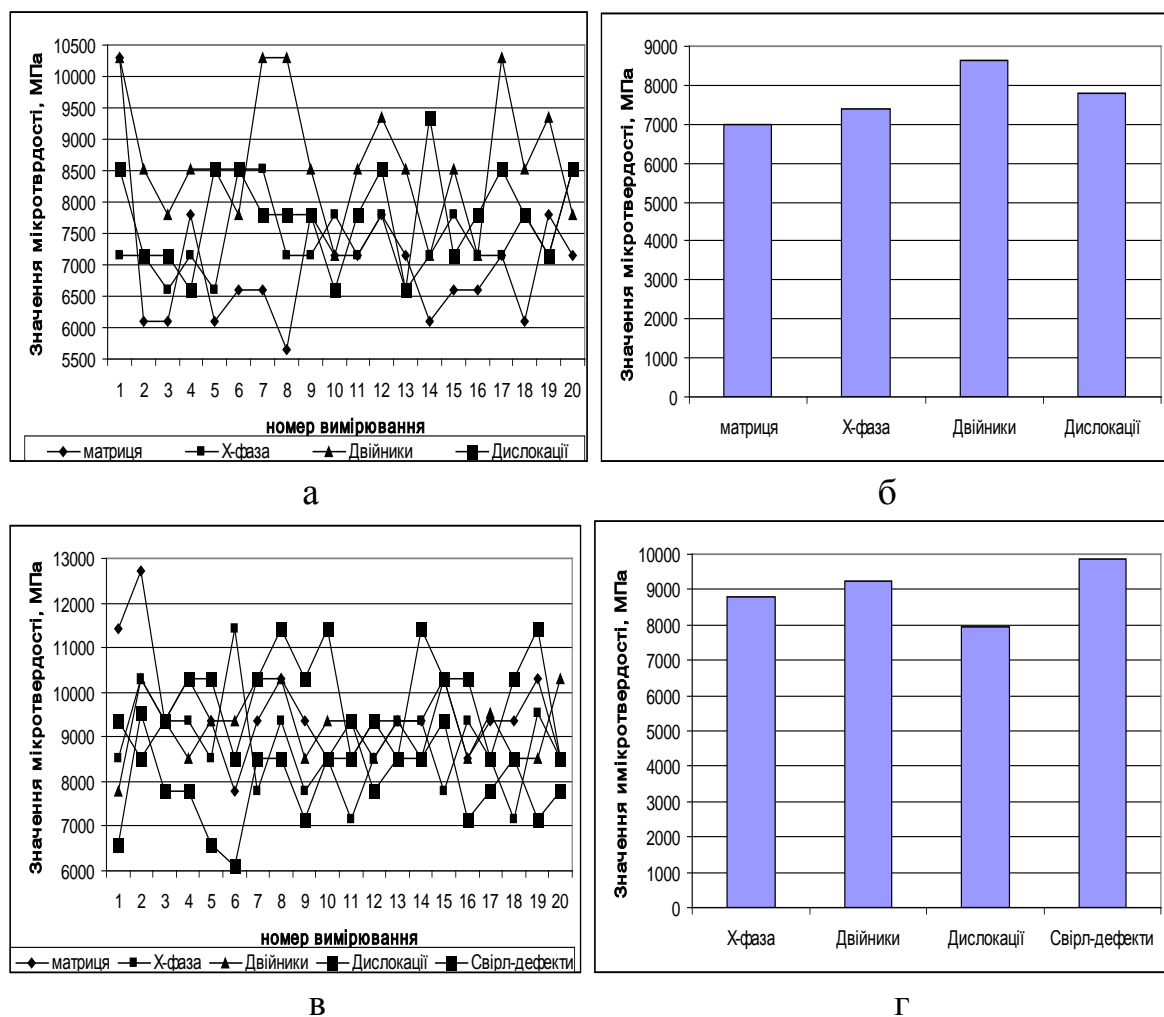


Рис. 13 Мікротвердість структурних складових сплавів Si-Ge-GaP (2 моль) (а, б) і Si-Ge-GaP (5 моль) (в,г) після термічної обробки, вирощених методом Чохральського у напрямку $\langle 011 \rangle$

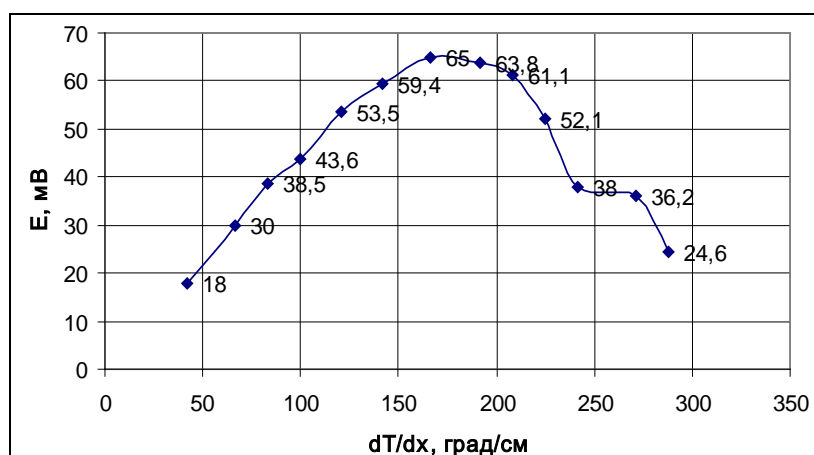


Рис. 14 Результати виміру термо-ЕРС вихідного сплаву Si-Ge

Це, ймовірно, пов'язано з реалізацією фазових перетворень в кремнії у цих областях температур. Дані значення термо-ЕРС стрибкоподібно збільшуються майже на порядок (саме за цих умов сплави експлуатуються).

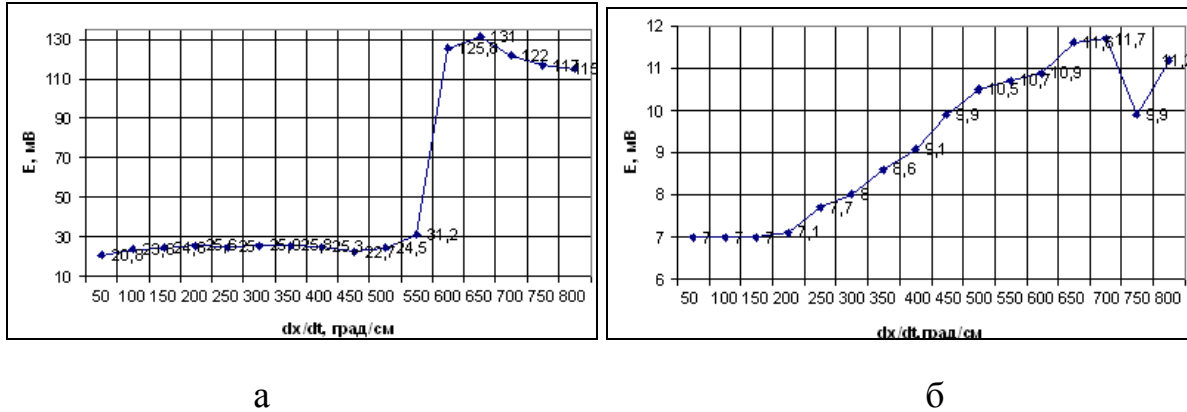


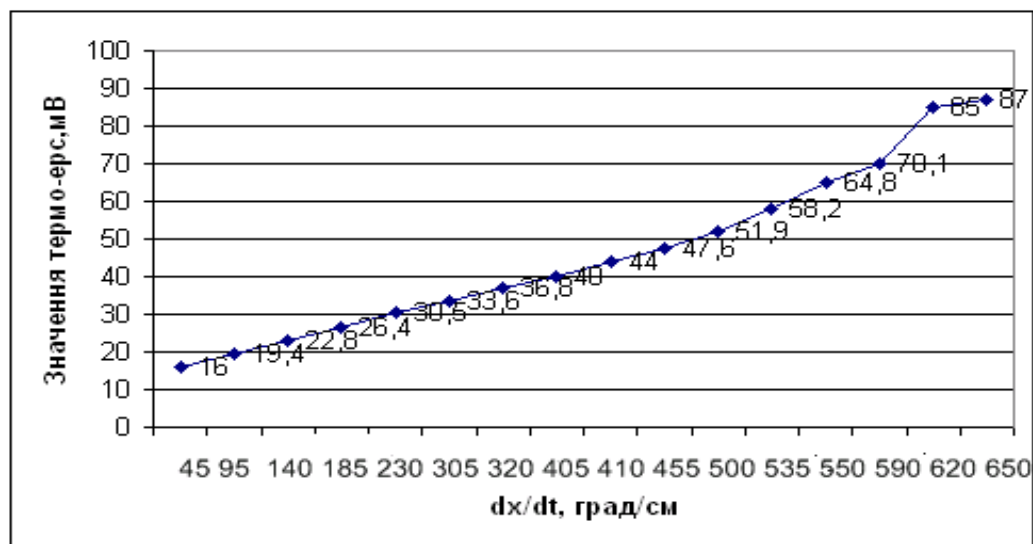
Рис. 15 Результати виміру термо-ЕРС в сплаві $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}(2 \text{ моль } \%)$ (а) +В та в сплаві $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}(5 \text{ моль } \%)$ +В(б)

На рисунку 16 представлені результати вимірювання термо-ЕРС досліджених сплавів Si-Ge-GaP (2% моль) та Si-Ge-GaP (5% моль) після термічної обробки.

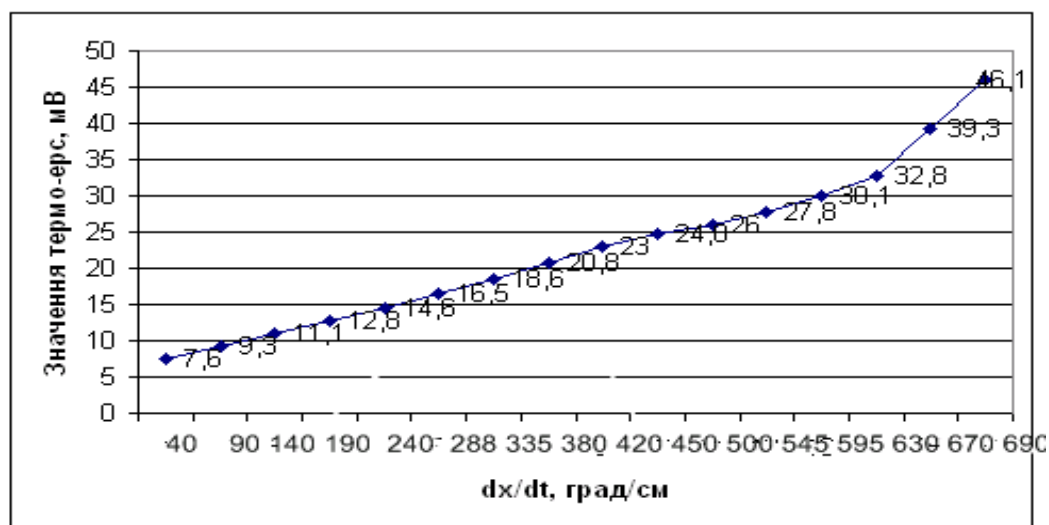
Аналіз рисунку 16 свідчить про послідовне зростання значень термо-ЕРС в інтервалі досліджених температур. Це свідчить про те, що проведення термічної обробки збільшує термостабільність досліджених сплавів до високих температур, зсуваючи точки фазових перетворень в область вищих температур.

Таким чином, мікроструктура досліджуваних сплавів відрізняється істотною неоднорідністю, характеризується різнозернистістю і дефектністю; в структурі виявлено двійники, границі двійникування, лінії й області локалізованого зсуву, дислокації та "свірл-дефекти"; Х-фазу, що являє собою твердий розчин германію на основі металізованої модифікації кремнію з ромбічним типом ґратки; матрична фаза характеризується закономірним розташуванням ланцюжків дислокацій, між якими розташовуються області, вільні від дислокацій. Кількісне співвідношення і склад (Х-фази і матриці) досліджених зразків легованого сплаву $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$ змінюється в залежності від легування і термічної обробки. Методами виміру мікротвердості показано, що мікротвердість Х-фази перевищує мікротвердість матриці, що в сполученні з мікроструктурними картинами (форма Х-фази, двійникування, області локалізованого зсуву, підвищена щільність дислокацій у матриці) свідчить на користь мартенситного механізму утворення Х-фази.

В легованих сплавах $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$, вивчених у дійсній роботі, за результатами проведеного розрахунку параметру ґратки за допомогою програми PowderCell (автори W. Kraus, G. Nolze), у вихідному стані поряд з матричним твердим розчином $\text{Si}(\text{Ge})$ зафіксовано твердий розчин $\text{Si}(\text{Ge})$, що характеризується кубічною тетрагональною ґраткою з відношенням c/a від 1,0018 до 1,00225.



а



б

Рис.16 Результати виміру термо-ЕРС в сплаві $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}$ (2 моль %) (а) +В та в сплаві $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}$ (5 моль %)+В(б) після термічної обробки

Атоми германію, заміщуючи атоми кремнію в кристалічній ґратці, розташовуються неупорядковано, не утворюючи надструктури.

Термоелектрична ефективність після термічної обробки досягає для зразків $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}$ (2 моль) – 46-50 еВ, для зразків $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}\text{GaP}$ (5 моль) – 87-90 еВ. Реалізація цих матеріалів в термоелектричних генераторах значно збільшить їх потужність і ефективність.

Висновки

Методом Чохральського отримано високоефективні термоелектричні багатокомпонентні сплави на основі твердого розчину $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$. Зразки р-типу отримані спільним легуванням сплаву кремній-германій бором і фосфідом галію, а n-типу - легуванням фосфідом галію.

Вивчено мікроструктуру, мікротвердість, фазовий склад сплавів $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$, комплекснолегованих галієм-фосфором і галієм-фосфором-бором; розподіл компонентів (кремній, германій) і легуючих елементів (бор, галій, фосфор) між фазами досліджуваних сплавів. Показано, що:

- мікроструктура досліджуваних сплавів істотно неоднорідна, характеризується різнозернистістю і дефектністю; в структурі виявлено двійники, границі двійникування, лінії й області локалізованого зсуву, дислокації та "свірл-дефекти"; Х-фазу, що уявляє собою твердий розчин германію на основі металізованої модифікації кремнію з ромбічним типом ґратки;

- кількісне співвідношення і склад (Х-фази і матриці) змінюється в залежності від легування і термічної обробки. Методом локального рентгеноспектрального аналізу показано, що Х-фаза збагачена германієм у порівнянні з матрицею, мікротвердість Х-фази перевищує мікротвердість матриці, що в сполученні з мікроструктурними картинками (форма Х-фази, двійникування, області локалізованого зсуву, підвищена щільність дислокацій у матриці) свідчить на користь мартенситного механізму утворення Х-фази.

В легованих сплавах $\text{Si}_{0.85}\text{Ge}_{0.15}$, вивчених у дійсній роботі, поряд з матричним твердим розчином $\text{Si}(\text{Ge})$ зафіксовано твердий розчин $\text{Si}(\text{Ge})$, що характеризується кубічною тетрагональною ґраткою з відношенням с/а від 1,0018 до 1,00225. Атоми германію, заміщуючи атоми кремнію в кристалічній ґратці, розташовуються неупорядковано, не утворюючи надструктури.

Вивчено температурну залежність термо-ЕРС. Встановлено, що термоелектрична ефективність досягає для зразків р-типу $(0,92-0,94) \times 10^{-3} \text{ K}^{-1}$, для зразків n-типу - $(0,95-0,98) \times 10^{-3} \text{ K}^{-1}$. Реалізація цих матеріалів в термоелектричних генераторах значно збільшить їх потужність і ефективність.

Література

1. Термoeлектрическая энергетика Б.С. Позняков, Е.А. Коптелов. Москва: Атомиздат, 1974 г.; - 259 с.
2. Напівпровідниковий кремній І.Ф. Червоний, В.З. Куцова, О.А. Носко. Запоріжжя: ЗДІА, 2009 г.; - 488 с.
3. Corbett J. W. Watkins G.D., McDonald R.S., Phys. Rev., 135, A1381 (1964)
4. Kaiser W., Keeck P.H., J. Appl. Phys., 28, 882 (1957)
5. Г. В. Курдюмов. Бездиффузионные мартенситные превращения // 1948
6. de Kock A.J.R., Philips Res. Rep., Suppl. No 1 (1973).
7. Куцова В.З., Носко О.А., Новиков М.М., Шерстобітова А.С. Вплив легування на структуру і властивості сплаву Si_{0,85}Ge_{0,15} / Вісник Київського Національного університету. – 2007. - №3.
8. Куцова В.З., Носко О.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства легированного полупроводникового кремния // Теория и практика металлургии. - №4-5 – 2005 – с. 84-92.
9. К. Рейви Дефекты и примеси в полупроводниковом кремнии. Под ред. Горина С.Н., *Мир*, Москва, 1984, 398 с.

УДК 669.187.2: 621.745.32

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВА ГАРНІСАЖНА ПЛАВКА МЕТАЛІВ І СПЛАВІВ З ВИКОРИСТАННЯМ ГАЗОРОЗРЯДНИХ ЕЛЕКТРОННИХ ГАРМАТ

С. В. Ладохін, Т. В. Лапишук

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Розглянуто проблему використання при гарнісажній електронно-променевої плавці гармат високовольтного тліючого розряду замість традиційних гармат аксіального типу з термокатодами. Їх перевагою є можливість проведення плавки в умовах коливання тиску залишкових газів у плавильних камерах у широкому інтервалі

Рассмотрена проблема использования при гарнисажной электронно-лучевой плавке пушек высоковольтного тлеющего разряда вместо традиционных пушек аксиального типа с термокатодами. Преимуществом таких пушек является возможность проведения плавки в условиях изменения давления остаточных газов в плавильных камерах в широком интервале

The problem of high voltage glow discharge guns use at electron-beam skull melting instead of axial guns with thermocathodes is considered. The advantage of high voltage glow discharge guns consists in possibility of melting at a wide range of residual gases pressure in melting chambers

Тема роботи є актуальною і відповідає потребам промисловості країни, в тому числі вирішенню задачі створення вітчизняного ядерно-паливного циклу.

В дослідженнях основна увага приділена відпрацюванню технології виплавки сплаву цирконію з 1 % ніобію з використанням гармати високовольтного тліючого розряду (ВТР) . В даний час цей сплав є основним для одержання труб-оболонки тепловиділяючих елементів ядерних блоків. Передбачалось, що як вихідний метал для виготовлення цього сплаву буде використовуватись цирконій магнієтермічного відновлення у вигляді губки. Але внаслідок затримки з налагоджуванням виробництва цього металу в країні, а також неможливості його придбання за кордоном дослідження було проведено з використанням цирконію кальцієтермічного відновлення вітчизняного виробництва.

Було вивчено особливості проведення плавки і одержання трубних заготовок зі сплаву КТЦ110 з використанням гармати високовольтного тліючого розряду у порівнянні з плавками традиційними гарматами аксіального типу з термокатодами, результати дослідження яких детально викладено у роботах [1, 2]. Трубні заготовки одержували за трьома варіантами, за якими раніше одержували заготовки при проведенні плавки термокатодними гарматами: литтям у металеву водоохолоджувану форму з накладанням електромагнітних полів на розплав у формі (заготовка 1), відцентровим литтям (заготовка 2) і литтям у металеву водоохолоджувану форму (заготовка 3).

Дослідження хімічного складу, структури і твердості сплаву КТЦ 110 були проведені в Інституті фізики твердого тіла, матеріалознавства і технологій ННЦ ХФТІ НАН України (м. Харків).

Хімічний склад сплаву в заготовках (табл.) в цілому відповідає складу сплаву Э110 за винятком наявності незначної кількості олова і міді, що пояснюється відповідно потраплянням в шихту скрапу сплаву КТЦ635, до складу якого входить олово, і взаємодією розплаву з мідними формами.

Таблиця 1 Хімічний склад металу в заготовках

Елемент	Вміст, мас %						Сплав Э110
	Заготовка 1		Заготовка 2		Заготовка 3		
	Центр	Край	Центр	Край	Центр	Край	
Nb	1,03	0,96	0,92	0,99	1,08	0,96	0,9-1,1
Hf	0,025	0,026	0,09	0,086	0,0075	0,0061	0,05
Cd	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	0,00003
Si	0,0016	0,0014	0,011	0,0077	0,007	0,0075	0,02
Al	0,0002	0,00067	0,00012	0,00007	0,0002	0,0003	0,008
Ni	0,0021	0,0022	0,006	0,0038	0,012	0,011	0,02
Cu	0,021	0,031	0,0019	0,0014	0,04	0,0014	0,005
Ca	0,00009	0,0005	0,00008	0,00007	0,00014	0,00012	0,03
Mn	0,00015	0,0006	0,00026	0,00022	0,0008	0,0002	0,002
Pb	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,005
Ti	0,0093	0,0097	0,0041	0,0035	0,0015	0,00095	0,005
B	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	0,00005
Cu	0,021	0,031	0,0019	0,0014	0,04	0,0014	0,005
Ca	0,00009	0,0005	0,00008	0,00007	0,00014	0,00012	0,03
Mn	0,00015	0,0006	0,00026	0,00022	0,0008	0,0002	0,002
Pb	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,005
Ti	0,0093	0,0097	0,0041	0,0035	0,0015	0,00095	0,005
B	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	0,00005
Be	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	0,003
Fe	0,05	0,14	0,02	0,028	0,06	0,03	0,05
Cr	0,0005	0,0005	0,00017	0,00013	0,0006	0,0003	0,02

Продовження таблиці 1

Елемент	Вміст, мас %						Сплав Э110
	Заготовка 1		Заготовка 2		Заготовка 3		
	Центр	Край	Центр	Край	Центр	Край	
O	0,08	0,082	0,09	0,08	0,095	0,09	0,1
C	0,01	0,01	0,025	0,03	0,025	0,017	0,02
N	0,0006	0,00055	0,001	0,00085	0,001	0,001	0,006
F	0,00015	0,0001	0,00018	0,00032	0,0002	0,00015	0,003
Mo	0,001	0,001	0,0023	0,0018	0,0017	0,0009	0,005
Li	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	<0,00001	0,0002
K	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,004
Cl	0,0001	0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	<0,0001	0,003
Sn	0,37	0,35	0,09	0,1	0,38	0,42	0,05

Вивчення твердості металу у відливках свідчить про однорідність сплаву, а дослідження мікроструктури (рис. 1) вказує, що кристалізація сплаву при проведенні плавки гарматою високовольтного тліючого розряду проходить аналогічно з плавкою термокатодною гарматою.

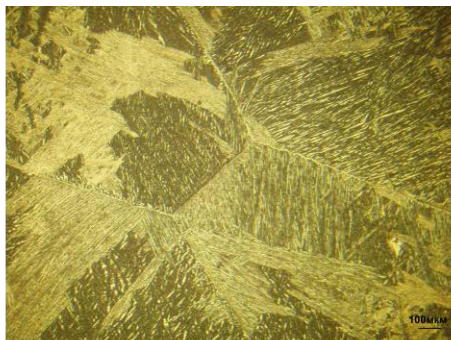
Таким чином, одержані дані засвідчують, що плавка гарматою високовольтного тліючого розряду забезпечує одержання сплаву, який не поступається сплаву, що виплавляється з використанням традиційної гармати з термокатодом.

Поряд з виправкою сплаву КТЦ110 було проведено дослідження з плавки гарматою високовольтного тліючого розряду відходів титану ВТ1-0 і ніобію алюмотермічного відновлення виробництва АТ «Ульбінський металургійний завод» (Казахстан). Ці дослідження також показали позитивні результати, що можна вважати за додаткове підтвердження перспективності використання гармат ВТР.

В цілому проведені експерименти дають змогу однозначно рекомендувати гармати високовольтного тліючого розряду, які використовувались в експериментах, для проведення плавки у середньому вакуумі при електронного-променевої гарнісажній плавці. При цьому важливим моментом є те, що ці дані служать основою для вдосконалення конструкцій як гармат, так і електронно-променевих установок, в яких ці гармати можуть використовуватись.

Відносно гармат слід зауважити, що для плавки у середньому вакуумі перспективними можуть бути гармати з променепроводом у вигляді коліна [3]. Такі гармати можуть розроблятися також з променепроводами, частини яких розміщуються в технологічних камерах [4]. В цьому випадку з'являється можливість встановлення на променепроводі теплового екрану (рис. 2).

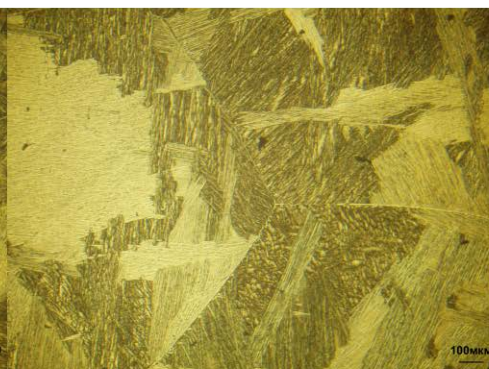
Заготовка 1



Заготовка 2



Заготовка 3



а

б

Рис. 1 Мікроструктури сплаву КТЦ110 (центр темплету):
а – в поздовжньому напрямку, б – в поперечному напрямку

У майбутньому перспективною може бути гармата для плавки у низькому вакуумі (рис. 3), яка розроблялась сумісно фахівцями ФТІМС і Національної металургійної академії для обробки розплаву у плавильній ємності з використанням парогазової суміші [5]. Така обробка може бути доцільною, наприклад, у разі рафінування металургійного кремнію від бору для сонячних батарей.

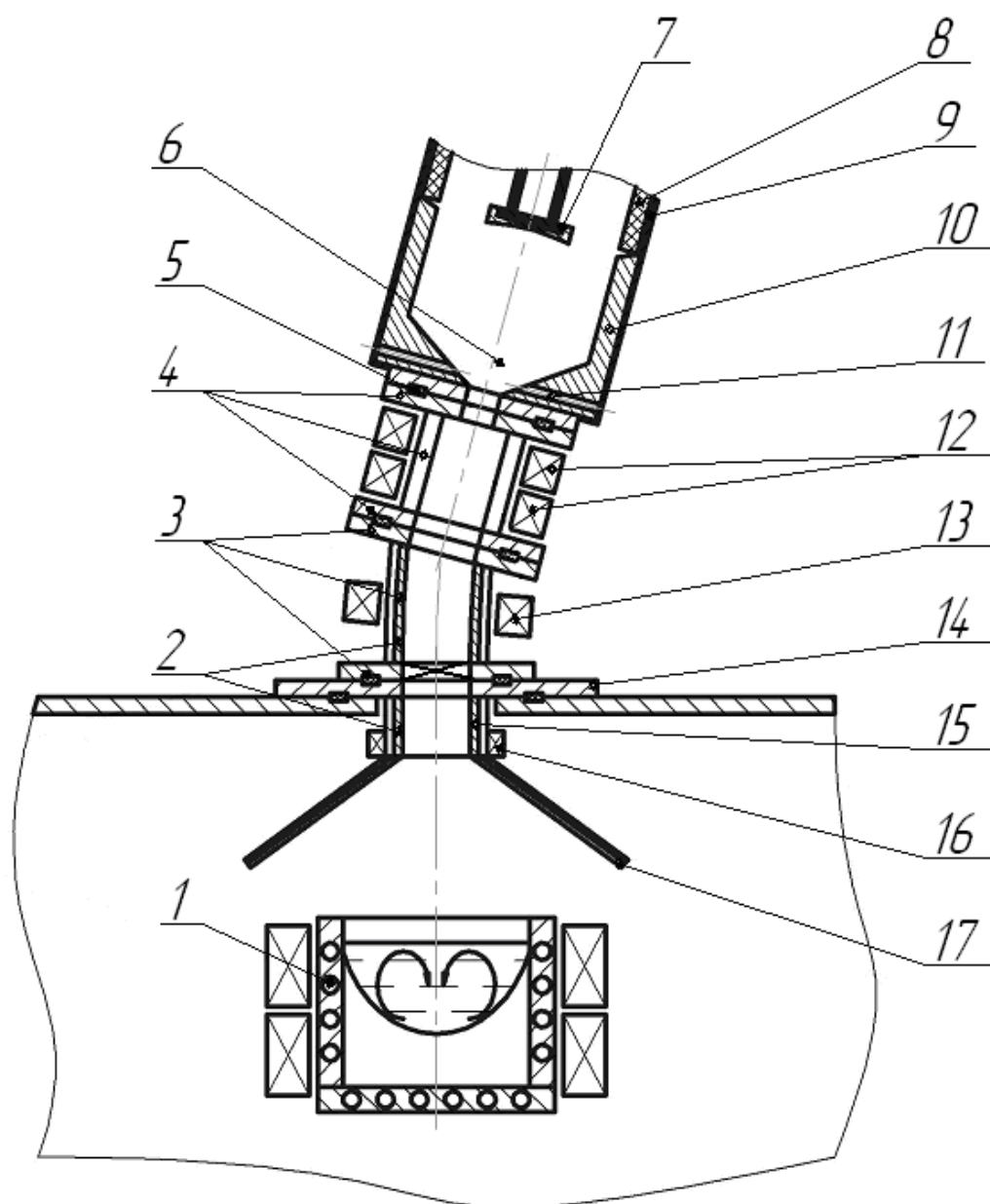


Рис. 2 Схема газорозрядної гармати з тепловим екраном на променепроводі:

- 1 – тигель з системою ЕМП; 2 – коліно; 3 – з'єднувальні фланці;
 4 – променепровід; 5 – плита з каналами для води; 6 – отвір аноду; 7 – катод; 8 – ізолятор; 9 – корпус гармати; 10 – анод; 11 – система подавання робочого газу; 12 – котушки фокусування променя; 13 – котушка повороту променя; 14 – з'єднувальний фланець; 15 – частина променепровода, що розміщена в плавильній камері; 16 – котушка розгортки променя; 17 – тепловий екран

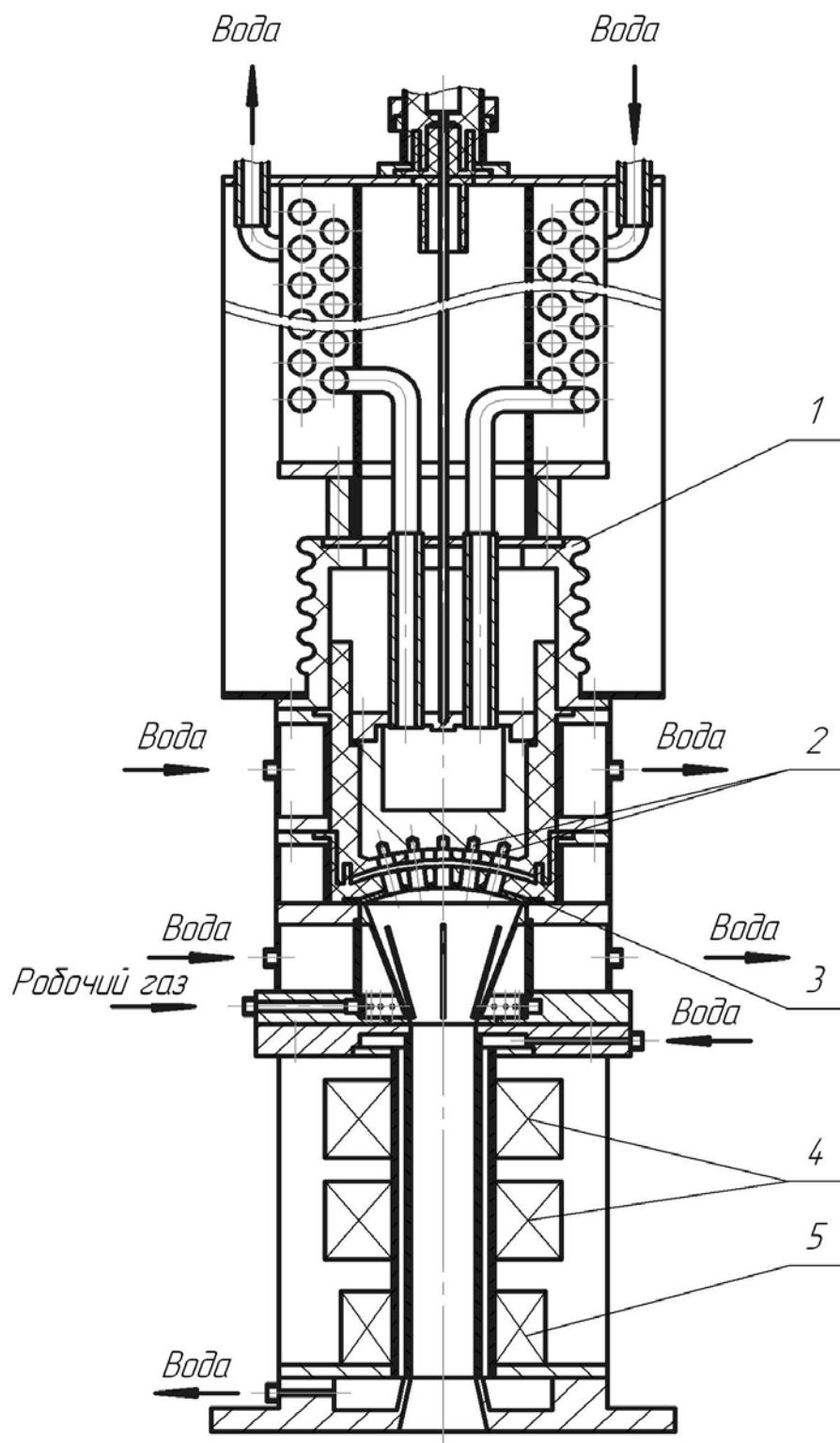


Рис. 3 Схема низьковакуумної гармати ВТР:
 1 – високовольний ізолятор; 2 – катод; 3 – анод; 4 – котушки фокусування; 5 – котушки відхилення променя

Відмітимо, що для цієї гармати була розроблена спеціальна технологія одержання литих ізоляторів з фторфлогопіту (рис. 4) [5], оскільки виготовлення їх з традиційних матеріалів пов'язано зі значними труднощами внаслідок складної форми ізоляторів у запропонованій гарматі. Перевагою фторфлогопіту як матеріалу для виготовлення ізоляторів є не тільки використання ливарної технології (кам'яне литво), а й можливість його обробки на механічних станках.

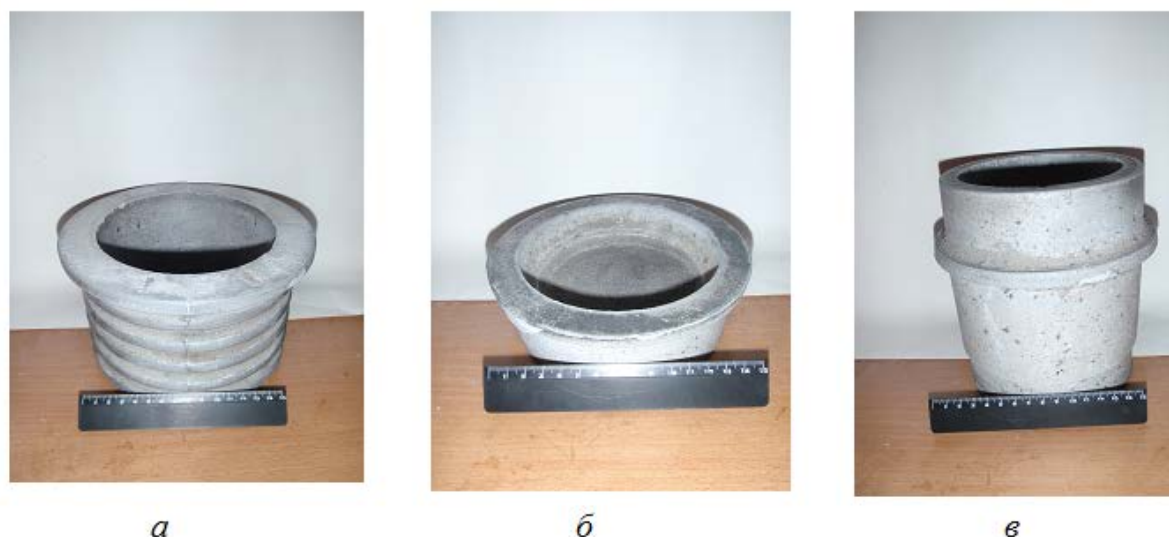


Рис. 4 Литі заготовки високовольтних ізоляторів з синтетичного фторфлогопіту: *а* – ізолятор струмопідводу; *б* – ізолятор аноду; *в* – ізолятор катоду

Ще одним перспективним напрямком може бути гармата для плавки в імпульсному режимі, яку розроблено на кафедрі електронних приладів та пристроїв НТУУ «КПІ» (рис. 5) [6]. Доцільність створення таких гармат пояснюється можливістю використання у майбутньому нових схем електронно-променевої гарнісажної плавки з циклічними і імпульсними режимами електромагнітного перемішування розплаву у тиглях і кристалізаторах, як це запропоновано у [1].

Відносно установок можна відмітити, що перспективним напрямком їх удосконалення є використання не тільки гармат високовольтного тліючого розряду, відсутність у яких оснащення вакуумними насосами дозволяє суттєво спростити конструктивне виконання плавильних установок, а й проміжних ємностей, тиглів удосконаленої конструкції, теплових екранів і інших елементів, наявність яких дозволяє говорити про розробку установок нового покоління. Конструктивні особливості і можливі шляхи практичного використання електронно-променевих

ливарних установок нового покоління розглянуто у [7]. Наведені в цій роботі дані дають можливість запропонувати нові технологічні рішення з розробки способів рафінування металів і сплавів у гарнісажних установках з використанням гармат ВТР.

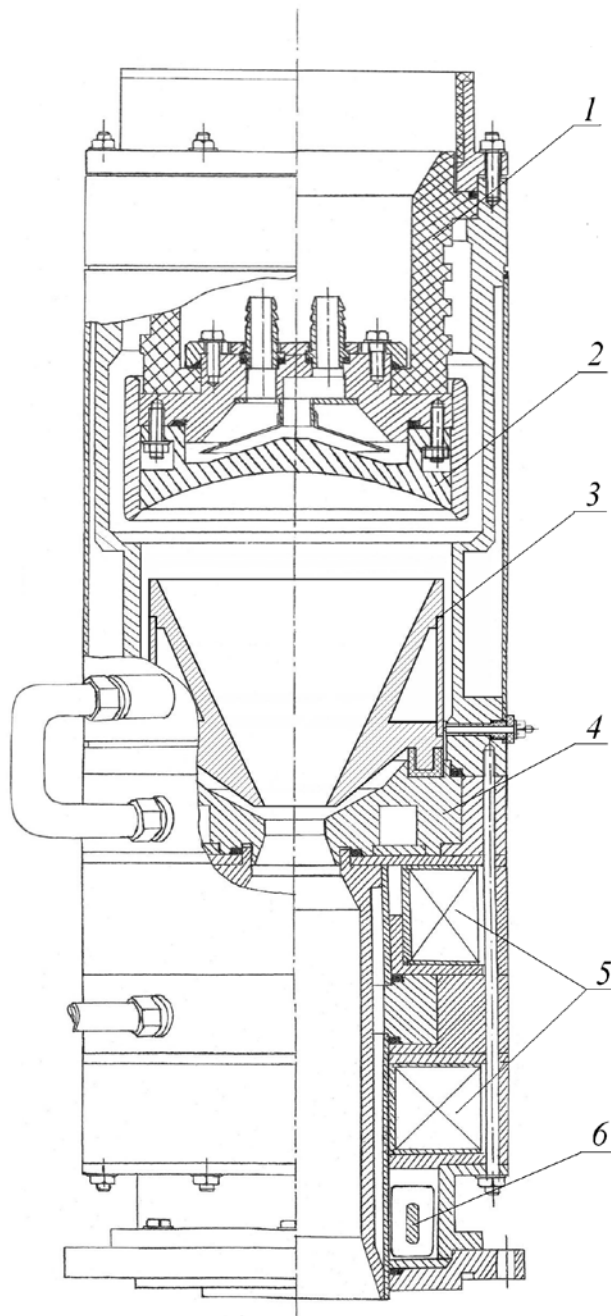


Рис. 5 Схема імпульсної гармати ВТР:

1 – ізолятор; 2 – водоохолоджуваний катод; 3 – водоохолоджуваний електрод керуючого розряду; 4 – водоохолоджуваний анодний вузол;
5 – магнітні лінзи; 6 – система відхилення променя

Одним з прикладів таких рішень є спосіб комбінованої обробки розплаву у тиглі різними вакуумними середовищами, який схематично показано на рис. 6. Доцільність розробки такого способу обумовлена бажанням знаходження такої технологічної схеми процесу, в якій в умовах електронно-променевого нагріву забезпечується можливість обробки розплаву в плавильній ємності одночасно при різному тиску залишкових газів в плавильній камері. Спосіб дозволяє обробляти розплав рафінуючим газом і вакуумом, що можливо реалізувати при проведенні плавки одночасно низько- і середньовакуумними гарматами ВТР. Спосіб може знайти використання при рафінуванні металургійного кремнію, на що вже вказувалось вище при розгляданні низьковакуумної гармати ВТР.

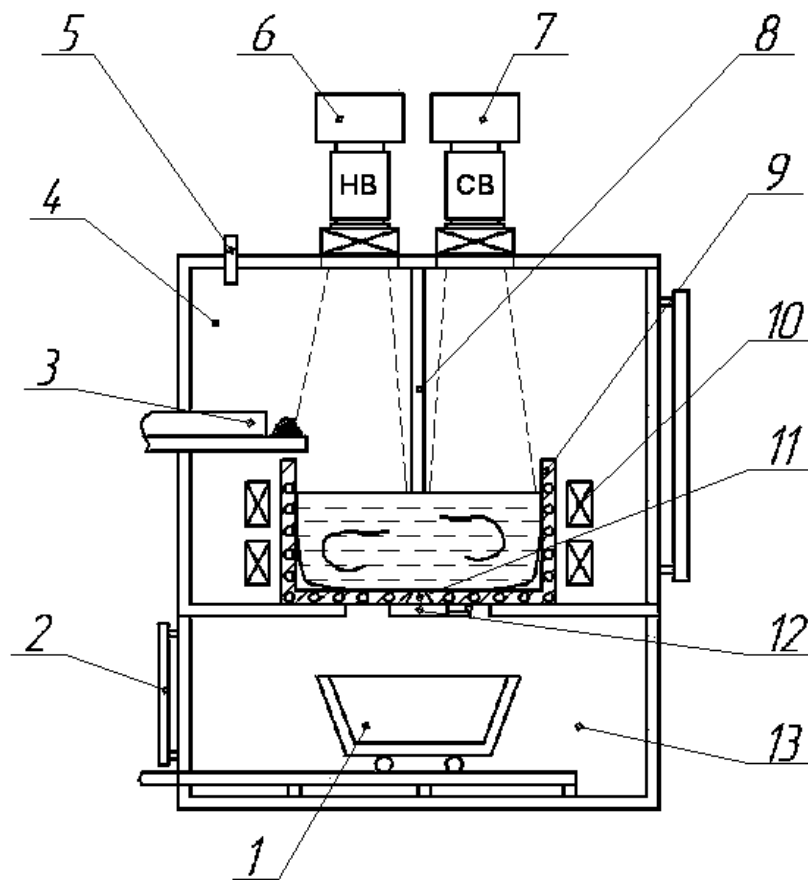


Рис. 6. Спосіб комбінованої обробки розплаву:

- 1 – ливарна форма; 2 – кришка камери ливарних форм; 3 – пристрій завантаження шихти; 4 – плавильна камера; 5 – пристрій подачі рафінуючого газу; 6 – низьковакуумна гармата ВТР; 7 – середньовакуумна гармата ВТР; 8 – перегородка; 9 – гарнісажний тигель; 10 – котушка системи ЕМП тигля; 11 – зливний отвір тигля; 12 – кришка зливної отвору; 13 – камера ливарних форм

Інші можливі нові способи стосуються проведення процесу електронно-променевої гарнісажної плавки з заміною гармати в ході плавки у разі коливання вакууму у широкому діапазоні (рис. 7) [8] і одержання зливка складнолегованого сплаву з порційним зливанням розплаву з проміжної ємності або тигля з системою електромагнітного перемішування (рис. 8).

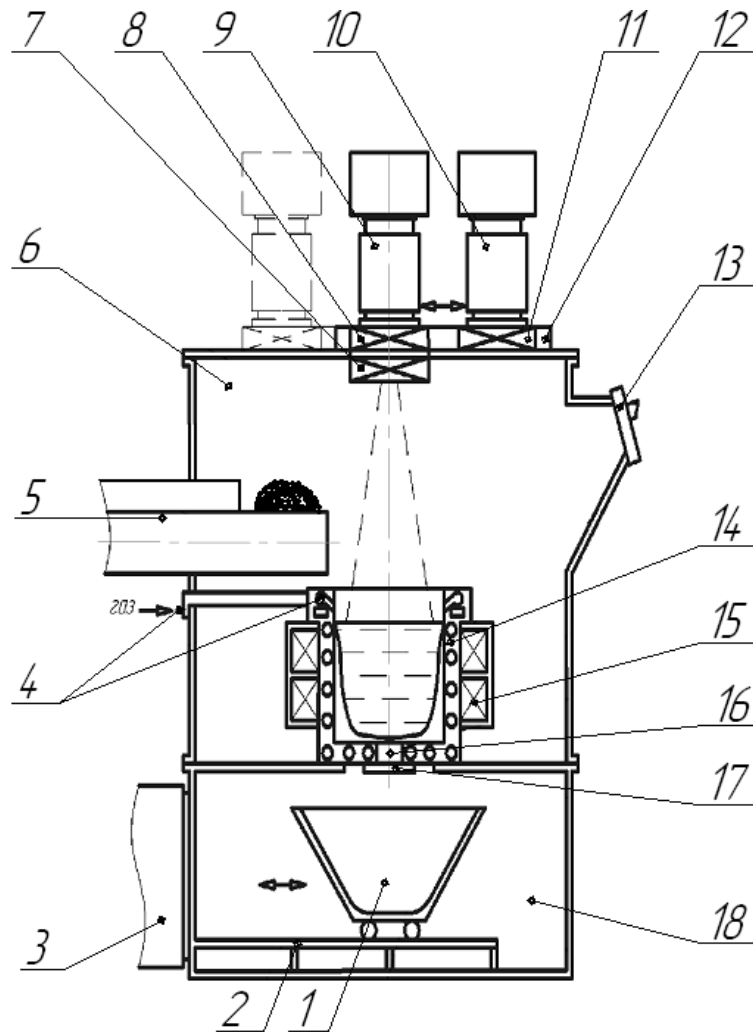


Рис. 7 Спосіб плавки з заміною гармати в ході технологічного процесу:
 1 – ливарна форма; 2 – естакада; 3 – шлюзова камера; 4 – пристрій подавання рафінуючого газу; 5 – пристрій подавання шихти на переплав; 6 – плавильна камера; 7 – затвор плавильної камери; 8 – затвор середньовакуумної гармати; 9 – середньовакуумна гармата ВТР; 10 – низьковакуумна гармата ВТР; 11 – затвор низьковакуумної гармати; 12 – пересувна плита гармат; 13 – оглядова система; 14 – тигель; 15 – система ЕМП тигля; 16 – зливний отвір; 17 – кришка зливного отвору; 18 – камера ливарних форм

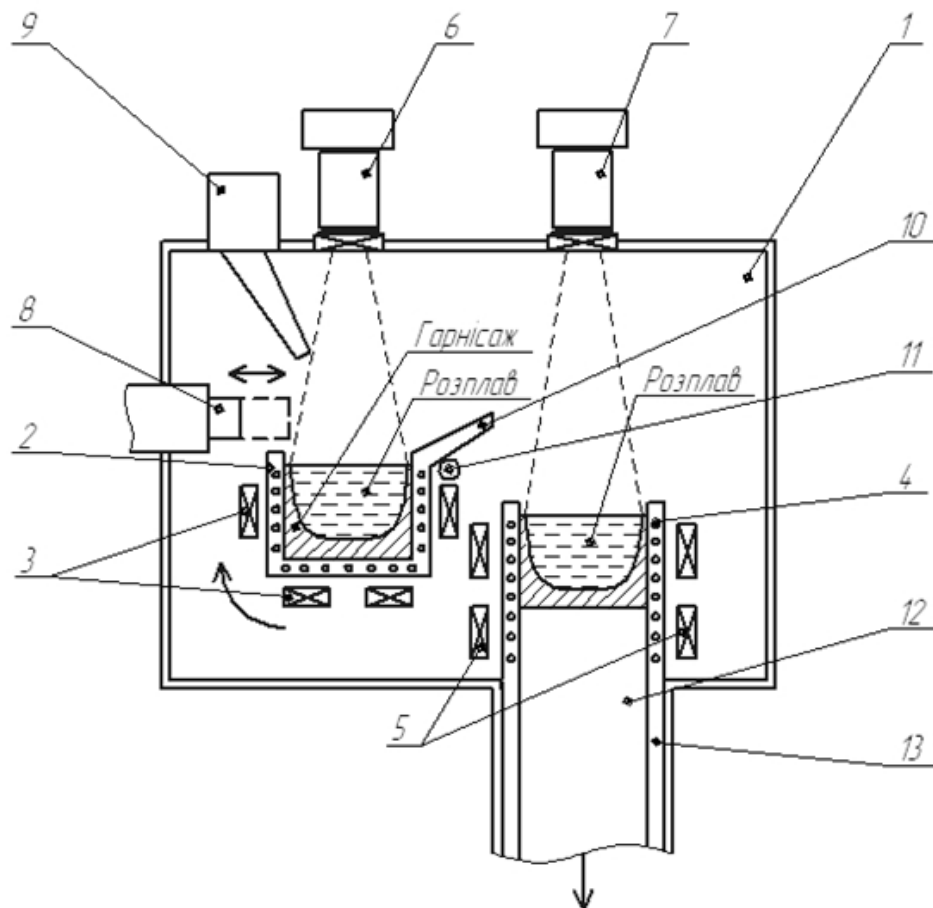


Рис. 8 Спосіб одержання злитка складнолегованого сплаву порційним зливанням розплаву: 1 – вакуумна камера; 2 – тигель; 3 – система ЕМП тигля; 4 – кристалізатор; 5 – система ЕМП кристалізатора; 6 – гармата тигля; 7 – гармата кристалізатора; 8 – пристрій подавання шихти на переплав; 9 – пристрій введення легуючих у ванну; 10 – зливний носок; 11 – вісь повороту тигля; 12 – злиток; 13 – камера злитка

Всі три способи, схеми яких наведено на рис. 6-8, можуть знайти практичне використання лише при умові подальшого розвитку технології електронно-променевої гарнісажної плавки. Електромагнітне перемішування розплаву при цьому є обов'язковою умовою проведення технологічного процесу, а використання гармат ВТР потребує вирішення проблеми швидкого переходу на роботу з одного нагрівача на інший без зупинки плавки.

Недоліками проведених до останнього часу досліджень слід вважати те, що особливості експлуатації дослідних гармат високовольтного тліючого розряду перевірялись в обмеженому діапазоні змінення тиску залишкових газів в технологічній камері – від 0,13 Па до 6,5 Па, а також те, що як робочий газ використовували тільки водень. Але водень відноситься

до найбільш неприйнятних газів з точки зору впливу на властивості цирконію, особливо ядерної чистоти. Тому бажано провести дослідження з використанням в якості робочого газу гелію, який, як відомо, теж успішно використовують у гарматах високовольтного тліючого розряду. Залишається також необхідність дослідження плавки гарматою високовольтного тліючого розряду цирконієвої губки.

Література

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / Под ред. С.В. Ладохина. – Киев: Изд-во «Сталь», 2007. – 626 с.
2. Гладков А.С. Особливості електронно-променевої гарнісажної плавки сплаву Zr-1Nb і розробка технології виготовлення трубних заготовок: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2009. – 20 с.
3. Патент України № 93625, МПК H01J 37/06. Газорозрядна електронна гармата/ В.Б. Чернявський, С.В. Ладохін, В.А. Семенець та ін. – Опубл. 25.02.2011. Бюл. № 4, 2011.
4. Патент України на корисну модель № 83313, МПК H01J 37/06. Газорозрядна електронно-променева гармата / С.В. Ладохін, Т.В. Лапшук, А.С. Гладков, М.Ю. Смірнов. – Опубл. 25.10.2012. Бюл. № 20, 2012.
5. Патент України № 103765, МПК H01J 37/06. Газорозрядна електронна гармата/ В.А. Тутик, С.В. Ладохін, М.І. Гасик, А.М. Малявін. – Опубл. 25.04.2013. Бюл. № 8, 2013.
6. Тугай С.Б. Імпульсні режими роботи технологічних електронно-променевих гармат високовольтного тліючого розряду: Автореф. дис. ... канд. техн. наук. – Київ, 2013. – 20 с.
7. Ладохин С.В. Электронно-лучевые литейные установки нового поколения: конструктивные особенности и области применения. – Процессы литья. – 2013. – № 4. – С. 64-78.
8. Патент України № 98904, МПК C22B 9/22, C21C 5/56. Електронно-променева ливарна установка / С.В. Ладохін, Т.В. Лапшук, А.С. Гладков, М.Ю. Смірнов. – Опубл. 12.03.2012. Бюл. № 12, 2012.

УДК 669.187.56

ВИРОБНИЦТВО ВЕЛИКИХ ЗЛИВКІВ МЕТОДОМ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

О. С. Літвяков

Стаття посвячена проблемам, що виникають при виробництві крупнотонажних зливків. Розглянуті способи рішення цих проблем методом електрошлакового переплаву

Статья посвящена проблемам, возникающим при производстве крупнотоннажных слитков. Рассмотрены способы решения этих проблем методом электрошлакового переплава

Article consecrated to the problems that arise in the production of large ingots. Ways of solution of these problems by electroslag remelting

Проблеми пов'язані з виробництвом великих зливків

Світова практика виробництва сталевих злитків охоплює найширший спектр їх геометричних розмірів і мас: від декількох тонн до декількох сотень тонн. Досить сказати, що максимальна маса ковальських злитків може становити до 500 т. Безумовно, такі злитки унікальні самі по собі, їх виробляють буквально кілька заводів у світі (ВАТ «Іжорський завод», «Cobe Steel», «Japan Steel Works» та ін.). Максимальна маса промислового зливка, відлитого в Україні, становить 200 т (ВАТ «Краматорський завод»Енергомашспецсталь»)

Найбільш складною і важливою задачею отримання якісних великих сталевих зливків є підвищення їх фізичної однорідності. Однак, отримання однорідного злитка ускладнено внаслідок різних умов кристалізації сталі в різних зонах під впливом нерівномірного розподілу температурних полів, усадки, ліквації домішок, форми і розмірів злитка та інших факторів. Очевидним є одна обставина - всі види неоднорідності збільшуються із збільшенням маси зливка.

На думку багатьох вчених у великому зливку можна умовно виділити сім основних структурних зон (рис. 1).

При цьому макроструктурна неоднорідність, яка обумовлена різною формою кристалізації сталі спостерігається переважно в зонах 1-5, а фізична неоднорідність, що викликається процесами усадки сталі, в зонах 6 і 7.

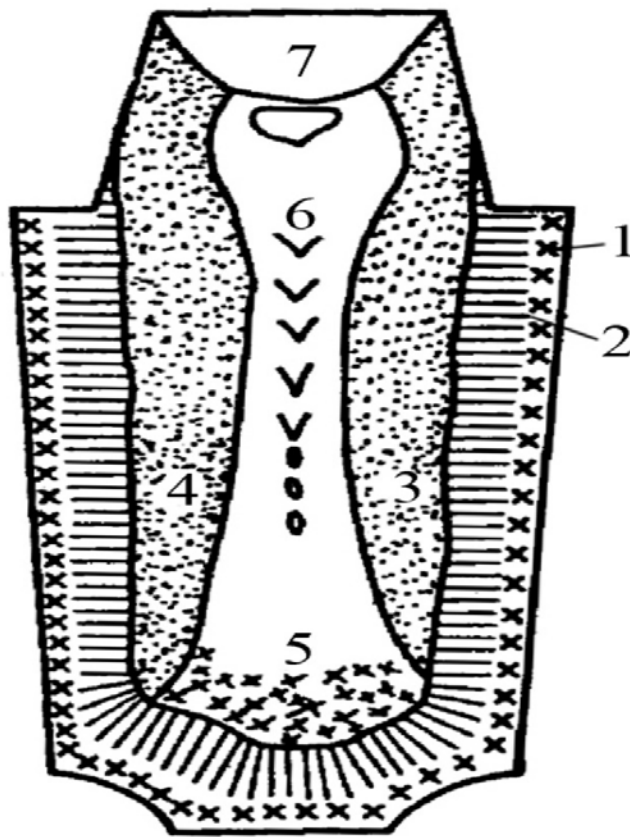


Рис. 1 Структурні зони у великому сталевому зливку [5]:

- 1 – коркова зона; 2 – зона стовбчастих кристалів; 3 – перехідна зона рівновісних кристалів; 4 – зона великих рівновісних кристалів; 5 – конус осадження; 6 – зона V-подібної неоднорідності; 7 – усадкова раковина.

Вирішальний вплив на формування структурних зон і фізичної неоднорідності в злитку надають два основних параметри:

- величина інтервалу кристалізації між температурами ліквідусу і солідусу ($\Delta T_{кр}$, K);
- градієнт температур в обсягах сталі δT , що твердіють, який характеризує інтенсивність охолодження злитка.

Ось деякі сучасні сталеливарні цехи, в яких виробляють великі ковальських злитки.

1. ЗАТ «Новокраматорський машинобудівний завод».
2. Краматорський завод «Енергомашспецсталь».
3. ДП «Завод обважнених бурильних і ведучих труб».
4. ОМЗ – Спецсталь.
5. SKODA STEEL (Чехія).

Процес електрошлакового переплаву для виробництва великих зливків

При виробництві великих ковальських злитків способом ЕШП одержувану заготовку можна витягати вниз з короткого кристалізатора. Таким способом одержують злитки завдовжки до 5 м, діаметром до 2300 мм і масою до 165 т.

Подальше нарощування маси зливка ЕШП, незважаючи на досягнуті позитивні результати і можливості існуючого обладнання, вважають нераціональним. Основною перешкодою є збільшення собівартості сталевих злитків, яка визначається високими капітальними витратами і питомими витратами на переплав. Слід зазначити, що поряд з високою вартістю надвеликих печей ЕШП, собівартість переплавленого металу істотно збільшується через необхідність виробництва багатотонних електродів високої якості.

Розвитком процесу ЕШП, що дозволяє відмовитися від переплавки електродів при виробництві великих злитків, є процес порційного електрошлакового відливання (ПЕШО), який припускає заповнення кристалізатора рідким металом певними порціями. Електричний струм до шлакової ванни підводиться за допомогою невитратних, наприклад, графітованих електродів. При цьому, регулюючи співвідношення між масою порцій сталі і тривалістю перерви між їх заливкою, можна забезпечити умови які, вимагаються для спрямованого формування зливка масову швидкість подачі розплаву. Заливка сталі в кристалізатор невеликими порціями має серйозну технологічну перевагу, що полягає в застосуванні сталеплавильних печей порівняно малої потужності.

З метою зменшення енергетичних витрат на виробництво великих ковальських злитків в промисловості освоєно технологію, при якій використовують зовнішні частини зливка, відлитого за традиційною технологією, а центральну частину зливка після розливання і кування видаляють прошивкою і на її місце заливають метал електрошлакової переплавки близького хімічного складу. При цьому в центральній частині зливка досягається однорідна бездефектна структура. Основні принципи цієї технології видно на рис.2.

До переваг цього способу відноситься можливість виробництва великих ковальських заготовок на базі щодо малопотужного устаткування ЕШП. Однак, для розглянутого методу характерна висока технологічна складність і підвищена операційна трудомісткість. При цьому не виключається небезпека утворення специфічних дефектів у зоні сплавлення рідкого металу з твердою заготовкою : шлакові включення, мікро- та макротріщини.

У цілому ефективність розглянутих методів електрошлакових переплави і підживлення з точки зору якості продукції помітно знижується зі збільшенням маси великого злитка, оскільки умови затвердіння розплаву в цьому випадку практично не відрізняються від умов формування звичайного злитка. Тому в металургійній практиці для виробництва великих і надвеликих злитків в даний час перевага віддається традиційним схемам виплавки та позапічної обробки сталі.

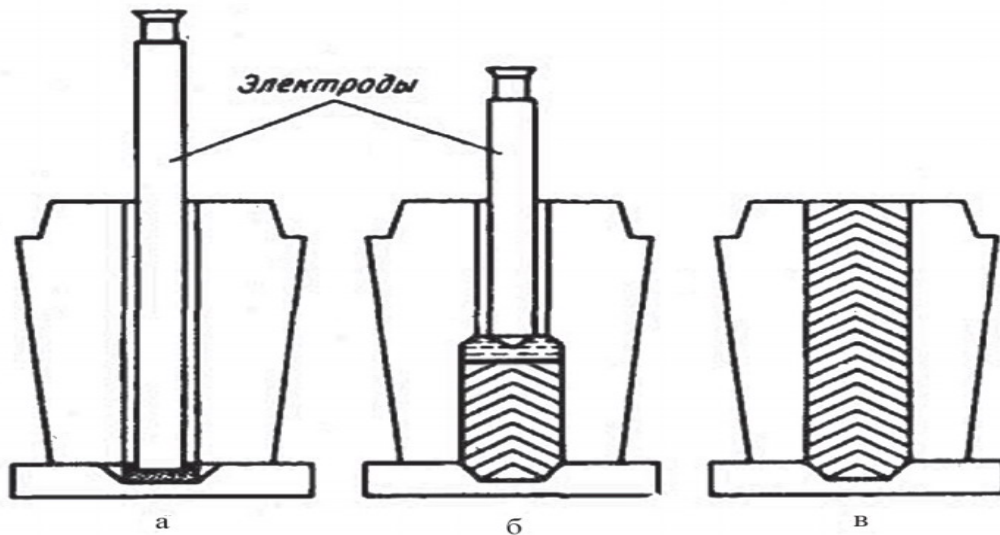


Рис. 2 Процес ЕШП для переплаву центральної частини великого зливку:
а - підготовка для ЕШП центральної частини зливку; б - стан після
часткового ЕШП; в - злиток після ЕШП

Висновки

Беручи до уваги зазначене вище, можна зробити наступні висновки:

1. Процес виробництва великих злитків вимагає унікального оснащення.

2. Основною проблемою у виробництві великих злитків, є формування однорідної структури по всій товщині зливка. Формування неоднорідної структури пов'язано з більшою товщиною зливка і як наслідок неоднорідністю температур в серцевині і на поверхні.

3. З усіх процесів спеціальної металургії, для виробництва великих злитків найбільш підходить електрошлаковий переплав. Завдяки електрошлаковому переплаву, можна отримати однорідну структуру по всій товщині зливка.

4. Однією з перспективних технологій отримання великих злитків є наплав центральної частини зливку. Не дивлячись на те, що цей процес

трудомісткий, він дозволяє значно зменшити собівартість готового продукту.

Література

1. Основи металургійного виробництва металів і сплавів 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. Ремізов, Г.О., Готвянський Ю.Я., Сухенко В.Ю. Електрошлаковий процес: технологія та устаткування, Навчальний наочний посібник для студентів напрямів підготовки 6.050401 “Металургія” та 6.050402 “Ливарне виробництво – К.: НТУУ “КПІ”, 2010. – 134с.
3. Крупный слиток / А.Н.Смирнов, С.Л.Макуров, В.М. Сафоров, А.Ю. Цупрун. – Д.: Издательство – 2009. – 278 с.

УДК 621.742

РОЗРОБЛЕННЯ СКЛАДУ НОВИХ СТРИЖНЕВИХ СУМІШЕЙ ДЛЯ СТАЛЕВОГО ТА ЧАВУННОГО ЛИТВА

Р. В. Лютий, Д. В. Кеуш, В. С. Смольська, О. А. Анісімова

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Виготовлення виливків спеціального призначення завжди пов'язане із рядом технологічних проблем, які ускладнюють процес виробництва якісних деталей. Високолеговані хромом (24...30%) і алюмінієм (1...3%) сталі мають підвищену жаростійкість (робоча температура деталей до 1250 °С) і успішно використовуються в теплоенергетиці [1]. Найбільш поширеною технологією виготовлення деталей із даного сплаву є лиття, але процес має ряд технологічних обмежень: незадовільні ливарні властивості сплаву, ускладнена технологія виготовлення ливарної форми.

Прикладом таких виливків є «Насадки пальників» з товщиною стінки 4 мм та внутрішнім діаметром 16 мм або 22 мм, довжиною 200 мм, із сталі 20Х25Ю2ТЛ. Типовими дефектами цих деталей є недоливи, різностінність, а також ряд поверхневих дефектів, викликаних дочасним руйнуванням стрижня. Отже, основною проблемою при виготовленні цих деталей є якість ливарного стрижня, який формує їх внутрішню порожнину.

Виготовлення стрижнів для виливків із різних ливарних сплавів сьогодні здійснюють переважно із холоднотвердних сумішей на основі синтетичних смол, які зміцнюються в оснащенні. Використовують рідкі або газоподібні реагенти [2]. В переважній більшості випадків стрижневі суміші задовольняють усім необхідним вимогам, але для даних виливків використання сумішей з органічним зв'язувальним компонентом (ЗК) неприпустимо. Це пов'язано з недостатньою термічною стійкістю, підвищеною газотвірністю таких сумішей. Стрижні при нагріванні знеміцнюються, внаслідок чого порушується конфігурація виливка.

Використання сумішей з рідким склом також не бажане, тому що вони схильні до високотемпературних деформацій. Для даних виливків розроблена спеціальна суміш на основі лужносілікатного зв'язувального компонента (за мінералогічною будовою близького до рідкого скла) [1, 3], але через дефіцитність її компонентів та ускладнене вибивання стрижнів із виливків, вона не вирішує основної технологічної проблеми.

До теперішнього часу в ливарному виробництві як ЗК застосовували фосфорнокислі солі заліза та магнію. До складу сумішей входили чиста

або частково нейтралізована ортофосфорна кислота і порошковий затверджувач на основі оксиду відповідного металу.

З іншого боку, аналогічні за структурою і властивостями суміші можна отримати на основі двокомпонентної системи, яка складається з ортофосфорної кислоти та солі металу, після взаємодії яких утвориться фосфат відповідного металу. Це відноситься до таких металів, як магній, кальцій, марганець, алюміній а також калій і натрій.

Припустивши, що внаслідок хімічної взаємодії кислоти з сіллю металу утвориться фосфат із хорошим зв'язувальним потенціалом, він може бути відокремлений та використаний надалі як самостійний ЗК. Таким чином, готова суміш для отримання форми або стрижня може не вміщувати як компонент ортофосфорну кислоту.

Метою дослідження є розроблення нових вогнетривких сумішей для виготовлення ливарних стрижнів на основі ортофосфорної кислоти та неорганічних солей металів, які забезпечують виготовлення високоякісних виливків із залізобетонних сплавів при мінімальних витратах.

Суміші в нашій роботі мають принципово різний склад, в залежності від способу утворення в них зв'язувального компонента:

1) Суміші, в яких ЗК синтезується безпосередньо при нагріванні в інтервалі 150...300 °С. До їх складу входять: вогнетривкий наповнювач (пісок кварцовий), ортофосфорна кислота (85%-концентрації), неорганічна сіль металу, вода.

2) Суміші, в які додається попередньо отриманий ЗК. Для його приготування вихідними матеріалами є ортофосфорна кислота та неорганічна сіль металу. Наважку солі змішували в лабораторному посуді з ортофосфорною кислотою. Після цього наважку поміщали в нагрівальну піч, де витримували при температурі 200 °С протягом 1 год для здійснення хімічної взаємодії між компонентами. Згодом наважку діставали з печі, охолоджували на повітрі і в разі наявності у ній грудок або спечених конгломератів часток подрібнювали у лабораторній ступці. Цю композицію просіювали через сито з розміром комірки 0,2 мм, після чого використовували як готовий ЗК для стрижневих сумішей. Отже, до складу суміші входять: вогнетривкий наповнювач (пісок кварцовий), ЗК, вода.

В першу чергу, нами встановлений факт, що утворення фосфорних солей металів з високим зв'язувальним потенціалом можливе внаслідок реакції взаємодії ортофосфорної кислоти із неорганічною сіллю даного металу, при умові, що дана сіль є водорозчинною [4]. Як наслідок, солі сильних кислот (сульфати, хлориди, нітрати тощо) здатні вступати у взаємодію з ортофосфорною кислотою, незважаючи на те, що вона є слабшою від сірчаної, соляної, азотної та ряду інших. Це відкрило нові можливості в синтезі високоефективних ЗК.

Дослідження впливу складу сумішей на їх фізико-механічні властивості проводили за стандартними методиками, на циліндричних зразках (ГОСТ 23409.7–78). Оптимізацію складу проводили методом математичного моделювання і оброблення експериментальних даних із застосуванням ортогональних композиційних планів другого порядку.

В результаті розроблений ряд стрижневих сумішей, які мають підвищений рівень фізико-механічних властивостей, а зв'язувальні компоненти, в свою чергу, значно більш термостійкі в порівнянні з тими, які використовуються для сучасних стрижнів. Наприклад, термічна стійкість фосфату алюмінію – понад 1500 °С, фосфату натрію – порядку 1340 °С. Температура наскрізного прогрівання ливарного стрижня не перевищує 1000 °С.

Склад і основні властивості розроблених сумішей наведені в табл. 1.

Таблиця 1 Склад і властивості розроблених сумішей

Індекс	Вміст компонентів, мас. %							Температура зміцнення, °С	Міцність на стиск, МПа
	H ₃ PO ₄	зв'язувальна композиція з Al ₂ (SO ₄) ₃ ¹⁾	зв'язувальна композиція з Na ₅ P ₃ O ₁₀ ²⁾	шлам Al	NaCl	вода	пісок кварц.		
1	–	–	4...5	–	–	3...4	решта	150	3,2...3,5
2	3...4	–	–	–	6...8	3...4	решта	300	2,8...3,2
3	4...5	–	–	4...5	–	3...4	решта	220	2,0...2,4
4	–	5...7	–	–	–	5...7	решта	200	2,5...3,0

Примітки:

1. До складу зв'язувальної композиції входять 10 мас. част. сульфату алюмінію, 1 мас. част. H₃PO₄; композицію витримують 1 год при 150...200°С.

2. До складу зв'язувальної композиції входять 5 мас. част. триполіфосфату натрію, 1 мас. част. H₃PO₄; композицію витримують 1 год при 150...200°С.

Триполіфосфат натрію є самостійним зв'язувальним компонентом, який здатен забезпечувати високу міцність сумішей [5]. Але після його оброблення H₃PO₄ спостерігається підвищення міцності суміші щонайменше у 2 рази. Ми пояснюємо цей ефект підвищенням ступеню полімеризації, а також збільшенням просторового розгалуження полімеру за рахунок утворення додаткових фосфорнокисневих зв'язків, які вносить безпосередньо ортофосфорна кислота. Готовий зв'язувальний компонент є водорозчинним, а для зміцнення стрижня в оснащенні необхідна мінімальна температура (150 °С).

Хлорид натрію вступає в повноцінну хімічну реакцію з ортофосфорною кислотою, при чому ця реакція відбувається безпосередньо в оснащенні, де зміцнюється стрижень. Оскільки хлорид натрію – сіль сильної кислоти, то реакція при низьких температурах не йде, і необхідне нагрівання до 300 °С. В результаті утворюється, на наш

погляд, звичайний (не полімерний) фосфат натрію, який і є зв'язувальним компонентом в готовому стрижні.

Алюмінієвий шлам – побічний продукт від металургії алюмінію. Із шламів вилучають корольки алюмінію крупних фракцій, після чого залишаються дрібнозернисті відходи, які являють собою суміш дрібних корольків алюмінію, покритих плівкою Al_2O_3 , часток подрібнених плівок Al_2O_3 и флюсів. Даний продукт називають пилом алюмінієвих шламів, він має наступний хімічний склад: Al металевий – до 25%; Al_2O_3 – 45...50%; MgO – 2...3%; SiO_2 – 5,6...14,8%; Fe_2O_3 – 6,7...11,1% K_2O+Na_2O – до 2%; Cl^- – до 0,15%; P – до 0,15%; S – до 0,12% і C – до 0,5%.

Сполуки алюмінію, які містяться в цьому продукті, вступають у взаємодію з ортофосфорною кислотою (найбільш активно – при 220 °C) з утворенням фосфатів алюмінію, які являються зв'язувальним компонентом в готовому стрижні.

Сульфат алюмінію лише частково взаємодіє з кислотою. Оптимальним масовим співвідношенням компонентів є $H_3PO_4 : Al_2(SO_4)_3 = 1 : 10$. Дане співвідношення далеке від реального стехіометричного співвідношення реагентів по хімічній реакції. Ймовірніше за все, відбувається утворення певної комплексної сполуки, яка і є зв'язувальним компонентом в готовому стрижні.

Із усіх досліджених сумішей виготовляли стрижні в гарячому оснащенні. Температура оснащення – за табл. 1. Готові стрижні встановлювали в ливарні форми і отримували блоки виливків типу «Насадка пальника». Для перевірки можливості отримання виливків із різних залізовуглецевих сплавів, форми заливали сірим чавуном СЧ20, білим чавуном, вуглецевою сталлю 20Л. Виливки представлені на рис. 1.



а



б

Рис. 1 Виливки із чавуну СЧ20 (а) і із сталі 20Л (б), отримані з використанням розроблених стрижневих сумішей

Література

1. Федоров Г.Є., Платонов Є.О., Ямшинський М.М., Лютий Р.В. Стальное литье. – К.: «ВПОЛ», 2013. – 896 с.
2. Болдин А.Н., Давыдов Н.И., Жуковский С.С. и др. Литейные формовочные материалы. Формовочные, стержневые смеси и покрытия. – М.: Машиностроение, 2006. – 507 с.
3. Макаревич О.П., Федоров Г.Є., Платонов Є.О. Виробництво виливків із спеціальних сталей. – К.: НТУУ «КПІ». – 712 с.
4. Лютий Р.В., Гурія І.М., Шаповалова Д.В., Кеуш Д.В. Образование связующих композиций в формовочных смесях на основе ортофосфорной кислоты и солей металлов // Литейное производство, 2013. – №5. – С. 16...19.
5. Дорошенко С.П., Авдокушин В.П., Русин К., Мацашек И. Формовочные материалы и смеси. – К.: Вища школа, 1980. – 416 с.

УДК 669.017:621.771:621.785

ОСОБЕННОСТИ МОКРОЙ СВАРКИ ПОД ВОДОЙ С ВНЕШНИМ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ ВОЗДЕЙСТВИЕМ

С. Ю. Максимов, Е. А. Прилипко

Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины

Сформульовано уявлення про механізм впливу зовнішнього електромагнітного поля при зварюванні безпосередньо у водному середовищі. Доведено ефективність впливу зовнішнього електромагнітного поля на процес дегазації металу шва. Вміст дифузійного водню у швах знижується в 2-3 рази до концентрацій 11...12 см³/100г. Експериментально показана справедливості твердження на основі теоретичних досліджень про можливість пригнічення схильності металу швів до пороутворення. При напруженості магнітного поля 10-15 мТл сумарний об'єм пор у перерізі швів зменшується в порівнянні з вихідними умовами в 5-8 разів, причому більшою мірою зменшується кількість великих пор з діаметром більше 16 мкм. Досягнуто підвищення рівня міцності на 40-50 МПа і одночасно пластичності (δ на 66%, ψ на 33%) у діапазоні значень магнітної індукції 10-20 мТл.

Ключові слова: мокре підводне зварювання, зовнішній електромагнітний вплив, метал шву, газонасиченість, пори, структура, механічні властивості

Сформулировано представление о механизме влияния внешнего электромагнитного поля при сварке непосредственно в водной среде. Доказана эффективность влияния внешнего электромагнитного поля на процесс дегазации металла шва. Содержание диффузионного водорода в швах снижается в 2-3 раза до концентрации 11...12 см³/100г. Экспериментально показана справедливость утверждения на основе теоретических исследований о возможности угнетения склонности металла швов к порообразованию. При напряженности магнитного поля 10-15 мТл суммарный объем пор в сечении швов уменьшается в сравнении с исходными условиями в 5-8 раз, причем большей мерой уменьшается количество больших пор с диаметром более 16 мкм. Достигнуто повышение уровня прочности на 40-50 МПа и одновременно пластичности (δ на 66%, ψ на 33%) в диапазоне значений магнитной индукции 10-20 мТл.

Ключевые слова: мокрая подводная сварка, внешнее электромагнитное воздействие, металл шва, газонасыщенность, поры, структура, механические свойства

Understanding of the mechanism of the external electromagnetic fields influence in welding directly in the water environment is defined, and physical-mathematical model of the effects on the metal weld pool is developed. The efficiency of the influence of the external electromagnetic field on the degassing of the weld metal is proved. Hydrogen content in the joints is reduced to a concentration of 11...12 $\text{sm}^3/100\text{g}$. When the magnetic field intensity at 10-15 mT total pore volume in the joint section is reduced in comparison to the baseline in 5-8 times. The amount of large pores with diameters greater than 16 microns diminishes in a greater degree. Improving strength of 40-50 MPa and simultaneously ductility ($\delta = 66\%$, $\psi = 33\%$) in the range of 10-20 mT magnetic induction is achieved.

Key words: wet underwater welding, external electromagnetic influence, weld metal, gas saturation, pores, structure, mechanical properties

Сварка под водой находит все более широкое применение в современном мире. Строительство и обслуживание установок для добычи нефти, газа и полезных ископаемых на морском дне, подъем и ремонт судов, аварийно-спасательные работы, прокладка и восстановление подводных трубопроводов, регламентные и ремонтные работы на портовых сооружениях и мостах – это далеко неполный перечень примеров из области применения подводной сварки.

Сварные швы современных подводных металлоконструкций ответственного назначения часто по уровню свойств не должны уступать швам, выполненным на суше, или незначительно отличаться от них. В то же время физико-химические и металлургические процессы при сварке под водой протекают в тяжелых, экстремальных условиях, которые обуславливают сложность проблем получения качественных соединений. Это связано не столько с техническими, сколько с тепловыми и металлургическими особенностями указанного способа: интенсивным теплоотводом, значительным насыщением расплавленного металла водородом, повышенным давлением окружающей среды.

Так как применение технологических приемов, хорошо зарекомендовавших себя в условиях сварки на воздухе, затруднено или вообще невозможно при сварке под водой, задача повышения механических свойств обычно решается металлургическим путем – за счет изменения состава рудоминеральной части шихты электродных

материалов и легирования металла шва. А это, в свою очередь, приводит к ухудшению сварочно-технологических свойств электродных материалов.

Альтернатива металлургическому подходу в решении задачи, видится в создании условий принудительной дегазации сварочной ванны путем ее перемешивания. Учитывая сложность использования каких-либо механических устройств, реализация такого подхода возможна за счет применения ВЭВ, который способствует снижению химической микронеоднородности, равномерному распределению легирующих элементов, снижению пористости и формированию мелкокристаллической структуры.

Для определения возможности эффективного управления составом, структурой и свойствами металла швов, необходимо было способ ВЭВ адаптировать к условиям водной среды.

На основе методики по выбору оптимальных параметров электромагнитного воздействия при дуговых способах сварки, адаптированной к водной среде, произведена оценка энергетического уровня и параметров процесса ВЭВ для расчета экспериментального оборудования и выполнения опытных работ применительно к задачам подводной сварки конструкционных сталей[1]. При первичном расчете в соответствии с указанной методикой был определен параметр оптимизации.

$$A = 40,76 \cdot \frac{\delta^2 \cdot L_n^2 \cdot \eta}{(p - r_d)^3 \cdot I_{св}}, \quad (1)$$

где δ - толщина свариваемого изделия;

L_n – наибольшая удаленность от фронта кристаллизации;

η - динамическая вязкость расплава;

p – полуширина сварочной ванны;

r_d – радиус отклонения дуги поперечной составляющей магнитного поля;

$I_{св}$ – ток сварки.

Расчеты привели к следующей модельной зависимости, рис.1.

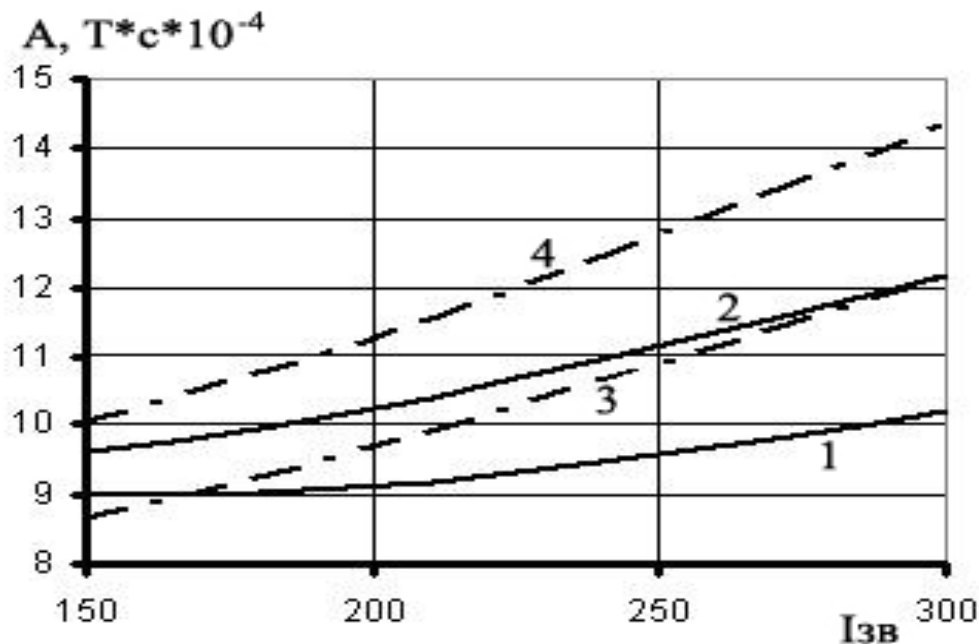


Рис. 1 Зависимость обобщенного параметра A от величины сварочного тока: 1, 2 – подводная сварка, 3, 4 – сварка на воздухе. Погонная энергия 3000 кДж/м (1, 3) и 2000 кДж/м (2, 4)

Учитывая, что $A = B_z \cdot t_p$ (B_z – индукция управляющего магнитного поля, t_p – период интервала реверсирования), было установлено, что для эффективной реализации ВЭВ в условиях имитации процесса сварки под водой при значении тока сварки 150-300А величина магнитной индукции должна составлять 10-20 мТл, а период реверсирования электромагнитного поля -0,07...0,12 с.

Для реализации ВЭВ с учетом характера растекания тока в сварочной ванне [2] и необходимости обеспечения минимального возмущающего воздействия на дугу было выбрано аксиальное (продольное по отношению к электроду) магнитное поле с прерывистыми импульсами, которое генерировали с помощью электромагнита, установленного над сварочной ванной коаксиально мундштуку.

Металлографические исследования швов, сваренных без ВЭВ, показали, что по размерам поры можно разделить на две группы. Первую, большую, составляют поры размером 10...15 мкм, а вторую – поры размером 25...30 мкм, рис.2. Применение ВЭВ приводит не только к снижению количества пор, но и к уменьшению их размеров. Так, при величине магнитной индукции 15 мТл диаметр подавляющего количества пор находился в диапазоне 2...10 мкм и лишь в отдельных случаях встречались поры диаметром 13...20 мкм. При этом суммарный объем пор снизился более чем 8 раз [3].

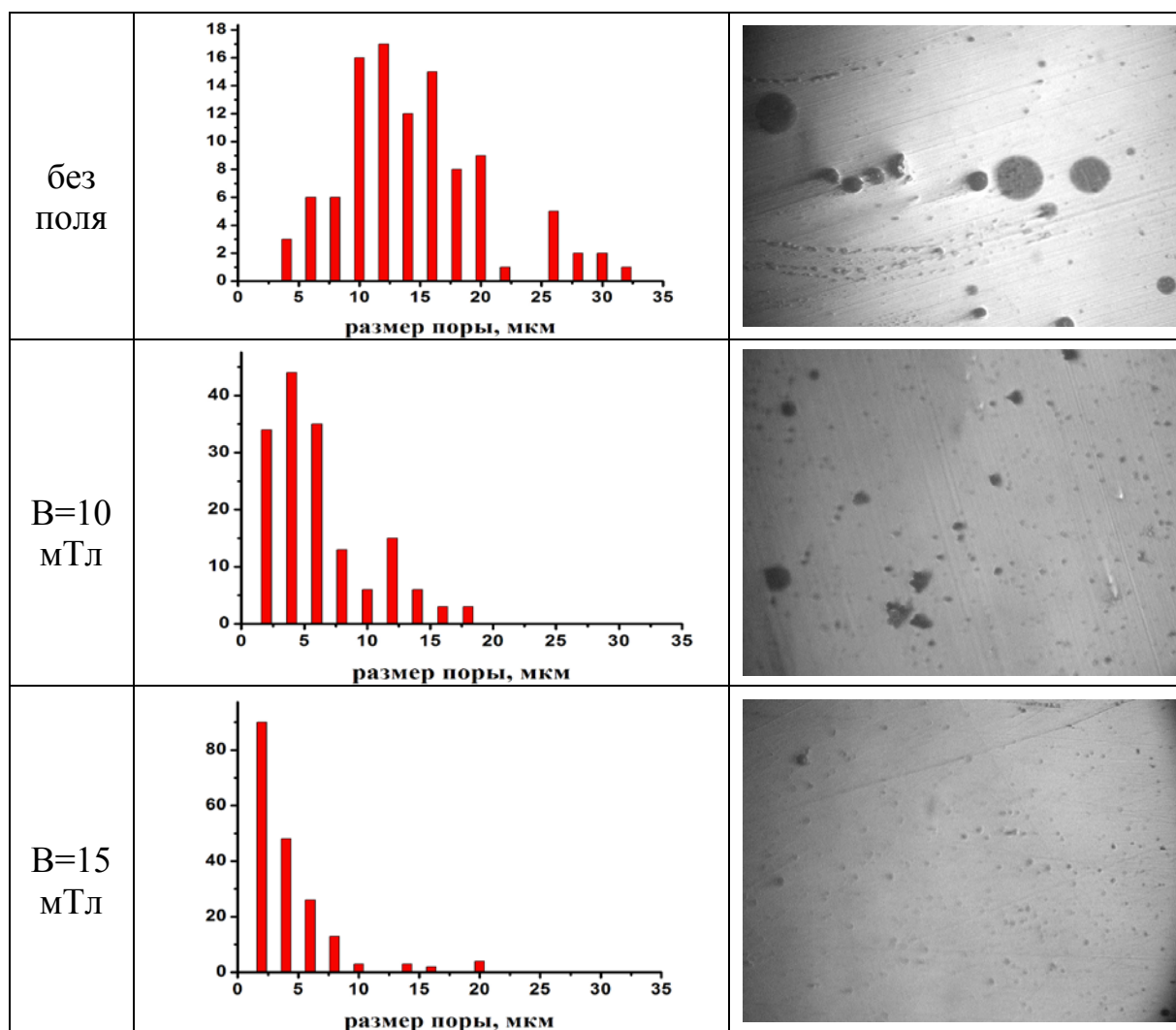


Рис. 2 Распределение пор по размерам в металле швов, выполненных под водой с ВЭВ и без поля

Т.к. причиной образования пор при подводной сварке является водород, то снижение их количества должно свидетельствовать об уменьшении его содержания в металле шва. Проведенные эксперименты показали, что зависимости содержания водорода в швах от индукции магнитного поля имеют вид кривых с экстремумом, который достигается при $B=10\text{ мТл}$, рис.3. При этом содержание диффузионного водорода уменьшилось в 2,5 раза, а остаточного – в 3 раза и составило $12\text{ см}^3/100\text{ г}$ и $2\text{ см}^3/100\text{ г}$ соответственно. Характер влияния ВЭВ на содержание водорода в металле шва при сварке на обеих полярностях носит одинаковый характер, но, как и при сварке без ЭМВ, на обратной полярности его меньше. По-видимому, в результате интенсивного реверсивного перемешивания с фронта кристаллизации удаляется водород,

который накапливается перед ним в результате концентрационного уплотнения. Протеканию данного процесса способствует мелкодендритная структура шва, при которой в межфазной области отсутствуют большие зубцы, между которыми образуются газовые пузырьки[4].

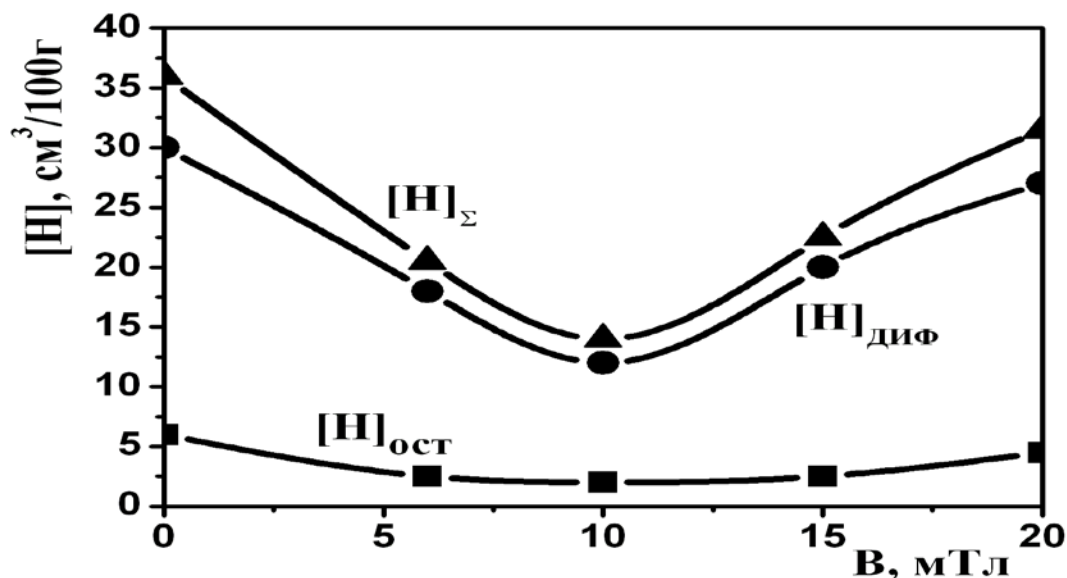


Рис. 3 Влияние индукции аксиального УМП на содержание водорода в металле шва

Оценка влияния ВЭВ на микроструктуру металла швов показала, что в отличие от микроструктуры при штатной технологии (т.е. без ВЭВ), она измельчается, а неоднородность по слоям кристаллизации менее выражена. Такой эффект объясняется регулярным подплавлением затвердевающего металла на фронте кристаллизации благодаря периодическому поступлению перегретого расплава из зоны горения дуги с частотой реверсирования внешнего магнитного поля[5].

Применение ВЭВ позволило значительно повысить пластичность металла шва. При увеличении индукции до 15 мТл зафиксировано монотонное увеличение относительного удлинения и относительного сужения на 66% и 33% соответственно, рис.4. Прочность и текучесть при этом увеличились на 8,5% и 10% соответственно. Незначительное улучшение свойств при увеличении индукции до 10мТл связано с тем, что на данных режимах ВЭВ потоки расплава, сформированные в головной части ванны, не успевают переместиться на достаточное расстояние вдоль хвостовой части ванны. При этом в примыкающих к продольной оси центральных областях шва, из которых изготавливали испытуемые образцы, процессы кристаллизации незначительно отличаются от

исходных условий. Дальнейшее увеличение индукции свыше $B=15\text{ мТл}$ приводило к ухудшению исследуемых характеристик. Это связано как с избыточной гидродинамикой расплава ванны, так и с ухудшением процессов переноса электродного металла, что негативно сказывается на формировании шва и стабильности процесса сварки [6].

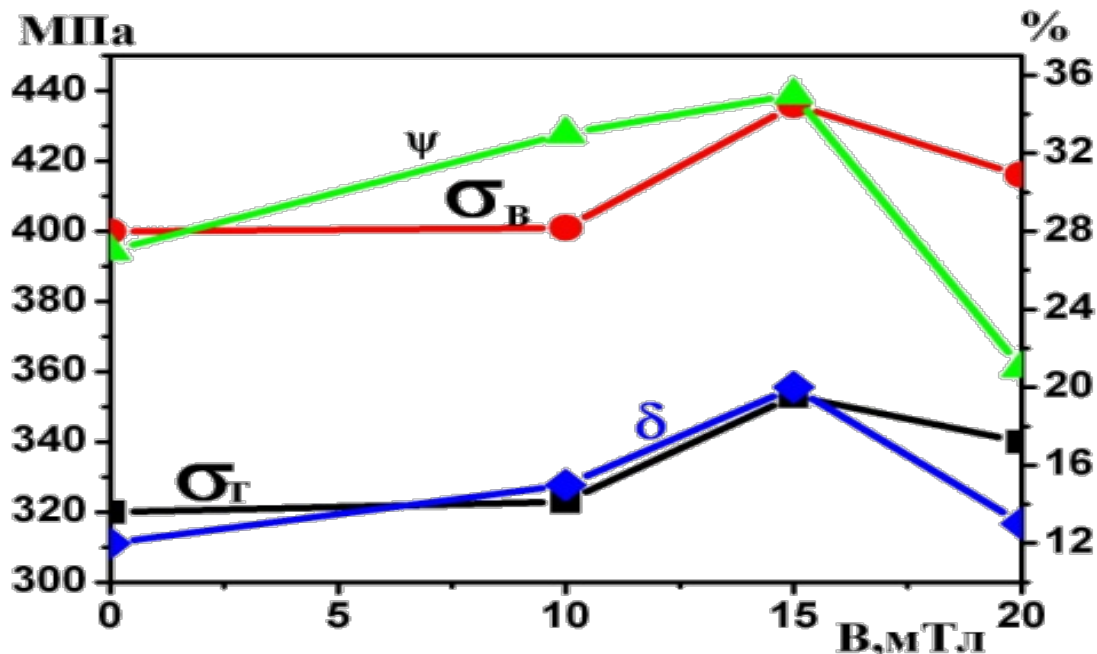


Рис. 4 Влияние индукции управляющего магнитного поля на механические свойства металла шва

То, что зависимости, приведенные на рис. 4, достигают своих экстремальных значений при одинаковых индукциях, свидетельствует об одинаковой основе изменения прочностных и пластичных свойств сварных швов, связанного с соответствующими изменениями процессов кристаллизации. При этом равномерное возрастание при $B=0\div 15\text{ мТл}$ и последующее резкое снижение пластичности может объясняться взаимосвязью данной характеристики с насыщенностью швов водородом и кислородом.

Выводы

1. Определен уровень энергетических характеристик процесса, при котором осуществимо выполнение мокрой сварки ВЭВ порошковой проволокой: напряженность - $10\div 20\text{ мТл}$ при значении сварочного тока $150\div 300\text{ А}$ и частоте реверсирования поля $(0,07\div 0,10)\text{ 1/с}$ ($10\div 15\text{ Гц}$).

2. Экспериментально показана справедливость утверждения на основе теоретических исследований о возможности подавления склонности

металла швов к порообразованию под влиянием ВЭВ. При напряженности магнитного поля 10-15 мТл суммарный объем пор в сечении швов уменьшается по сравнению с исходными условиями в 5-8 раз, причем в большей степени уменьшается количество крупных пор с диаметром более 16 мкм.

3. Достигнуто повышение уровня прочности на 40-50 МПа и одновременно пластичности (δ на 66%, ψ на 33%) в диапазоне значений магнитной индукции 10-20 мТл. Результат одновременного повышения показателей прочности и пластичности объясняется установленными факторами измельчения микроструктуры, уменьшения и измельчения пористости при более однородном ее распределении по сечению шва и снижением склонности металла к формированию закалочных структур в условиях ускоренного охлаждения в диапазоне температур наименьшей устойчивости аустенита.

Литература

1. Методика расчета параметров управляющего электромагнитного влияния при дуговой сварке конструкционных сталей / Р.Н.Рыжов, В.Д.Кузнецов, Е.А.Прилипко, В.И.Ярошенко // Сб. научных работ НТУУ "КПИ". -2005. -№45. -С.166-167.
2. Максимов С.Ю. Распределение тока в жидкометаллической ванне при сварке под водой / С.Ю.Максимов, Е.А.Прилипко, И.В.Воленко // Захист металургійних машин від поломок. -2011. -Випуск 13. -с. 239-241.
3. Влияние внешних электромагнитных воздействий на пористость швов при подводной мокрой сварке / Р.Н.Рыжов, С.Ю.Максимов, В.Д.Кузнецов, Е.А.Прилипко // Вестник НТУУ «КПИ». -2006. -№48. -С.226-229.
4. Влияние внешнего электромагнитного воздействия на содержание водорода при мокрой подводной сварке / С.Ю.Максимов, Р.Н.Рыжов, Е.А.Прилипко, В.А.Кожухарь // Автоматическая сварка. -2003. -№6. -С. 55-56.
5. Максимов С.Ю. Влияние внешних электромагнитных воздействий на микроструктуру и химический состав швов при подводной мокрой сварке / С.Ю.Максимов, Р.Н.Рыжов, Е.А.Прилипко // Автоматическая сварка. -2005. -№11. -С.41-42.
6. Применение внешнего электромагнитного воздействия для улучшения механических свойств швов при мокрой подводной сварке / С.Ю.Максимов, Р.Н.Рыжов, Е.А.Прилипко, В.А.Кожухарь // Автоматическая сварка. -2004. - №11. - С.53-54.

УДК 669.018:620.178.167.001.5

НАПЛАВКА С ДОПОЛНИТЕЛЬНОЙ ПРИСАДКОЙ – СПОСОБ РЕГУЛИРОВАНИЯ КОЛИЧЕСТВА И СТАБИЛЬНОСТИ АУСТЕНИТА ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИЗНОСОСТОЙКОСТИ

В. Л. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Ефективним способом, що дозволяє регулювати хімічний, фазовий склади і властивості наплавленого металу, а також підвищити продуктивність при автоматичному наплавленні під флюсом є додаткова присадка. Різні поєднання і співвідношення електродного і присадного матеріалів дозволяють отримувати в структурі поряд з іншими фазами метастабільний аустеніт і управляти його кількістю стабільністю для підвищення зносостійкості

Эффективным способом, позволяющим регулировать химический, фазовый составы и свойства наплавленного металла, а также повысить производительность при автоматической наплавке под флюсом является дополнительная присадка. Различные сочетания и соотношения электродного и присадочного материалов позволяют получать в структуре наряду с другими фазами метастабильный аустенит и управлять его количеством и стабильностью для повышения износостойкости

Effective way to regulate the chemical and phase compositions and properties of the deposited metal, as well as increase of productivity of automatic submerged arc surfacing is filler material. Various combinations and ratios of the electrode and filler materials allow to obtain in the structure along with other phases metastable austenite and manage of the its quantity and stability for increase of wear resistance

В материаловедении XXI века одним из перспективнейших направлений создания новых материалов является получение в них метастабильных самоорганизующихся структур, позволяющих им адаптироваться к нагрузкам, действующим в условиях эксплуатации [1, 2]. Применительно к наплавочным материалам это направление еще не получило значительного развития.

В работах [3, 4] предложена новая концепция создания экономнолегированных наплавочных материалов и способов наплавки, обеспечивающих повышенную износостойкость наплавленных деталей, суть которой заключается в том, что в наплавленном металле создается многофазная структура (мартенсит, карбиды и др.) одной из основных составляющих которой является метастабильный аустенит, претерпевающий динамическое деформационное мартенситное превращение (ДДМП). При этом часть энергии внешнего воздействия расходуется на структурные и фазовые превращения, и доля энергии, расходуемой на разрушение, снижается [5]. В зависимости от характера воздействия внешней среды при эксплуатации необходимо регулировать количество аустенита и его стабильность по отношению ДДМП [6].

Одним из способов позволяющим управлять химическим и фазовым составами наплавленного металла является автоматическая наплавка под флюсом с подачей присадочной проволоки, отличающейся по составу от электродного материала [7]. При этом производительность наплавки может быть повышена до 50 %, а также обеспечивается уменьшение затрат избыточного тепла дуги, не рационально расходуемого на проплавление основного металла, достигается снижение удельного тепловложения, и, за счет этого, остаточных деформаций, уменьшается риск возникновения трещин. Применение различных комбинаций сплошной и/или порошковой проволок открывает широкие возможности для получения структуры наплавленного металла, адаптированной для условий эксплуатации.

Цель статьи – показать возможность повышения износостойкости наплавленного металла за счет оптимизации химического и фазового составов наплавленного металла и получения в нем наряду с другими фазами метастабильного аустенита при использовании автоматической наплавки с присадкой разными сочетаниями применяемых материалов.

Наплавка осуществлялась на модернизированном аппарате А-1416, оснащенном дополнительным механизмом подачи. Присадка подавалась «под электрод» со стороны противоположной направлению движения под углом 35° к горизонтальной плоскости.

Исследовали два варианта сочетаний электродной и присадочной проволоки применительно к разным условиям эксплуатации: 1 - ударно-абразивное изнашивание; 2 – механическое изнашивание металла о металл при обычных и повышенных температурах.

По варианту № 1 наплавку выполняли электродной проволокой Нп-Г13А диаметром 3 мм с присадкой Св-12Х13 диаметром 3 мм.

По варианту № 2 осуществляли электродной проволокой Св-12Х13 диаметром 3 мм с присадкой ПП-Нп 14Х12Г12СТ диаметром 3 мм [8].

Наплавка выполняли в 3 слоя под флюсом АН-26 на режиме: сила

тока 300-350 А, напряжение дуги 28-30 В, скорость наплавки 33 м/ч. Подача присадки - со скоростью обеспечивающей удельное соотношение электродного и присадочного материала 2:1.

Послойный химический анализ наплавленного металла выполняли оптико-эмиссионным искровым спектрометром «Spectromaxx». Фазовый состав наплавленного металла определяли методом рентгенофазового анализа с помощью дифрактометра ДРОН-4, табл. 1.

Таблица 1 Химический и фазовый составы наплавленного металла

№	Материалы	Основной металл	№ слоя	Содержание элементов, %					Фазовый состав
				C	Cr	Mn	Si	Ti	
1	Электродный - Нп-Г13А Присадочный - Св-12Х13	110Г13Л	1	0,98	2,13	11,24	0,81	-	100 % γ
			2	0,79	3,18	9,65	0,76	-	90 % γ + 10 % α'
			3	0,67	3,49	8,35	0,72	-	70 % γ + 30 % α'
2	Электродный - Св-12Х13 Присадочный - ПП-Нп 14Х12Г12СТ	ВСт3пс	1	0,16	6,91	2,82	0,43	0,05	100 % α'
			2	0,15	9,55	3,84	0,53	0,07	90 % α' + 10 % γ
			3	0,14	11,82	4,31	0,65	0,09	85 % α' + 15 % γ

Абразивную износостойкость (ϵ_1) определяли в соответствии с методикой стандарта ASTM G-65. При этом между поверхностью резинового диска, вращающегося со скоростью 200 об/мин, и прижимаемого к нему грузом 8 кг образца, подавался кварцевый песок. Относительную износостойкость оценивали отношением весовых потерь.

Ударно-абразивную износостойкость определяли в соответствии с методикой работы [10]. Образцы закрепляли на внутренней поверхности полого барабана диаметром 0,3 м. Перед испытанием емкость барабана на 25 % объема загружали кусками абразивных корундовых кругов и стальными шарами диаметром 30 мм (15 % в объеме загрузки). Скорость вращения барабана - 46 об/мин. Время испытания - 6 часов. Абразив заменялся через каждые 2 часа. Относительную износостойкость оценивали отношением удельных весовых потерь на единицу площади образца и эталона. В ходе испытаний рабочая поверхность подвергается значительным ударным нагрузкам, что характеризуется коэффициентом динамичности $K_d = 2,2$, определяемым, как отношение твердости образца из стали 110Г13Л после износа к его исходной твердости [9].

Применительно к механическому изнашиванию металла о металл относительную износостойкость оценивали в условиях сухого трения

скольжения по схеме «колодка-ролик» при комнатной температуре (ϵ_3) и при 550 °С (ϵ_4). Для испытаний использовали ролик диаметром 70 мм, наплавленный сплавом P18 (59 HRC). Скорость вращения - 200 об/мин. Прижатие образца - грузом 8 кг. Изнашивание при 550 °С проводили внутри рабочей камеры печи после предварительной выдержки 15 мин.

Микроструктуры третьего слоя металла, наплавленного по вариантам №№ 1 и 2 (см. табл. 1) представлены на рис. 1, а-б, соответственно.

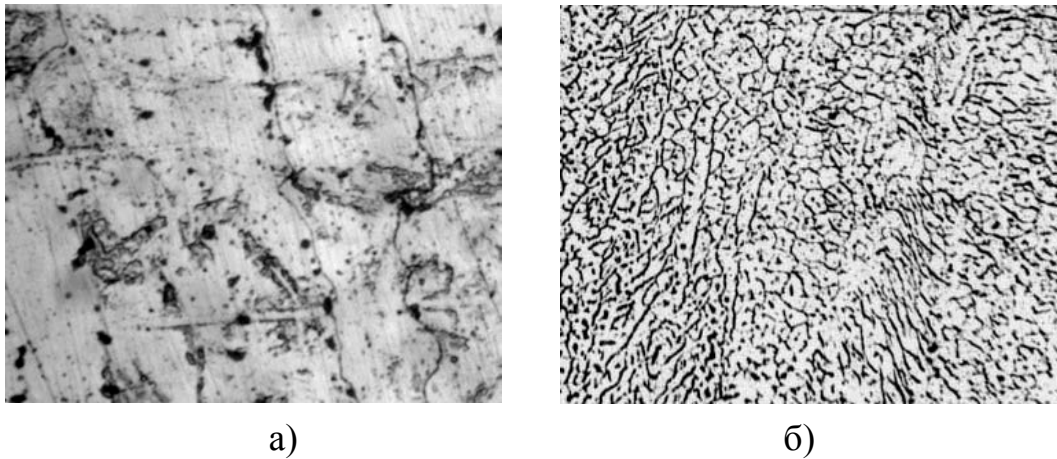


Рис. 1 Микроструктуры наплавленного металла (3 слой), x500:
а – наплавка по варианту № 1; б – наплавка по варианту № 2

Наплавочная проволока Нп-Г13А предназначена для восстановления деталей из стали 110Г13Л, работающих в условиях ударной нагрузки и высоких удельных давлений (детали камне- и углеразмольных мельниц, щеки дробилок, траки, зубья ковшей экскаваторов и других деталей из стали 110Г13Л). Металл, наплавленный Нп-Г13А, имеет структуру стабильного аустенит и не претерпевает ДДМП при изнашивании, что снижает его износостойкость. На начальном этапе эксплуатации деталей, наплавленных Нп-Г13А, вследствие низкой твердости возможно «смятие». Для предупреждения охрупчивания наплавленного металла из-за выделения карбидов при наплавке необходимо ускоренное охлаждение.

Для повышения производительности и комплекса свойств наплавленного металла было предложено осуществлять наплавку Нп-Г13А с присадкой Св-12Х13. При этом содержания углерода и марганца в наплавленном металле уменьшаются, что дестабилизирует аустенит, и вводится хромом, упрочняющий аустенит и активизирующий ДДМП [11]. Свойства металла, наплавленного электродной проволоки Нп-Г13А с присадкой Св-12Х13, представлены на рис. 2.

Эталон сравнения - металл, наплавленный Нп-Г13А (3 слой) на

режиме: сила тока 300-350 А, напряжение дуги 28-30 В, скорость 25 м/ч.

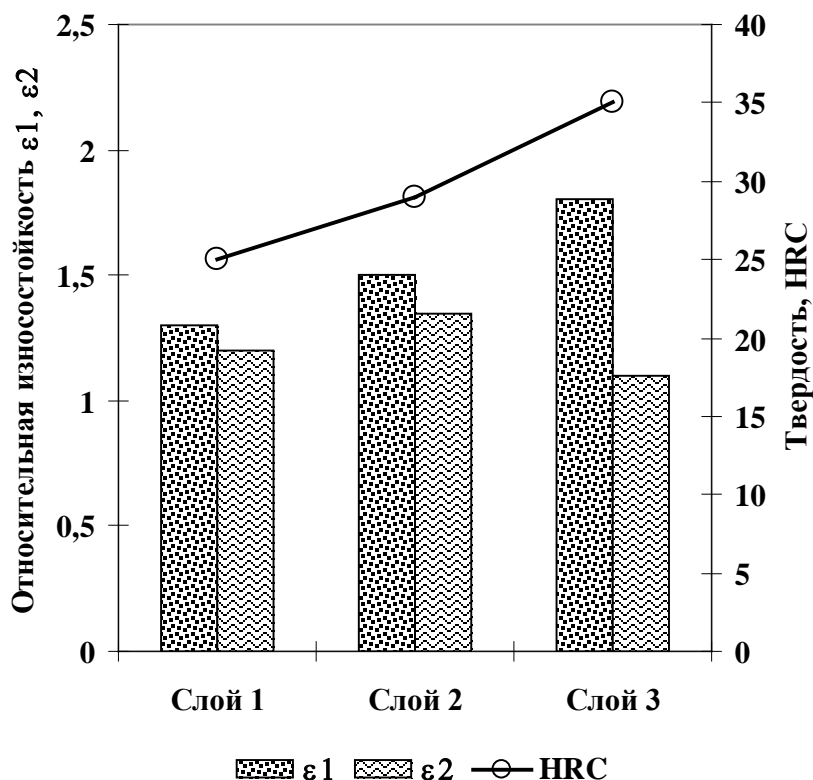


Рис. 2 Твердость (HRC), абразивная (ϵ_1) и ударно-абразивная износостойкость (ϵ_2) металла, наплавленного Нп-Г13А с присадкой Св-12Х13 на сталь 110Г13Л

Наиболее высокой твердостью и абразивной износостойкостью ϵ_1 обладает третий слой наплавленного металла, в котором содержания углерода и марганца наименьшие (из-за снижения доли участия основного металла). Наряду с аустенитом в структуре третьего слоя имеется 30 % мартенсита охлаждения. В процессе изнашивания в поверхностном слое активно развивается ДДМП. Прирост мартенсита деформации при абразивном и ударно-абразивном изнашивании составляет, соответственно, 20 и 60 %. Это подтверждается дифрактограммой, приведенной на рис. 3, а-б.

Наибольшая ударно-абразивная износостойкость ($\epsilon_2 = 1,4$) достигается во втором наплавленном слое, который в сравнении с третьим слоем содержит больше углерода и марганца, стабилизирующих аустенит. Количество мартенсита охлаждения во втором слое 10 %. Прирост мартенсита деформации при абразивном и ударно-абразивном изнашивании, соответственно, 10 и 45 %.

Наименьший уровень свойств имеет первый наплавленный слой - абразивная износостойкость $\epsilon_1 = 1,3$, а ударно-абразивная – $\epsilon_2 = 1,2$.

Мартенсит охлаждения в структуре первого слоя отсутствует, прирост мартенсита деформации на изношенной поверхности после абразивного и ударно-абразивного изнашивания составляет, соответственно, 5 и 30 %, (что меньше чем во втором и третьем слоях, но больше чем в 110Г13Л).

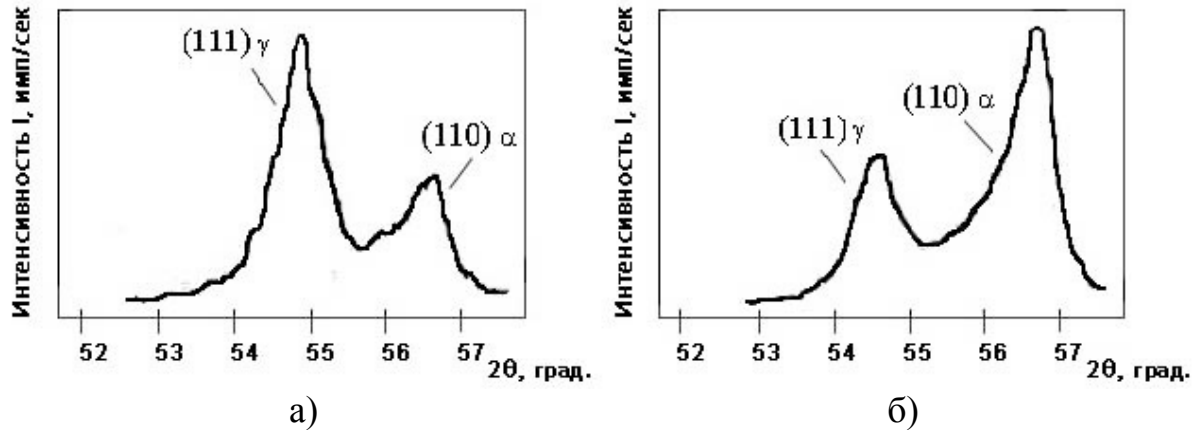


Рис. 3 Дифрактограмма металла, наплавленного на сталь 110Г13Л, электродной проволокой Нп-Г13А с присадкой Св-12Х13 (3 слой):
а – до испытания; б - после изнашивания ($K_d = 2,2$).

С учетом полученных результатов наплавку Нп-Г13А с присадкой Св-12Х13 целесообразно выполнять в два слоя. При необходимости получения большей толщины для восстановления геометрических размеров наплавку буферных слоев рационально выполнять также способом автоматической наплавки с присадкой, но используя в качестве электродного и присадочного материалов Нп-Г13А.

Для деталей, работающих в условиях механического и коррозионно-механического изнашивания при обычных и повышенных температурах (роликов МНЛЗ, плунжеров гидропрессов, кулачков и посадочных мест валов и др.), применяются электродные материалы, обеспечивающие получение низкоуглеродистых высокохромистых сталей (в том числе Св-12Х13). Содержание хрома 12-14 % Cr обеспечивает коррозионную стойкость. При содержании углерода $\leq 0,2$ % в структуре образуется реечный мартенсит, что повышает трещиностойкость. В металле, наплавленном Св-12Х13, образуется до 25 % феррита, который в сравнении с мартенситом и аустенитом обладает наиболее низким сопротивлением разрушению, и его присутствие в структуре снижает износостойкость. Для уменьшения содержания феррита применяют дополнительное легирование 2-4 % никелем, который является дорогим. Аналогично никелю легирование более дешевым марганцем

предупреждает образование феррита. При этом в структуре наряду с мартенситом может быть получен аустенит, претерпевающий ДДМП [12].

Для повышения производительности и износостойкости наплавленного металла было предложено осуществлять наплавку под флюсом электродной проволокой Св-12Х13 с присадкой порошковой проволоки ПП-Нп 14Х12Г12СТ, что обеспечивает легирование марганцем при сохранении уровней содержания углерода и хрома.

Свойства металла, наплавленного сочетанием электродной проволоки Св-12Х13 с присадкой ПП-Нп 14Х12Г12СТ, представлены на рис. 4.

Эталон сравнения - металл, наплавленный Св-12Х13 (3 слой) на режиме: сила тока 300-350 А, напряжение дуги 28-30 В, скорость 25 м/ч.

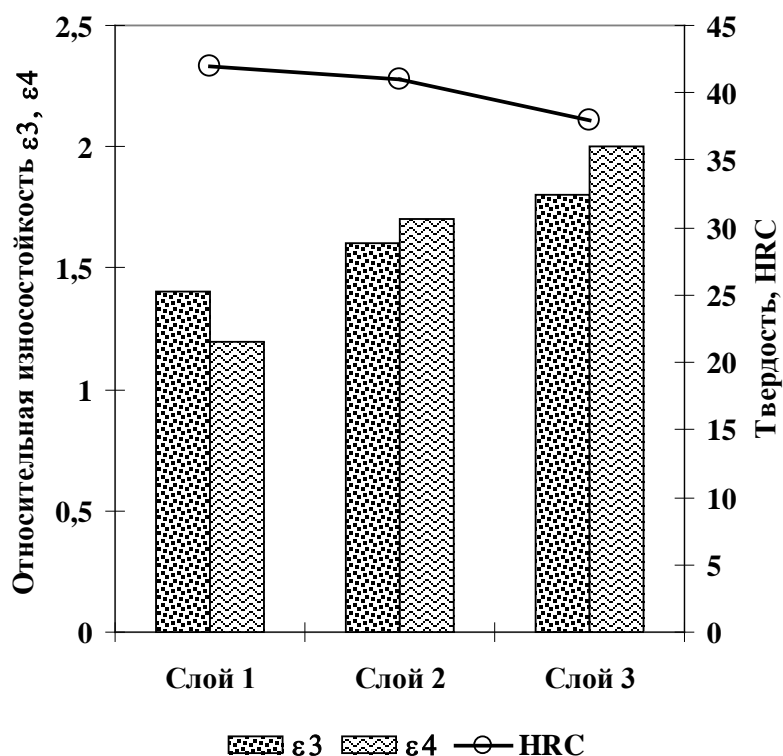


Рис. 5 Твердость (HRC), относительная износостойкость в условиях сухого трения при нормальной температуре (ϵ_3) и при 550 °С (ϵ_4) металла, наплавленного Св-12Х13 с присадкой ПП-Нп 14Х12Г12СТ на сталь ВСт3пс

Наиболее высокой износостойкостью при комнатной температуре и 550 °С (ϵ_3 и ϵ_4) обладает третий наплавленный слой, который имеет наибольшие содержания хрома и марганца наименьшие (из-за снижения доли участия основного металла). Повышенное в нем содержание хрома (~12 % Cr) обеспечивает образование на поверхности прочной окисной пленки, и, соответственно, жаростойкость и коррозионную стойкость.

В структуре третьего слоя (рис. 2, б) наряду с мартенситом имеется 15 % аустенита. Следует отметить, что твердость наплавленного металла уменьшается от первого слоя к третьему (из-за увеличения в структуре количества аустенита), однако его износостойкость возрастает.

При изнашивании в условиях сухого трения при комнатной температуре аустенит в структуре третьего наплавленного слоя практически полностью превращается в мартенсит деформации, что также способствует повышению его износостойкости за счет реализации ДДМП. Последнее подтверждается дифрактограммой, рис. 6, а-б. Наличие в структуре аустенита увеличивает разгаростойкость [12], что важно для роликов МНЛЗ.

С учетом полученных результатов наплавку электродной проволокой Св-12Х13 с присадкой ПП-Нп 14Х12Г12СТ целесообразно выполнять в три слоя.

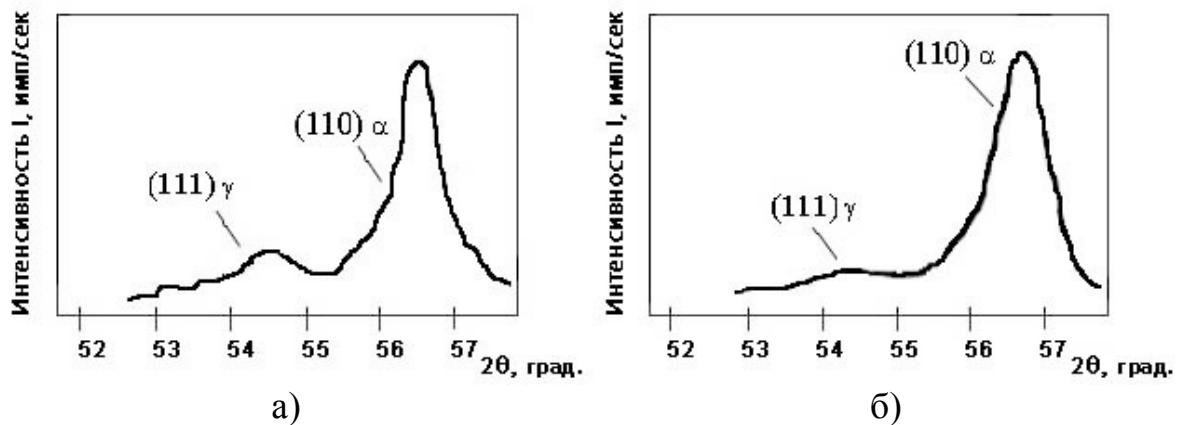


Рис. 6 Дифрактограмма металла, наплавленного Св-12Х13 с присадкой ПП-Нп 14Х12Г12СТ на сталь ВСт3пс (3 слой):

а – до испытания; б - после изнашивания (при комнатной температуре).

При необходимости получения большей толщины для восстановления геометрических размеров наплавку буферных слоев рационально выполнять также способом автоматической наплавки с присадкой, но используя в качестве электродного и присадочного материалов Св-12Х13.

Выводы

1. Показано, что применение технологии наплавки под флюсом с использованием различных электродного и присадочного материалов позволяет управлять количеством и стабильностью аустенита в структуре наплавленного металла для повышения его эксплуатационных свойств, и обеспечивает повышение производительности до 50 %.

2. Для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного воздействия, предложено выполнять наплавку электродной проволоки с присадки Св-12Х13 при их соотношении 2:1. При этом в сравнении с использованием Нп-Г13А достигается повышение ударно-абразивной износостойкости в 1,4 раза за счет получения в структуре метастабильного аустенита и 10 % мартенсита.

3. Применительно к деталям, работающим в условиях механического и коррозионно-механического изнашивания металла о металл при нормальной и повышенной температуре, предложено использовать сочетание электродной проволоки Св-12Х13 с присадкой ПП-Нп 14Х12Г12СТ при их соотношении 2:1. Повышение износостойкости в 1,8-2 раза в сравнении с наплавкой Св-12Х13 обеспечивается за счет исключения в структуре феррита и получения наряду с мартенситом 15 % метастабильного аустенита.

Литература

1. Прусаков Б.А. Проблемы материалов в XXI веке (обзор) / Б.А. Прусаков // МитОМ. -2001. -№1. -С. 3-5.
2. Иванова В.С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой материала / В.С. Иванова // Металлы. -1992. -№2. -С. 11-20.
3. Малинов В.Л. Наплавочные материалы и обработки, обеспечивающие повышение долговечности за счет метастабильного аустенита / В.Л. Малинов // Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета Сборник научных трудов. – Харьков. -2009. -Вып. 46. –С.92-94
4. Малинов Л.С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. - Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
5. Попов В.С. Износостойкость прессформ огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриенко -М.: «Металлургия», 1971. -157 с.
6. Малинов Л.С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромо-марганцевых сталей / Л.С. Малинов, Т.Д. Эйсмонт // Физико-химическая механика материалов. -1968. –Т.4. –С. 691-695.
7. Rigdal S. Synergic Cold Wire (SCW™) Submerged Arc Welding / S. Rigdal, L. Karlsson, L. Ostgren // «Svetsaren». -Vol.57. -No.2. -2002. -р. 26-31.
8. Пат. України № 93302, МПК В23К 35/368. Порошковий дріт / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов, А.А. Голякєвич, Л.Н. Орлов; Приазовський державний технічний університет; Заявлено 17.07.2009; Опубл. 25. 01. 2011, Бюл. №2.
9. Петров И.В. Испытание износостойких наплавленных сплавов // Сварочное производство. – 1968. - № 11. – С. 21-24.
10. Ефременко В.Г. Влияние фазового и структурного состояния сплавов на основе железа на износостойкость в условиях помола высокоабразивного материала / В.Г. Ефременко, Ф.К. Ткаченко, Т.А. Еременко // Вестник Приазовского государственного технического университета: Сб. науч. тр. -Вып. 13. – Мариуполь, 2003. – С. 113-118.
11. Малинов В.Л. Износостойкость наплавленного металла с метастабильным аустенитом при абразивном и ударно-абразивном воздействии / В.Л. Малинов // Вісник Приазовського державного технічного університету. Зб. наук. праць № 25. -Мариуполь, 2012. -С. 146-157.
12. Малинов В.Л. Структура и износостойкость хромомарганцевого наплавленного металла / В.Л. Малинов, Л.С. Малинов // Автоматическая сварка. -2012. -№ 7. -С. 13-18.

УДК 669.15'.74.-195:620.186

ПЕРСПЕКТИВНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ В СОЗДАНИИ МАРГАНЦЕВЫХ, ХРОМОМАРГАНЦЕВЫХ СПЛАВОВ И СПОСОБОВ ПОВЫШЕНИЯ ИХ СВОЙСТВ

Л. С. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

У роботі узагальнені результати досліджень по створенню марганцевих і хромомарганцевих сплавів різних структурних класів і призначення, а також способів підвищення їх властивостей

В работе обобщены результаты исследований по созданию марганцевых и хромомарганцевых сплавов различных структурных классов и назначения, а также способов повышения их свойств

At the work the results of researches on creation of manganese and chrome-manganese alloys of different structural classes and designation and also methods of increase of their properties are generalized

В настоящее время сплавы специального назначения, как правило, содержат в своем составе никель (2-25 %), который дорог и дефицитен. В связи с этим целесообразна его замена более дешевым марганцем, являющимся, также как и никель, аустенитообразующим элементом. Марганец, как легирующий элемент, в количестве до 2 % широко используется при производстве низколегированных сталей. Однако в повышенных количествах его вводят на металлургических предприятиях Украины при выплавке сравнительно небольшого количества марок специальных сплавов аустенитного класса (110Г13Л, 40Г17ЮЗ, 10Х14АГ15, 10Х13Д18, 10Х13Г18Д). Между тем, в сплавах на Fe –Mn-C и Fe-Cr-Mn-C основах могут образовываться, кроме аустенита, α - и ε -мартенсит и протекать различные фазовые и структурные превращения, что открывает широкие возможности для получения разнообразных по структуре, свойствам и назначению сплавов. Для Украины, богатой залежами марганцевой руды, широкое внедрение в производство безникелевых специальных сплавов должно являться одним из важнейших направлений ресурсосбережения.

Перспективным направлением в разработке марганцевых сплавов являются α -мартенситные стали, содержащие от 4 до 10 % Mn. Они еще сравнительно редко применяются в промышленности, поскольку долгое время считались хрупкими. Однако еще в 60-е годы была показана принципиальная возможность повышения их пластичности и ударной вязкости [1]. Это достигалось за счет низкого содержания углерода, введения в сталь небольших количеств титана и алюминия, связывающих в нитриды азот и выводящих его из α - твердого раствора, а также получения в структуре вторичного аустенита при нагреве и выдержке в межкритическом ($\alpha + \gamma$) интервале температур. В работе [2] была предложена сталь 03Г4АФ с карбонитридным упрочнением, обладающая после термообработки пределом текучести $\sigma_{0,2} = 650-700$ МПа и повышенной ударной вязкостью до -40°C . Авторами работы [3] на основании исследований сталей, содержащих 0,07-0,08 % C, 3-7 % Mn, дополнительно легированных Mo и V, установлено, что после закалки от 900°C и отпуска при 600°C наиболее высокий уровень прочностных свойств в сочетании с повышенной пластичностью и ударной вязкостью получен при содержании марганца 6-7 % ($\sigma_{0,2} \geq 850$ МПа, $\sigma_B \geq 1150$ МПа, $\delta = 20-22$ %, $\psi = 60-68$ %, $KCU^{-120} = 0,7-0,8$ МДж/м²). Большинство сталей этого типа, разработанных в последние десятилетия, содержат в своем составе дорогие и дефицитные элементы (Ni, Mo, Cu). Нами предложены более экономичные стали: 08Г(4-10)АФ [4], 08Г(4-10)ТЮ [5]. Эти стали имеют хороший комплекс механических свойств после закалки и низкого (числитель) и высокого (знаменатель) отпусков: $\sigma_{0,2} \geq 870/650$ МПа, $\sigma_B \geq 1000/720$ МПа, $\delta \geq 10/16$ %, $\psi \geq 50/60$ %, $KCU^{-120} \geq 0,7/1,2$ МДж/м². В качестве факторов, обуславливающих получение хорошего комплекса механических свойств α -мартенситных марганцевых сплавов после закалки и отпуска с нагревом в двухфазный интервал, рассматривают: сохранившуюся повышенную плотность дислокаций в α -фазе, формирование в ней развитой субструктуры, появление межфазных границ большой протяженности в связи с образованием вторичного аустенита (микродуплексная структура). Важную роль играет протекание мартенситных превращений при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации. В работе [6] показано, что, изменяя температуру нагрева и время выдержки в двухфазном интервале, можно управлять фазовым составом и развитием деформационных мартенситных превращений, что позволяет в нужном направлении изменять свойства сталей. Комбинированной обработкой, включающей получение 30-40 % вторичного аустенита, последующую холодную пластическую деформацию (≤ 10 %) и низкотемпературный отпуск, достигается повышенный уровень прочностных свойств и пластичности. Для стали

05Г8Ф после такой обработки получены $\sigma_{0,2} \geq 1120$ МПа, $\sigma_B \geq 1270$ МПа, $\delta \geq 28$ %, $\psi \geq 54$ % [7]. Низкоуглеродистые сплавы, содержащие 7-8 % Mn, с микродуплексной структурой могут заменить никельсодержащие стали 18Х2Н4ВА, 45ХНМФА [8], а также применяться в качестве материала для деталей, работающих при температурах до -100 °С [3]. Сплавы с 4-10 % Mn, дополнительно легированные сильными карбидо- и нитридообразующими элементами, предложены автором в качестве нового класса цементуемых сталей [5], способных заменить широко применяемые в промышленности малоуглеродистые никельсодержащие высокопрочные стали. Отличительной особенностью безникелевых сплавов является возможность получения у них в поверхностном слое после цементации и термообработки метастабильного аустенита, армированного карбидами и карбонитридами. Его количество и степень стабильности должны регулироваться применительно к конкретным условиям нагружения. Эти сплавы при больших контактных нагрузках, абразивном и ударно-абразивном воздействии превосходят никельсодержащие стали.

Получение мартенситно-аустенитной структуры может быть обеспечено соответствующим легированием. В настоящее время в промышленности используются высокопрочные нержавеющей двухфазные хромоникелевые стали: 09Х15Н8Ю, 07Х16Н6, 10Х15Н4АМЗ, 08Х15Н5Д2Т и др. Несомненный интерес представляют новые высокопрочные безникелевые стали данного класса: 10Х14АГ6, 10Х14АГ6Ф, 10Х14АГ6МФ, 10Х14АГ6Д2М и др. [9]. Сведения о промышленном использовании этих сталей в зарубежной и отечественной литературе отсутствуют. Микроструктура разработанных сталей представляет собой низкоуглеродистый реечный мартенсит и метастабильный аустенит, который при нагружении превращается в мартенсит. В зависимости от конкретных условий эксплуатации за счет легирования и обработок регулируют количество и степень стабильности аустенита, а, соответственно, уровень механических и служебных свойств. После несложной термообработки, включающей закалку (нормализацию) от 1000 °С и отпуска при 200 °С, новые стали обладают хорошим сочетанием механических свойств: $\sigma_{0,2} \geq 1100$ МПа, $\sigma_B \geq 1300$ МПа, $\delta \geq 12$ %, $KCU \geq 0,9$ МДж/м². Более высокий уровень прочности ($\sigma_B \geq 1600$ МПа) при сохранении достаточной пластичности ($\delta \sim 10$ %) и ударной вязкости ($KCU \geq 1$ МДж/м²) достигается после ступенчатой закалки с выдержкой при 100 и 400 °С [10] и термомеханической обработки [11]. Рассматриваемые хромомарганцевые стали технологичны. Они хорошо обрабатываются резанием, не требуют сложной термообработки, необходимой для хромоникелевых сталей аналогичного класса, имеют высокую прокаливаемость, не склонны к

трещинообразованию и т.д. В ряде случаев хромомарганцевые мартенситно-аустенитные стали могут с успехом заменить более дорогие хромоникелевые. Это подтверждают опытно-промышленные испытания пластин кольцевых клапанов компрессоров высокого давления, работающих на сжатии азото-водородной смеси, при производстве аммиака. Стойкость деталей, изготовленных из стали 10X14AG6MФ, на 10-20 % выше, чем у таких же деталей из стали 10X15H4AM3 (ВНС-5) [12].

Исключительно перспективными являются в настоящее время двухфазные ($\epsilon + \gamma$) марганцевые сплавы, содержащие 16-25 % Mn. В них наряду с аустенитом присутствует гексагональный ϵ -мартенсит [13]. До настоящего времени они практически не использовались в технике из-за ограниченного числа работ, показывающих их преимущества. В этих сплавах обнаружен ряд особенностей, которые не наблюдаются в других. Одной из них является то, что при холодной пластической деформации образуется α -мартенсит при одновременном уменьшении количества ϵ . Обычно это рассматривают как прямой переход $\epsilon \rightarrow \alpha$. Однако в работе [14] нами показано, что может быть другая последовательность превращений, а именно, $\epsilon \rightarrow \gamma \rightarrow \alpha$. Это обусловлено тем, что ϵ -фаза имеет дефекты упаковки ГЦК, облегчающие ее переход в аустенит при деформации, а из последнего уже образуется α -мартенсит. Другой особенностью является то, что ϵ -мартенсит может образовываться в изотермических условиях при температурах ниже $M_n^{\gamma \rightarrow \epsilon}$. В чистом виде (без предварительного образования ϵ -мартенсита охлаждения) изотермическое образование ϵ -фазы при комнатной и отрицательной температурах наблюдается после многократных $\gamma \leftrightarrow \epsilon$ превращений, в результате которых происходит стабилизация аустенита. Изотермическое $\gamma \rightarrow \epsilon$ превращение обеспечивает упрочнение сплавов при вылеживании в условиях комнатной температуры [15] и самопроизвольную релаксацию напряжений, что исключает необходимость последующей термообработки для их уменьшения [16]. Еще одной замечательной особенностью рассматриваемых сплавов является эффект сверхпластичности, проявляющейся при их деформировании несколько ниже температуры $M_n^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ [17]. Аналогичный эффект обнаруживается при многократной холодной пластической деформации (~5 %) с промежуточными кратковременными нагревами до температуры, обеспечивающей $\epsilon \rightarrow \gamma$ переход [15].

Сплавы с ГПУ структурой обладают высокой демпфирующей способностью. Одним из них является порошковый сплав 10Г21-МП, разработанный ЦНИЧерметом [18]. Он значительно экономичнее известного сплава Г70Д30. Новой областью применения сплавов,

содержащих $\geq 20\%$ Mn, является использование их в качестве основы экономичных антифрикционных материалов. Однако они могут использоваться при температурах, не превышающих $100\text{ }^{\circ}\text{C}$, из-за превращения $\varepsilon \rightarrow \gamma$. Дополнительное легирование кремнием ($\geq 3\%$) позволяет расширить температурный интервал применения этих сплавов [19]. На основе сплавов, содержащих 15-16 % Mn ($\sim 0,2\%$ C), дополнительно легированных азотом и ванадием, разработаны износостойкие материалы [20]. В них получают метастабильный аустенит, армированный карбонитридами, претерпевающий деформационные мартенситные превращения.

Большой практический интерес представляют немагнитные стали типа Г20С2 и Г20К2 на основе ε -мартенсита. Легирование ванадием, ниобием и азотом позволило увеличить количество ε -мартенсита до 95 % (сталь Г20К2АФБ15) [16]. Эти сплавы в виде листа и сортового проката могут быть использованы для изготовления деталей и сварных крупногабаритных конструкций. Комбинированными обработками двухфазных $\varepsilon + \gamma$ сплавов, использующих деформационный наклеп аустенита при различных температурах, прямые и обратные мартенситные превращения, протекающие в процессе самой деформации, получен высокий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} \geq 1000\text{ МПа}$, $\sigma_B \geq 1200\text{ МПа}$, $\delta \geq 10\%$.

Новые возможности в обеспечении хорошего сочетания прочностных и пластических свойств открывает дифференцированная обработка марганцевых и хромомарганцевых сплавов с использованием общего и локального воздействия на металл, в результате которой получают чередующиеся в заданной последовательности прочные, преимущественно мартенситные, и пластичные аустенитные участки [21]. Для локального воздействия на металл целесообразно использовать источники концентрированной энергии (лазерный, электронный лучи, плазму и др.).

Перспективным направлением является создание аустенитных сплавов на основе Fe-18-20 % Mn. Сплавы 08Г20Д(1-2), 08Г20Ю(1-3), 08Х12Г20С2 [22], 03Х13АГ19 [23] имеют высокую ударную вязкость при температурах жидкого азота и могут быть использованы в качестве криогенных материалов. Практическое использование начинают находить высокопрочные стареющие немагнитные сплавы, в которых реализован ПНД-эффект (пластичность, наведенная двойникованием). Примером таких сплавов являются 40Х4Г18Ф и 60Г20Ф2. За счет закалки и последующего старения при $650\text{ }^{\circ}\text{C}$ в последнем достигается высокий уровень прочностных характеристик ($\sigma_{0,2} \geq 1200\text{ МПа}$, $\sigma_B \geq 1400\text{ МПа}$, $\delta \geq 20\%$) [24].

Разработаны высокопрочные сплавы с особыми физическими свойствами – 50Г20ФВ7, 50Г20Х4ФВ7, 20Г27Х10Ф. В них при $\sigma_{0,2} = 1200$ МПа коэффициент термического расширения составляет $(11-13) \cdot 10^{-5} (^\circ\text{C})^{-1}$ [16].

Эффективно использование аустенитных марганецсодержащих сталей вместо хромоникелевых в качестве жаропрочных и жаростойких материалов (40Х10Г14Ю2, 45Х15Г14ЮС, 0Х10АГ14) [25]. Оригинальными являются сплавы системы Fe-Mn-Al ("Ферманалы"). В них содержится ~ 1 % С, 30-40 % Mn и 8-10 % Al [26]. Они легче обычных на 13-15 %. В последнее время разработаны безникелевые жаростойкие стали с небольшим содержанием марганца (24-50)Х24Г(1-3)СФТЛ. По сопротивлению окислению они находятся на уровне стали 35Х23Н7СЛ [27].

Согласно данным работы [28], высокомарганцевые аустенитные сплавы, дополнительно легированные хромом, молибденом, вольфрамом, ванадием, например 5Х6Г13М3В2АФ, целесообразно использовать для инструмента горячего деформирования (штампов, пресс-форм литья под давлением). Их эксплуатационная стойкость значительно выше, чем у сталей мартенситного класса 4Х5МФ1С и 2Х6В8М2К8Ф. Наплавка сплавом 10Х13Г12АФСЮР валков пилигримовых станов, которые в условиях повышенных температур (≥ 700 °С) подвергаются интенсивному износу, позволила в 1,40-1,65 раза повысить их долговечность по сравнению с той, которая достигается при использовании проволоки Св-08Х21Н10Г6. При этом улучшилось качество горячекатаных труб [29].

Все более широкое применение в промышленности в качестве кавитационностойких находят хромомарганцевые метастабильные аустенитные сплавы, разработанные профессором И.Н. Богачевым с сотрудниками (30Х10Г10, 10Х14АГ10, 10Х14АГ12М). [30]. Они по сопротивлению разрушению в несколько раз превосходят 12Х18Н10Т. Высокий уровень механических свойств и хорошие литейные характеристики имеют сплавы (08-20)Х14Г12СФ и (08-20)Х13АГ10МДФС. Они технологичны при прокатке и ковке, значительно лучше, чем 30Х10Г10, обрабатываются резанием. При сухом трении скольжения эти сплавы в закаленном состоянии в 2 раза превосходят по износостойкости сталь 12Х18Н10Т. По коррозионной стойкости в водородосодержащей среде они ей также не уступают, а по газоабразивной - превосходят в 1,5-2 раза [31]. Наплавочные материалы, разработанные на основе сталей с метастабильным аустенитом (Нп-25Х10Г10Т, ПП-20Х9Г9Т [32], ПЛ-Нп 20Х14АГ12СФ, Св-14Х14Г12Ф, ПЛ-Нп-20Г15АФ), позволяют существенно повысить долговечность быстроизнашивающихся деталей.

Улучшить комплекс свойств хромомарганцевых метастабильных аустенитных сталей удастся за счет деформационно-термической обработки, обеспечивающей наклеп аустенита, его динамическое старение и оптимизацию развития мартенситных превращений при нагружении. В этом случае по уровню свойств эти сплавы приближаются к дорогим хромоникелевым ПНП-сталям [33].

Новым направлением является разработка аустенитно-мартенситных и ферритно-аустенитных хромомарганцевых сплавов с метастабильным аустенитом. Примером первых могут служить 08X2Г14Ф, 08X13Г10Ф, вторых – (08-30)X14Г8Ю(1-3), 08X(18-25)Г(4-13)СЮ. Их особенностью является более высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_{0,2} \geq 500$ МПа, $\sigma_B \geq 750$ МПа), высокая пластичность ($\delta \geq 30$ %) и ударная вязкость ($KCU \geq 1$ МДж/м²).

Показана эффективность использования в качестве износостойких материалов чугунов на Fe-Cr-V-C основе с метастабильным аустенитом. Сплавы типа 250X12Г4Ф(0,5-4) обладают высокой абразивной износостойкостью и не уступают в этом отношении более дорогому сплаву Сормайт-1. Чугуны 250X(2-4)Г(2-6) превосходят по абразивной износостойкости более, чем в 2 раза, сталь 110Г13Л. В работе [34] приведены данные о более экономичных, чем применяемые, наплавочных материалах на Fe-Cr-Mn-C основе (ПЛ-Нп100X6Г4, ПЛ-Нп 160X12Г5, ПЛ-Нп 200X12Г4Ф3), позволяющих восстанавливать изношенные детали и повышать их долговечность.

Важным направлением работ является получение деталей и инструмента из марганецсодержащих сплавов методами порошковой металлургии, что позволяет существенно сократить объем механической обработки [8, 18].

Во многих случаях высокий уровень свойств марганцевых и хромомарганцевых сплавов обусловлен протеканием прямых и обратных мартенситных превращений, а также двойникования при нагружении. Они вызывают не только упрочнение, но и релаксацию микронапряжений, что повышает работоспособность микрообъемов. На развитие мартенситных превращений и двойникование расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее доля идет на разрушение. Применительно к конкретным условиям нагружения необходимо за счет обработок, упрочняющих аустенит и изменяющих энергию дефекта упаковки, управлять развитием мартенситных превращений и двойникования, оптимизируя их. Следует подчеркнуть важность и перспективность широкого внедрения в производство марганцевых и хромомарганцевых сплавов различных структурных

классов и назначения, которые зачастую не только не уступают никельсодержащим, но и превосходят их по свойствам.

Литература

1. Гольдштейн Я.Е. Особенности фазовых превращений, структуры и свойств марганцовистой стали /Я.Е. Гольдштейн, Г.А. Чарушникова, А.М. Беликов // Изв. АН СССР. Металлургия и горное дело. – 1963. – № 4. – С. 105–108.
2. Свойства высокопрочной марганцевой свариваемой стали 03Г4АФ / И.И. Полякова, С.Я. Устиловский, В.И. Никитин и др. // МиТОМ. – 1981. – № 7. – С.3–5.
3. Конструкционная хладостойкая бпзникелевая сталь для деталей машин, работающих в условиях крайнего севера / Р.Г. Алиев, И.В. Паюсов, Л.И. Парфенов и др. // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1973. – № 3. – С. 143–145.
4. Малинов Л.С. Структура и свойства экономно легированных марганцем сталей /Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Л. Малинова // Металлы. – 1993. – № 1. – С.106–111.
5. Малинов Л.С. Влияние термообработки на фазовый состав, структуру и свойства цементуемых низкоуглеродистых марганцевых сталей /Л.С. Малинов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. – № 3. – С. 40–48.
6. Малинов Л.С. Превращения в железомарганцевых сплавах при нагреве в изотермических условиях /Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова // Металлы. – 1985. – № 2. – С. 141–148.
7. Малинов Л.С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализация эффекта самозакалки при нагружении /Л.С. Малинов // Металлы. – 1999. – № 6. – С. 67–76.
8. Воынова Т.Ф. Высокомарганцовистые стали и сплавы. /Т.Ф. Воынова – М.: Металлургия. – 1988. – 343 с.
9. Малинов Л.С. Хромомарганцевые стали переходного класса /Л.С. Малинов, А.П. Чейлях // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1981. – № 4. – С. 101–103.
10. Малинов Л.С. Влияние марганца и термообработки на структуру и свойства стали на Fe–0,1 % С–14 % Сг-основе /Л.С. Малинов, А.П. Чейлях // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1983. – № 6. – С. 83–86.
11. Малинов Л.С. Влияние ТМО на структуру и механические свойства высокопрочных Сг-Мп сталей переходного класса /Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, К.Н. Соколов // МиТОМ. – 1985. – № 2. – С. 36–39.
12. Чейлях А.П. Использование мартенситного превращения при нагружении для разработки безникелевых сталей переходного класса и повышения их свойств /А.П. Чейлях - Дис... канд. техн. наук: 05.16.01. – Жданов, 1985. – 298 с.
13. Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов /И.Н.Богачев, В.Ф. Еголаев – М.: Металлургия. – 1973. – 296 с.
14. Малинов Л.С. Немагнитные железомарганцевые сплавы и фазовые превращения в них при нагружении /Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова // Тез. докл. Новые стали и сплавы в машиностроении.– Ижевск. – 1975. – С. 49–51.
15. Малинов Л.С. Образование ε -фазы в марганцовистой стали при изотермическом превращении /Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова, Ю.А. Рапина // МиТОМ. – 1991. – № 10. – С. 9–11.
16. Соколов О.Г. Железомарганцевые сплавы /О.Г. Соколов, К.Б. Кацов. -Київ: Наукова думка. – 1982. – 212 с.

17. Соколов О.Г. Сверхпластичность и коррозионно–механическая прочность двухфазных железомарганцевых сплавов /О.Г. Соколов., К.Б. Кацев, Г.В. Карпенко. – Киев: Наукова думка. – 1977. – 118 с.
18. Воынова Т.Ф. Высокомарганцовистые стали и сплавы /Т.Ф. Воынова //Изв. вузов. Черная металлургия. – 1992. – С. 65–67.
19. Коршунов Л.Г. Повышение износостойкости железомарганцевых сплавов со структурой ε -мартенсита за счет их дополнительного легирования /Л.Г. Коршунов, Н.Л. Черненко // Тез. докл. V Всесозн. совещания Структура и свойства немагнитных сталей. – 1991. – С. 33.
20. Малинов Л.С. Малоуглеродистые железомарганцевые стали с метастабильным аустенитом /Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова // Изв. вузов. Черн. металлургия. – 1989. – № 10. – С. 97-101.
21. Малинов Л.С. Получение макронеоднородной регулярной структуры в сталях методами дифференцированной обработки /Л.С. Малинов // МиТОМ. – 1997. – № 4. – С. 7–11.
22. Харланова Е.Я. Воздействие легирования и обработок на фазовые превращения в железомарганцевых сплавах для повышения их свойств: Дис...канд. техн. наук: 05.16.01 /Е.Я. Харланова – Донецк, 1984. – 238 с.
23. Грикуров Г.Н. Хромомарганцевые стали для криогенной техники /Грикуров Г.Н., Тавадзе Ф.Н. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1977. – № 5. – С. 241-249.
24. Георгиева И.Я. Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной мартенситным превращением /И.Я. Георгиева // Итоги науки и техники. Серия МиТОМ. – М.: ВИНТИ. – 1982 – Т. 16. – С. 69-105.
25. Банных О.А. Хромомарганцевые теплоустойчивые стали с алюминием /О.А. Банных, Ю.К. Ковнеристый, И.Ф. Зудин - М.: Наука. – 1965. – 102 с.
26. Жаростойкая аустенитная сталь на Fe-Mn-Al-основе /Г.П. Горецкий, В.Ф. Лисицын, В.И. Гуринович, Т.А. Чилек //Тез. докл. IV Всесозн. совещания Структура и свойства немагнитных сталей – Черногловка: АН СССР ин-т Металлургии им. А.А. Байкова. – 1983. – С. 65.
27. Пат. 23183 Україна, МКИ C22C380, 3824. Жаростійка сталь / Малинов Л.С., Чейлях О.П., Ткачов О.Ф. и др. Заявл. 23.08.96; Опубл. 15.09.2000. Бюл. № 4.
28. Куниловский В.В. Литые штамповые стали для горячего объемного деформирования /В.В. Куниловский, В.К. Крутиков – М.: Машиностроение. – 1987. - 126 с.
29. Порошковая проволока ПП-35ЖН для износостойкой наплавки валков пилигримовых станков /А.В.Ковальчук, Л.С. Малинов, А.И. Олдаковский, Карпов В.Е. //Тез. докл. II Всесозн. Науч.- техн. конф. Прогрессивные методы сварки в тяжелом машиностроении и наплавки в черной металлургии – Жданов: Ждановский металлургический институт. – 1977. – 17-18.
30. Богачев И.Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин /И.Н. Богачев, Л.С. Малинов, Р.И. Минц. – М.: НИИИНФОРМТЯЖМАШ. – 1967. – 47 с.
31. Износостойкие стали с нестабильным аустенитом для деталей газопромыслового оборудования /В.Н. Виноградов, Л.С. Лившиц, С.Н. Платова и др. //Вестник машиностроения. – 1982. – № 1. – С. 26-29.
32. Бармин Л.Н. Наплавка деталей металлургического оборудования высокопрочными сплавами /Бармин Л.Н. // Теоретические и технологические основы наплавки. Наплавочные материалы. Под ред. И.И. Фрумина. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона АН УССР. – 1978. – С. 30-33.

33. Малинов Л.С. Управление мартенситным превращением при нагружении – новое направление в получении высокой прочности и пластичности сталей с нестабильным аустенитом /Л.С. Малинов, В.И. Коноп // Тез. докл. IV республ. науч.-техн. конф. "Прогрессивные методы термической и химико-термической обработки деталей машин и инструмента": Минск. – 1977. – С. 21-22.

34. Малинов В.Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания. Дис. канд. техн. наук: 05.03.06. /Малинов В.Л. - Мариуполь. – 1999. – 135 с.

УДК 669.15'.74.-195:620.186

ПОЛУЧЕНИЕ В СТРУКТУРЕ СТАЛЕЙ НАРЯДУ С ДРУГИМИ СОСТАВЛЯЮЩИМИ ПОВЫШЕННОГО КОЛИЧЕСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОГО АУСТЕНИТА И ЕГО УПРОЧНЕНИЕ

Л. С. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Наведені результати досліджень по підвищенню властивостей сталей за рахунок вживання комбінованих обробок, що забезпечують здобуття багатофазної структури, в якій поряд з різними складовими (мартенситом, нижнім бейнітом, карбідами і ін.) має бути отриманий зміцнений метастабільний аустеніт, що зазнає мартенситні перетворення при вантаженні

Приведены результаты исследований по повышению свойств сталей за счет применения комбинированных обработок, обеспечивающих получение многофазной структуры, в которой наряду с различными составляющими (мартенситом, нижним бейнитом, карбидами и др.) должен быть получен упрочненный метастабильный аустенит, претерпевающий мартенситные превращения при нагружении

The results of research on increase of properties steels at the expense application combined treatments providing reception of multiphase structure, in which alongside with various components (martensite, down bainite, carbide etc.) should be received strengthened metastable austenite transformed in martensite undergoing loading are given

Одним из важнейших направлений современного материаловедения является создание сплавов с метастабильной структурой, способной под влиянием внешних воздействий к самоорганизации [1-3], что позволяет им адаптироваться к условиям нагружения и иметь свойства, существенно более высокие, чем обычно достигаемые в настоящее время. Началом работ в этом направлении можно считать исследования, выполненные в середине прошлого века И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем. Ими была высказана и реализована идея получения в сплавах на основе железа, титана, меди метастабильных твердых растворов, претерпевающих в процессе испытания механических свойств или эксплуатации

мартенситные превращения. Это принципиально отличалось от общепринятого их использования в процессе упрочняющих технологий на стадии изготовления изделий. Новые представления позволили разработать высокоэффективные кавитационностойкие стали [4-6]. В дальнейшем установлено, что сплавы с метастабильным аустенитом обладают повышенной износостойкостью при гидроабразивном износе [7], абразивном [8], ударно-абразивном [9] воздействиях, сухом трении [10] и усталостном нагружении [11]. В этих сплавах может быть получен высокий уровень механических свойств [12-13]. Это обусловлено тем, что на развитие мартенситных превращений, протекающих при нагружении, расходуется значительная часть энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая доля идет на разрушение [14, 15]. Кроме того, в процессе развития мартенситных превращений происходит не только упрочнение, но и релаксация микронапряжений, вследствие чего повышается работоспособность микрообъемов сплавов [16, 17]. Этому способствует динамическое старение [17]. В процессе нагружения протекают также такие структурные изменения как образование дефектов упаковки, увеличение плотности дислокаций, двойникование и др. В работах [18-20] сплавы с метастабильным аустенитом предложено рассматривать в качестве адаптационных материалов, в которых основную роль в приспособлении их к внешним нагрузкам играют мартенситные превращения. Эти сплавы являются синергетическими системами, способными к самоорганизации структуры под влиянием внешних воздействий. Большинство исследований, выполненных к настоящему времени, посвящено высоколегированным сталям и чугунам, в которых метастабильный аустенит является основной структурой. В работах [21-24] обобщены многолетние исследования автора с сотрудниками по созданию экономнолегированных сплавов различных структурных классов и назначения, а также упрочняющих технологий на основе принципа получения многофазных структур, одной из которых является метастабильный аустенит. Для получения высокого уровня свойств его количеством и стабильностью необходимо управлять с учетом исходных химического, фазового составов и условий нагружения. При этом важно также использовать сочетание различных известных механизмов упрочнения и сопротивления разрушению. Такой подход существенно расширяет представления о необходимости получения метастабильного аустенита в структуре нелегированных, низко-, среднелегированных сталей и чугунов. Метастабильный аустенит рассматривается как важнейший внутренний ресурс сплавов, позволяющий существенно повысить их свойства, уменьшить или в ряде случаев исключить

полностью дорогие легирующие элементы, используемые для этой же цели. Последнее играет важную роль в ресурсосбережении.

В данной работе приведены результаты исследований по повышению механических свойств сталей и износостойкости за счет комбинированных обработок, основанных на принципе получения в структуре повышенного ($\geq 25\%$) количества метастабильного аустенита, его упрочнения и сохранения при этом способности претерпевать мартенситные превращения при нагружении. Комбинированные обработки включали термическое (в ряде случаев химико-термическое) и деформационные воздействия на металл осуществляемые в различных сочетаниях и последовательности [25]. Объектом исследований являлись марганцевые стали 06Г8, (06-07)Г(14-24), 100Г6Ф, а также цементируемая сталь 18ХГТ, пружинная 60С2 и инструментальная 9ХС (табл. 1). Они были выбраны в связи с тем, что в них легко можно было получить повышенное количество метастабильного аустенита.

Таблица 1 Химический состав исследованных сталей

Сталь	Химический состав исследованных сталей, масс. %			
	С	Mn	Si	Другие элементы
06Г8	0,05	7,80	0,23	-
06Г14	0,06	13,60	0,25	-
06Г16	0,06	16,10	0,22	-
06Г20	0,06	19,60	0,23	-
07Г22	0,07	22,40	0,24	-
07Г24	0,07	23,70	0,21	-
100Г6Ф	1,05	6,2	0,40	0,30 V
18ХГТ	0,17	0,90	0,50	1,09 Cr; 0,05 Ti
60С2	0,59	0,70	1,70	$\leq 0,30$ Cr; $\leq 0,40$ Ni
9ХС	0,92	0,60	1,60	1,2 Cr

Примечание: S и P $\leq 0,03\%$ каждого

Схемы комбинированных обработок приведены на рис. 1. Они включали нагрев и выдержку в межкритическом интервале температур, изотермическую закалку и низкотемпературный отпуск, а также холодную или теплую пластическую деформацию.

В ряде случаев осуществлялась лазерная обработка.

Деформация проводилась растяжением, дробеструйной обработкой и обкаткой роликом. Фазовый состав определялся рентгеноструктурным анализом на установке ДРОН-3.

Испытания механических свойств на растяжение проводились по ГОСТ 9457-88.

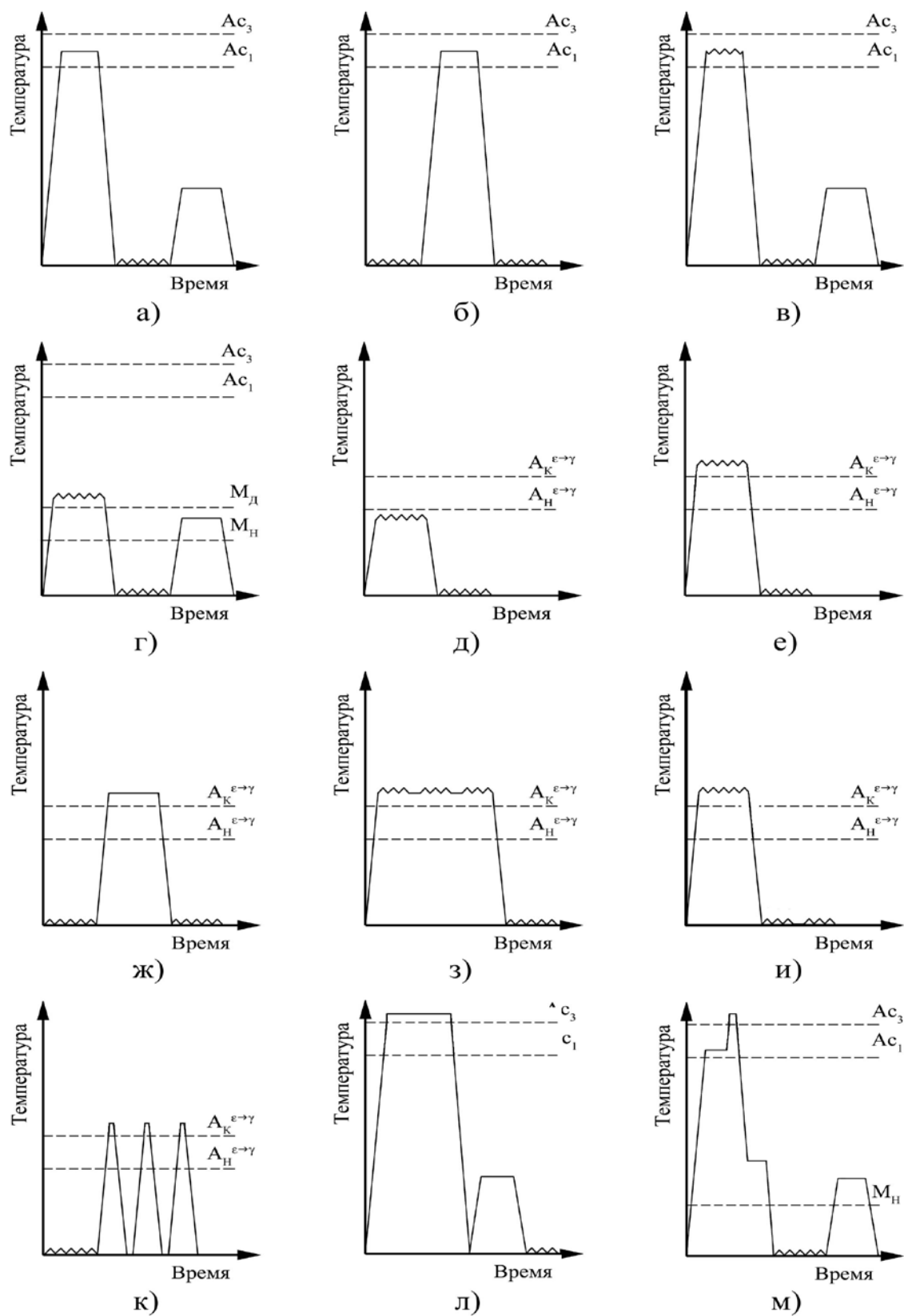


Рис. 1 Схема комбинированных обработок исследованных сталей

Образцы на износ испытывались на машине МИ1-М по схеме колодка-ролик и ролик-ролик. Контртелом служила сталь М76, термообработанная на твердость ~ 60 HRC. Нагрузка при испытании по первой схеме составляла $P = 75$ МПа, скорость скольжения $V = 0,13$ м/с. При испытаниях по второй схеме $P = 320$ МПа, скорость вращения нижнего ролика составляла $V = 0,98$ м/с, а скорость проскальзывания верхнего ролика $V = 0,09$ м/с. За эталон выбиралась соответствующая сталь после типовой для нее термообработки. Потеря массы образцов определялась с точностью до 0,0001 г.

Марганцевые стали получают в настоящее время все большее применение в промышленности. Во многих случаях они являются альтернативой более дорогим никельсодержащим сталям, зачастую не только не уступая, но и превосходя их по свойствам. Марганцевые стали характеризуются большим разнообразием структур и фазовых превращений при охлаждении и деформации. В них легко может быть получен в структуре наряду с другими составляющими метастабильный аустенит, упрочнением и стабильностью которого необходимо управлять по отношению к мартенситным превращениям, протекающим при нагружении применительно к конкретным условиям испытаний или эксплуатации [21-24]. Существенное повышение свойств низкоуглеродистых марганцевых сталей может быть достигнуто применением комбинированных деформационно-термических обработок. Рассмотрим это применительно к сталям, имеющим структуру: $\alpha' - 06Г8$, $\alpha' + \varepsilon + \gamma - 06Г14$ и $\varepsilon + \gamma - (06-07)Г(16-24)$.

Сталь 06Г8 после закалки от 900°C и низкого отпуска (250°C , 1 ч) имеет в структуре 100 % α -мартенсита (α') и следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 850$ МПа, $\sigma_B = 1100$ МПа, $\delta = 10$ %, $\psi = 45$ %. Холодная пластическая деформация (ХПД) с обжатием 7 % приводит к возрастанию $\sigma_{0,2}$ и σ_B на 100 и 150 МПа, соответственно, и существенно снижает пластичность ($\delta = 3$ %; $\psi = 10$ %). Большая, чем указанная выше, степень ХПД приводит к образованию трещин и не может быть использована. Комбинированная обработка этой стали, включающая нагрев в межкритический интервал (МКИ) температур (630°C , 1 ч), для получения в структуре наряду с α -фазой 30-40 % вторичного метастабильного аустенита, последующую после охлаждения ХПД ($\varepsilon = 10$ %) и низкотемпературный отпуск при 250°C , 1 ч (рис. 1, а), позволяет обеспечить хорошее сочетание прочностных и пластических свойств: $\sigma_{0,2} = 1100$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 54$ %. Это обусловлено получением в α -фазе повышенной плотности дислокаций и развитой субструктуры, появлением межфазных границ большой протяженности в связи с образованием вторичного аустенита

(микродуплексная структура). Кроме того, после ХПД сохраняется 18 % аустенита, количество которого уменьшается до 8 % за счет превращения его в мартенсит в процессе испытаний механических свойств на растяжение до образования шейки (эффект самозакалки при нагружении). Это является важным фактором повышения временного сопротивления и сохранения повышенной пластичности.

Установлено, что проведение предварительной ХПД рассматриваемой стали ускоряет образование вторичного аустенита при нагреве в МКИ температур. Так деформация на 10 % позволяет получить после выдержки 20 мин в нем такое же количество вторичного аустенита, как и после часа без предварительной ХПД. С учётом этого комбинированная обработка (рис. 1, б), включающая двукратное ХПД ($\varepsilon = 10\%$) с промежуточным нагревом в МКИ (630°C , выдержка 15-20 мин), обеспечивает механические свойства: $\sigma_{0,2} = 1180\text{ МПа}$, $\sigma_B = 1300\text{ МПа}$, $\delta = 15\%$, $\psi = 50\%$. В рассматриваемой стали аустенит в структуре может быть получен проведением деформации в МКИ [26]. Так деформация стали 06Г8 при 630°C на 20 % позволяет получить в структуре наряду с α -мартенситом 40 % метастабильного аустенита. Последующая ХПД на 10 % вызывает частичное его превращение в α -мартенсит. Доля последнего в структуре возрастает на 25 %. Заключительной обработкой для уменьшения уровня внутренних напряжений является низкий отпуск (250°C , 1 ч). Указанная комбинированная обработка (рис. 1, в) обеспечивает повышенный по сравнению с закалкой и низким отпуском уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 1120\text{ МПа}$, $\sigma_B = 1330\text{ МПа}$, $\delta = 14\%$, $\psi = 45\%$. Так же, как и в предыдущих случаях, важную роль в формировании механических свойств играет наряду с другими факторами протекание в упрочненном аустените мартенситных превращений при испытании механических свойств.

Комбинированная обработка эффективна и для стали 06Г14 с трёхфазной $\alpha' + \varepsilon + \gamma$ структурой в исходном состоянии. При этом количество α -мартенсита составляет 42 %, ε - 40 %, а γ - 18 %. При последующей ХПД количество α -мартенсита возрастает за счёт его образования при деформации (α''), а доля ε - и γ -фаз в структуре уменьшается. Сравнительно небольшое количество мартенсита охлаждения в рассматриваемой стали обуславливает более низкий, чем в предыдущей (06Г8), предел текучести (610 МПа). Временное сопротивление составляет $\sigma_B = 1100\text{ МПа}$, а интенсивное образование α -мартенсита деформации при испытаниях механических свойств и его высокая твёрдость являются причиной сравнительно невысоких пластических характеристик ($\delta = 8\%$, $\psi = 15\%$). С учётом этого

комбинированная упрочняющая обработка на первом этапе должна предусматривать стабилизацию аустенита. Это наиболее эффективно достигается деформацией при 400 °С со степенью 20-30 %. При этом формируется ячеистая дислокационная структура аустенита и происходит сегрегация атомов углерода на дислокациях. В результате снижается Мн и увеличивается количество аустенита с 18 до 40-50 %. Одновременно с этим снижается интенсивность деформационного мартенситного превращения. Получен следующий уровень механических свойств: $\sigma_{0,2} = 720$ МПа, $\sigma_B = 1050$ МПа, $\delta = 25$ %, $\psi = 34$ %. Последующая ХПД на 10 %, упрочняющая аустенит и уменьшающая его количество до 20-25 % за счет превращения его в мартенситные фазы, и отпуск при 250 °С (рис. 1, г) позволяют в ещё большей степени увеличить прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 1020$ МПа, $\sigma_B = 1320$ МПа) при сохранении достаточной пластичности ($\delta = 15$ %, $\psi = 38$ %). Получение такого уровня свойств, также как и в предыдущем случае, наряду с другими факторами обусловлено процессами мартенситообразования в упрочненном аустените при механических испытаниях.

Теплая деформация сталей, содержащих 16-22 % марганца, со структурой $\varepsilon + \gamma$ уже при 130-200 °С приводит к существенному изменению фазового состава. Принципиальным отличием деформации в указанном интервале температур от ХПД при комнатной температуре является то, что снижению количества ε -фазы соответствует не только увеличение доли α -мартенсита, но и γ -фазы. Поскольку возрастание доли α -мартенсита при пластической деформации в указанном интервале температур намного меньше, чем снижение количества ε -фазы, то увеличение содержания аустенита, сопровождающееся уменьшением доли ε -фазы, свидетельствует о $\varepsilon \rightarrow \gamma$ переходе [27]. Обычно при ХПД протекание $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения наряду с $\varepsilon \rightarrow \gamma$ маскирует последнее, т.к. не удастся зафиксировать увеличение количества аустенита. Именно поэтому общепринято считать, что при деформации мартенситные превращения протекают в следующей последовательности: $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha''$. Аустенит может превращаться в α'' -мартенсит, если температура деформации расположена ниже $M_d^{\gamma \rightarrow \alpha''}$, независимо от того образуется ε -фаза или нет. Это обычно не принимается во внимание. Между тем, $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращение при деформации должно быть даже более предпочтительно, чем $\varepsilon \rightarrow \alpha''$, на развитие которого указывается во многих работах. В ε -фазе есть дефекты упаковки ГЦК, облегчающие ее переход в аустенит [11]. При деформации интервал $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения в высокомарганцевых сталях, находящийся при относительно невысоких температурах (150-250 °С), понижается [28]. В свою очередь, ХПД вызывает повышение температуры

микрообъемов металла до уровня, когда обратное превращение уже может протекать при нагреве. Поскольку деформация при одних условиях вызывает образование ε -фазы, а при других - ее переход в аустенит, была изучена возможность использования $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ переходов, осуществляемых непосредственно в процессе пластической деформации, для повышения механических свойств Fe-Mn сплавов. Деформацию осуществляли по различным схемам. Наилучший результат на стали 06Г16 получен в том случае, когда вначале деформацией при температурах выше $A_d^{\varepsilon \rightarrow \gamma}$ ε -фазу переводили в аустенит, а затем деформацией ниже $M_d^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ упрочняли его и вызывали образование небольшого количества ε -фазы. Основное развитие $\gamma \leftrightarrow \varepsilon$ превращения получают при последующем нагружении в процессе испытаний механических свойств. Деформация со степенями 50 % при 200 °С повышает пределы текучести и прочности, соответственно, в 1,6 и 1,2 раза по сравнению с закаленным состоянием ($\sigma_{0,2} = 420$ МПа, $\sigma_B = 854$ МПа), а относительное удлинение ($\delta = 35$ %) примерно на 10 % выше. ХПД на 10 %, проведенная после этого (рис. 1, д), еще больше увеличивает прочностные свойства ($\sigma_{0,2} = 874$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа), поскольку возрастает количество ε - и α'' - фаз, а также плотность дислокаций, но сохраняет пластичность на достаточном уровне ($\delta = 17$ %, $\psi = 35$ %). Это обусловлено тем, что в процессе испытаний механических свойств происходит не только дополнительное упрочнение, но и релаксация микронапряжений.

Наиболее сильно стабилизирует аустенит в двухфазных ($\varepsilon + \gamma$) сталях по отношению к образованию ε -мартенсита при охлаждении теплая деформация при 400 °С. Ее проведение при более высоких температурах (600-800 °С) уменьшает эффект стабилизации, так как наряду с деформационным упрочнением аустенита протекают процессы, снижающие его наклеп.

Деформация стали 06Г20 при 400 °С на 10, 20 и 30 % стабилизирует аустенит и уменьшает количество ε -фазы в структуре с 55 (после закалки) до 35, 12 и 0 % соответственно. С увеличением степени предварительной деформации при 400 °С предел прочности стали 06Г20 возрастает с $\sigma_B = 710$ МПа (после закалки) до $\sigma_B = 960$ МПа после ХПД со степенью $\varepsilon = 30$ %. Предел текучести при деформации до $\varepsilon = 20$ % меняется мало по сравнению с его уровнем после закалки и возрастает на 90-100 МПа после деформации на 30 %. Важно подчеркнуть, что относительное удлинение при увеличении степени теплой деформации до 20 % достигает максимума ($\delta = 56-60$ %). При дальнейшем возрастании степени деформации до 30 % оно снижается и незначительно отличается от уровня, полученного после закалки ($\delta = 20-25$ %). Сопоставление изменения пластичности стали

06Г20, подвергнутой предварительной тепловой деформации при 400 °С и развития в ней мартенситных превращений при последующем нагружении, позволяет заключить, что для получения наибольшей пластичности необходимо, чтобы при испытании механических свойств образование мартенситных фаз происходило бы с оптимальной интенсивностью [29]. В этом случае наряду с упрочнением в стали протекают релаксационные процессы, уменьшающие возможность образования микротрещин. Слишком интенсивное образование мартенситных фаз при нагружении, так же как и недостаточное развитие фазовых превращений, не позволяет реализовать запас пластичности.

Хороший комплекс механических свойств в стали 06Г20 может быть получен, как и в предыдущих случаях, после тепловой деформации и дополнительной ХПД. Деформация при 400 °С на 20 % и последующая ХПД такой же степени позволяют получить механические свойства: $\sigma_{0,2} = 890$ МПа, $\sigma_B = 1040$ МПа, $\delta = 18$ %. Чем выше степень предварительной тепловой деформации, тем более высокий уровень прочностных свойств может быть получен после одной и той же степени окончательной ХПД. Последнюю следует выбирать с учетом величины предварительного упрочнения и, соответственно, степени стабильности аустенита. Комбинированная обработка стали 06Г20, включающая предварительную деформацию при 400 °С на 30 %, и последующую ХПД на 20 % (рис. 1, е) обеспечивают: $\sigma_{0,2} = 960$ МПа, $\sigma_B = 1160$ МПа, $\delta = 18$ %. Такие свойства не могут быть достигнуты в этой стали после обычно применяемой ХПД. Хорошее сочетание механических свойств в сталях со структурой $\varepsilon + \gamma$ можно получить комбинированной обработкой, включающей предварительную и заключительную ХПД с промежуточным нагревом, обеспечивающим завершение $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения. Установлено, что ХПД с последующим нагревом до 400 °С, в результате которого происходит завершение $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения вызывает стабилизацию аустенита по отношению к деформационному $\gamma \rightarrow \varepsilon$ превращению и не оказывает существенного влияния на $\gamma \rightarrow \alpha''$. Чем больше степень предварительной ХПД, тем меньшее количество ε -фазы образуется после нагрева на 400 °С при охлаждении. ХПД и нагрев на 400 °С обеспечивают более высокий уровень прочностных свойств, чем закалка, сохраняя достаточную пластичность. В табл. 2 приведены данные для сталей 07Г22 и 07Г24, подвергнутых различным обработкам.

Наилучшее сочетание механических свойств достигается после двукратной ХПД на 20 % с промежуточным нагревом на 400 °С (рис. 1, ж). Обнаружено, что сочетание многократной деформации (~ 5 %) при комнатной температуре с промежуточными кратковременными нагревами

до 400 °С существенно повышает пластичность. Суммарное удлинение образцов стали 07Г22 достигает 90 %.

Таблица 2 Влияние ХПД и нагрева на 400 °С на механические свойства сталей 06Г22 (числитель) и 06Г24 (знаменатель)

Обработка	Механические свойства		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
1. Закалка от 900 °С	336 / 230	756 / 714	27 / 45
2. То же, что и 1 + ХПД 20 %	726 / 664	954 / 926	11 / 17
3. То же, что и 2 + нагрев на 400 °С, 1 ч	450 / 400	916 / 855	24 / 34
4. То же, что и 3 + ХПД на 20 %	920 / 870	1160 / 1060	15 / 23
5. То же, что и 4 + отпуск 250 °С, 1 ч	985 / 920	1190 / 1100	18 / 25

Заметное повышение прочностных свойств двухфазных ($\epsilon + \gamma$) сталей при сохранении у них достаточной пластичности может быть достигнуто дифференцированной обработкой, заключающейся в сочетании общего и локального воздействия на сплав. В результате такого воздействия в его различных участках происходят неодинаковые фазовые и структурные превращения. Вследствие этого в материале возникают градиенты структурно-фазового состояния.

Исследовалась возможность применения дифференцированной обработки для стали 06Г22, имеющей после закалки от 900 °С в структуре 55 % ϵ - и 45 % γ -фаз. Плоские образцы толщиной 2 мм локально деформировали с обжатием 30 % в профилированных валках при 400 °С ($M_d = 200$ °С). Чередующиеся выступы и впадины шириной 1,5 мм располагались вдоль образца. Как уже отмечалось, деформация при 400 °С стабилизирует аустенит по отношению к образованию ϵ -фазы при охлаждении. В результате локальной тепловой деформации в стали были получены участки аустенита, являющегося метастабильным и претерпевающего при нагружении $\gamma \rightarrow \epsilon$ и $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения. В недеформированных участках структура остается двухфазной с примерно равным количеством ϵ - и γ -фаз. Для увеличения количества ϵ -фазы до 80-85 % в этих участках проводили ХПД с небольшими степенями обжатия (~ 10 %), рис. 1, 3. В результате получены следующие свойства: $\sigma_{0,2} = 670$ МПа, $\sigma_B = 950$ МПа, $\delta = 28$ %. Прочностные характеристики стали 07Г22 после дифференцированной обработки значительно выше, чем после закалки, тогда как относительное удлинение примерно такое же. Аналогичные результаты получены и в том случае, когда сначала

проводили общую деформацию при 400 °С, а затем локальную - при комнатной температуре (рис. 1, и).

Хорошее сочетание свойств в марганцевых сталях типа 07Г22 можно получить после дифференцированной обработки, включающей общую ХПД и локальную лазерную обработку (рис. 1, к). Она вызывает обратные $\alpha'' \rightarrow \gamma$ или $\varepsilon \rightarrow \gamma$ превращения, увеличивающие количество аустенита в заданных участках, расположенных через 1,5-2 мм вдоль образцов толщиной 2 мм, а также обработок, включающих общую теплую деформацию при 400°С и локальную лазерную обработку ($\sigma_{0,2} = 590-640$ МПа, $\sigma_B = 930-980$ МПа, $\delta = 23-27$ %). В отличие от предыдущего случая, в стабилизированном аустените под влиянием напряжений, вызванных лазерной обработкой, количество мартенситных (ε - и α'' -) фаз возрастает.

Аналогичный эффект получен в стали 100Г6Ф. После закалки с 1100 °С в воде она имеет преимущественно аустенитную структуру. Локальная лазерная термообработка, создающая упрочненные и не упрочненные участки, чередующиеся с шагом 2 мм, позволяет в облученных участках повысить твердость с 28 HRC до 52 HRC. Последнее вызвано образованием большого количества α -мартенсита, что обусловлено высоким уровнем напряжений при лазерной обработке, приводящих к распаду метастабильного аустенита. Испытания при сухом трении по схеме колодка-ролик показали, что износостойкость повысилась в 1,5 раза по сравнению с ее уровнем после закалки с 1100 °С.

Эффективность комбинированных обработок, предусматривающих получение повышенного количества метастабильного аустенита, показана также на низколегированных сталях. Сталь 18ХГТ была зацементирована при 950 °С (6 ч), закалена без подстуживания в масло и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате количество метастабильного аустенита в поверхностном слое составляет ~ 80 %, остальное – мартенсит отпуска и карбиды. Заключительной обработкой являлась деформация дробью (рис. 1, л). Количество метастабильного аустенита уменьшилось до 45 % за счет образования мартенсита деформации. После испытаний на износ, проведенных по схеме ролик – ролик, количество метастабильного аустенита уменьшилось до 18 % за счет $\gamma \rightarrow \alpha''$ превращения. Относительная износостойкость возросла в 1,5 раза по сравнению с уровнем, достигаемым после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Комбинированная обработка стали 60С2, обеспечивающая получение повышенного количества метастабильного аустенита и последующее его упрочнение, заключалась в следующем. Сталь нагревали в МКИ на 780 °С, выдерживали 60 мин, проводили аустенитизацию при 900 °С 4 мин, после

чего охлаждали в соляной ванне при 350 °С 10 мин, а затем - на воздухе. В структуре наряду с нижним бейнитом и мартенситом содержалось 28 % остаточного метастабильного аустенита. При этом получены механические свойства: $\sigma_{0,2} = 785$ МПа, $\sigma_B = 1050$ МПа, $\delta = 33$ %. Последующими обработками являлись ХПД ($\varepsilon = 7$ %) и отпуск при 250 °С 1 ч (рис. 1, м). В результате упрочнения остаточного аустенита и его частичного превращения в мартенсит прочностные характеристики возросли до $\sigma_{0,2} = 990$ МПа, $\sigma_B = 1200$ МПа, а относительное удлинение осталось на достаточно высоком уровне ($\delta = 17$ %). Последнее может быть объяснено развитием при испытании механических свойств деформационного мартенситного превращения.

Целесообразность применения комбинированной обработки с использованием предложенного принципа показана на инструментальной стали 9ХС. Она была закалена с 930 °С в соляной ванне с температуры 250 °С и выдержана в ней 30 мин, после чего охлаждена на воздухе и отпущена при 180 °С 1 ч. В результате этой термообработки наряду с нижним бейнитом в структуре присутствовало 35 % остаточного аустенита. Окончательной обработкой являлась пластическая деформация обкаткой роликом. В результате количество остаточного аустенита уменьшилось в поверхностном слое до 10-15 % за счет образования мартенсита деформации. Твердость при этом возросла с 55 до 62 HRC. Износостойкость, определенная по схеме колодка – ролик, увеличилась в 1,4 раза по сравнению с таковой после стандартной обработки, обеспечивающей структуру отпущенного мартенсита и карбидов.

Выводы

1. Комбинированные деформационно-термические обработки, обеспечивающие получение в структуре наряду с другими составляющими повышенного количества метастабильного аустенита, последующее упрочнение, сохраняющее его способность к динамическим мартенситным превращениям при нагружении, применимы для широкого круга сталей и позволяют повышать их свойства.

2. При выборе схем и режимов комбинированных обработок, необходимо учитывать исходный фазовый состав сталей и превращения, протекающие при различных воздействиях, предусмотренных технологией, а также условия нагружения при испытаниях свойств и эксплуатации.

Литература

1. Лякишев Н.П. Новые направления в технологии получения материалов с заданными свойствами / Н.П. Лякишев // Металлы. - 1992. - № 2. - С. 5-8.

2. Иванова В.С. Синергизм механических свойств и экстремальных технологий управления структурой металла / В.С. Иванова, В.С. Баланкин, О.А. Банных // Металлы. - 1992. - № 2. - С. 11-20.
3. Прусаков Б.А. Проблемы материалов в XXI веке / Б.А. Прусаков // МиТОМ. - 2001. - № 1. - С. 3-18.
4. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение железоуглеродистых сплавов / И.Н. Богачев, Р.И. Минц. - М.: Машгиз, 1959. - 170 с.
5. Богачев И.Н. Повышение кавитационно-эрозионной стойкости деталей машин / И.Н. Богачев, Р.И. Минц. - М.: Машиностроение, 1964. - 143 с.
6. Богачев И.Н. Новые кавитационно-стойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И.Н. Богачев, Л.С. Малинов, Р.И. Минц. - М.: НИИИНФОРМ Тяжмаш, 1967. - 47 с.
7. Богачев И.Н. Гидроабразивная стойкость хромомарганцевых сталей / И.Н. Богачев, Л.С. Малинов, В.П. Коробейников // Энергомашиностроение. - 1967. - № 7. - С. 27-30.
8. Попов В.С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства / В.С. Попов, Н.Н. Брыков, Н.С. Дмитриенко. - М.: Металлургия, 1971. - 157 с.
9. Филиппов М.А. Стали с метастабильным аустенитом / М.А. Филиппов, В.С. Литвинов, Ю.Р. Немировский. - М.: Металлургия, 1988. - 256 с.
10. Коршунов Л.Г. Износостойкость и структурные превращения нестабильных аустенитных сталей при трении / Л.Г. Коршунов // Контактная прочность неметаллических сплавов. - Свердловск: УПИ, 1972. - С. 72-86.
11. Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И.Н. Богачев, В.Ф. Еголаев. М.: Металлургия, 1973. - 295 с.
12. Zackay V.F. The Enhancement of Ductility in High-Strength Steels / V.F. Zackay, E.R. Parker, D. Fahr, R. Bush // Trans. ASM. - 1969. - V. 60. - № 1. - P. 252-259.
13. Малинов Л.С. Упрочнение нестабильных Cr-Mn-N сталей / Л.С. Малинов, Т.Д. Эйсмонт // Известия АН СССР. Металлы. - 1969. - № 2. - С. 113-120.
14. Малинов Л.С. Влияние предварительной пластической деформации на кавитационную стойкость хромомарганцевых сталей / Л.С. Малинов, Т.Д. Эйсмонт // ФХММ. - 1968. - № 6. - С. 691-692.
15. Малинов Л.С. Влияние мартенсита деформации на свойства сталей Fe-Cr-Mn / Л.С. Малинов, А.П. Чейлах, К.Н. Соколов // Известия АН СССР. Металлы. - 1988. - № 2. - С. 78-83.
16. Малинов Л.С. Кинетика образования ϵ -фазы в легированных железомарганцевых сплавах. Автореф. дис. ... канд. техн. наук: 15.16.01 / Л.С. Малинов. - Свердловск: Урал. политехн. ин-т, 1963. - 20 с.
17. Богачев И.Н. Релаксация напряжений в хромомарганцевой аустенитной стали 30X10Г10 / И.Н. Богачев, Б.А. Потехин // ФММ. - 1964. - Т. 18. - № 5. - С. 257-259.
18. 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 / Л.С. Малинов // Строительство, материаловедение, архитектура. - Днепропетровск: ПГСА. - 2002. - Вып. 15. - Ч. 1. - С. 79-83.
19. Малинов Л.С. Стали и чугуны с метастабильным аустенитом – разновидность адаптационных материалов с самоорганизацией структуры, вызванной внешним воздействием / Л.С. Малинов // Тез. докл. X Региональной научн. и научн.-техн. конф. Мариуполь: ПГТУ. - 2003. - С. 84.

20. 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 / Л.С. Малинов // Металл и литье Украины. - 2003. - № 11-12. - С. 3-8.

21. Малинов Л.С. Разработка экономнолегированных высокопрочных сталей и способов упрочнения с использованием принципа регулирования мартенситных превращений. Автореф. дис. ... д-ра. техн. наук: 15.16.01 / Л.С. Малинов - Екатеринбург: Урал. политехн. ин-т, 1992. - 35 с.

22. Малинов Л.С. Использование принципа получения метастабильного аустенита, регулирования его количества и стабильности при разработке экономнолегированных сплавов и упрочняющих обработок / Л.С. Малинов // МиТОМ. - 1996. - № 2. - С. 35-39.

23. Малинов Л.С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. - Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.

24. Малинов Л.С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в их структуре метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении / Л.С. Малинов // Металлы. - 1999. - № 6. - С. 67-76.

25. Малинов Л.С. Спосіб обробки сталей. Патент України UA № 12399A, C21Д 1/00. / Л.С. Малинов. - 1997. – Бюл. № 1.

26. Пышминцев И.Ю. Упрочнение низкоуглеродистой высокопрочной стали в межкритическом интервале температур / И.Ю. Пышминцев, В.А. Корзников, Р.З. Валиев, В.А. Хотинков // МиТОМ. - 1999. - № 5. - С. 11-15.

27. Малинов Л.С. Фазовые превращения при деформации в высокомарганцевом сплаве / Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова, Л.А. Голубович // МиТОМ. - 1976. - № 2. - С. 13-15.

28. Лысак Л.И. Физические основы термической обработки стали / Л.И. Лысак, Б.И. Николин. - Киев: Техника. - 1975. - 304 с.

29. Малинов Л.С. Фазовые превращения при нагружении и механические свойства предварительно деформированной стали Г20 / Л.С. Малинов, К.Н. Соколов, Н.Я. Казачкова, Е.Я. Харланова // Изв. Вузов. Черн. металлургия. -1973. - № 9. - С. 138-141.

УДК 620.18.669.14.294.2

ТЕРМООБРАБОТКА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ С НАГРЕВОМ В МЕЖКРИТИЧЕСКИЙ ИНТЕРВАЛ ТЕМПЕРАТУР (МКИТ)

Л. С. Малинов, Д. В. Бурова

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Показана доцільність проведення нетипових термообробок сталей 09Г2С і ЕН36: нормалізації з витримкою у між критичному інтервалі температур (МКІТ), а також гартування у воді і ізотермічного гартування із аустенітної області або з МКІТ

Показана целесообразность проведения нетиповых термообработок сталей 09Г2С и ЕН36: нормализации с выдержкой в межкритическом интервале температур (МКИТ), а также закали в воде и изотермической закали из аустенитной области или МКИТ

Shows the usefulness of the non- - typical heat treatments steels 09G2S and ЕН36: normalization with heating in the intercritical temperature interval (ITI) and quenching in water and isothermal tempering of austenitic region or ITI

Обычно листовые строительные стали не подвергаются у потребителя упрочняющей термообработке, а поставляются металлургическими комбинатами в горячекатаном, нормализованном, улучшенном состоянии или после контролируемой прокатки. В последние годы в связи с недостаточным количеством или повышенной стоимостью специально предназначенных для ремонтных целей конструкционных листовых сталей, вместо них используют строительные низколегированные стали. Однако они не обеспечивают требуемую долговечность деталей машин из-за сравнительно невысокого уровня прочностных свойств. В связи с этим необходимы разработки способов термообработки низкоуглеродистых низколегированных сталей, существенно повышающих их прочностные свойства при сохранении достаточной пластичности.

Цель статьи - изучение влияния термообработок, в том числе включающих выдержку в МКИТ, на микроструктуру и механические свойства сталей 09Г2С и ЕН36.

В работах [1-3] показана возможность их повышения за счет получения в строительных сталях структуры мартенсита [1], игольчатого феррита [2] и бейнита [3]. При проведении соответствующих термообработок для получения этих структур температура аустенитизации была выше A_{c3} . В ряде случаев она составляла 980 и даже 1100°C, что требовало повышенных энергозатрат. Известно применение для низкоуглеродистых низколегированных сталей, используемых для глубокой вытяжки, закалки из МКИТ ($A_{c3} > t > A_{c1}$) [4]. Это обеспечивает получение в структуре наряду с ферритом 25-30% мартенсита, придающего материалу повышенную прочность при сохранении высокой пластичности. Нагрев и выдержка в МКИТ приводит к образованию аустенита, наряду с которым в структуре сохраняется феррит и небольшое количество карбидов. При этом аустенит имеет химическую микронеоднородность, т.к. на его границе с карбидами концентрация углерода и других аустенитообразующих элементов существенно выше, чем в феррите. Это позволяет после закалки получить многофазную микронеоднородную структуру мартенсита или бейнита с широким спектром содержания углерода и легирующих элементов, сохранить феррит, небольшое количество карбидов и в ряде случаев остаточный аустенит, способный претерпевать при нагружении динамическое деформационное мартенситное превращение. Последнее также играет важную роль в получении повышенного уровня предела прочности и относительного удлинения [5].

В работах [6, 7] показана целесообразность нормализации с нагревом в МКИТ специально разработанных для этого строительных сталей 09Г2СЮЧ и 09ХГ2СЮЧ. Проведены исследования по влиянию изотермической закалки из МКИТ ряда конструкционных сталей на механические свойства, показавшие возможность получения такого их сочетания, которое не достижимо обычными способами термообработки [8, 9].

В работе [10] предложено при проведении термообработки сталей с нагревом в МКИТ применять комбинированный нагрев: сначала- в МКИТ с регламентированной выдержкой, а затем- кратковременно в аустенитную область. Это позволяет, если требуется, исключить после закалки присутствие в структуре феррита, снижающего прочностные свойства, и сохранить микронеоднородность химического состава, полученную предыдущим нагревом в МКИТ. Показано также положительное влияние предварительной аустенитизации перед выдержкой в МКИТ на механические свойства ряда сталей [11].

Объектом исследований в настоящей работе служили, применяемые в промышленности конструкционные стали 09Г2С и ЕН36, для которых отсутствуют данные о влиянии термообработки с нагревом в МКИТ на

свойства. Химический состав и температура критических точек исследованных сталей приведены в табл. 1.

Таблица 1 Химический состав и температура критических точек исследованных сталей

Марка стали	C	Si	Mn	Содержание элементов, %						Ac ₁	Ac ₃
				Cu	V	Cr	Ni	Nb	Ti		
				не более							
09Г2С	0,10	0,6	1,5	0,30	-	0,3	0,3	-	-	725	860
ЕН36	0,11	0,3	1,25	0,02	0,08	0,03	0,02	0,04	0,015	740	860

Обычно сталь 09Г2С применяется в горячекатаном, нормализованном, реже в улучшенном состоянии, ЕН36 - после контролируемой прокатки. Механические свойства этих сталей после различных обработок, применяемых в промышленности, приведены в табл. 2.

Таблица 2 Механические свойства исследованных сталей после термообработок по типовым режимам

Сталь	Обработка	Механические свойства		
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
09Г2С (толщина 10-20 мм)	Горячекатанное состояние	345	490	21
ЕН36 (толщина 6-30 мм)	Контролируемая прокатка	385	488	18

Различные виды термообработки осуществляли с нагревом в аустенитную область, а также с нагревом в МКИТ. Охлаждающей средой служила вода. В случае изотермической заковки охлаждение до температуры изотермы проводилось в воде, а выдержка осуществлялась в печи.

Использовался металлографический анализ. Испытания на растяжение в осуществляли в соответствии ГОСТ 1497-84 на образцах диаметром 5 мм с расчетной длиной 30 мм. Ударную вязкость определяли по ГОСТ 9454 на образцах с U- образным надрезом.

Для исследованных сталей были проведены сравнительные испытания свойств после нормализации по типовому режиму и нормализации с выдержкой в МКИТ.

Нормализацию по типовому режиму проводили с нагревом на 920 °С в аустенитную область. Нагрев в МКИТ с выдержкой 60 мин. осуществляли при различных температурах.

Механические свойства стали 09Г2С после нормализации с различных температур приведены на рис. 1.

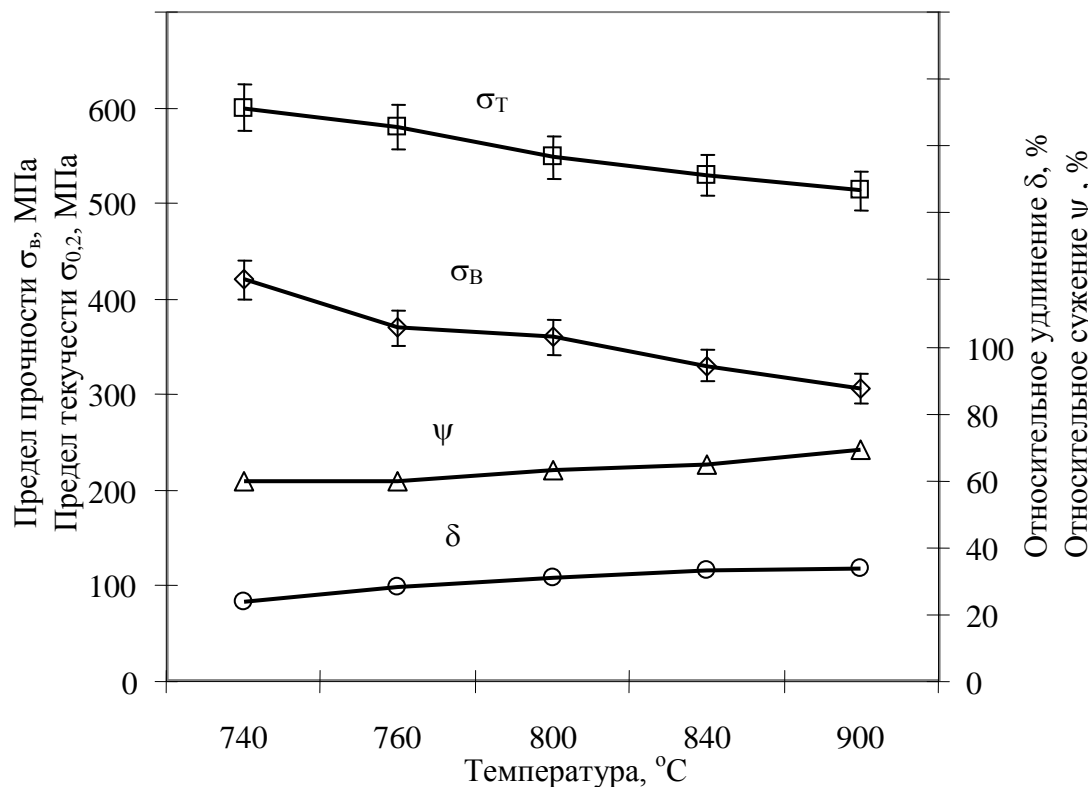


Рис. 1 Механические свойства стали 09Г2С после нормализации с различных температур

Из него следует, что при повышении температуры в МКИТ прочностные характеристики снижаются, а пластические возрастают. При этом после выдержки при температурах 740 и 760 °C, которые соответственно, на 30 и 50 °C выше A_{c1} уровень прочностных свойств значительно выше, чем после нормализации с 920 °C, а пластические характеристики и ударная вязкость сохраняются на достаточном уровне. Так сталь 09Г2С после нормализации с нагревом на 760 °C (выдержка 60 мин.) имеет: $\sigma_{0.2} = 420$ МПа, $\sigma_b = 590$ МПа, $\delta = 22$ %, $\psi = 60$ %, $KCU = 1,9$ МДЖ/м², а после нормализации с 920 °C (выдержка 20 мин.): $\sigma_{0.2} = 350$ МПа, $\sigma_b = 530$ МПа, $\delta = 28$ %, $\psi = 66$ %, $KCU = 2,1$ МДЖ/м².

Повышенный уровень прочностных свойств после нормализации с температур, незначительно превышающих A_{c1} , обусловлен дополнительным измельчением зерна, а также перераспределением углерода и марганца между α - и γ - фазами и обогащением последней этими элементами. Следствием этого является повышение устойчивости переохлажденного аустенита по отношению к распаду с образованием ферритокарбидной смеси (ФКС), которая образуется при более низких, чем

при охлаждении из аустенитной области температурах. В результате ФКС более дисперсна и содержит повышенное количество карбидов. Достаточный уровень пластичности при нормализации из МКИТ обусловлен присутствием в структуре большого количества феррита, очищенного от углерода и азота, упрочняющих его. При нормализации стали ЕН36 наблюдается та же закономерность в изменении механических свойств от температуры нагрева, что и для стали 09Г2С.

В табл. 3 приведены механические свойства стали ЕН36 после нормализации с 920 °С (выдержка 20 мин.) и с 780 °С (выдержка 60 мин.).

Таблица 3 Механические свойства стали ЕН36 после различных обработок

№	Обработка	Механические свойства				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДЖ/м ²
1	Нормализация с нагревом на 920°С (20 мин.)	352	448	27	64	1,5
2	Нормализация с нагревом на 780°С (60 мин.)	375	500	33	67	1,9
3	Нормализация с предварительным нагревом на 780°С (60 мин.) и последующей кратковременной аустенитизацией при 920°С (5 мин.)	389	550	29	68	1,7

Из нее следует, что в последнем случае свойства выше, чем в первом. Еще в большей степени повысить механические свойства стали ЕН36 удастся проведением нормализации с нагревом и выдержкой в МКИТ и последующей кратковременной (5 мин.) аустенитизацией при 920 °С (табл.3). Это можно объяснить дополнительным измельчением зерна при сохранении химической микронеоднородности, полученной выдержкой в МКИТ. Следует подчеркнуть, что нагрев и выдержка в МКИТ уменьшают перлитную полосчатость по сравнению с горячекатаным состоянием (рис.2). Приведенные данные показывают целесообразность нормализации из МКИТ, что требует меньших энергозатрат, чем типовая термообработка.

Проведены сравнительные испытания свойств исследованных сталей после закалки из аустенитной области и МКИТ.

Для сталей 09Г2С и ЕН36 были выбраны следующие температуры нагрева под закалку: в МКИТ: 760, 800, 840 °С и из аустенитной области: 920 °С. Охлаждающей средой служила вода.

С повышением температуры нагрева под закалку в МКИТ и особенно после перехода в аустенитную область, прочностные характеристики увеличиваются, а пластичность и ударная вязкость снижаются (табл.4).

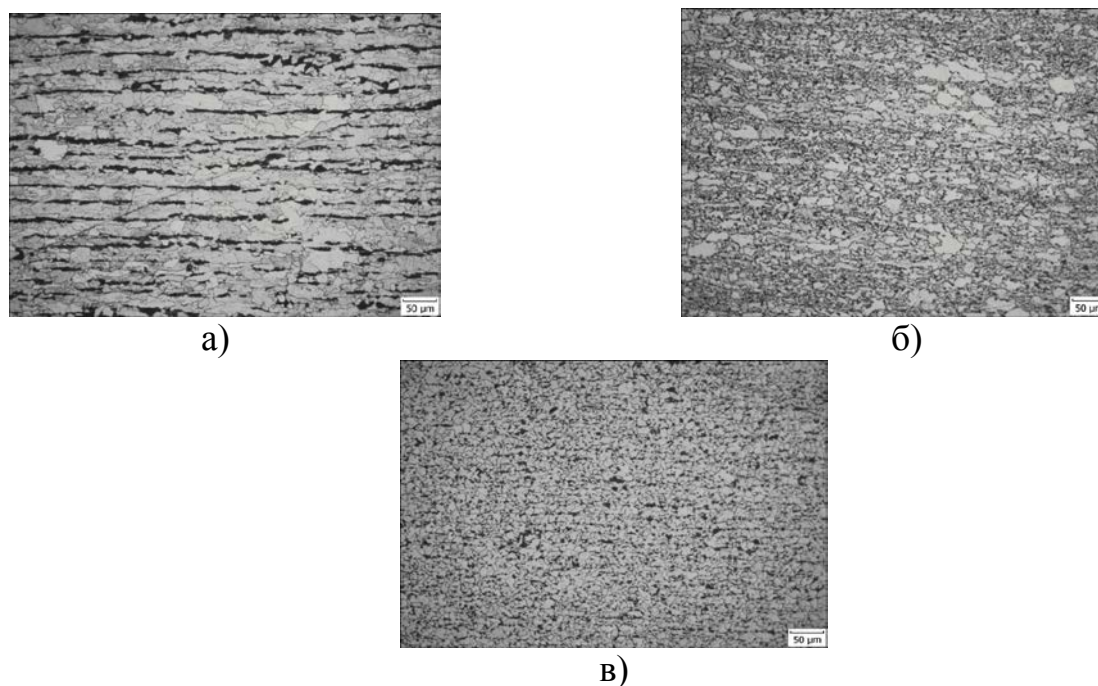


Рис. 2 Микроструктура сталі 09Г2С (х500):
а - исходное состояние; б - нормализация от 760 °С, 60мин.;
в- нормализация от 920 °С, 20 мин.

Таблица 4 Влияние температуры нагрева под заалку (выдержка 60 мин.) на механические свойства исследованных сталей

Сталь	Температура нагрева, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДЖ/м ²
09Г2С	760	675	884	17	65	1,5
	800	832	956	13	54	1,3
	840	1032	1179	11	52	0,9
	920	1125	1214	10	50	0,8
ЕН36	760	625	832	16	63	1,4
	800	810	938	14	58	1,3
	840	990	1150	12	54	1,0
	920	1020	1190	11	52	0,9

Это объясняется увеличением количества аустенита в структуре сталей при нагреве до все более высоких температур и, соответственно мартенсита после заалки, несмотря на уменьшающуюся в нем концентрацию углерода. При заалке из МКИТ следует учитывать влияние на механические свойства времени выдержки.

Из полученных данных следует, что увеличение времени пребывания при этих температурах образцов снижает прочностные характеристики и

либо неоднозначно влияет на пластичность и ударную вязкость, либо повышает их.

Таблица 5 Влияние времени выдержки при температурах нагрева в МКИТ на 760 и 800°C на механические свойства стали 09Г2С

Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин.	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, МДЖ/м ²
760	30	713	898	15	63	1,3
	60	675	884	17	72	1,5
	90	668	815	14	66	1,2
800	30	856	986	10	50	1,1
	60	832	956	13	54	1,3
	90	792	926	14	56	1,4

Согласно данным [12] при нагреве в МКИТ, образующийся в начальный момент аустенит обогащен углеродом по сравнению с его равновесной концентрацией, что должно привести к образованию после закалки мартенсита с повышенным содержанием углерода.

При увеличении продолжительности выдержки образцов при температурах МКИТ содержание углерода в аустените и, соответственно, после закалки в мартенсите снижается в направлении, приближающему сталь к равновесному состоянию. Для полного выравнивания химического состава аустенита и мартенсита требуется длительная выдержка (более 3-х часов).

При необходимости в исследованных сталях получить наиболее высокий уровень прочностных свойств их следует закалывать с 840 или даже 920 °С. В этом случае уровень получаемых механических свойств близок к таковому у ряда среднеуглеродистых сталей после улучшения.

Это следует отметить в связи с тем, что в справочной и учебной литературе не рассматривается возможность повышения прочностных свойств исследуемых сталей проведением закалки. Между тем, она после нагрева в МКИТ или аустенитную область позволяет использовать низкоуглеродистые низколегированные стали по новому назначению, а именно, вместо улучшаемых для деталей небольшого сечения. Это согласуется с данными работ [1, 2].

Следует также отметить, что закалка из МКИТ может заменить закалку из аустенитной области и последующий высокий отпуск, поскольку обеспечивает более высокий уровень прочностных свойств, при достаточной для многих случаев пластичности и ударной вязкости. Соответствующие данные для сталей 09Г2С и ЕНЗ6 приведены в табл. 6.

На сталях 09Г2С и ЕН36 показано, что предварительная закалка из аустенитной области (920 °С, 20 мин.) позволяет повысить уровень прочностных свойств после повторной закалки из МКИТ (780 °С, 60 мин.).

Таблица 6 Механические свойства стали 09Г2С и ЕН36 после различных режимов термообработки

Сталь	Режим термообработки	Механические свойства				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДЖ/м ²
09Г2С	Закалка: 920°С, 20 мин., вода; отпуск 650°С, 60 мин.	589	650	18	68	1,5
	Закалка: 780°С, 60 мин., вода	775	884	17	64	1,4
	Закалка: 780°С, 60 мин., вода + 920°С, 5 мин., вода	780	930	15	60	1,3
	Закалка: 920°С, 20 мин., вода + 780°С, 60 мин., вода	790	910	17	63	1,4
ЕН36	Закалка: 920°С, 20 мин., вода; отпуск 650°С, 60 мин.	585	695	17	65	1,5
	Закалка: 780°С, 60 мин., вода	615	805	15	59	1,4
	Закалка: 780°С, 60 мин., вода + 920°С, 5 мин., вода	733	908	16	62	1,6
	Закалка: 920°С, 20 мин., вода + 780°С, 60 мин., вода	683	824	17	60	1,5

Это можно объяснить ускорением перераспределения углерода и легирующих элементов между α - и γ - фазами, дополнительным измельчением зерна и образованием субструктуры. Более высокий уровень прочностных свойств при повышенной пластичности и ударной вязкости получен после закалки с предварительным нагревом и выдержкой в МКИТ (780°С 60 мин.) и последующей кратковременной аустенитизации при 920°С, 5 мин. (табл. 6). Данный результат обусловлен устранением феррита из структуры, дополнительным ее диспергированием при сохранении микронеоднородности в распределении углерода и других элементов, полученной при закалке из МКИТ.

Исследовали свойства 09Г2С и ЕН36 после изотермической закалки. Данные по изотермической закалке строительных сталей в литературе немногочисленны.

Результаты исследований свойств стали 10Г2ФБ после изотермической закалки из аустенитной области приведены в работе [3]. Полученные

механические свойства соответствуют классу прочности X 70 ($\sigma_{0,2} = 500-600$ МПа, $\sigma_B = 600-700$ МПа, $\delta \geq 20$ %, $\psi = 60-70$ %).

Данные о влиянии изотермической заковки по аналогичному режиму, но только из МКИТ, на механические свойства сталей 09Г2С и ЕН36 приведены в табл. 7.

Таблица 7 Свойства сталей 09Г2С и ЕН36 после изотермической заковки

Сталь	Режим термообработки	Механические свойства				
		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДЖ/м ²
09Г2С	н. 920°С, в. 20 мин., охлаждение в воде до 500°С, в. 60 мин., воздух	685	759	16	66	1,30
	н. 760°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°С, в. 10 мин., воздух	463	561	20	74	1,50
	н. 760°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 30 мин, воздух	478	580	22	76	1,68
	н. 760°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 60 мин, воздух	490	610	20	72	1,48
ЕН36	н. 920°С, в. 20 мин., охлаждение в воде до 500°С, в. 60 мин., воздух	556	704	17	74	1,30
	н. 760°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 10 мин, воздух	474	573	23	77	1,70
	н. 760°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 30 мин, воздух	489	590	25	78	1,80
	н. 760°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 60 мин, воздух	503	615	21	76	1,75
	н. 760°С, в. 60 мин., н. 920°С, в. 5 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 30 мин, воздух	523	708	22	77	1,70
	н. 920°С, в. 20 мин., вода, н. 780°С, в. 60 мин., охлаждение в воде до 500°, в. 60 мин, воздух	630	740	18	62	1,60

Примечание: н. – нагрев, в. – выдержка.

Из полученных данных следует, что после изотермической заковки с нагревом в аустенитную область (920°С, 20 мин.), охлаждения в воде до 500°С, выдержки при этой температуре 60 мин., охлаждения на воздухе у сталей 09Г2С и ЕН36 могут быть получены прочностные свойства, соответствующие категории Х70, но относительное удлинение несколько ниже требуемого уровня. Изотермическая заковка из МКИТ обеспечивает более высокий уровень пластических характеристик по сравнению с

аналогичной закалкой из аустенитной области, но при этом у стали 09Г2С ниже, чем требуется для категории Х70, прочностные характеристики. Увеличение продолжительности изотермической выдержки при 500°C от 10 до 60 мин. повышает прочностные свойства при сохранении хорошей пластичности и ударной вязкости. При этом в стали ЕН36 обеспечивается уровень свойств соответствующий категории Х70.

Дополнительная кратковременная аустенитизация при 920°C, 5 мин. после выдержки в МКИТ стали ЕН36 позволяет после изотермической закалки от этой температуры с выдержкой при 500°C повысить прочностные свойства до более высокого уровня, чем это достигнуто увеличением продолжительности изотермической выдержки при 500°C. При этом сохраняется повышенная пластичность и ударная вязкость (табл. 7). Это можно объяснить дополнительным измельчением зерна и исключением из структуры феррита.

Высокий уровень механических свойств в стали ЕН36 получен после предварительной закалки в воде из аустенитной области и последующей изотермической закалки с нагревом в МКИТ. Хорошее сочетание механических свойств после изотермической закалки обусловлено получением наряду с ферритом низкоуглеродистого нижнего бейнита, обладающего повышенной прочностью и пластичностью. Не исключено присутствие на его границах тонких прослоек аустенита, повышающих пластичность стали.

Выводы

1. Нормализация сталей 09Г2С и ЕН-36 с нагревом и выдержкой в МКИТ по рациональному режиму позволяет получить более высокий уровень механических свойств, чем после нормализации с нагревом в аустенитную область.

2. Закалка исследованных сталей из МКИТ с температур близких к A_{c3} или выше нее позволяет получить уровень механических свойств, близкий к таковому у среднеуглеродистых улучшаемых сталей после закалки и высокого отпуска. Это в ряде случаев позволяет для деталей небольшого сечения заменить их низкоуглеродистыми низколегированными сталями. С повышением температуры нагрева под закалку в МКИТ при постоянной выдержке прочностные свойства возрастают, а пластичность и ударная вязкость снижаются из-за увеличения в структуре количества мартенсита и снижения доли феррита. Увеличение выдержки с 30 до 90 мин. при выбранной температуре в МКИТ снижает прочностные свойства и либо неоднозначно влияет на пластичность и ударную вязкость, либо повышает их. Могут быть выбраны режимы нагрева и выдержки в МКИТ исследованных сталей, обеспечивающие после закалки уровень

механических свойств, позволяющий заменить закалку из аустенитной области и последующий высокий отпуск, что уменьшает энергозатраты на проведение термообработки. В стали ЕНЗ6 изотермическая закалка из МКИТ позволяет получить уровень свойств категории Х70.

3. Изотермическая закалка из МКИТ с переохлаждением до 500°C и выдержкой при этой температуре позволяет получить при более низких прочностных свойствах более высокие значения пластичности и ударной вязкости, чем после аналогичной термообработке из аустенитной области.

4. Кратковременная аустенитизация после выдержки в МКИТ при проведении нормализации и закалки позволяет повысить прочностные характеристики и сохранить на требуемом уровне характеристики пластичности и ударной вязкости. Близкий результат обеспечивает предварительная закалка из аустенитной области, проведенная перед термообработкой с нагревом и выдержкой в МКИТ.

Литература

1. Малинов Л.С. Повышение прочностных свойств строительных сталей нетрадиционной для них термообработкой / Л.С. Малинов, А.С. Рубец // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2004. – №2. – С. 79 – 81.
2. Большаков В.И. Влияние продолжительности гомогенизирующей выдержки и последующей деформации на структуру игольчатого феррита в малоуглеродистых сталях 09Г2С и 10Г2ФБ / В.И. Большаков, Г.М. Воробьев, Г.Д. Сухомлин // Сб. науч. трудов. Вып. 26, ч.1 – Дн-вск: РИА «Днепр – VAL». – 2004. – 376 с.
3. Бекетов О.В. Особливості процесів структуроутворення і розробка параметрів зміцнення сталі 10Г2ФБ / О.В. Бекетов. – Автореф. дис. На здобуття наук. ступ. канд. техн. наук по спец. 05.02.01. – матеріалознавство. – 2004. – 20 с.
4. Голованенко С.А. Двухфазные низколегированные стали/ С.А. Голованенко, Н.М. Фонштейн. - М.: Металлургия.– 1986. – 207 с.
5. Малинов Л.С. Структура и свойства экономнолегированных марганцевых сталей / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях, Е.Л. Малинова // Металлы. – 1993. – №1. – С. 106 – 111.
6. Егорова С.В. Возможности и перспективы использования межкритической нормализации для упрочнения низколегированных сталей и сварных конструкций / С.В. Егорова, Ю.А. Стеренбоген, А.В. Юрчишин и др. // Автоматическая сварка. – 1983. - № 12. – С. 7-13.
7. Егорова С.В. Межкритическая нормализация – способ упрочнения сварных конструкций / С.В. Егорова, А.В. Юрчишин, А.И. Кренделева и др. // Автоматическая сварка. – 1992. – №4. – С. 24-28.
8. Петруненко А.А. Термическая обработка низколегированных сталей для получения ферритно-аустенитно-бейнитной структуры / А.А. Петруненко // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 5. – С. 93-98.
9. Малинов Л.С. Повышение свойств сталей и высокопрочного чугуна получением в них многофазных структур, включающих бейнит и метастабильный аустенит/ Л.С. Малинов// Металл и литье Украины. – 2004. – №7. – С. 8-10.
10. Малинов Л.С. Структура и свойства Fe-Cr-Mn сталей после закалки с предварительным нагревом в межкритический интервал температур / Л.С. Малинов, А.П. Чейлях // МиТОМ. –

1990. -С. 45-47.

11. Малинов Л.С. Способы термообработки сталей с нагревом в межкритический интервал температур (МКИТ) для повышения их механических свойств / Л.С. Малинов, О.А. Васенко, Д.В. Малинова // Металл и литье Украины. – 2012. – №1. – С. 18-22.

12. Дьяченко С.С. Особенности структур неполной перекристаллизации и их влияние на свойства сталей/ С.С. Дьяченко, О.П. Фоменко// МиТОМ. – 1970. - №1. – С. 9-11.

УДК 669.15.74.-194-15.669.17

**ОСНОВНЫЕ ПОЛОЖЕНИЯ КОНЦЕПЦИИ СОЗДАНИЯ
ЭКОНОМНОЛЕГИРОВАННЫХ СПЛАВОВ И УПРОЧНЯЮЩИХ
ТЕХНОЛОГИЙ, В КОТОРЫХ РЕАЛИЗУЕТСЯ ПРИНЦИП
ПОЛУЧЕНИЯ МНОГОФАЗНОЙ, УПРАВЛЯЕМО
САМОТРАНСФОРМИРУЮЩЕЙСЯ СТРУКТУРЫ**

Л. С. Малинов, В. Л. Малинов

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

Показана перспективність розробки і широкого впровадження у виробництво економнолегированих сталей, чавунів, наплавлявальних матеріалів і зміцнюючих технологій, заснованих на принципі здобуття багатофазною метастабільною структури, що скеровано самотрансформується

Показана перспективность разработки и широкого внедрения в производство экономнолегированных сталей, чугунов, наплавочных материалов и упрочняющих технологий, основанных на принципе получения многофазной метастабильной управляемо самотрансформирующейся структуры

Perspective of development and wide applying in industry of sparingly alloyed steels, cast-irons, surfacing materials and strengthening technologies, which based on principle of receipt multiphase metastable controlled self-transformed structure is shown

В мире происходит постоянный рост цен на энергоносители, железорудное сырье, кокс, легирующие элементы и, соответственно, металл. Это существенно увеличивает затраты предприятий на производство и снижает их рентабельность. В этих условиях объективной необходимостью является ресурсосбережение. Одним из перспективных его направлений, обоснованных теоретически и подтвержденных практическим применением, может быть широкое внедрение в производство ресурсосберегающих экономнолегированных сталей, чугунов, наплавочных материалов и упрочняющих технологий, важной отличительной особенностью которых является получение в сплавах многофазной микро - и/или макронеоднородной метастабильной

структуры, способной к самотрансформации [1-5]. Это позволяет материалам легко адаптироваться к внешним нагрузкам [6,7]. Адаптация происходит эволюционным путем постепенного перехода от старого структурного состояния к новому. Важной особенностью при этом является строгая последовательность процессов, происходящих при внешнем воздействии. В каждый данный момент реализуется наиболее энергетически выгодное системе квазистационарное состояние. Важную роль в адаптационной способности материала играет принцип, согласно которому скорость протекания превращений в материале должна быть соизмерима со скоростью приложения нагрузки. Большое влияние на приспособляемость материала к внешнему воздействию оказывает кинетический фактор, а также гетерогенность структуры, заключающаяся в качественном различии ее составляющих, что обеспечивает им повышенную устойчивость и целостность в непрерывно изменяющихся условиях [6]. Одной из разновидностей таких материалов являются экономнолегированные, сориентированные на сырьевую базу Украины, богатую залежами марганцевой руды, стали и чугуны, наплавочные материалы, которые обеспечивают получение метастабильных структур и позволяют реализовать эффект управляемой самотрансформации при нагружении.

В середине 50-х годов прошлого столетия И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем высказана и реализована чрезвычайно плодотворная идея, суть которой заключалась в использовании деформационных мартенситных превращений не при упрочняющей обработке сталей с метастабильным аустенитом, как это было обычно принято, а при нагружении в процессе испытаний механических свойств и эксплуатации [7-9]. Это положило начало современному металловедению динамических процессов, устанавливающему связь между структурными и фазовыми превращениями, протекающими в сплавах под влиянием действующих на них нагрузок, и свойствами. Это важно подчеркнуть, т.к. в обзорных работах и учебной литературе указанная идея приписывается американским ученым В.Ф. Закею и Е.Р. Паркеру, что не верно. Их несомненной заслугой является разработка сложнолегированных высокопрочных сталей ПНП (пластичность, наведенная превращением), обладающих уникальным сочетанием механических свойств после предложенной ими упрочняющей обработки [10]. Однако в этих сталях реализован тот же принцип, что и предложенный на 10 лет раньше И.Н. Богачевым и Р.И. Минцем. Ими с сотрудниками выполнены фундаментальные исследования, показавшие важную роль динамических деформационных мартенситных превращений и старения в повышении долговечности деталей машин. Впервые установлено более сильное

упрочнение марганцевого и хромомарганцевого аустенита по сравнению с никелевым и хромоникелевым, что обусловлено более низкой энергией дефекта упаковки (эду) в первых по сравнению со вторыми. Это связано с различным влиянием марганца и никеля на электронное строение сплавов на основе железа. Более низкая эду в марганецсодержащих сталях определяет образование в них дефектов упаковки, ε -мартенсита и протекание разнообразных фазовых превращений. В работах И.Н. Богачева с сотрудниками всесторонне изучены структурные и фазовые превращения в различных по составу хромомарганцевых сталях. На этой основе разработаны принципиально новые кавитационностойкие стали [8-10]. Их сопротивление разрушению при кавитационном воздействии на порядок выше, чем у известной широко применяемой в промышленности стали 12X18H10T.

Структурные и фазовые превращения, протекающие в сталях с метастабильным аустенитом, обуславливают диссипацию энергии, что затрудняет образование и развитие трещин, приводящих к разрушению. В связи с этим одной из основных структурных составляющих сплавов должен быть метастабильный аустенит, превращающийся в мартенсит при охлаждении и/или нагружении (эффект самозакалки). Он является важным внутренним ресурсом сталей и чугунов. Показано, что неоднозначные мнения о его влиянии на свойства сплавов обусловлены тем, что для различных условий нагружения требуется оптимальное количество и степень стабильности аустенита. Если это не учитывать, то он может играть и отрицательную роль. Многочисленными исследованиями, обобщенными в работах [1-5], показано, что на основе принципа получения в структуре наряду с другими составляющими (мартенситом, бейнитом, карбидами, нитридами, карбонитридами, интерметаллидами, ферритом и др.) метастабильного аустенита, управления его количеством, стабильностью, степенью упрочнения, характером распределения в структуре, могут быть созданы экономнолегированные сплавы различного назначения и упрочняющие технологии. Общеизвестными стали положения о том, что роль деформационных мартенситных превращений заключается не только в упрочнении, но и релаксации напряжений; на развитие мартенситных превращений расходуется значительная доля энергии внешнего воздействия и, соответственно, меньшая ее часть идет на разрушение. За счет изменения химического состава и проведения различных обработок необходимо оптимизировать кинетику мартенситных превращений применительно к конкретным условиям испытаний и эксплуатации, что позволяет получить наиболее высокий уровень механических и служебных свойств. Следует учитывать, что при деформации наряду с мартенситными (прямыми и обратными) протекают

и другие фазовые и структурные превращения: изменение плотности дислокаций, образование дефектов упаковки, двойникование, фрагментация зерна, возникновение текстуры, динамическое старение и др. Они также вносят свой вклад в упрочнение, релаксацию микронапряжений и энергоёмкость. Показано, что при создании новых сплавов и упрочняющих технологий необходимо руководствоваться следующими положениями:

- осуществлять дифференцированный подход с учетом исходного химического и фазового составов сплавов, а также условий нагружения и требований к свойствам материалов;

- использовать в качестве основных легирующих элементов сравнительно недорогие и широко распространенные (марганец, кремний, азот, алюминий, титан, ванадий, ниобий). Дополнительное легирование другими необходимыми элементами должно проводиться в минимально необходимых количествах;

- выбирать структурные составляющие сплавов и фазовые превращения в них с точки зрения наиболее высокой энергоемкости;

- управлять соотношением структурных составляющих, упрочнением аустенита, степенью его стабильности и характером распределения с учётом конкретных условий;

- сочетать разнообразные механизмы упрочнения и сопротивления разрушению с эффектом самозакалки;

- обеспечить наряду с экономичностью высокие служебные и технологические свойства.

Важную роль в снижении затрат при изготовлении деталей и инструментов должны сыграть созданные на этом принципе экономичные стали общего и специального назначения самозакаливающиеся при охлаждении. Их особенностью является высокая устойчивость переохлажденного аустенита к перлитному превращению. Это обуславливает возможность получения мартенсита и/или бейнита при охлаждении на воздухе с температуры аустенитизации без применения специальных охлаждающих сред (эффект самозакалки при охлаждении). Эти стали могут использоваться в литом, деформированном состояниях и подвергаться нормализации, закалке, низкому и высокому отпуску. Важными их преимуществами являются: высокая прокаливаемость, не склонность к обезуглероживанию, короблению и трещинообразованию; хорошая обрабатываемость резанием и свариваемость. Низкое содержание углерода позволяет осуществлять механическую обработку закаленных сталей, а при необходимости - ее холодную пластическую деформацию. Разработанные стали могут подвергаться различным видам химико-термической обработки (цементации, азотированию, борированию и др.).

Их особенностью является значительное сокращение времени насыщения поверхности различными элементами. Они могут быть использованы для различных деталей, изготавливаемых в настоящее время из среднеуглеродистых Cr-Ni-Mo улучшаемых сталей. Несмотря на указанные выше достоинства, они ещё не нашли широкого применения на предприятиях Украины.

На этом же принципе разработаны экономнолегированные мартенситно-стареющие и инструментальные малоуглеродистые дисперсионно-твердеющие стали. Их преимуществом являются: хорошая технологичность; повышенные механические свойства, окалиностойкость; высокое сопротивление усталости, в том числе термической. Существенно повысить эксплуатационную стойкость этих сталей можно за счет различных видов химико-термической обработки (цементации, азотирования, борирования и др.). Необходимо наладить производство этих сталей.

Несомненный интерес должны вызвать созданные на принципе самозакалки при охлаждении и нагружении низкоуглеродистые экономичные стали, содержащие 4-10 % Mn, в которых после закалки и низкого отпуска обеспечивается уровень свойств, достигаемый в более дорогих хромоникелевых и хромоникельмолибденовых сталях (12ХН3А, 20ХН3А, 18Х2Н4МА) [1-5, 11]. Их отличительной особенностью является то, что после высокого отпуска в структуре получают метастабильный аустенит, превращающийся при нагружении в мартенсит деформации. Это существенно повышает их пластичность и ударную вязкость. Температура перехода из вязкого состояния в хрупкое после такой обработки составляет $-70...-80^{\circ}\text{C}$. Разработанные стали являются новым классом цементируемых материалов. В отличие от известных сталей в их поверхностном слое после науглероживания и термообработки получают не мартенсит и карбиды, обеспечивающие высокую твердость, как это обычно принято, а метастабильный аустенит и за счет реализации эффекта самозакалки при нагружении существенно повышают износостойкость.

Для увеличения коррозионной стойкости в речной и морской воде в эти стали дополнительно вводят хром (12-14 %), а при необходимости молибден, медь и др. После термообработки, включающей закалку (нормализацию), стали имеют хорошее сочетание механических свойств и высокое сопротивление разрушению при ударно-циклических нагрузках. Это обусловлено эффектом самозакалки при эксплуатации [12]. Предложенные безникелевые стали являются перспективным конструкционным материалом для компрессорно-насосостроения, химического и нефтяного машиностроения и могут применяться взамен

09X15N9Ю, 08X17N7Ю и др. К сожалению, они ещё не нашли применения в промышленности. Их следует широко внедрять в производство.

Большой экономический эффект может быть получен заменой сталей, содержащих повышенное количество дорогого никеля, применяемых в качестве немагнитных и для криогенной техники, сталями на железомарганцевой и железохромомарганцевой основах, в которых мартенситные превращения протекают при охлаждении и нагружении. В них образуется ε -мартенсит. В работах [1-5] приведены результаты исследований по управлению структурой и фазовыми превращениями в этих сталях, позволяющие существенно повысить их свойства.

Значительное сокращение потребления никеля может дать внедрение в производство безникелевых аустенитных сталей с эффектом самозакалки при нагружении, которые имеют в 2 раза более высокие прочностные характеристики, чем широко применяемая в промышленности 12X18N10Т. Отличительной особенностью новых сталей являются хорошие литейные свойства, технологичность при прокатке, ковке и сварке. По износостойкости в условиях кавитации и абразивного воздействия они в несколько раз превосходят известную хромоникелевую сталь [1-5]. Разработанные аустенитные стали успешно прошли промышленные испытания и показали высокую эксплуатационную стойкость. На предприятиях Украины применяются в основном лишь хромоникелевые аустенитные стали. Между тем, за рубежом непрерывно растёт производство безникелевых сталей.

Большую роль в повышении долговечности деталей машин и инструментов, работающих в условиях абразивного и ударно-абразивного воздействия, должны сыграть высокоуглеродистые износостойкие стали, содержащие 4-12 % Mn, с эффектом самозакалки при нагружении. В них получают метастабильный аустенит, армированный карбидами (карбонитридами), и регулируют развитие деформационного мартенситного превращения применительно к конкретным условиям эксплуатации, характеризуемым коэффициентом динамичности. Эксплуатационная стойкость новых сталей выше, чем у применяемой в промышленности 110Г13Л [13,14]. После специальной термообработки твердость сталей может быть повышена до HRC 50-54. Технология производства новых сталей не отличается от таковой для 110Г13Л. Их преимуществом является также возможность в широких пределах варьировать твердость и измельчать зерно. Эти стали внедрены в производство на ряде предприятий, однако объём их выплавки невелик.

Ещё большей износостойкостью обладают разработанные износостойкие чугуны на Cr-Mn-C основе с эффектом самозакалки при нагружении. Они дополнительно могут содержать сильные

карбидообразующие элементы. Эти чугуны обладают хорошими литейными свойствами и не содержат такие дорогие элементы как Ni, Mo, Cu и др. Их можно использовать как в литом, так и нормализованном состоянии. Эти чугуны ещё не нашли широкого применения в производстве, несмотря на очевидные достоинства

Огромные возможности в ресурсосбережении открывает использование разработанных безникелевых низко- и высокоуглеродистых наплавочных материалов [1-5, 15-17], обеспечивающих получение в поверхностном слое метастабильного аустенита и реализацию эффекта самозакалки при нагружении. Низкоуглеродистые наплавочные материалы технологичны при наплавке и не отличаются в этом отношении от применяемых хромоникелевых. Они удовлетворительно обрабатываются резанием и обеспечивают при сухом трении качения или скольжения более высокую износостойкость, чем применяемые в промышленности материалы Св-30ХГСА, Св-12Х18Н10Т и Св-08Х21Н10Г6. Важно подчеркнуть, что их целесообразно использовать также для наплавки деталей, работающих на износ и при повышенных температурах, например, валков пилигерстанов. Для работы деталей в условиях абразивного и ударно-абразивного износа разработаны высокоуглеродистые наплавочные материалы с эффектом самозакалки при нагружении. Они показали свою эффективность при восстановлении изношенных футеровочных плит, а также рабочих органов щековых дробилок [2]. Их применение в больших объёмах ещё предстоит реализовать.

Не возможно переоценить значение для повышения долговечности деталей машин и инструментов упрочняющих технологий, основанных на принципе получения в структуре наряду с другими составляющими метастабильного аустенита и реализации эффекта самозакалки при нагружении [1-5]. Разработаны способы упрочнения, включающие термическую, химико-термическую, деформационно-термическую обработки, в том числе с использованием источников концентрированной энергии. Во многих случаях целесообразно применять такие давно известные способы термообработки, как закалка (в том числе ступенчатая и изотермическая, а также с использованием источников концентрированной энергии), отпуск, химико-термическая и деформационно-термическая обработки. Особенностью является лишь то, что режимы их проведения должны быть скорректированы с учетом исходных химического и фазового составов применительно к конкретным условиям нагружения при испытаниях и эксплуатации, которым будет подвергаться сплав, для того, чтобы обеспечить оптимальное количество аустенита в структуре и степень его стабильности. С этой точки зрения

необходимо дополнить существующие представления о роли известных обработок в формировании требуемой структуры и свойств. В тех случаях, когда необходимо увеличить количество аустенита в структуре закаленной стали, следует повышать температуру аустенитизации по сравнению с обычно принятой, не допуская существенного роста зерна. Полезно также использовать эффект стабилизации аустенита за счет уменьшения скорости охлаждения в интервале температур мартенситного превращения, делать выдержку в нем или несколько выше мартенситной точки. Образование аустенита по границам мартенситных реек существенно увеличивает пластичность и ударную вязкость. Повышение до определенного уровня температуры нагрева под закалку высокоуглеродистых сталей и чугунов, особенно легированных, за счёт получения в их структуре метастабильного аустенита увеличивает абразивную износостойкость [1-5, 17].

В ряде случаев получить остаточный аустенит в сплавах удастся применением термообработок, включающих нагрев в межкуритический интервал температур (МКИТ) [1-5, 18]. Это обусловлено обогащением аустенита рядом легирующих элементов, содержащихся в стали (Mn, C, N и др.), в результате их перераспределения между α - и γ - фазами. После закалки в структуре наряду с мартенситом, остаточным аустенитом и карбидами в ряде случаев присутствует феррит, снижающий прочностные свойства. В связи с этим предложена технология закалки, предусматривающая после выдержки в МКИТ кратковременную аустенитизацию, обеспечивающую завершение $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения, но исключающую гомогенизацию аустенита. Термообработка большой группы исследованных сталей по разработанной технологии приводит к одновременному повышению прочностных, пластических свойств, ударной вязкости и износостойкости, что обусловлено измельчением зерна в результате перекристаллизации, увеличением дисперсности мартенсита, его твердости, а также образованием метастабильного аустенита и протеканием деформационного мартенситного превращения. В ряде случаев целесообразно проводить нормализацию или закалку из МКИТ, обеспечивающие повышенный уровень прочности при достаточной пластичности и ударной вязкости, а для повышения износостойкости осуществлять закалку поверхности из аустенитной области, используя скоростной нагрев. Хороший комплекс механических свойств достигается также термообработкой, включающей предварительный нагрев в подкритический интервал температур, скоростной нагрев в аустенитную область, закалку и низкий отпуск. В результате получается мелкозернистая структура, формируется гетерогенная смесь мартенсита, неоднородного по химическому составу, не растворившихся карбидов и равномерно

распределенного в структуре остаточного аустенита. Последний метастабилен и при нагружении превращается в мартенсит. При оптимальном режиме термообработки имеет место наиболее благоприятное развитие деформационного мартенситного превращения.

В практике термической обработки широко используется изотермическая закалка. В большинстве опубликованных работ, посвященных влиянию этой обработки на структуру и свойства сплавов, основное внимание уделяется бейниту. Показано, что важную роль в сталях и чугунах, подвергнутых изотермической закалке, наряду с бейнитом играет метастабильный аустенит, превращающийся при испытаниях свойств или эксплуатации в мартенсит деформации. Наиболее высокий уровень пластичности и ударной вязкости достигается при оптимальных количестве остаточного аустенита и кинетике его превращения в мартенсит деформации при нагружении. Для каждой стали необходимо подбирать рациональный режим изотермической закалки. Предложено бейнитно-аустенитную структуру получать нетрадиционным способом. Суть его заключается в том, что после аустенитизации охлаждение проводится в воде для предотвращения образования ферритокарбидной смеси, а изотермическая выдержка в заданном температурном интервале осуществляется в печи. Близкие структуру и свойства обеспечивает прерванная закалка, включающая охлаждение в воде, и последующее снижение температуры с заданной скоростью в интервале промежуточного превращения. Для получения повышенной пластичности и умеренной прочности в ряде доэвтектоидных сталей целесообразно проводить нагрев в МКИТ, так как это позволяет получить после изотермической закалки многофазную структуру, состоящую из феррита, бейнита, остаточного аустенита и не растворившихся карбидов. В ряде случаев после нагрева и выдержки в МКИТ перед охлаждением следует проводить кратковременную аустенитизацию. Изотермическая закалка по предложенному способу эффективна для повышения абразивной и ударно-абразивной износостойкости сталей и высокопрочного чугуна. В них может быть получено наряду с бейнитом повышенное количество метастабильного остаточного аустенита. С этой же целью может применяться ступенчатая закалка.

Высокий уровень механических свойств достигается также деформационно-термическими обработками, с помощью которых следует управлять количеством и стабильностью аустенита. Их применение позволяет в сравнительно недорогих хромомарганцевых сталях достичь свойств, близких к их уровню у ПНП-сталей [1-5, 19].

Большие возможности для получения в структуре аустенита открывает химико-термическая обработка (цементация,

высокотемпературное азотирование, нитроцементация и др.). Традиционно считается, что после окончательной термообработки сталей, прошедших ХТО, следует иметь преимущественно мартенситно-карбидную структуру. Допускается незначительное количество аустенита (10-15 %). При большем количестве последнего применяют обработки для его разложения. Между тем, при абразивном, ударно-абразивном изнашивании, трении скольжения в условиях больших контактных давлений необходимо иметь в структуре оптимальное количество метастабильного аустенита [1-5, 20].

В последние годы все шире применяются обработки с использованием концентрированных источников энергии (лазерная, электронно-лучевая, электроконтактная, плазменная и др.). Под их воздействием в структуре поверхностного слоя наряду с другими составляющими также формируется метастабильный аустенит, который оказывает существенное влияние на износостойкость, что во многих случаях не принимается во внимание. С учётом этого разработаны технологии упрочнения сплавов.

Для сталей различных структурных классов и назначения предложены комбинированные обработки, на первом этапе которых следует получать повышенное количество метастабильного аустенита, а на втором – упрочнять его, сохранив оптимальное количество, обеспечив наиболее благоприятное развитие мартенситного превращения при нагружении в процессе испытаний механических свойств или эксплуатации. Такие обработки позволяют получить высокий уровень прочностных свойств при достаточной пластичности и ударной вязкости.

Предложено и развивается перспективное направление по разработке упрочняющих технологий, создающих в сплавах регулярные градиенты структурно-фазового состояния, соизмеримые с размерами изделия. Им соответствует чередование структур с различными свойствами [1-5, 21]. Это достигается дифференцированной обработкой, в которой совмещены общее (объемное) и локальное воздействия на материал. При этом тепловые, механические, магнитные и другие поля распределяются не равномерно по всему объему металла, а локализуются в отдельных его участках или слоях. В результате фазовые и структурные превращения протекают не одновременно, а в разной степени и последовательности. Для получения регулярной макронеоднородной (дискретной) структуры могут быть использованы термическая, химико-термическая, деформационная обработки, а также их различные сочетания. Важную роль в макронеоднородных структурах так же, как и в ранее рассмотренных случаях, играет метастабильный аустенит.

Полученные данные показывают большие возможности повышения свойств сталей и чугунов за счет применения упрочняющих технологий,

использующих внутренний ресурс самих материалов. При их проведении может быть использовано не только самое современное, но имеющееся на предприятиях оборудование, что в последнем случае не требует капитальных затрат. В результате достигается существенное повышение механических, служебных свойств деталей и инструментов а, следовательно, ресурсосбережение.

Можно полагать, что реализация предложенной концепции должна быть эффективна и при разработке упрочняющих технологий для сплавов на нежелезной основе, в которых возможно получение метастабильной структуры и обеспечена её самоорганизация при нагружении.

Выводы

1. Концепция создания инновационных экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, основанная на принципе получения многофазной метастабильной управляемо самотрансформирующейся структуры, позволяет создавать стали, чугуны, наплавочные материалы, не содержащие дорогие легирующие элементы, обладающие хорошим сочетанием механических, технологических и эксплуатационных свойств.

2. Технологии, обеспечивающие получение в применяемых сплавах многофазную управляемо самотрансформирующуюся структуру, существенно повышают долговечность деталей и инструмента, что обеспечивает ресурсо- и энергосбережение.

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 / Л.С. Малинов. – Екатеринбург, 1992. -381 с.

2. Малинов Л.С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии / Л.С. Малинов. – Харьков: ННЦ ХФТИ, 2007. -352 с.

3. Малинов Л.С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки /Л.С. Малинов, В.Л. Малинов. – Мариуполь. – Изд-во «Рената», 2009. – 568с.

4. Малинов В.Л. Разработка экономнолегированных наплавочных материалов для повышения износостойкости деталей, работающих в условиях ударно-абразивного изнашивания: Дис. ... канд. техн. наук: 05.03.06 / В.Л. Малинов. – Мариуполь, 2000. -135 с.

5. Малинов Л.С. Получение в структуре сталей и чугунов метастабильного аустенита и реализация эффекта самозакалки при нагружении для использования с.внутренних резервов самих материалов – важное направление ресурсосбережения /Л.С. Малинов //В сб. Строительство материаловедение, машиностроение, вып. 26, ч. 1. –Днепропетровск: РИА «Днепр-VAL». - 2004. – С. 144-149.

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 /Л.С. Малинов // Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. тр. / Приднепров. гос. академия стр-ва и архитектуры. -Днепропетровск, 2002. – Вып. 15, ч. 1. Материаловедение. – С. 79-83. (Стародубовские чтения, 2002).
7. Богачев И.Н. Кавитационное разрушение железо-углеродистых сплавов /И.Н.Богачев, Р.И. Минц. – М.: Машгиз. – 1959. – 170 с.
8. Богачев И.Н. Повышение кавитационной стойкости деталей машин /И.Н. Богачев, Р.И. Минц. - М.: Машиностроение. – 1964. – 143 с.
9. Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И.Н.Богачев, В.Ф. Еголаев.– М: Металлургия. – 1973. – 295 с.
10. Георгиева И.Я. Высокопрочные стали с пластичностью, наведенной мартенситным превращением / И.Я. Георгиева. Итоги науки и техники. Металловедение и термическая обработка. Т. 16. – М.: ВИНТИ. –1982. – С. 69-105.
11. Малинов Л.С. Влияние термообработок на фазовый состав, структуру и свойства цементуемых низкоуглеродистых марганцевых сталей /Л.С. Малинов //Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2000.- №3. – С. 45-48.
12. Малинов Л.С. Хромомарганцевые стали переходного класса /Л.С. Малинов, А.П. Чейлях //Изв. Вузов. Чер. металлургия. - 1981. - №4. – С. 101-103.
13. Малинов Л.С. Новые экономнолегированные износостойкие стали на основе Fe-Mn-V-C с регулируемой структурой /Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова, Г.А. Чикаленко и др. //Изв. Вузов. Чер. металлургия. – 1986. - №6. – С 108-112.
14. Малинов Л.С. Износостойкие стали и чугуны с более низким содержанием марганца, чем в стали 110Г13Л /Л.С. Малинов, Е.Я. Харланова //Металловедение и обработка металлов: тез. докл. науч.-техн. конф. 25-27 июня 1996 г. Донецк. – К., 1996. – С. 20-21.
15. Малинов Л.С. Марганецсодержащие наплавочные материалы /Л.С. Малинов, В.Л. Малинов //Автоматическая сварка. – 2001. - № 8. – С. 34-36.
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 //Автоматическая сварка. – 2009. - № 5. – С. 46-48.
17. Малинов Л.С. Повышение износостойкости металла в условиях абразивного воздействия в результате получения в метастабильного аустенита / Л.С. Малинов, В.Л. Малинов, И.Е. Малышева //Деформация и разрушение материалов. - 2010. - №3. - С. 36-42.
18. Малинов Л.С. Влияние термообработок с нагревом в межкритический интервал температур на свойства сталей 60С2А и 60С2ХФА /Л.С. Малинов, И.Е. Малышева, Д.В. Бурова //Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2012. - №1. – С. 55-58.
19. Малинов Л.С. Ресурсосбережение за счет применения экономнолегированных сплавов и упрочняющих технологий, обеспечивающих получение многофазных метастабильных структур и управление структурными и фазовыми превращениями /Л.С. Малинов, В.Л. Малинов //Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- ЗНТУ. - Запоріжжя, 2012. - №2. - С. 50-57.
20. Малинов Л.С. Получение метастабильного аустенита в поверхностном слое степеней и реализация эффекта самозакалки при нагружении для повышения их

абразивной износостойкости /Л.С. Малинов //Металл и литье Украины. - 2010. - №8. - С. 19-23.

21. Малинов Л.С. Дифференцированные обработки сплавов для повышении их свойств - перспективное направление в материаловедении / Л.С. Малинов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - Запоріжжя, 2011. - №1. - С. 93-105.

УДК 669.14.:621.9

ИЗНОСОСТОЙКОСТЬ НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ МАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ ПОСЛЕ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМОВ ОБРАБОТОК ПРИ РАЗЛИЧНЫХ КОЭФФИЦИЕНТАХ ДИНАМИЧНОСТИ

Л. С. Малинов, И. Е. Малышева

*Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

В роботі показано доцільність цементації низьковуглецевих сталей з метою одержання в структурі залишкового аустеніту, кількість і стабільність якого необхідно оптимізувати стосовно конкретних умов абразивної дії, які характеризується коефіцієнтом динамічності, з урахуванням хімічного складу

В работе показана целесообразность цементации низкоуглеродистых марганцовистых сталей с целью получения в структуре остаточного аустенита, количество и степень стабильности которого необходимо оптимизировать применительно к конкретным условиям абразивного воздействия, характеризующихся коэффициентом динамичности, с учетом химического состава

The article presents the expedience of cementation of low carbon containing manganese steels with the purpose to receipt in the structure of the remaining austenite is shown in work, quantity and degree of stability of which it is necessary to optimize as it applies to the concrete terms of abrasive influence, characterized by the coefficient of dynamic, taking into account the chemical composition

Сталь Гадфильда 110Г13Л широко применяется в промышленности в качестве износостойкого материала в условиях ударного нагружения, однако область применения этой стали ограничена вследствие исключительно плохой обрабатываемости резанием и низкой исходной твердостью ($HB \leq 200$), что приводит к смятию поверхности в условиях больших контактных нагрузок. Сталь Гадфильда используется главным образом для литых деталей, не подвергающихся дальнейшей механической обработке [1].

Известно, что низкоуглеродистые стали на Fe-Mn- основе хорошо обрабатываются резанием и в ряде случаев имеют более высокий уровень прочностных свойств, чем сталь 110Г13Л, но, в отличие от нее, не обладают высокой износостойкостью. Однако такие стали мало изучены, а в известных работах [2-4] исследовались сложнолегированные низкоуглеродистые стали, содержащие Mo, V, Ti и другие элементы. Максимальное содержание марганца в них не превышало 10 %. В данной работе изучались стали в широком диапазоне концентрации марганца (от 10 до 24 %). Термообработка включала закалку от 900 °С (выдержка 20 минут) и отпуск в интервале 250-650 °С 1 час.

Обычно при оценке интенсивности воздействия абразивных частиц используется в основном качественная оценка (слабое, сильное и т.д.). Количественный показатель (коэффициент динамичности) применяется для определения износостойкости высоколегированного наплавленного слоя. В данной работе для количественной оценки интенсивности абразивного изнашивания были выбраны коэффициенты динамичности (K_d): для абразивного изнашивания $K_d = 1,1$, а для ударно-абразивного – $K_d = 2,7$. Методики испытаний на абразивный и ударно-абразивный износ приведены в работе [5].

В результате фазового анализа установлено, что после закалки от 900 °С и низкого отпуска в стали, содержащей 10 % марганца, формируется преимущественно α - мартенситная структура и небольшое количество ε -мартенсита (табл. 1). По мере повышения концентрации марганца до 12 % содержание α - мартенсита существенно снижается, а ε - мартенсита – возрастает. Наряду с этим в структуре появляется аустенит. При содержании марганца 16 % α - мартенсит в структуре исчезает, количество ε - мартенсита достигает максимума и возрастает доля аустенита. При увеличении содержания марганца до 24 % количество ε - мартенсита уменьшается, а аустенита увеличивается, и структура становится преимущественно аустенитной.

Таблица 1 Фазовый состав низкоуглеродистых марганцовистых сталей после закалки 900 °С и различных температур отпуска

Сталь	900 °С			250 °С			450 °С			650 °С		
	α	ε	γ	α	ε	γ	α	ε	γ	α	ε	γ
06Г10	95	5	0	95	5	0	65	10	25	45	15	40
05Г12	64	16	20	64	16	20	58	16	26	57	16	27
07Г16	0	58	42	0	58	42	0	57	47	0	60	40
07Г22	0	50	50	0	50	50	0	45	55	0	52	48
06Г24	0	24	76	0	24	76	0	20	80	0	25	75

Изменение фазового состава и структуры в сталях после различных температур отпуска обусловлено изменением энергии дефектов упаковки, которая достигает минимума при увеличении концентрации марганца от 10 до 16 % и возрастает при дальнейшем повышении количества марганца. Известно, что дефекты упаковки являются зародышами ϵ - фазы. Поэтому, чем ниже энергия дефектов упаковки, тем больше образуется дефектов упаковки [5]. Температура отпуска неоднозначно влияет на фазовый состав исследованных сталей. Так, в стали 06Г10 при отпуске 250 °С аустенита не содержится, а повышение температуры отпуска увеличивает количество аустенита до 40 %. В сталях с 16-24 % марганца после отпуска 450 °С количество ϵ - фазы снижается, а γ - фазы увеличивается. Отпуск при температуре 650 °С приводит к снижению количества аустенита и повышению ϵ - мартенсита. На рисунке 1 приведены микроструктуры сталей после закалки и низкого отпуска.



Рис. 1 Микроструктура низкоуглеродистых марганцовистых сталей после закалки и низкого отпуска (а – 06Г10, б – 07Г16, в – 06Г24), $\times 500 \times 2$

Исследовались также механические свойства сталей после закалки и отпуска при различных температурах (табл. 2). После закалки и низкого отпуска сталь 06Г10 имеет высокий комплекс механических свойств. При 12 % марганца механические свойства снижаются, особенно пластичность. Это можно объяснить большой интенсивностью и быстрым завершением $\gamma \rightarrow \alpha''$ - превращения при небольших степенях деформации. Последнее исключает возможность релаксации напряжений при мартенситном превращении. Увеличение содержания марганца до 24 % приводит к существенному снижению прочностных свойств, но повышает пластичность. Это обусловлено возрастанием количества аустенита в структуре и его стабильности по отношению к $\gamma \rightarrow \epsilon$ - и $\gamma \rightarrow \alpha''$ -превращениям, протекающим при испытаниях механических свойств [2]. Высокий отпуск при 650 °С повышает уровень временного сопротивления и пластических свойств всех исследуемых сталей. Это обусловлено более благоприятным развитием деформационного мартенситного превращения,

однако и в этом случае наиболее низкий уровень пластических свойств сохраняется в стали 06Г12.

Таблица 2 Механические свойства исследованных сталей после закалки от 900 °С и отпуска при 250 °С (числитель) и при 650 °С (знаменатель)

Сталь	$\sigma_{0,2}, \pm 30$ МПа	$\sigma_B, \pm 30$ МПа	$\delta, \pm 3$ %	$\psi, \pm 3$ %
06Г10	920/865	1200/1368	15,0/17,0	53,0/55,0
05Г12	620/700	1080/1250	5,1/10,3	5,0/32,0
07Г16	390/450	882/1035	22,0/45,0	26,0/51,0
07Г22	430/460	850/890	28,0/42,0	32,0/56,0
06Г24	405/440	710/910	42,0/56,0	48,0/58,0

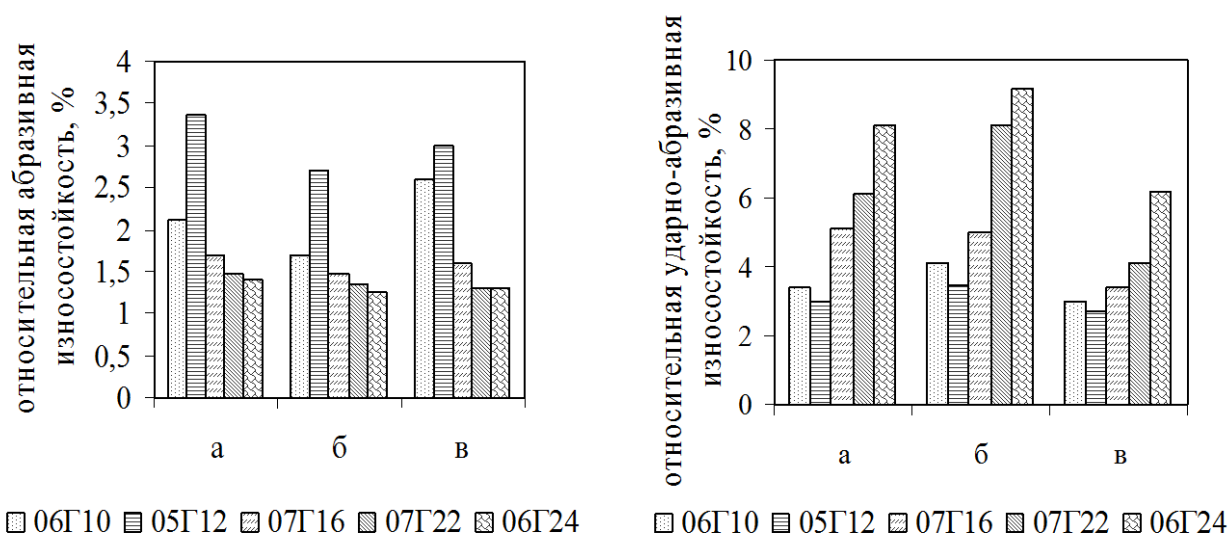


Рис. 2 Влияние закалки от 900 °С (а), и различных температур отпуска (б – 250 °С, в – 650 °С) на абразивную при $K_d = 1,1$ и ударно-абразивную при $K_d = 2,7$ износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей

В работе также исследовалась абразивная ($K_d = 1,1$) и ударно-абразивная износостойкость ($K_d = 2,7$) сталей после закалки, низкого и высокого отпусков (рис. 2). Самую высокую абразивную износостойкость исследованных сталей после закалки и низкого отпуска при 250 °С имеет сталь 05Г12, в структуре которой аустенит имеет наиболее низкую стабильность по отношению к деформационным мартенситным превращениям и прирост мартенсита деформации наибольший, о чем свидетельствуют данные рентгеноструктурного анализа. Этому соответствует самая низкая ударно-абразивная износостойкость этой стали. По мере увеличения концентрации марганца в сталях повышается

стабильность аустенита, что приводит к снижению абразивной и повышению ударно-абразивной износостойкости. В этом же направлении влияет и низкий отпуск. После высокого отпуска при 650 °С уровень абразивной износостойкости заметно возрастает у стали 06Г10, что связано с образованием вторичного аустенита и его интенсивным превращением под влиянием абразивного воздействия в мартенсит деформации. Однако это снижает ударно-абразивную износостойкость. В сталях с более высоким содержанием марганца (16-24 %) высокий отпуск дестабилизирует аустенит по отношению к деформационным мартенситным превращениям за счет выделения карбидов. Это приводит к повышению абразивной и снижению ударно-абразивной износостойкости.

Так как обычно изнашивается поверхность деталей, целесообразно получать износостойкую аустенитную структуру, аналогичную стали 110Г13, лишь в поверхностных слоях. Поэтому представляет интерес изучить влияние предварительной цементации и последующей термической обработки, а также содержания марганца на абразивную и ударно-абразивную износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей. Цементация проводилась в твердом карбюризаторе в течение 8 часов при температуре 930 °С, последующая термообработка включала в себя закалку от 900 °С и отпуск в интервале температур 250-650 °С.

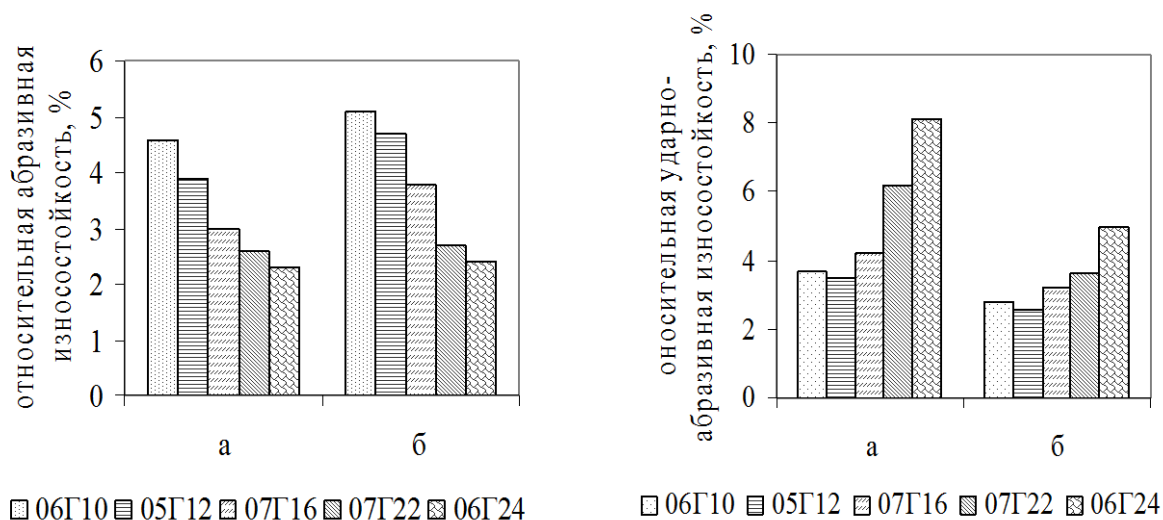


Рис. 3 Влияние температуры отпуска (а – 250 °С, б - 650 °С) цементированных и закаленных от 900 °С сталей на абразивную и ударно-абразивную износостойкость

Проведенные исследования показали, что наиболее высокую износостойкость при $K_d = 1,1$ после закалки от 900 °С и отпуска при 250 °С имеет сталь 06Г10 (рис. 3), в поверхностном слое которой присутствует ~ 80 % метастабильного аустенита. По абразивной износостойкости она

превосходит сталь 110Г13Л в 1,3 раза. Увеличение содержания марганца свыше 10 % снижает абразивную и увеличивает ударно-абразивную износостойкость при $K_d = 2,7$. Последнее обусловлено повышением стабильности аустенита вследствие увеличения энергии дефектов упаковки под влиянием марганца. Наиболее высокий уровень ударно-абразивной износостойкости наблюдается у стали 06Г24 после закалки от 900 °С. Он в 1,7 раза выше, чем у стали 110Г13Л. Высокий отпуск при 650 °С дестабилизирует аустенит из-за карбидообразования и, соответственно, обеднения аустенита углеродом [5-7]. Это интенсифицирует образование мартенсита деформации, возрастание его количества на изнашиваемой поверхности и вызывает повышение абразивной и снижение ударно-абразивной износостойкости. Однако и в этом случае, чем больше марганца в стали, тем ниже абразивная и выше ударно-абразивная износостойкость.

Низкоуглеродистые марганцовистые цементируемые стали являются перспективным износостойким материалом, в поверхностном слое которых можно получать до 100 % остаточного аустенита различной степени стабильности и при дифференцированном подходе к выбору состава стали и режиму термической обработки с учетом коэффициентов динамичности может быть обеспечена более высокая износостойкость, чем у стали 110Г13Л. Выбор состава стали и последующая обработка должны быть направлены на регулирование количества аустенита в структуре, степени его упрочнения и стабильности в зависимости от конкретных условий эксплуатации деталей.

Литература

1. Богачев И.Н. Структура и свойства железомарганцевых сплавов / И.Н. Богачев, В.Ф. Еголаев. - М.: Металлургия, 1973. -296 с.
2. Малинов Л.С. Низкоуглеродистые марганцовистые цементируемые стали [Текст] / Л.С. Малинов, Л.И. Якушечкина, Е.Л. Малинова // МиТОМ. –1985. - № 3. – С. 32-35.
3. Баранов А.А. Влияние углерода и марганца на абразивную износостойкость марганцовистых сталей [Текст] / А.А. Баранов, Е.Л. Малинова, С.В. Жук С.В // Изв. ВУЗов. Черная металлургия. – 1988. - № 3. – С. 81-84.
4. Малинов Л.С. Влияние термообработки на фазовый состав, структуру и свойства цементируемых низкоуглеродистых марганцовистых сталей [Текст] / Л.С. Малинов // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. - № 3. – С. 45-48.
5. Малинов Л.С. Влияние фазового состава и термической обработки на износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей [Текст] / Л.С. Малинов, И.Е. Малышева // Металл и литье Украины. – 2001. - № 12. – С. 9-12.
6. Малинов Л.С. Абразивная и ударно-абразивная износостойкость низкоуглеродистых марганцовистых сталей после цементации и термообработки [Текст] /] / Л.С. Малинов, И.Е. Малышева, А.Н. Вишнякова // Тез. докл. VIII регион. науч.-техн. конф. – Том 3. - Мариуполь: ПГТУ, 2001. – С. 198-199.

7. 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: Международный сб. научных трудов. – Донецк: ДонГТУ, 2001. – Вып. 17. – С. 36-41.

УДК 669.14.018.256

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ 60X18 І 95X18

Л. С. Малінов, Н. А. Солідор, В. О. Мілентьєв

*Державний вищий навчальний заклад
«Приазовський державний технічний університет»*

В роботі показана ефективність застосування диференційного підходу до вибору раціональних режимів термічної обробки сталей з 18 % Cr, що дозволяють значно підвищити їх зносостійкість за рахунок оптимізації кількості та стабільності аустеніту

В работе показана эффективность применения дифференцированного подхода к выбору рациональных режимов термической обработки сталей с 18 % Cr, позволяющих значительно повысить их износостойкость за счет оптимизации количества и стабильности аустенита

This article represents efficiency of application of the differentiated approach is shown to the choice of the rational modes of heat treatment of steels from 18 % Cr, allowing considerably to promote their wear resistance due to optimization of amount and stability of austenite

Вступ

Сучасні режими термічної обробки зносостійких матеріалів в основному направлені або на отримання мартенситно-карбідної структури з високою твердістю для умов абразивного зношування, або стабільного аустеніту для умов ударно-абразивної дії. Останнім часом для підвищення механічних і службових властивостей отримує все більший розвиток використання принципу самогартування при навантаженні, що засновано на отриманні в структурі сталей метастабільного аустеніту і подальшого перетворення його на мартенсит деформації в процесі експлуатації [1-5]. Проте для корозійностійких високохромистих сталей даний підхід не застосовується.

Постановка задач дослідження

Широко відомо, що термообробка високохромистих корозійностійких сталей мартенситного класу, зокрема 95X18, в промислових умовах

полягає в проведенні гартування від температур близько 1010-1065 °С в масло і відпуску для зняття напружень при температурі 200 °С на твердість 55-60 HRC. При цьому залишковий аустеніт розглядається як небажана складова, тому в ряді випадків для його розкладання застосовується обробка холодом. Тим часом, вказані вище обробки не завжди забезпечують необхідний рівень механічних та експлуатаційних властивостей зносостійких сплавів, оскільки для сталей 60X18 і 95X18 одним з основних критеріїв довговічності в умовах експлуатації є не тільки корозійна стійкість, але і зносостійкість. Тому представляє практичний інтерес дослідження впливу режимів термообробки на їх абразивну, ударно-абразивну зносостійкість і механічні властивості.

Методика проведення експериментів

У даній роботі представлені результати дослідження структурно-фазового складу, абразивної та ударно-абразивної зносостійкості, механічних властивостей високохромистих сталей залежно від режимів їх термічної обробки. Об'єктом дослідження служили сталі 60X18 і 95X18 наступного хімічного складу (масові частки елементів): 60X18 – 0,56-0,65 % С, 0,30-0,50 % Мn, 17,00-19,00 % Cr, 0,46 % Si, ≤ 0,30 % Cu, ≤ 0,60 % Ni, ≤ 0,025 % S, ≤ 0,030 % P; 95X18 – 0,96-1,00 % С, 0,80-1,00 % Мn, 17,00-19,00 % Cr, 0,80 % Si, ≤ 0,30 % Cu, ≤ 0,60 % Ni, ≤ 0,025 % S, ≤ 0,030 % P.

У дослідженнях використовувалися рентгенівський і металографічний методи. Рентгеноструктурний аналіз сталей проводили на апараті ДРОН-3 в залізному K_{α} -випромінюванні. Випробування на абразивне зношування здійснювалося на установці типу Брінелля-Хауорта [6]. В якості абразиву використовувався кварцовий пісок з розміром частинок 0,8-1,0 мм. Ударно-абразивне зношування здійснювалося при зіткненні зразків, що були закріплені на обертовому диску, з чавунним дробом \varnothing 0,8 мм. Швидкість обертання вала становила 1350 об./хвил. В якості еталону служили сталі 60X18 і 95X18 після стандартної термічної обробки. Випробування механічних властивостей проводили при розтягуванні згідно з ГОСТ 1497-84, при динамічному згині зразків з U-подібним надрізом на маятниковому копрі МК-30А (ГОСТ 9454-78).

Результати досліджень

Аналітичний огляд літературних джерел останнього десятиліття показав, що вельми перспективним напрямом є використання гартування з ізотермічною витримкою широко вживаної номенклатури сталей мартенситного класу, наприклад, неіржавіючих, що дозволяє отримувати в структурі певну кількість залишкового аустеніту [7], що, у свою чергу,

сприяє підвищенню їх в'язкості та опору крихкому руйнуванню при збереженні високої міцності. Застосування даної обробки може дозволити вельми ефективно управляти кількістю аустеніту і ступенем його стабільності у відношенні до динамічного деформаційного мартенситного перетворення (ДДМП) стосовно конкретних умов експлуатації, що, у свою чергу, приведе до підвищення зносостійкості даних сплавів.

У зв'язку з вище викладеним, в роботі проводилося вивчення впливу східчастого гартування на зносостійкість високохромистих сталей 60X18 і 95X18. Зразки досліджуваних сталей піддавалися гартуванню від 1050 °C (час витримки 20 хвил.). Охолодження проводилося у воді протягом 1,5 с і потім проводилася витримка в печі при температурах 250, 350 і 450 °C. Час витримки складав від 30 до 360 хвил. Подальше охолодження проводилося на спокійному повітрі. Результати випробувань термооброблених сталей на абразивне зношування представлені на рис. 1.

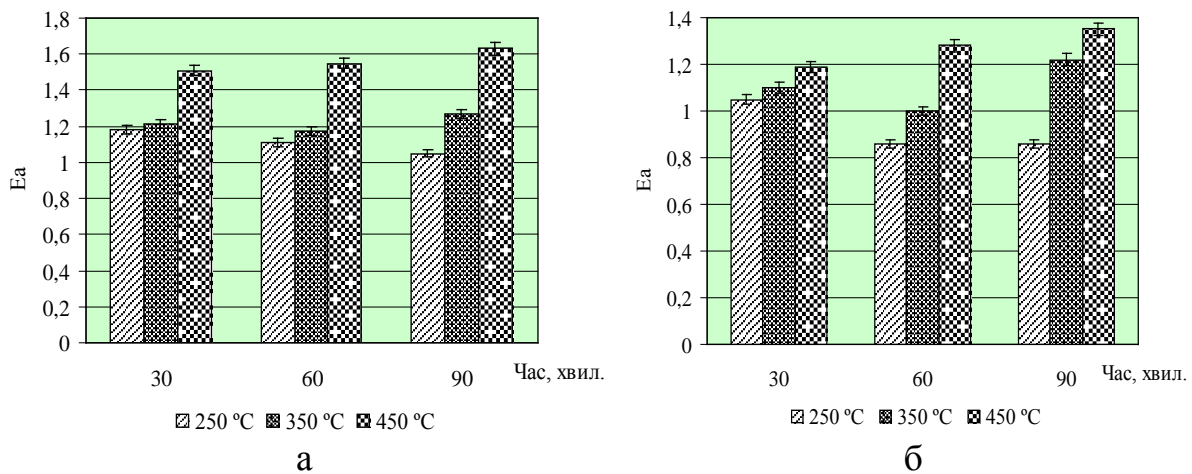


Рис. 1 Залежність відносної абразивної зносостійкості сталей 60X18 (а) та 95X18 (б) від температурно-часових параметрів східчастого гартування

Встановлено, що зі зниженням температури і збільшенням часу витримки при 250-350 °C відбувається зниження відносної абразивної зносостійкості обох сталей, що обумовлене стабілізацією аустеніту у відношенні до ДДМП при навантаженні внаслідок можливого підвищення ЕДП, закріпленням дислокацій атомами вуглецю (утворенням атмосфер Коттрелла). Протікання ДДМП за даними [8] може ускладнюватися внаслідок того, що витримки при температурах 250-350 °C приводять до підвищення межі текучості аустеніту, що вимагає додаткових енергетичних витрат на зростання мартенситних кристалів. У зв'язку з цим, динамічне деформаційне мартенситне перетворення на поверхні

зразків під дією абразивних частинок не отримує помітного розвитку (рис. 1, а-б).

Підвищення температури до 450 °С сприяє зростанню абразивної зносостійкості обох сталей (див. рис. 1). Найбільша абразивна зносостійкість виявляється при витримці близько 90 хвил. Це пов'язано з дестабілізацією аустенітної матриці, унаслідок збіднення її вуглецем і хромом в результаті виділення карбідів, а також зниженням ЕДП [8]. Ці чинники інтенсифікують мартенситне перетворення при навантаженні (рис. 2-3), сприяючи підвищенню опору руйнуванню сталей.

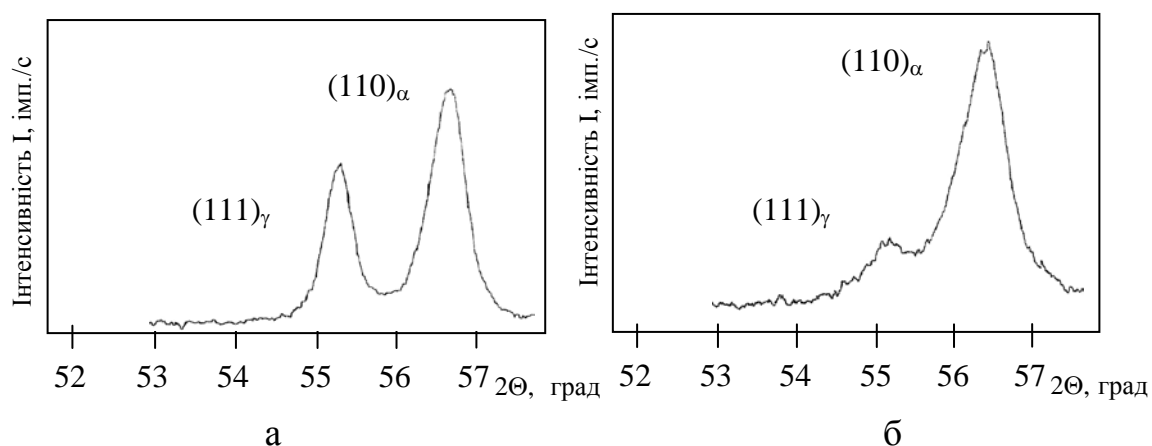


Рис. 2 Дифрактограми сталі 60X18 після східчастого гартування при температурі сходінки 450 °С:

а – поза зоною зношування ($A_{\text{зал.}}=45\%$); б – в зоні зношування ($A_{\text{зал.}}=25\%$)

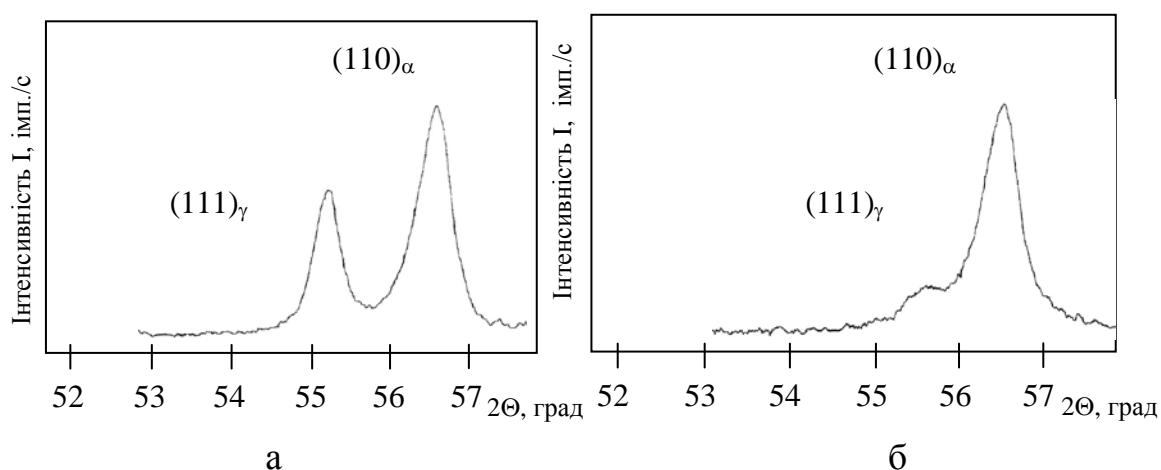


Рис. 3 Дифрактограми сталі 95X18 після східчастого гартування при температурі сходінки 450 °С:

а – поза зоною зношування ($A_{\text{зал.}}=40\%$); б – в зоні зношування ($A_{\text{зал.}}=30\%$)

Як показують отримані дані, східчає гартування може приводити і до стабілізації аустеніту, і до його дестабілізації. Варіюючи температурно-часові параметри східчає гартування, можна ефективно управляти ступенем стабільності аустеніту до ДДМП стосовно конкретних умов дії абразивних частинок.

Визначення ударно-абразивної зносостійкості після різних режимів східчає гартування показує, що зі збільшенням часу витримки від 30 до 90 хвил. в інтервалі температур 250-350 °С відбувається підвищення ударно-абразивної зносостійкості обох сталей (рис. 4, а-б), що обумовлене стабілізацією аустеніту у відношенні до ДДМП внаслідок можливого підвищення ЕДП [8], утворенням атмосфер Коттрелла на дислокаціях. Причому протікання мартенситоутворення при деформації може ускладнюватися також унаслідок того, що витримки при 250-350 °С приводять до підвищення межі текучості аустеніту, внаслідок чого потрібні додаткові енергетичні витрати на зростання мартенситних кристалів [9]. У зв'язку з цим, ДДМП на поверхні зразків під дією абразивних частинок розвивається вельми поступово і ударно-абразивна зносостійкість сталей підвищується.

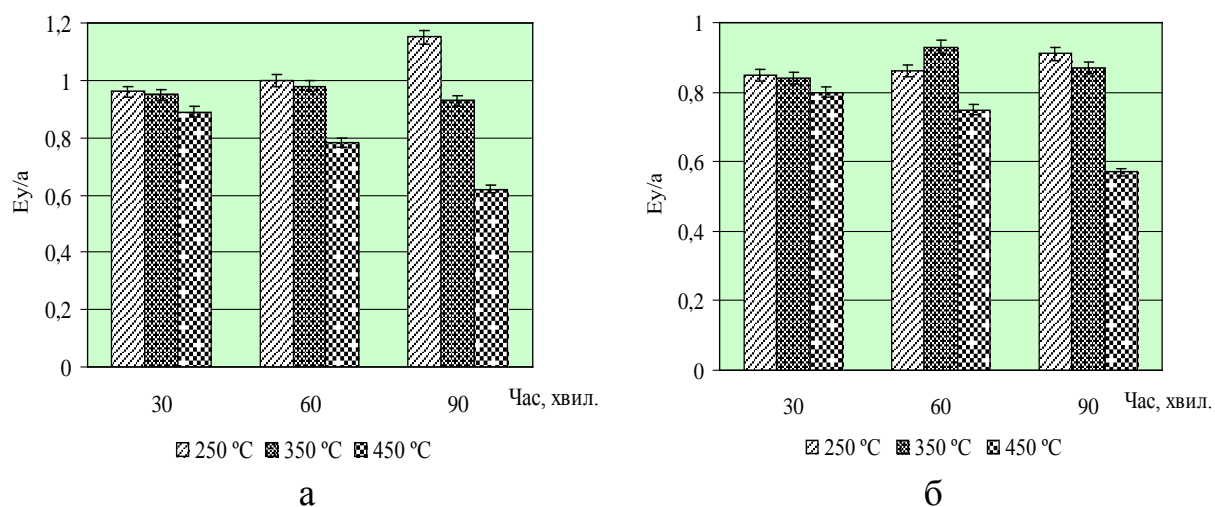


Рис. 4 Залежність відносної ударно-абразивної зносостійкості сталей 60X18 (а) та 95X18 (б) від температурно-часових параметрів східчає гартування

Нагрів сталей після перерваного гартування до 450 °С, а також збільшення тривалості витримки до 90 хвил., навпаки, сприяють зниженню ударно-абразивної зносостійкості (рис. 4, а-б). Це обумовлено дестабілізацією аустенітної матриці внаслідок збіднення її вуглецем і хромом в результаті виділення карбідів, зниження ЕДП, розсмоктування атмосфер Коттрелла.

Крім того, в роботі вивчався вплив східчастого гартування на механічні властивості сталі 60X18. Після стандартної термообробки – гартування від 1050 °С у масло і низького відпуску при температурі 200 °С отримано наступний рівень механічних властивостей сталі: $\sigma_B=1471$ МПа, $\psi=8,2$ %, $\delta=4,3$ %, $KCU=0,2$ МДж/м². Оптимальний комплекс механічних властивостей дослідженої сталі спостерігався після східчастого гартування з температурою сходінки 350 °С (табл. 1).

Таблиця 1 Вплив часу витримки при східчастому гартуванні (температура сходінки 350 °С) на механічні властивості сталі 60X18

Час витримки, хвил.	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
30	1201	1240	14	48
60	1578	1692	11	37
90	1516	1580	16	51

Висновки

1. В роботі розроблені рекомендації щодо вибору раціональних режимів термообробки високохромистих сталей, які забезпечують підвищення абразивної, ударно-абразивної зносостійкості, а також механічних властивостей залежно від хімічного, фазового складу та умов експлуатації.

2. На підставі проведених досліджень обґрунтована необхідність реалізації диференційного підходу до використання зміцнювальних обробок. Показано, що, керуючи кількістю і стабільністю аустеніту, оптимізуючи їх з урахуванням вихідного хімічного і фазового складу стосовно конкретних умов абразивної дії, можна на сталях з 18 % Сг отримати підвищений рівень механічних та експлуатаційних властивостей.

3. Згідно з отриманими даними, зі зниженням температури від 450 до 250 °С і збільшенням часу витримки до 60 хвил. при східчастому гартуванні відбувається стабілізація аустеніту і, як наслідок, зниження відносної абразивної зносостійкості сталей 60X18 і 95X18 та збільшення їх ударно-абразивної зносостійкості. Підвищення температури до 450 °С, а також збільшення тривалості витримок, навпаки, сприяють підвищенню абразивної і зниженню ударно-абразивної зносостійкості досліджених сталей. Це пов'язано з дестабілізацією залишкового аустеніту у відношенні до ДДМП.

4. Принцип регулювання перетворень при деформації (у тому числі і мартенситних) відкриває нові можливості в підвищенні експлуатаційних і механічних властивостей не тільки спеціально розроблених різнофункціональних сталей (сплавів), але і тих, що широко застосовуються в промисловості, наприклад, 95X18.

Література

1. Богачев, И. Н. Новые кавитационностойкие стали для гидротурбин и их термообработка / И. Н. Богачев, Л. С. Малинов, Р. И. Минц. – М.: НИИ Информтяжмаш, 1967. – 48 с.
2. Попов, В. С. Износостойкость пресс-форм огнеупорного производства [Текст] / В. С. Попов, Н. Н. Брыков, Н. С. Дмитриченко. – М.: Металлургия, 1971. – 157 с.
3. Филиппов, М. А. Стали с метастабильным аустенитом [Текст] / М. А. Филиппов, В. С. Литвинов, Ю. Р. Немировский. – М.: Металлургия, 1988. – 256 с.
4. Малинов, Л. С. Экономнолегированные сплавы с мартенситными превращениями и упрочняющие технологии [Текст] / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Х.: ННЦ ХФТИ, 2007. – 352 с.
5. Малинов, Л. С. Ресурсосберегающие экономнолегированные сплавы и упрочняющие технологии, обеспечивающие эффект самозакалки [Текст] / Л. С. Малинов, В. Л. Малинов. – Мариуполь: Изд-во «Рената», 2009. – 568 с.
6. Тененбаум, М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании [Текст] / М. М. Тененбаум. – М.: Машиностроение, 1966. – 332 с.
7. Чейлях, А. П. Экономнолегированные метастабильные сплавы и упрочняющие технологии [Текст] / А. П. Чейлях. – Х.: ННЦ ХФТИ, 2003. – 212 с.
8. 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.
9. Попов, В. С. Металловедческие аспекты износостойкости сталей и сплавов [Текст] / В. С. Попов, Н. Н. Брыков. – Запорожье: ВПК «Запоріжжя», 1996. – 480 с.

УДК 681.5.015

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ АНАЛИЗА РЕЗУЛЬТАТОВ ОПЕРАТИВНОГО МОНИТОРИНГА ОБЪЕКТОВ И ПРОЦЕССОВ ЛИТЕЙНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Е. А. Марценюк¹, В. С. Дорошенко², Е. В. Кравченко³

¹ Тернопольский национальный технический университет имени И. Пулюя

² Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

³ Международный научно-учебный центр информационных технологий
и систем МОН и НАН Украины

*Для вирішення завдань моніторингу станів об'єктів і процесів
ливарного виробництва запропоновані математичні методи аналізу і
оперативного визначення інформаційних станів об'єктів моніторингу*

*Для решения задач мониторинговых состояний объектов и процессов
литейного производства предложены математические методы анализа и
оперативного определения информационных состояний объектов
мониторинга*

*To solve the problems of monitoring the state of objects and processes
foundry proposed mathematical methods of analysis and an operational
definition of information for monitoring the state of objects*

Литейным процессам наряду с другими видами производства присуща тенденция все более полной передачи машинам функций человека, в частности, функции технологического изменения обрабатываемого материала, контрольно-измерительной и самой важной и сложной функции - логической на основе использования современных компьютерных технологий. Первые шаги проникновения средств информатики в производственные процессы связаны с компьютерным мониторингом этих процессов и состояния оборудования. В мире 21-го века, где информация снимается с датчиков и распространяется мгновенно, без посредников и интерпретаторов, технологии не позволят обмануть, снижая роль субъективного фактора.

Основными целями мониторинга являются контроль за выполнением литейных операций и функционированием оборудования для обеспечения качества выпускаемых отливок, ресурсосбережения и улучшения условий труда. Для достижения таких целей, проект предлагаемой системы

включает возможности автоматизированного сбора и «ручного ввода» (для контроля соответствия) технологической информации о состоянии технологического процесса и оборудования на производстве отливок, обработки и отображения технологической и технико-экономической информации на мониторе оператора, архивирования технологической и технико-экономической информации, формирования технологической и технико-экономической отчетности, защиты сетей внутри организаций от несанкционированного доступа и безопасного обмена данными между внутренними сетями организаций через открытые сети, обучения персонала в области мониторинга. Кроме того, литейный цех относится к горячим цехам, насыщенными промышленными вредностями. Задачи мониторинга и контроля, которые критичны к условиям работы датчиков в таких цехах, в последнее время решаются с использованием беспроводных сенсорных сетей (БСС, англ. *WSN — Wireless Sensor Network*). Объединенные в БСС датчики образуют территориально-распределенную самоорганизующуюся систему сбора, обработки и передачи информации мониторинга параметров физических сред и объектов с возможностью управления ресурсами и процессами со стороны оператора.

Основой реализации оперативного мониторинга состояний объектов и процессов литейного производства является компьютерная система сбора, предварительной обработки, кодирования и передачи мониторинговой информации в дистанционную базу данных литейного цеха или предприятия [1, 2], позволяющая в режиме реального времени отслеживать и объективно документировать различные характеристики операций литья. В литейном цехе длительному мониторингу подлежат [1, 3] параметры механических величин, позволяющих контролировать работу механизмов формовочных линий, литейного и вспомогательного оборудования, физико-химические параметры процессов литья, теплофизические параметры затвердевания и охлаждения отливок, газодинамических потоков при охлаждении отливок, показатели качества отливок, различные экологические показатели, а также данные, позволяющие принимать своевременные меры по снижению себестоимости продукции.

В результате решения комплекса проблем, связанных с получением достоверных измерительных данных в условиях повышенных электромагнитных помех, доставки мониторинговых данных удаленным пользователям (операторам, руководителям, контролерам качества продукции) обеспечиваются условия для обратной связи с производством с целью коррекции (управления) режимами работы литейного оборудования и поддержки в заданных пределах показателей технологических процессов литья. В связи с этим актуальной проблемой мониторинга литейного

производства является определение и отображение состояний объектов и процессов литья на информационных табло в литейных цехах и на экранах мониторов компьютерных систем.

Целью исследования является разработка математических методов оперативного анализа данных мониторинга и определения информационных состояний объектов мониторинга физических процессов в литейном производстве. В процессе дистанционного мониторинга состояния технологического оборудования литейного производства, параметров технологических процессов литья результатами измерений являются отсчеты (показатели) измерительных приборов (результаты одного или многих измерений), отсчеты измерительных сигналов (выходные данные датчиков, сенсоров), видеоданные (неподвижные и подвижные изображения отдельных операций технологических процессов, изображения литейных моделей, отливок или их фрагментов).

Состояния объектов и процессов литейного производства (в дальнейшем – состояние объектов мониторинга - ОМ), изменение состояний отображено в изменениях показателей измерительных приборов и показателей сигналов, подлежащих контролю. Одним из примеров мониторинга технологических процессов в металлургическом и литейном производстве является контроль термограммы кристаллизации пробы жидкого металла [4], например, в связи с определением химического состава или эксплуатационных свойств металла. Каждый показатель и контролируемый сигнал характеризуется минимальными и максимальными значениями амплитудных и частотных параметров, соответственно A_{\min} , A_{\max} и f_{\min} , f_{\max} , которые определяют первичные информационные потоки контролируемых данных. Эффективное кодирование информации об информационном состоянии ОМ достигается на основе непрерывного или периодического формирования булевых переменных вектора $Q_s = (q_{1s}, q_{2s}, \dots, q_{vs}, \dots, q_{rs})$ по результатам контроля измеряемых величин, где Q_s - вектор s -го информационного состояния ОМ, q_{vs} - значение v -го булевого элемента Q_s -го вектора [5,6]. Наиболее просто булевые переменные q_{vs} определяются по результатам апертурного контроля измеренных величин или вычисленных показателей (функций, параметров и др.) в соответствии с выражением

$$q_{v \over s} = \begin{cases} 1, F(X_p)_{\overline{m}} - Z_v < \varepsilon_v / 2 \\ 0, F(X_p)_{\overline{m}} - Z_v \geq \varepsilon_v / 2 \end{cases},$$

где $F(X_{pm})$ - контролируемая величина или функция p -го сигнала с длиной выборки m отсчетов;

ε_x - опорная величина контролируемого параметра (условная норма),
 ε - величина апертury.

С инженерной практики известно, что при визуальном изучении огибающих сигналов, исследователь в первую очередь обращает внимание на экстремумы и точки перегиба. Информативность экстремумов и точек перегиба важна при изучении нединамических (гладких) участков сигналов, а при исследовании быстродействующих процессов точками перегиба можно пренебречь. Для экспресс-анализа высокочастотных сигналов, например, выходных сигналов датчиков-акселерометров, в [7] предложен метод оперативного спектрального анализа сигналов с учетом амплитудно-временных параметров экстремальных значений сигнала. При этом на интервале выборки сигнала $x(t)$ определяют последовательности N экстремумов x_1, x_2, \dots, x_N и измеряют временные интервалы $\{\Delta t_i\}$ между соседними i -м и $(i+1)$ -м экстремумами, а также определяют соответствующие им амплитудные приращения $\Delta x_i, i = \overline{1, N}$.

Интервалы между соседними экстремумами содержат информацию о длительности полувольт j -й частотной компоненты: $\Delta t_i = \Delta t_{i+1} - \Delta t_i = 1/2f_i$, где f_i - частота компоненты сигнала, подлежащей анализу. Из приращений $\{\Delta x_i\}$, где $\Delta x_i = |x_{i+1} - x_i|$, получаем данные об амплитуде полувольт. Путем суммирования и усреднения $\{\Delta x_i\}$, которые относятся к одинаковым интервалам Δt_i , получаем оценку амплитуды спектральной составляющей j -ой частоты, т.е. $a_j = \frac{1}{2Q} \sum_{i=1}^Q \Delta x_i$, где Q - количество измеренных одинаковых по длительности интервалов между соседними экстремумами. Спектральная обработка экстремумов осуществляется на протяжении k этапов, где $k \leq \lg N$, при этом на каждом этапе выполняются приведенные выше вычисления. После усреднения значений $\{\Delta x_i\}$ получаем характеристику $S(t)$, которая отображает спектральные значения процесса $x(t)$.

Учитывая ограниченность по величине значений реальных сигналов, при вычислении их статистических характеристик целесообразно учитывать параметры этих ограничений. В классических моделях сигналов теории вероятности данная информация не учитывается. В [8-10] предложены методы и алгоритмы интервального (множественного) оценивания информационных параметров массивов измерительных данных с использованием априорной информации. В интервальном

анализе динамические системы описываются разностными уравнениями [11], включая уравнения динамики и уравнениями канала измерения:

$$\vec{x}_{k+1} = G \cdot \vec{x}_k + Q \cdot \vec{u}_k, \quad k = 0, \dots, N-1, \quad (1)$$

$$\vec{y}_{k+1} = C \cdot \vec{x}_{k+1} + \vec{e}_{k+1}, \quad k = 0, \dots, N-1, \quad (2)$$

где k - время, которое измеряется дискретно, $k = 0, \dots, N-1$;

\vec{y}_{k+1} - вектор (размерностью $m \times 1$) измеряемых значений «выходов» процессов;

\vec{x}_k - вектор (размерностью $n \times 1$) переменных состояния системы в k -й дискретный момент времени; \vec{x}_{k+1} - вектор (размерностью $n \times 1$) переменных состояния системы в $k+1$ -й дискретный момент времени;

$\vec{u}_k = (u_{1k}, u_{2k}, \dots, u_{pk})^T$ - вектор (размерностью $p \times 1$) входных переменных в k -й дискретный момент времени.

$$G = \begin{pmatrix} g_{11} & \dots & g_{1i} & \dots & g_{1n} \\ g_{21} & \dots & g_{2i} & \dots & g_{2n} \\ \vdots & & \vdots & & \vdots \\ g_{n1} & \dots & g_{ni} & \dots & g_{nn} \end{pmatrix}, \quad Q = \begin{pmatrix} q_{11} & \dots & q_{1i} & \dots & q_{1p} \\ q_{21} & \dots & q_{2i} & \dots & q_{2p} \\ \vdots & & \vdots & & \vdots \\ q_{n1} & \dots & q_{ni} & \dots & q_{np} \end{pmatrix}, \quad C = \begin{pmatrix} c_{11} & \dots & c_{1i} & \dots & c_{1m} \\ c_{21} & \dots & c_{2i} & \dots & c_{2m} \\ \vdots & & \vdots & & \vdots \\ c_{m1} & \dots & c_{mi} & \dots & c_{mp} \end{pmatrix};$$

G, Q – матрицы параметров модели, элементы которых необходимо идентифицировать;

C – матрица, которая задает канал измерения; $\vec{e}_{k+1} = (e_{1k+1}, e_{2k+1}, \dots, e_{mk+1})^T$ – вектор случайных, ограниченных по амплитуде погрешностей.

Пусть:

$$|e_{1k+1}| = |e_{2k+1}| = \dots = |e_{mk+1}| = |e_{k+1}| \leq \Delta_{k+1}, \quad \Delta_{k+1} > 0 \quad \forall k = 0, \dots, N-1. \quad (3)$$

Обозначим через **Gar** и **Tol** некоторые преобразования, которые разрешают получить, соответственно, гарантированные и допустимые интервалы вектора параметров состояния на основании данных из канала измерений, то есть:

$$[\vec{x}_k] = [\vec{x}_k^-; \vec{x}_k^+] = \mathbf{G} \quad (\vec{y}_k, |\mathbf{a}_k| \leq \mathbf{A}_k, C), \quad k = 1, \dots, N. \quad (4)$$

$$[\vec{x}_{k+1}] = [\vec{x}_{k+1}^-; \vec{x}_{k+1}^+] = \mathbf{T} \quad (\vec{y}_{k+1}, |\mathbf{a}_{k+1}| \leq \mathbf{A}_{k+1}, C), \quad k = 0, \dots, N-1 \quad (5)$$

Условием получения допустимых коридоров динамики параметров состояния процесса является следующее включение:

$$[\hat{\bar{x}}_{k+1}] = [\hat{\bar{x}}_{k+1}^-; \hat{\bar{x}}_{k+1}^+] \subseteq [\bar{z}_{k+1}] = [\bar{z}_{k+1}^-; \bar{z}_{k+1}^+], \quad k = 0, \dots, N-1, \quad (6)$$

где

$$[\hat{\bar{x}}_{k+1}] = \hat{G} \cdot [\hat{\bar{x}}_k] + \hat{Q} \cdot \bar{u}_k, \quad (7)$$

\hat{G} та \hat{Q} – матрицы оценок параметров уравнения (1);

$[\bar{z}_{k+1}] = [\bar{z}_{k+1}^-; \bar{z}_{k+1}^+]$ – вектор допустимых интервальных оценок вектора переменных состояния.

С учетом уравнения канала измерения (2) и ограничения амплитуды погрешностей \bar{e}_{k+1} , заданой выражением (3), уравнение канала измерений, представим в интервальном виде:

$$\bar{y}_{k+1} - \Delta_{k+1} \cdot \bar{I} \leq C \cdot \bar{x}_{k+1} \leq \bar{y}_{k+1} + \Delta_{k+1} \cdot \bar{I}, \quad k = 0, \dots, N-1, \quad (8)$$

где \bar{I} – единичный вектор.

Введем обозначения $C^{-1} = \{c_i^*, i = 1, \dots, m; j = 1, \dots, m\}$ – обратная матрица к матрице C . Преобразования (5) для оценивания параметров состояния в k -й момент времени сможем получить из системы интервальных уравнений (8) в виде

$$\left\{ \begin{array}{l} \min_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \{c_{1i}^* \cdot (y_{1k+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_{li}^* \cdot (y_{ik+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_{lm}^* \cdot (y_{mk+1} - \Delta_{k+1})\} \leq x_{1k+1} \leq \\ \leq \max_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \{c_{1i}^* \cdot (y_{1k+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_{li}^* \cdot (y_{ik+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_{lm}^* \cdot (y_{mk+1} + \Delta_{k+1})\}; \\ \vdots \\ \min_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \{c_{il}^* \cdot (y_{1k+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_{ii}^* \cdot (y_{ik+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_{im}^* \cdot (y_{mk+1} - \Delta_{k+1})\} \leq x_{ik+1} \leq \\ \leq \max_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \{c_{il}^* \cdot (y_{1k+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_{ii}^* \cdot (y_{ik+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_{im}^* \cdot (y_{mk+1} + \Delta_{k+1})\}; \\ \vdots \\ \min_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \{c_{m1}^* \cdot (y_{1k+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_{mi}^* \cdot (y_{ik+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_{mm}^* \cdot (y_{mk+1} - \Delta_{k+1})\} \leq x_{mk+1} \leq \\ \leq \max_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \{c_{m1}^* \cdot (y_{1k+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_{mi}^* \cdot (y_{ik+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_{mm}^* \cdot (y_{mk+1} + \Delta_{k+1})\}; \end{array} \right. \quad (9)$$

$$k = 0, \dots, N-1.$$

Обозначим:

$$y_{i\ k+1}^- = y_{i\ k+1} - \Delta_{k+1}; \quad (10)$$

$$\begin{aligned} y_{i\ k+1}^+ &= y_{i\ k+1} + \Delta_{k+1}; \\ z_{i\ +1}^- &= \overline{z}_{i\ +1} = \min_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \left\{ c_{i1}^* \cdot (y_{1k+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_i^* \cdot (y_{i\ k+1} - \Delta_{k+1}) + \dots + c_m^* \cdot (y_{mk+1} - \Delta_{k+1}) \right\}, \\ z_{i\ +1}^+ &= \overline{z}_{i\ +1} = \min_{\Delta_{k+1} \in \{-\Delta_{k+1}; +\Delta_{k+1}\}} \left\{ c_{i1}^* \cdot (y_{1k+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_i^* \cdot (y_{i\ k+1} + \Delta_{k+1}) + \dots + c_m^* \cdot (y_{mk+1} + \Delta_{k+1}) \right\}. \end{aligned} \quad (11)$$

Тогда система (9) будет иметь такой вид:

$$\begin{cases} z_{1k+1}^- \leq x_{1k+1} \leq z_{1k+1}^+; \\ \vdots \\ z_{ik+1}^- \leq x_{ik+1} \leq z_{ik+1}^+; \\ \vdots \\ z_{mk+1}^- \leq x_{mk+1} \leq z_{mk+1}^+; \end{cases} \quad k = 0, \dots, N-1. \quad (12)$$

Преобразование (4), для получения гарантированных интервалов $[\bar{x}_k]$ вектора параметров состояния на основании данных из канала измерений, запишем аналитически с использованием интервальной арифметики

$$[\bar{x}_k] = C^{-1} \cdot [\bar{y}_k^-, \bar{y}_k^+], \quad k = 0, \dots, N-1. \quad (13)$$

Пользуясь полученными оценками параметров состояния, для обеспечения включения (6) выполним следующие подстановки. Гарантированную интервальную оценку $[\bar{x}_k]$, заданную интервальной системой линейных алгебраических уравнений (ИСЛАР) (13), подставим в систему (7) вместо вектора $[\hat{x}_k]$, а результат вместе с допустимыми интервальными оценками вектора переменных состояния \bar{x}_{k+1} , заданными неравенствами (12), подставим в условие (6). Получим такую систему:

$$\begin{cases} z_{1k+1}^- \leq \hat{g}_1^T \cdot C^{-1} \cdot [\bar{y}_k^-, \bar{y}_k^+] + \hat{q}_1^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{1k+1}^+; \\ \vdots \\ z_{ik+1}^- \leq \hat{g}_i^T \cdot C^{-1} \cdot [\bar{y}_k^-, \bar{y}_k^+] + \hat{q}_i^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{ik+1}^+; \\ \vdots \\ z_{mk+1}^- \leq \hat{g}_m^T \cdot C^{-1} \cdot [\bar{y}_k^-, \bar{y}_k^+] + \hat{q}_m^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{mk+1}^+; \end{cases} \quad (14)$$

$$k = 0, \dots, N-1,$$

где $\hat{g}_i^T = (\hat{g}_{i1}, \dots, \hat{g}_{in}, \hat{g}_{im})$, – вектор-строка матрицы \hat{G} ;

$\hat{q}_i^T = (\hat{q}_{i1}, \dots, \hat{q}_{i,r}, \dots, \hat{q}_{i,p})$, – вектор-строка матрицы \hat{Q} .

Аналогично, используя обозначения (10) та (11) введем переменную:

$$[\bar{z}_k^-,] = C^{-1} \cdot [\bar{y}_k^-], \quad (15)$$

$$[\bar{z}_k^+,] = C^{-1} \cdot [\bar{y}_k^+] \quad (16)$$

Тогда система (14) будет иметь вид:

$$\begin{cases} z_{1k+1}^- \leq \hat{g}_1^T \cdot [\bar{z}_k^-; \bar{z}_k^+] + \hat{q}_1^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{1k+1}^+; \\ \vdots \\ z_{ik+1}^- \leq \hat{g}_i^T \cdot [\bar{z}_k^-; \bar{z}_k^+] + \hat{q}_i^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{ik+1}^+; \quad k = 0, \dots, N-1, \\ \vdots \\ z_{mk+1}^- \leq \hat{g}_m^T \cdot [\bar{z}_k^-; \bar{z}_k^+] + \hat{q}_m^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{mk+1}^+; \end{cases} \quad (17)$$

Система (17) является интервальной системой $m \times N$ линейных алгебраических уравнений относительно оценок параметров модели. Решением данной системы в общем случае есть не опуклое множество параметров модели y в виде (1). В интервальном анализе это множество аппроксимируют описанным или вписанным многогранным параллелепипедом. В работе [11] показано, что множество допустимых оценок параметров \hat{G} и \hat{Q} , которые обеспечивают исполнения условия (6), есть опуклыми. К тому же ИСЛАР (17) можно разделить на относительно независимые блоки по N уравнений в каждом. Тогда для упрощения в задаче нахождения допустимых оценок параметров будем рассматривать решение для единственного блока ИСЛАР в виде

$$z_{i-k+1}^- \leq \hat{g}_i^T \cdot [\bar{z}_k^-; \bar{z}_k^+] + \hat{q}_i^T \cdot \bar{u}_k \leq z_{i-k+1}^+, \quad (18)$$

и при этом опустим индекс i .

Обозначим одну точку множества решений ИСЛАР (18) как – допустимое решение: $\hat{g}_d = (\hat{g}_{1d}, \dots, \hat{g}_{md}, \hat{q}_{1d}, \dots, \hat{q}_{pd})^T$. Допустимое решение $\hat{g}_d = (\hat{g}_{1d}, \dots, \hat{g}_{md}, \hat{q}_{1d}, \dots, \hat{q}_{pd})^T$ для заданного начального интервального приближения $[\bar{x}_0^-, \bar{x}_0^+]$ разрешит построить коридоры допустимых дискретных моделей динамики (1). В основание процедуры нахождения

решения системы (18) положен итерационный метод уточнения приближенного решения. Каждая итерация состоит из таких шагов:

Шаг 1 Генерирование случайного вектора ξ в окрестности радиусом r приближенного решения, полученного на l -ой итерации.

Шаг 2. Вычисления нового приближения \vec{g}_{l+1} .

Шаг 3. Проверка “качества” полученного приближения.

Принимаем во внимание, что $\vec{g}_{il-1} = \vec{g}_{i0}$. Вектор параметров состояния, полученный на $i+1$ -ой итерации вычисляем по формуле:

$$\vec{g}_{i+1} = \vec{g}_{il} + \vec{\xi}_{il},$$

где

$$\vec{\xi}_i = r_i \cdot \left(\frac{\Delta g_{1l}}{R_l}, \frac{\Delta g_{2l}}{R_l}, \dots, \frac{\Delta g_n}{R_l}, \frac{\Delta q_l}{R_l} \right), \quad (19)$$

$\Delta g_{1l}, \Delta g_{2l}, \dots, \Delta g_n, \Delta q_l$ - случайные числа, сгенерированные соответственно к равномерному закону распределения на интервале $[-1, 1]$;

$$R_l = \sqrt{\Delta g_{1l}^2 + \Delta g_{2l}^2 + \dots + \Delta g_n^2 + \Delta q_l^2}.$$

Полученные выше преобразования являются основой метода параметрической идентификации динамической системы на основании интервальных данных, который обеспечивает нахождение допустимых коридоров динамики параметров состояния системы по условию данных параметров канала измерения.

Таким образом, для реализации эффективного оперативного мониторинга состояний ОМ в литейном производстве в местах ввода и контроля мониторинговой информации целесообразно устанавливать интеллектуальные объектные системы вычислительных сетей, позволяющих реализовать первичную обработку информативных данных, включая фильтрацию данных, проверку достоверности данных, определение информационного состояния (ИС) ОМ. Основой оперативного определения ИС ОМ является формирование компактных двоичных кодов ИС на основе апертурного контроля параметров измеряемых величин, первичных характеристик и вычисляемых показателей сигналов (статистических показателей, спектральных параметров, параметров интервального оценивания информационных характеристик массивов измерительных данных и др.).

Создание информационных систем мониторинга технологических процессов является актуальной темой для литейных цехов. В качестве примера рассмотрим задачи по разработке математических моделей анализа и обработки результатов функционирования системы дистанционного мониторинга параметров технологических процессов и состояний объектов цеха литья по газифицируемым моделям (ЛГМ – процесс). Такая система проектируется под научным руководством проф. Шинского О.И.

С позиций использования современных компьютерных технологий поэтапное «проникновение» средств информатики в технологические процессы таких производственных предприятий и цехов можно разбить на три уровня: мониторинг, управление и автоматизация. Рассмотрим мониторинг, как процесс, при котором в реальном времени оператор на компьютере может контролировать численные (часто в графическом виде) значения параметров работы оборудования, отдельных или всех этапов техпроцесса, условий труда персонала и параметров окружающей среды.

В процессе проведения мониторинга технологических процессов литейного производства, особенно, когда исследуемые объекты находятся в движении, важной задачей является устранение высокочастотных, создающих помехи, составляющих контролируемых сигналов. Эффективная фильтрация высокочастотных помех достигается путем программной реализации цифрового низкочастотного фильтра, обеспечивающего минимальные искажения исходных сигналов. Примером такого фильтра может быть нерекурсивное модулирование сигналов нижних частот, выполняющее параболическое сглаживание с помощью приближения по методу наименьших квадратов. Рассмотрим алгоритм аппроксимации отсчетов технологических сигналов параболой n -го порядка (где $n = 1, 2, 3, \dots$) методом наименьших квадратов, позволяющим организовать предварительную обработку сигналов с минимальными искажениями. Для этого предлагается использовать выражения нелинейной аппроксимации цифровых отсчетов технологических сигналов полиномами второго порядка, требующей минимальных вычислительных затрат.

При исследовании производственных процессов в результате аналого-цифрового преобразования технологических сигналов на выходе преобразователя получаем две функционально – связанные величины: y – функция отсчета сигнала и x – аргумент (временный отсчет, соответствующий заданной частоте опроса сигнала). Для этих величин известны n пар двумерных значений процесса преобразования сигнала $(x_1, y_1) (x_2, y_2) \dots (x_i, y_i) \dots (x_n, y_n)$. Зададим наперед некоторую функцию y :

$$y = F(x, a_1, a_2, \dots, a_i, \dots, a_m) \quad (20)$$

и поставим задачу: определить m параметров $a_1, a_2, \dots, a_i, \dots, a_m$, $(m < n)$ таким образом, чтобы подставленные в формулу (1), они давали наилучшее приближение функции $y = F(x, a_1, a_2, \dots, a_i, \dots, a_m)$ к значениям функции $y(x)$. Учитывая теорему Вейерштрасса [12] о том, что любую непрерывную функцию можно приблизить на конечном замкнутом интервале сколь угодно близко параболой n -го порядка, будем аппроксимировать отсчеты входного сигнала параболой m -го порядка:

$$y = a_0 x^m + a_1 x^{m-1} + \dots + a_{m-1} x + a_m \quad (21)$$

где $a_0, a_1, a_2, \dots, a_m$ - искомые $m+1$ параметры, причем $n > m+1$.

Исходя из принципов теории вероятностей, наилучшими являются те значения параметров, $a_0, a_1, a_2, \dots, a_m$ которые минимизируют следующую сумму [13]:

$$\sum_{k=1}^n [a_0 x_k^m + a_1 x_k^{m-1} + \dots + a_{m-1} x_k + a_m - y_k]^2 \quad (22)$$

т.е. сумму квадратов отклонений значений y , найденных по формуле (21), от данных экспериментальных значений y_k . Условия экстремума функции (22) позволяют получить систему m уравнений вида

$$\sum_{k=1}^n [a_0 x_k^m + a_1 x_k^{m-1} + \dots + a_m - y_k]^2 \partial (a_0 x_k^m + a_1 x_k^{m-1} + \dots + a_m) \backslash \partial x_i = 0 \quad (i = \overline{1, m}) \quad (23)$$

из которой определяются искомые значения коэффициентов $a_k, k = \overline{1, m}$.

После соответствующих преобразований, систему (4) можно записать в таком виде:

$$\begin{aligned}
 a_0 \sum_{k=1}^n x_k^m + a_1 \sum_{k=1}^n x_k^{m-1} + \dots + a_m \sum_{k=1}^n x_k &= y_k, \\
 a_0 \sum_{k=1}^n x_k^{m-1} + a_1 \sum_{k=1}^n x_k^m + \dots + a_m \sum_{k=1}^n x_k &= \sum_{k=1}^n x_k y_k, \\
 a_0 \sum_{k=1}^n x_k^{m+2} + a_1 \sum_{k=1}^n x_k^{m+1} + \dots + a_m \sum_{k=1}^n x_k^2 &= \sum_{k=1}^n x_k^2 y_k, \\
 &\dots\dots\dots \\
 a_0 \sum_{k=1}^n x_k^{2m} + a_1 \sum_{k=1}^n x_k^{2m-1} + \dots + a_m \sum_{k=1}^n x_k^m &= \sum_{k=1}^n x_k^m y_k,
 \end{aligned} \tag{24}$$

Определитель системы (24) представляет собой определитель Вандермонда, который, как известно [14], не равен нулю. Соответственно, эта система $m+1$ уравнений с $m+1$ неизвестными совместима и имеет единственное решение.

После определения аппроксимирующей функции (21) можно найти значение отсчета сигнала для любой точки $x \in [x_1, x_n]$. Подставим в формулу (21) значение этого аргумента x из заданного интервала.

В случае нелинейной аппроксимации цифровых отсчетов технологических сигналов полиномом второго порядка, требующей минимальных вычислительных затрат, выражение (21) будут иметь следующий вид

$$y = a_0 x^2 + a_1 x + a_2 \tag{25}$$

Для нахождения параметров a_0, a_1, a_2 минимизируем сумму $\sum_{k=1}^n [a_0 x_k^2 + a_1 x_k + a_2 - y_k]^2$, условия экстремума которой приводят к системе трех уравнений:

$$\sum_{k=1}^n [a_0 x_k^2 + a_1 x_k + a_2 - y_k] \partial (a_0 x_k^2 + a_1 x_k + a_2) \setminus \partial a_i = 0 \quad (i = 0, 1, 2) \tag{26}$$

Систему (26) можно записать в виде следующих уравнений:

$$\begin{aligned}
 \sum_{k=1}^n (a_0 x_k^2 + a_1 x_k + a_2 - y_k) x_k^2 &= 0, \\
 \sum_{k=1}^n (a_0 x_k^2 + a_1 x_k + a_2 - y_k) x_k &= 0, \\
 \sum_{k=1}^n (a_0 x_k^2 + a_1 x_k + a_2 - y_k) &= 0
 \end{aligned}$$

После соответствующих преобразований получим систему уравнений, из которой определим искомые величины a_0, a_1, a_2 :

$$\begin{aligned} a_0 \sum_{k=1}^n x_k^4 + a_1 \sum_{k=1}^n x_k^3 + a_2 \sum_{k=1}^n x_k^2 &= \sum_{k=1}^n x_k^2 y_k, \\ a_0 \sum_{k=1}^n x_k^3 + a_1 \sum_{k=1}^n x_k^2 + \dots + a_2 \sum_{k=1}^n x_k &= \sum_{k=1}^n x_k y_k, \\ a_0 \sum_{k=1}^n x_k^2 + a_1 \sum_{k=1}^n x_k + \dots + a_2 &= \sum_{k=1}^n y_k, \end{aligned} \quad (27)$$

Для удобства проведения численных расчетов по определению аппроксимирующего многочлена (25) запишем вспомогательную таблицу, в последней строке которой приведены суммы элементов каждого столбца. Эти суммы являются коэффициентами системы алгебраических уравнений (27), для решения которой можно использовать известные численные методы, например, метод Гаусса.

Таблица

k	x_k	x_k^2	x_k^3	x_k^4	y_k	$x_k y_k$	$x_k^2 y_k$
1	x_1	x_1^2	x_1^3	x_1^4	y_1	$x_1 y_1$	$x_1^2 y_1$
2	x_2	x_2^2	x_2^3	x_2^4	y_2	$x_2 y_2$	$x_2^2 y_2$
.....
n	x_n	x_n^2	x_n^3	x_n^4	y_n	$x_n y_n$	$x_n^2 y_n$
Σ	$\sum_{k=1}^n x_k$	$\sum_{k=1}^n x_k^2$	$\sum_{k=1}^n x_k^3$	$\sum_{k=1}^n x_k^4$	$\sum_{k=1}^n y_k$	$\sum_{k=1}^n x_k y_k$	$\sum_{k=1}^n x_k^2 y_k$

В заключение отметим, что метод наименьших квадратов приводит к оценкам с наименьшими возможными дисперсиями, что не требует никаких предположений относительно самого вида распределения отсчетов контролируемых и обрабатываемых сигналов. Вопрос определения минимального порядка параболы, дающей приемлемую аппроксимацию экспериментальных данных, требует применения методов математической статистики. Решение этой проблемы позволит уменьшить объем вычислительных затрат. Это особенно важно при построении системы оперативной обработки технологических сигналов.

Возвращаясь к теме общей проблематики мониторинга, отметим, что для вновь создаваемых процессов литья важно еще на стадиях проектирования и отработки таких инновационных процессов изначально проектировать их с одновременным введением в этот литейный процесс компьютерного мониторинга как вполне доступного на современном этапе инструмента, расширяющего человеческие возможности в информационной сфере и принятии конкурентоспособных решений. Высокопроизводительные цифровые технологии, объединенные термином «Big Data», позволяют сегодня совместить огромные массивы информации, в частности, о литейных, теплофизических, физико-химических и других процессах, с мониторингом и последующей обработкой данных, непрерывно поступающих с измерительных устройств. Такие методы обработки данных огромных объёмов и значительного многообразия для получения воспринимаемых человеком результатов в условиях их непрерывного прироста, сформировавшиеся в конце 2000-х годов, выводят мониторинг за пределы «аналоговой эпохи». Они позволяют выполнить в реальном времени такие приложения, как распознавание образов, кластеризация, регрессионный анализ, индуктивное моделирование, различного рода прогнозирование для успешной модернизации действующих и реализации новых литейных процессов.

Таким образом, мониторинг, отражая современный уровень контроля и управления производством, осуществляемых с помощью математических моделей и компьютерных программ, уверенно участвует в научно-техническом развитии литейного производства, позволяя прогнозировать конечные результаты, видеть наиболее важные факторы и показатели, влияющие на рентабельность производства в каждый промежуток времени, и принимать своевременные меры по улучшению его эффективности.

Литература

1. Шинский О.И., Шевчук Б.М., Шинский И.О., Кравченко В.П. Методы и средства оперативного мониторинга и управления качеством литейного производства // Метал и литье Украины. - №4-5. -2009. – С. 3-11.
2. Шинский О.И., Шевчук Б.М., Кравченко В.П. Построение эффективных компьютерных сетей дистанционного мониторинга параметров технологических процессов литейного производства // Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии. - №3(20). – 2010. – С. 286-290.
3. Нищенков А.В. Леушин И.О. Интегрированные информационные системы оперативного контроля работы литейного оборудования // Заготовительные производства в машиностроении. – 2004. - №5. – С. 3-5.
4. Файнзильберг Л.С. Информационные технологии обработки сигналов сложной формы. Теория и практика. – К., Наук. думка, 2008.- 333с.
5. Идентификация информационных состояний объектов исследования и управления на основе системы логико-статистических информационных моделей / Я.Н. Николайчук, М.А. Лучук, Б.М. Шевчук и др.- Киев, 1988.- 20 с. (Препр. / АН УССР, Ин-т кибернетики им. В. М. Глушкова; 88-45).
6. Шевчук Б.М. Методы оперативной обработки сигналов и вычисления показателей состояний объектов в процессе их длительного дистанционного мониторинга // Компьютерная математика. – 2005.- №1. – С. 94-103.
7. Пономарёва И.Д., Цепков Г.В. Сверхбыстрый спектральный анализ // Проблемы управления и информатики. – 1998. - №1. – С. 107-114.
8. Дивак М.П., Волощук С.В. Локалізація гарантованих оцінок параметрів технологічних процесів // Вимірювальна та обчислювальна техніка в технологічних процесах: Зб. наук. праць. -.2001. – Вип. 8. – С. 310-316.
9. Дивак М.П., Марценюк Є.О. Дослідження властивостей множини параметрів інтервальної дискретної моделі динамічної системи // Вісник Тернопільського державного технічного університету. 2006. Том 11. №3. – С. 41-47.
10. Личак М.М., Шевчук Б.М. Про інформативність показників інтервального аналізу сигналів і зображень // Штучний інтелект. – 2009. - № 1. – С. 88-98.
11. Марценюк Є.О. Особливості розв'язку задач параметричної ідентифікації динамічних систем в умовах інтервальної невизначеності // Марценюк Є.О. Реєстрація, зберігання і обробка даних. – 2010. Т. 12, №1.– С. 30– 38.
12. Смирнов В.И. Курс высшей математики. Т.2. – М.: Наука, 1974. – 656 с.
13. Данко П.Е., Попов А.Г. Высшая математика в упражнениях и задачах. – М.: Высш. шк., 1974. – 463 с.
14. Смирнов В.И. Курс высшей математики. Т.3, ч.1. – М.: Наука, 1975. – 323 с.

УДК 669.18 (075.8)

ОСОБЛИВОСТІ ВИРОБНИЦТВА СПЕЦІАЛЬНИХ СТАЛЕЙ І СПЛАВІВ

К. В. Михаленков, О. В. Новак

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуті особливості виробництва жароміцних, жаростійких та корозійно-стійких сталей і сплавів. Наведені хімічний склад, механічні властивості та області застосування спеціальних сталей і сплавів

Рассмотрены особенности производства жаропрочных, жаростойких и коррозионно-стойких сталей и сплавов. Приведенные химический состав, механические свойства и области применения специальных сталей и сплавов

Considered the features of the production of heat-resistant, ovenproof and corrosion-resistant steels and alloys. Presented chemical composition, mechanical properties and areas of application of special steels and alloys

Вступ

Головним продуктом плазово-дугових гарнісажних печей є вироби з нержавіючих, жароміцних сталей і сплавів, що призначені для роботи в агресивних середовищах при звичайних або високих температурах. Основними вимогами, що пред'являються до цієї групи сталей є корозійна стійкість (можливість протистояти дії агресивного середовища при звичайній температурі) та жаростійкість (опір дії газового середовища). Жаростійкі сталі і сплави, як правило, повинні бути жароміцними, тобто здібні протистояти при високій температурі протягом заданого часу руйнування і постійній протягом часу деформації під дією постійного навантаження. Корозійна стійкість сталі в різних середовищах залежить від її складу, структурного стану, активності корозійного середовища та навантажень, що на неї діють.

Тому хімічний склад таких сталей і сплавів повинен бути таким, щоб забезпечити їх стійкість при дії агресивного середовища.

Постановка задачі дослідження

Мета досліджень – показати вплив тугоплавких і рідкоземельних мета-лів на властивості спеціальних сталей і сплавів.

Технологія виплавки спеціальних сталей

Плавки досліджуваних матеріалів проводилися в атмосфері аргону при збитковому тиску 290 Па. Для плавки використовували аргон марки А по ГОСТ 10157-70.

При виплавці сталей для наведення основного шлаку використовують вапно, плавиковий шпат, шамотний бій і пісок. Найважливішою складовою шлакової суміші є вапно (CaO).

Протягом плавки після наведення ванни з інтервалом 5 та 10 хвилин здійснюють відбір проб металу методом всмоктування. Одночасно вимірювали температуру металу контактним способом, використовуючи вольфрам-ренієву термопару ВР20/5. Похибка вимірювання лежить в діапазоні $\pm 20^\circ\text{C}$.

Слід відзначити, що при завантаженні шихти необхідно враховувати засвоєння основних легуючих елементів. При розрахунку шихти було прийнято, що ступінь засвоєння хрому складає 96-98 %.

Нікель має значно меншу спорідненість до кисню та у металевій ванні практично не окислюється. Також гранульований нікель містить вологу, електролітичний – водень. Видалити гази, що вносяться нікелем, можна тільки в процесі кипіння ванни. З цих причин нікель завантажують на початкових стадіях. Ступінь засвоєння нікелю наближений до 100 %.

Молібден у ванні рідкого металу також майже не окислюється, тому його можна давати в завалку.

Легування вольфрамом проводять після дифузійного розкислення шлаку. Після цього проводиться легування фероніобієм і ферованадієм, якщо це необхідно, виходячи із хімічного складу сталі.

Дифузійне розкислення всіх досліджуваних марок сталі проводили алюмінієвим порошком в кількості 2 кг/т. Алюміній в шлаку відновлює оксиди заліза, марганцю і хрому.

За 10 хвилин до випуску металу проводилось остаточне розкислення металу алюмінієм. Після розкислення в сталі повинно залишатися 0,02-0,05% розчиненого алюмінію. Така кількість необхідна для нейтралізації кисню, що надходить з атмосфери під час випуску та розливання, і для встановлення потрібної величини зерна. В залежності від марки сталі та необхідного розміру зерна в період остаточного розкислення алюміній вводять в кількості 0,4 – 1,2 кг/т.

В результаті розкислення алюмінієм глинозем складає приблизно 90 % всіх включень в сталі. Тому часто остаточне розкислення проводять

силікокальцієм і рідкоземельними металами (РЗМ), після чого метал зливають.

Результати досліджень

В жароміцних сплавах зміцнюючою фазою разом з карбідами хрому є карбіди ванадію, молібдену, вольфраму, а також інтерметалідні сполуки.

Добавки тугоплавких елементів: молібдену, вольфраму, ніобію, танталу, гафнію стабілізують зміцнюючу фазу, так як ці елементи підвищу-ють температуру рекристалізації і послаблюють дифузійні процеси. Їх дія підсилюється якщо вводиться декілька елементів, що послаблюють дифузію. Тому жароміцні сплави легують, як правило, набором елементів. Хімічний склад корозійностійких, жаростійких і жароміцних сталей і сплавів приве-дений в таблиці 1.

Таблиця 1 Хімічний склад корозійностійких, жаростійких і жароміц-них сталей і сплавів

Марка сталі, сплаву	Вміст елементів, % мас.													
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Al	W	Mo	Nb	V	S	P	Fe
15X12 ВМБР	0,15 - 0,22	<0,5	<0,5	11 - 13	- - -	- - -	- - -	0,4 - 0,7	0,5 - 0,6	0,2 - 0,4	0,15 - 0,3	0,025	0,03	осн.
15X12 ВНМФ	0,12 - 0,18	<0,4	0,9	11 - 13	0,4 - 0,8	- - -	- - -	0,7 - 1,1	0,5 - 0,7	- - -	- - -	0,025	0,04	осн.
45X14 Н14В2М	0,4 - 0,5	<0,8	<0,7	13 - 15	13 - 15	- - -	- - -	2 - 2,8	0,25 - 0,4	- - -	- - -	0,02	0,035	осн.
03X16 Н15М3	<0,03	<0,6	<0,8	15 - 17	14 - 15	- - -	- - -	- - -	2,5 - 3	- - -	- - -	0,015	0,02	осн.
ХН57 МВТЮ	<0,1	<0,6	<0,5	19 - 22	осн. - осн.	1,7 - 1,9	2,4 - 2,9	5,5 - 7,5	2,5 - 4	- - -	0,31	0,015	0,009	0,015

Останнім часом жароміцні сталі і сплави легують малими добавками (0,03-0,3%) рідкоземельних металів (РЗМ), таких як ітрій, церій, цирконій, лантан і гафній. Це призводить до покращення службових властивостей матеріалів, що легуються. Пов'язане воно з впливом РЗМ на чистоту границі зерен від оксидів сульфідів. Зокрема, добавки ітрію і гафнію в жароміцні сплави покращують адгезію окалини до металу.

Механічні властивості спеціальних сталей і сплавів приведені в таблиці 2.

Таблиця 2 Механічні властивості спеціальних сталей і сплавів

Марка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV
10X12H2BMФ	1100-1300	900-1000	8-12	50-60	0,6-1,2
ХН67МТЮБ	1050	650	25	25	-
ХН55ВМТФКЮ	1200	850	12	20	-
45Х14Н14В2М	720	320	20	35	0,5

З приведених в таблиці даних видно, що сталі відрізняються як за характеристиками міцності (різні границі міцності σ_B та текучості $\sigma_{0,2}$), так і за характеристиками пластичності (відносне звуження ψ і подовження δ). Області застосування корозійностійких, жаростійких та жароміцних сталей і сплавів, а також максимальні температури, при яких можлива довгочасна експлуатація виробів з них, приведені в таблиці 3.

Таблиця 3 Області застосування корозійностійких, жаростійких і жароміцних сталей і сплавів

Марка	Призначення	Максимальна температура, що рекомендується при довготривалому використанні (до 10000 год.) , град.	Температура початку інтенсивного окалиноутворення в повітряному середовищі, град.
15Х12ВНМФ	Ротори, диски, лопатки, болти	580	750
18Х12ВМБФР	Поковки, лопатки	600	750
09Х14Н16Б	Труби парогенераторів і устано-вок надвисокого тиску	650	850
45Х14Н14В2М	Клапани моторів, деталі трубопроводів	650	850
09Х16Н15МЗБ	Труби паро нагрівачів і трубопроводів високого тиску	350	850
ХН57МВТЮ	Лопатки, корпуси	850	1000
ХН55МВЮ	Лопатки, диски турбін	900	1050
ХН56ВМТЮ	Високонавантажені деталі	950	1100

Слід відмітити, що особливе місце серед спеціальних сплавів мають сплави на нікелевій основі, призначені для роботи при температурах від 700 до 1100 °С. Їх використовують в газових турбінах двигунів літаків, кораблів, енергетичних установок, при виготовленні деталей ракетно-космічної техніки, в нафтохімічному обладнанні, при виготовленні газових турбін.

Сучасні жароміцні сплави на нікелевій основі мають складний склад. В них входить до 9 основних легуючих елементів і велика кількість домішок. Багато з легуючих елементів, розчинених в нікелі та ніхромі, являються ефективними зміцнювачами.

Таким чином, жароміцність, жаростійкість і інші характеристики сплавів на нікелевій основі пов'язані з оптимізацією їх складу за співвідношенням легуючих елементів, що входять в матричний γ -твердий розчин і зміцнюють інтерметалідні, карбідні та боридні фази.

В сплави, призначені для роботи при порівняно невисоких температурах (750 – 850 °С) довгий час, вводять підвищений вміст хрому (до 20%), молібдену і вольфраму (10-12% сумарно), титану, алюмінію, ніобію (8-10%). Це дає можливість отримати велику кількість зміцнюючої γ -фази.

Часто при виплавці вищевказаних матеріалів введення РЗМ і ЛЗМ утруднено через різницю температур плавлення і густини їх і основи сплаву. Тому РЗМ в сталі вводять у вигляді феросплавів (фероцерій, мішметал) або лігатур типу ГФН-10 (гафній – нікель). Це дозволяє зекономити дорогоцінні метали за рахунок більш повного їх засвоєння основою сплаву. При розливці цих сплавів слід здійснювати захист інертними газами потоку металу і поверхні металу у виливниці від вторинного окислення.

В сучасній техніці нікелеві жароміцні сплави працюють на межі своїх температурних можливостей (робочі температури часто досягають 0,8 – 0,85 температури солідусу). Тому важливе значення набуває підвищення температурного рівня сучасних жароміцних сплавів, їх надійності і довговічності. Це здійснюється за допомогою освоєння нових технологічних процесів, таких як направлена кристалізація, вирощування деталей в монокристалічному стані, використання сплавів, зміцнених дисперсними частками оксидів.

При більш високих температурах експлуатації (вище 1100 °С) необхідно застосування тугоплавких металів: ніобію, молібдену, танталу і сплавів на їх основі.

Висновки

Довготривалому збереженню жаростійкості, жароміцності та корозійній стійкості сприяє гальмування дифузійних процесів, що досягається оптимальним легуванням. Вибір складу спеціальних сталей і сплавів слід проводити з врахуванням їх робочої температури, агресивності середовища, ресурсу і режиму роботи.

Література

1. 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.
2. 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.
3. Банных О. А., Поварова К. Б. Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов и интерметаллических соединений // Новые металлические материалы: Сб. научн. трудов. – К.: ИЭС им. Е. О. Патона. – 1989г. – 29-33с.

УДК 621.762

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА ДОПРЕСОВКУ МАТЕРІАЛІВ НА ОСНОВІ ЗАЛІЗНОГО ПОРОШКУ

А. В. Мініцький, О. О. Ілліних, Б. О. Сидоренко

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

Встановлено та обґрунтовано можливість використання допресовки для отримання порошкових виробів високої щільності та міцнісних характеристик. Показано, що проводити допресовку після відпалювання може бути доцільно при виготовленні виробів, що мають підвищений вміст графіту та в подальшому піддаються гартуванню

Установлена и обоснована возможность использования допрессовки для получения порошковых изделий высокой плотности и прочностных характеристик. Показано, что проводить допрессовку после отжига может быть целесообразно при изготовлении изделий, имеющих повышенное содержание графита и подвергающихся закалке

The use recompressions powder products for high density and strength characteristics were established and justified. It is shown that carry recompression annealing may be desirable in the manufacture of products having a high content of graphite and subjected to quenching

Вступ

Характеристики порошкових деталей залежать від складу матеріалу і щільності, досягнутої під час технологічного процесу. Для конструкційних деталей щільність спечених виробів являється ключовим параметром. Основні напрями, пов'язані з отриманням порошкових виробів з високою щільністю і високими міцнісними характеристиками, були досягнуті в таких технологіях як подвійне пресування і спікання, штампування, просочування і високотемпературне спікання [1]. Однак вартість і відповідні обмеження цих технологій перешкоджають їх широкому використанню [2]. Тому, модифікація традиційного одноразового методу пресування і спікання, при виробництві близьких до заданих параметрів деталей складної форми, що мають високу щільність, являється головною метою ряду досліджень.

Постановка задачі дослідження

Можна достатньо впевнено вважати, що загальносвітова тенденція – виготовлення 85-90% деталей з порошків заліза шляхом їх пресування в закритих прес-формах і наступного спікання збережеться достатньо довго, що визначає необхідність технологічного вдосконалення цієї схеми.

Тому метою даної роботи є дослідження процесу допресовки порошкових матеріалів та визначення основних технологічних факторів, що впливають на ущільнення матеріалів на основі заліза.

Для вирішення поставленої мети було поставлено наступні задачі:

1. Дослідити вплив вмісту вуглецю на ущільнення залізного порошку.
2. Дослідити вплив режимів відпалу на процес допресовки матеріалів на основі залізного порошку.
3. Дослідити вплив часу після відпалу на процес допресовки матеріалу на основі залізного порошку.
4. Визначити основні механізми, що впливають на процес допресовки та досягнення максимальної щільності.

Методика проведення експериментів

В роботі використовувалися суміші на основі залізного порошку з добавками графіту в кількості від 1 до 5 %. Формування заготовок проводилося при тиску 700 МПа з використанням двосторонньої схеми пресування. Відпал спресованих зразків проводили у середовищі водню при температурі 700 – 850 °С та витримці протягом 1 години. Допресовку проводили під тиском 700 МПа в роз'ємній прес-формі.

Результати досліджень

На першому етапі досліджень було встановлено оптимальний вміст графіту в залізному порошку для отримання матеріалу з мінімальною пористістю. Відомо, що введення графіту у залізний порошок суттєво знижує тиск, необхідний для отримання заданої пористості [3]. Так, середня для антифрикційних матеріалів на основі заліза пористість 20 % досягається при пресуванні залізного порошку під тиском 7,5 т/см², при введенні до нього 4 % графіту – при тиску 4 т/см². Застосування допресовки при 7 т/см² після попереднього спікання дозволяє отримати залізографітові матеріали з пористістю менше 10 %. Встановлено, що із збільшенням вмісту графіту у залізному порошку при пресуванні на 700 МПа пористість зразків зростає з 9 до 20 % (рис. 1).

Збільшення пористості із збільшенням вмісту графіту пояснюється тим, що графіт перешкоджає контакту між металевими частинками порошку. Хоча введення графіту має позитивно впливати на процес ущільнення залізного порошку. Виконуючи роль твердого мастила, графіт

знижує внутрішнє тертя між частинками порошку та стінкою прес-форми. Проте, ефективність введення графіту проявляється переважно на першій стадії пресування, коли відбувається переукладання частинок при низьких тисках. При високих тисках пресування утворюються напружені контактні зони між частинками металу між якими зачищено графіт, який відчуває значні стискаючі напруження, що здатні пластично деформувати метал. Опір який чинить графіт приводить до пружної післядії і відповідно до розриву контактів. Особливо це помітно при вмісті графіту 5 % – пористість збільшується до 20 %.

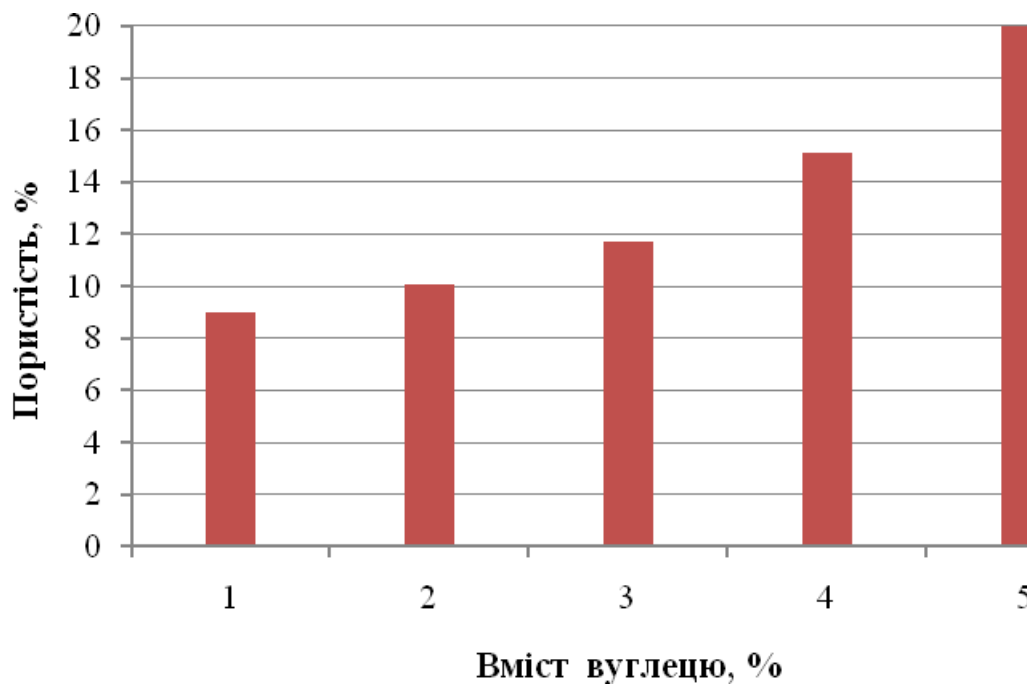


Рис. 1 Залежність пористості матеріалу на основі залізного порошку від вмісту вуглецю спресованого під тиском 700 МПа

Тому, оптимальним вмістом графіту, з точки зору отримання матеріалу з низькою пористістю і високою міцністю можна вважати 4 %. Саме при такому вмісті були проведенні дослідження по допресовці після відпалу.

Проведення допресовки матеріалу після відпалу при різних температурах виявило не лінійну залежність пористості від температури відпалу (рис. 2).

Відпал проводився в діапазоні температур 700–850 °С з витримкою 1 година. В результаті при температурі відпалу 700 °С допресовка дозволила отримати пористість 4,5 %, збільшення температури відпалу привело до

зменшення пористості до 3 %, що говорить про збільшення пластичності матеріалу. Підвищення температури відпалу до 800 – 850 °С привело до зростання пористості до 4,5 – 5,8 %. Це може пояснюватись зростанням твердості, що відбувається внаслідок науглецювання при даних режимах відпалу.

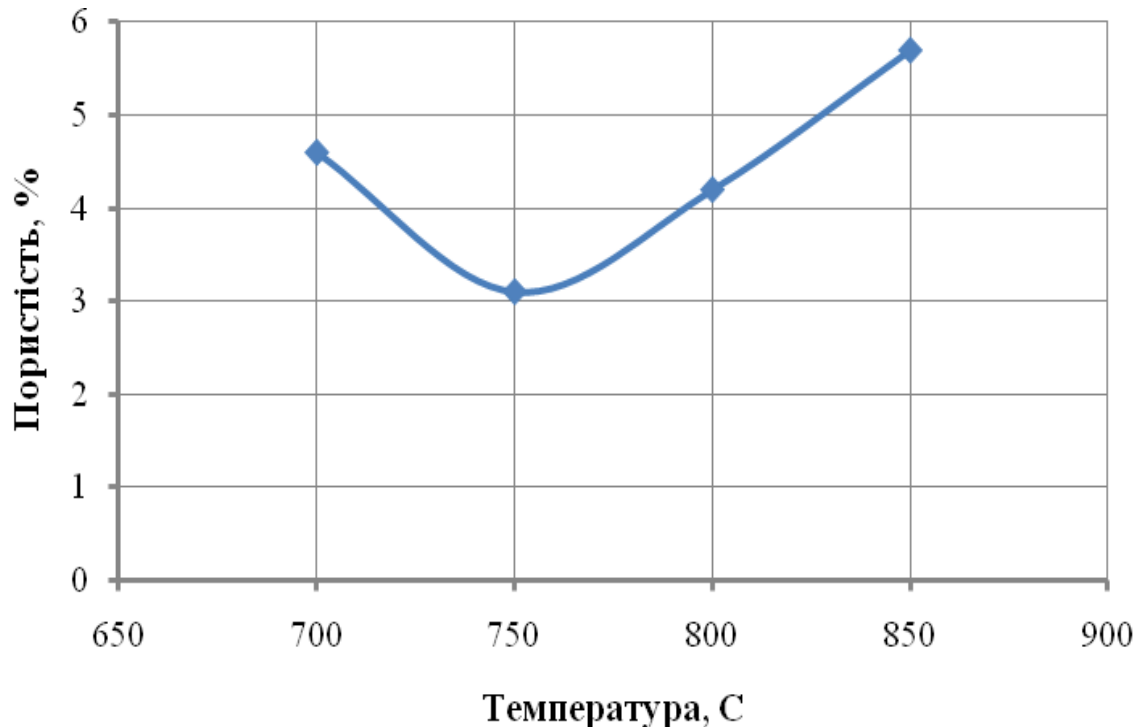


Рис. 2 Залежність пористості матеріалу на основі залізного порошку від температури відпалу допресованого під тиском 700 МПа

Наступним етапом даних досліджень було визначення впливу часу після відпалу на процес допресовки. Представляло інтерес, чи впливає час після відпалу на ущільнення матеріалу при допресовці, наскільки принципово в технологічному процесі проводити операцію допресовки (другого пресування) одразу після відпалу або через певний час.

При допресовці зразу після відпалу протягом перших 2 годин спостерігається мінімальна пористість близько 3 % (рис. 3). Допресовка через тиждень дозволила отримати пористість 5,5 %. Через два та три тижні відповідно пористість після допресовки зросла до 6 – 6,5 %. Отримані результати можуть бути пояснені тим, що з часом після відпалу може відбуватися процес старіння, в результаті якого із твердого розчину заліза по границях зерен виділяються елементи проникнення (азот, кисень, вуглець). Виділення даних елементів по границях зерен перешкоджає

пластичній деформації під час допресовки. В результаті пористість із збільшенням часу після проведення відпалу зростає.

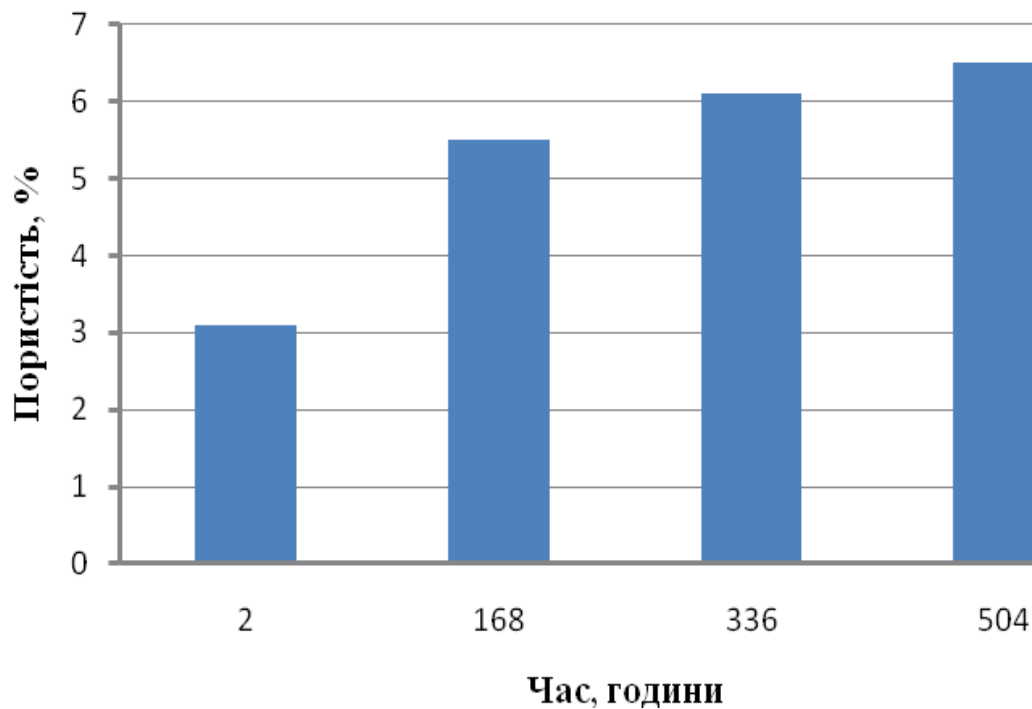


Рис. 3 Залежність пористості матеріалу на основі залізного порошку від часу допресовки після відпалу при температурі 750 °С

Висновки

В роботі визначено основні фактори, що впливають на процес допресовки порошкових виробів.

1. Встановлено, що оптимальним вмістом графіту, з точки зору отримання матеріалу з низькою пористістю і високою міцністю можна вважати 4 %. Збільшення графіту призводить до зменшення щільності матеріалу.

2. Показано, що відпал порошкових матеріалів на основі залізу із вмістом графіту 4 % доцільно проводити при температурі 750 °С, саме при такій температурі вдається досягти мінімальної пористості.

3. Встановлено, що час після відпалу є чинником який впливає на процес допресовки порошкових матеріалів. Результати досліджень показали, що для забезпечення високої щільності і мінімальної пористості, допресовку необхідно проводити одразу після відпалу.

Литература

1. Витязь П. А., Ильюшенко А. Ф., Савич В. В. Новые технологии получения и свойства порошковых композиционных материалов: порошковая металлургия в мире и в Беларуси: 1990-2010. Состояние, проблемы, перспективы. – Минск, Беларусь, 2010. – 54с.
2. Порошковая металлургия и напыленные покрытия: учебник для вузов / В. Н. Анциферов, Г. В. Бобров, Л. К. Дружинин и др. - М.: Металлургия, 1987. 192с.
3. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения. Справочник. / И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысельский и др. Киев.: Наук. Думка, 1985. – 624 с.

УДК 669.017.3:544.034.23

ДИФФУЗИОННОЕ ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ НИЗКОУГЛЕРОДИСТОГО ФЕРРИТНОГО СПЛАВА ЖЕЛЕЗА И ВЫСОКОУГЛЕРОДИСТОГО РАСПЛАВА, ЛЕГИРОВАННЫХ ПО ТИПУ БЫСТРОРЕЖУЩЕЙ СТАЛИ Р6М5

А. В. Мовчан, А. П. Бачурин, Е. А. Черноиваненко

Национальная металлургическая академия Украины

Встановлені закономірності взаємодії пари феритний сплав - евтектичний розплав, легований за принципом швидкорізальної сталі Р6М5. Досліджена кінетика формування дифузійних шарів в процесі обробки, що супроводжується перерозподілом основних легуючих елементів у процесі дифузійної взаємодії

Установлены закономерности взаимодействия пары ферритный сплав – эвтектический расплав, легированных по принципу быстрорежущей стали Р6М5. Исследована кинетика формирования диффузионных слоев в процессе обработки, сопровождающаяся перераспределением основных легирующих элементов в процессе диффузионного взаимодействия

The regularities of interaction between a pair of ferritic alloy - eutectic melt, alloyed on the principle of high speed steel R6M5 were revealed. The kinetics of formation of diffusion layers in the process, accompanied by major redistribution of alloying elements in the process of diffusion interaction have been investigated

Исследовали диффузионное взаимодействие пары ферритный сплав – эвтектический расплав. Сплав, близкий к эвтектическому (~3,5%С), изготавливали на основе низкоуглеродистой ферритной стали 02Р6М5. Химический состав взаимодействующих сплавов приведен в таблице 1. Микроструктура сплавов в исходном состоянии приведена на рис. 1.

Таблица 1 Химический состав опытных сплавов

Сплав	Концентрация основных элементов, %		
	С	W	Mo
ферритный	0,2	6,48	5,26
эвтектический	3,4	5,85	4,72

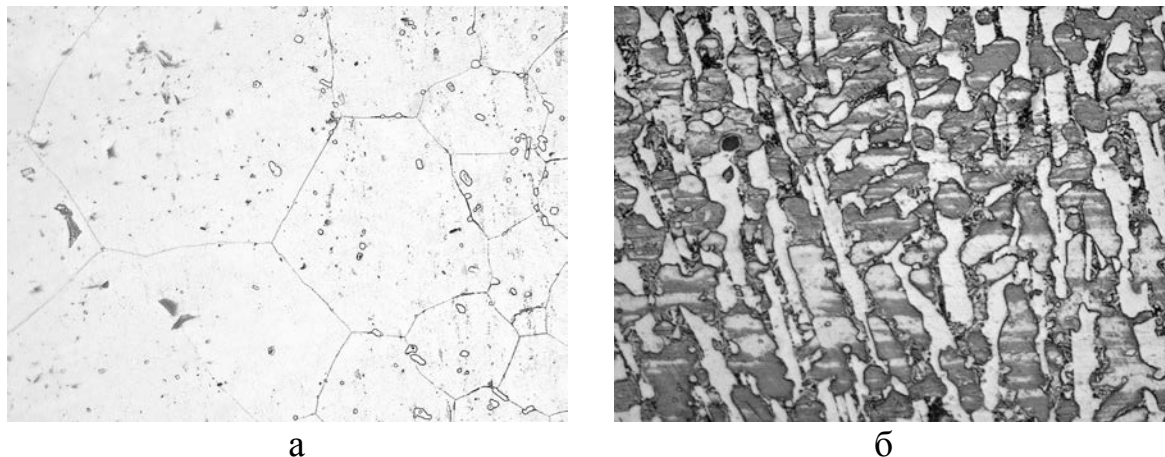


Рис. 1 Микроструктура сплавів в исходном состоянии;
а – ферритный, б – эвтектический; а – х100, б – х500

Из ферритного сплава были изготовлены герметичные капсулы, внутрь которых запрессовали эвтектический сплав. Капсулы нагревали выше температуры плавления эвтектики ($1100\text{ }^{\circ}\text{C}$) до температур 1120 , 1150 и $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдерживали $1,5$ часа. Во время выдержки в результате диффузионного перераспределения углерода, по обе стороны от поверхности раздела протекали фазовые превращения. Последовательность превращений можно проследить по изотермическому сечению диаграммы состояния (рис. 2). Пунктирной линией обозначена концентрация основных легирующих элементов.

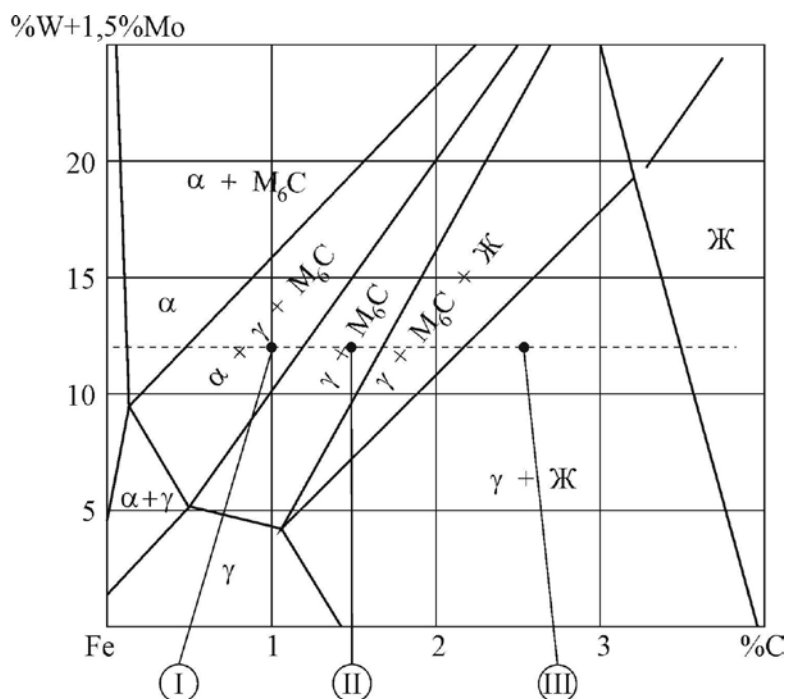


Рис. 2 Схема изотермического сечения диаграммы состояния железо – углерод – вольфрамовый эквивалент при температуре $1180\text{ }^{\circ}\text{C}$

Как показали металлографические исследования, температура выдержки качественно не влияет на структуру диффузионных слоев. После расплавления эвтектики начинается диффузионное перераспределение углерода между сплавами. Жидкость обедняется углеродом, и в ней кристаллизуется аустенит (γ). Феррит (α), пересыщаемый углеродом, превращается в аустенит и специальный карбид M_6C . Некоторое количество карбида выделяется перед фронтом $\alpha \rightarrow \gamma$ перекристаллизации. Фронт превращения искривлен, что объясняется различной растворимостью W и Mo в аустените и феррите и перераспределением этих компонентов между фазами при перекристаллизации. Микроструктура в районе фронта превращения соответствует точке I на диаграмме (рис. 2) и представлена на рис. 3а. По мере приближения к зоне эвтектики концентрация углерода в диффузионном слое увеличивается. Соответственно меняется морфология мартенсита – продукта превращения аустенита при охлаждении (точка II на диаграмме, рис. 3б). Мартенсит трансформируется из пакетного в игольчатый, растет количество остаточного аустенита.

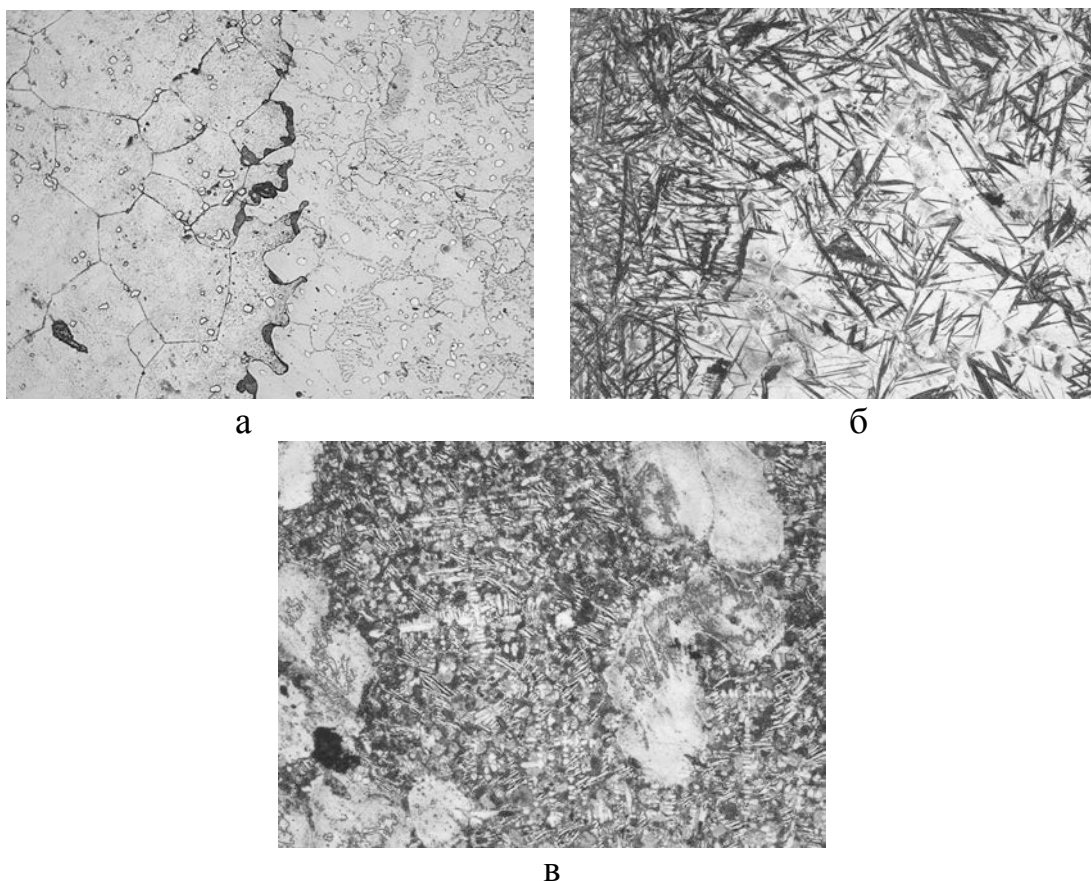


Рис. 3 Микроструктура опытных сплавов в результате диффузионного взаимодействия: а – переходная зона, б – игольчатый мартенсит, в – закристаллизованная жидкость; $\times 100$

Кинетика роста диффузионных слоев контролируется диффузией углерода в твердых фазах. Соответственно, скорость кристаллизации расплава определяется скоростью отвода углерода через аустенит. Однако, кроме диффузии углерода, при кристаллизации происходит оттеснение W и Mo в жидкость. Скорость диффузии в жидкость на порядок выше, чем в твердой фазе, более того, имеет место конвективное перемешивание. Таким образом, процесс перераспределения W и Mo не достигает стационарности и их концентрация в расплаве постоянно увеличивается. Вследствие этого меняется структура жидкости после кристаллизации и структура фронта перекристаллизации (точка III на диаграмме, рис. 3в). Как показали исследования методом послойных сошлифовок, участки аустенита в жидкости являются сечениями разветвленных дендритов.

В результате выполнения работы установлено, что в процессе диффузионного взаимодействия пары ферритный сплав – эвтектический расплав реализуются многофазные превращения, сопровождающиеся перераспределением основных легирующих элементов W и Mo.

УДК 696.162.267.6

ПОШУК РАЦІОНАЛЬНИХ ТЕХНІЧНИХ РІШЕНЬ, ЩО ДО ВВЕДЕННЯ АКТИВНИХ РЕАГЕНТІВ У РОЗПЛАВ

Л. С. Молчанов, К. Г. Нізяєв, Б. М. Бойченко, О. М. Стоянов, Є. В. Синегін

Національна металургійна академія України

У статті представлені результати досліджень з пошуку раціональних технічних рішень що до введення активних реагентів у розплав. Проаналізовано вплив конструкційних параметрів камери-випарника та отворів, якими вона оснащена, на повноту засвоєння активного реагенту розплавом

В статье приведены результаты исследований направленных на поиск рациональных технических решений по введению активных реагентов в расплав. Проанализировано воздействие конструктивных параметров камеры-испарителя и отверстий, которыми она оснащена, на полноту усвоения активного реагента расплавом

The article presents the results of research aimed at finding technical solutions for rational application of active reagents in a melt. The effects of the design parameters of evaporation vessel and the holes on assimilation rate of active reagent by melt were analyzed

Вступ

В сучасних умовах використання активних реагентів для рафінування та модифікування розплавів є обов'язковою складовою технологічного циклу виробництва більшості металургійних та ливарних підприємств [1 - 3]. У якості активних реагентів використовують лужні або лужноземельні метали, РЗМ або лігатури на їх основі. Враховуючи, що всі зазначені матеріали є дефіцитними, то збільшення енергоефективності та зменшення собівартості кінцевої продукції можна досягти за рахунок їх економії.

Постановка задач дослідження

Найпоширенішою технологією введення у об'єм розплаву активних реагентів є використання пристроїв оснащених камерою-випарником. При її використанні близько 5 – 10 % активних реагентів окислюється при контактуванні з окислювальним газовим середовищем на початковій та кінцевій стадіях обробки [4].

Метою даної роботи є розробка раціональної конструкції пристрою для введення активних реагентів у розплав, застосування якого дозволить підвищити ступінь засвоєння реагентів.

Методика проведення експериментів

Дослідження проводили шляхом моделювання на рідкому чавуні, яке передбачало апробацію пристроїв різного конструктивного виконання для введення активних реагентів у розплав з метою видалення сірки. Хімічний склад чавуну та реагенту для десульфурації наведено у таблиці 1, 2.

Таблиця 1 Хімічний склад чавуну, %:

C	Mn	Si	S	P
4,38	0,55	0,87	0,032	0,148

Таблиця 2 Хімічний склад екзотермічної суміші для відновлення магнію з оксиду безпосередньо у обсязі розплаву

FeO	CaO	MgO	Al
58,00	7,00	14,00	21,00

При виконанні досліджень використовували спеціальну експериментальну установку, схема якої представлена на рис. 1.

Твердий чавун, у кількості 600 г, механічно подрібнювали до фракції 10 – 20 мм та завантажували до графітового тигля (H = 120 мм, Ø = 50 мм). Який встановлювався у середину робочого простору печі Тамана та нагрівали до температури 1350°C, по досягненню якої встановлювали стаціонарний режим нагрівання печі (теплота що виробляється графітовим нагрівачем використовується лише на компенсацію витрат у навколишнє середовище) та тигель з розплавом витримували протягом 15 – 20 хвилин. Для обробки розплаву вводилася екзотермічна суміш, у кількості 12 г. Фракційний розмір її складових знаходився у діапазоні 1 – 3 мм.

У процесі виконання досліджень екзотермічну суміш завантажували у пристрій для введення 3, певної конструкції, який за допомогою кронштейну 4 занурювали в об'єм рідкого чавуну в тиглі 1, на 50% його глибини. Закінчення процесу обробки визначали візуально за зниженням інтенсивності кипіння рідкого чавуну. Після закінчення обробки тигель витримувався у робочому просторі печі Тамана протягом 10 – 15 хвил. та витягали. Подальше охолодження проводилося на повітрі шляхом вільного теплообміну з навколишнім середовищем. Для виключення грубих помилок та перевірки відтворюваності результатів досліджень кожен експеримент повторювався тричі.

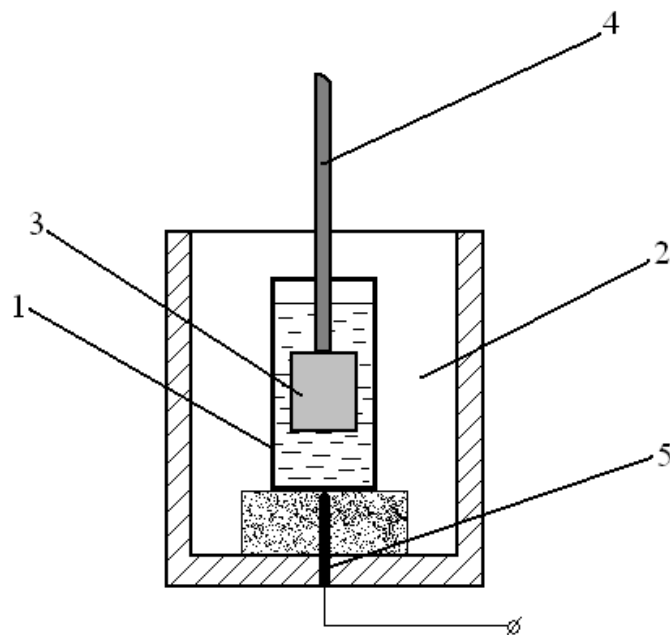


Рис. 1 Схема експериментальної установки, що використовувалася для оцінки ефективності введення екзотермічної суміші у розплав:

- 1 – графітовий тигель з рідким чавуном; 2 – робочий простір печі Тамана;
3 – пристрій для вводу екзотермічної суміші у розплав; 4 – кронштейн;
5 – термопара ВР – 20/ВР-5

Після остаточного охолодження зразки піддавали рентгеноспектральному визначенню вмісту сірки (відповідно до існуючої методики для точності визначення вмісту сірки у отриманому зливку проводилося за п'ятьма точками, розташованими за висотою зливка на відстані від нижньої частини зливка – 0, 25, 50, 75 та 100 %). Для порівняння ефективності різних технологій введення екзотермічної суміші у розплав користувалися таким параметром, як ступінь десульфурації, що розраховується за наступною формулою [5]:

$$\partial S = \frac{S_{\text{поч}} - S_{\text{кінц}}}{S_{\text{поч}}} \cdot 100, \% \quad (1)$$

де $S_{\text{поч}}$ та $S_{\text{кін}}$ – початковий та кінцевий вміст сірки у розплаві, %.

У першій частині дослідження екзотермічна суміш вводилася безпосередньо на поверхню рідкого чавуну фасована у паперових пакетах. Другим етапом вивчення технологічних особливостей введення була апробація технологій введення екзотермічної суміші у рідкий чавун за

допомогою пристроїв дзвоноподібної форми з різною формою камери-випарника та різною конфігурацією отворів у них.

Результати досліджень

На першому етапі досліджень екзотермічна суміш у визначеній кількості подавалася на поверхню розплаву фасованою у паперових пакетах. Обробка відрізнялася значним піроефектом та не давала стабільного результату. Так у наслідок відсутності перемішування розплаву у його об'ємі існувала нерівномірність розподілу ступеню видалення сірки (рис. 2). При використанні зазначеної вище технології, середній ступінь десульфурації чавуну склав 47,19 %. Це свідчить про можливість використання розробленої екзотермічної суміші у промисловості, проте спосіб що випробовувався є незадовільним оскільки існує градієнт концентрації сірки по висоті тигля.

З метою збільшення рівномірності процесу видалення сірки з розплаву у подальших експериментах були використані пристрої для введення активних реагентів у розплав з камерами-випарниками дзвоноподібної форми.

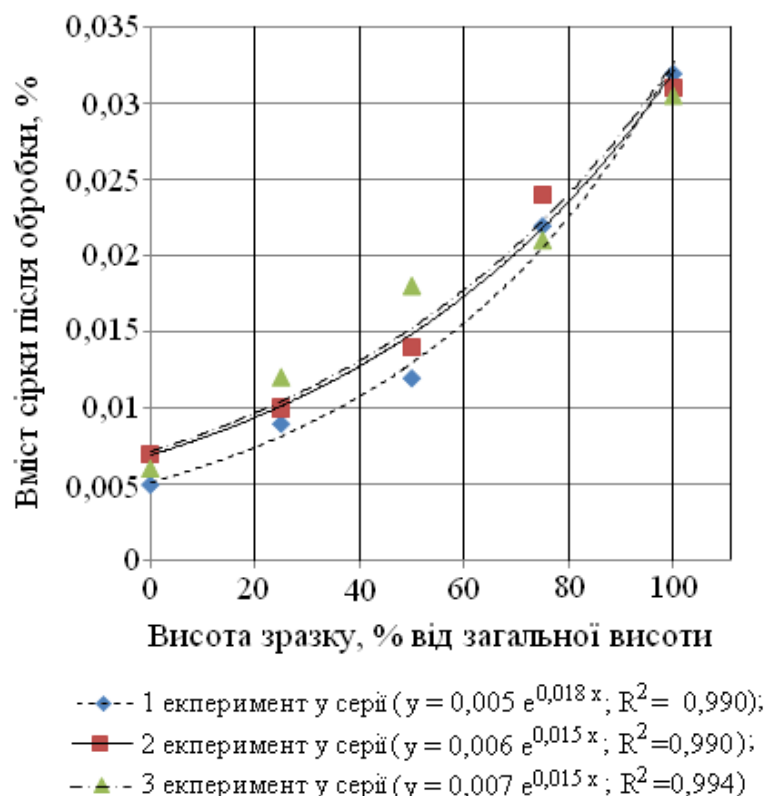


Рис. 2 Залежність вмісту сірки від відстані до верхньої частини зразку, що був отриманий при подачі екзотермічної суміші на поверхню розплаву

Першочергово введення екзотермічної суміші у розплав проводилося за допомогою спеціального пристрою з циліндричною камерою-випарником, яка оснащена вісьмома отворами (рис. 3).

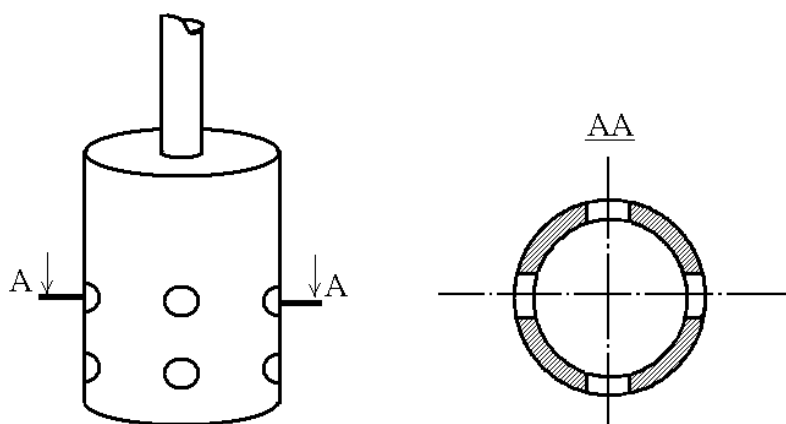


Рис. 3 Ескіз пристрою для введення екзотермічної суміші у розплав, що оснащено циліндричною камерою-випарником з вісьмома круглими отворами діаметром 4 мм

Розроблений пристрій було виконано зі сталі 40 НХТ. Він мав наступні конструктивні особливості: камера-випарник мала форму циліндра з діаметром 25 мм та висотою 30 мм; для видалення у розплав активного реагенту у камері було виконано вісім отворів діаметром 4 мм кожний. Відстань від торця вільного краю камери-випарника до вісі отвору у нижньому ряді складала 6 мм, а між осями отворів верхнього та нижнього рядів – 10 мм.

Використання пристрою для введення екзотермічної суміші у розплав, що оснащено циліндричною камерою-випарником з вісьмома круглими отворами діаметром 4 мм було наступним: всередині камери-випарника встановлювали визначену кількість екзотермічної суміші у паперовому пакеті та ущільнювали; за допомогою спеціальної експериментальної установки камеру-випарник вводили у розплав. Використання даного пристрою було пов'язане зі значним сплескоутворенням, яке у свою чергу привело до зниження ступеня десульфурації розплаву в цілому. Середній ступінь десульфурації склав 49,2 %.

Сплескоутворення було викликане дуже інтенсивним переходом випарів магнію у розплав. Такий стан речей був зумовлений значною загальною площею отворів у камері-випарнику тому для подолання цієї проблеми у наступному експерименті було запропоновано зменшити кількість отворів у камері-випарнику до трьох. Ескіз пристрою для

введення активних реагентів у розплав з трьома отворами у циліндричній камері-випарнику представлений на рис. 4.

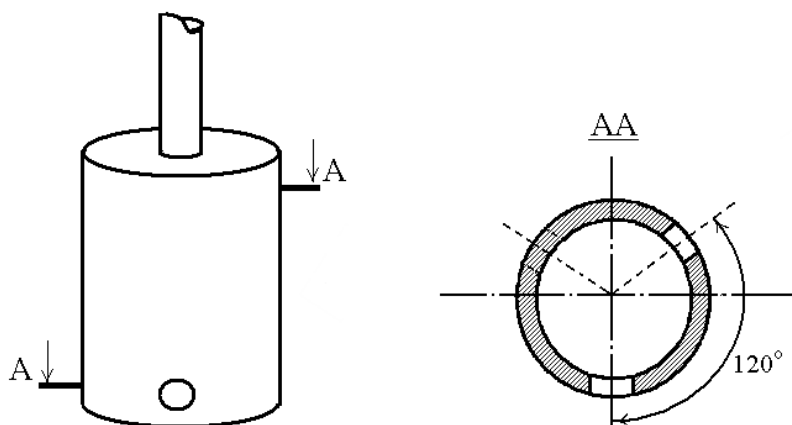


Рис. 4 Ескіз пристрою для введення екзотермічної суміші у розплав, що оснащено циліндричною камерою-випарником з трьома круглими отворами діаметром 4 мм

Конструктивно запропонований пристрій відрізняється від попереднього тільки тим, що його камера-випарник оснащена трьома отворами діаметром 4 мм кожний, які розташовані по спіральній лінії з шагом 10 мм, а кут між осями отворів складає 120° . Технологія введення екзотермічної суміші у об'єм рідкого чавуну була аналогічною до попереднього випадку. До істотних недоліків пристрою, що розглядається, можна віднести неповний перехід випарів магнію до розплаву з камери-випарника. Так при обробці, за цією технологією, певна частина випарів магнію залишається у об'ємі камери-випарника та не взаємодіє з рідким чавуном. При видаленні пристрою з об'єму рідкого чавуну відбувається контакт випарів магнію з окислювальним середовищем повітря, що викликає їх окислення. При проведенні експериментів це приводило до виникнення спалаху у момент видалення пристрою. Середній ступінь десульфурзації при застосуванні пристрою для введення екзотермічної суміші у розплав оснащеного циліндричною камерою-випарником з трьома отворами склав 51,3 %.

Для поліпшення технології введення екзотермічної суміші у рідкий чавун було запропоновано змінити форму отворів у камері-випарнику на щілину. Це дозволить збільшити поверхню контакту випарів активного реагенту з розплавом за рахунок зменшення розміру бульбашок. Ескізи пристроїв для введення активних реагентів у розплав з циліндричною камерою-випарником оснащеною щілиноподібними отворами представлені на рис. 5.

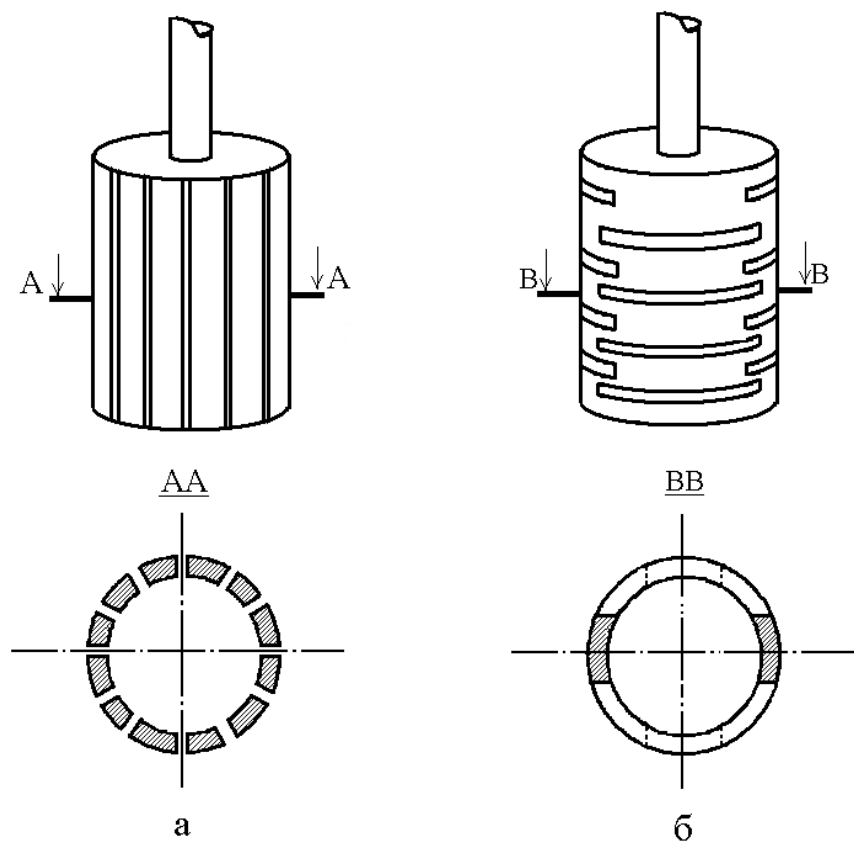


Рис. 5 Ескізи пристроїв для введення екзотермічної суміші у розплав з циліндричною камерою-випарником, оснащеною щілинними отворами: а – щілиноподібні отвори розташовані паралельно до вертикальної вісі пристрою; б - щілиноподібні отвори розташовані перпендикулярно до вертикальної вісі пристрою

Конструктивно запропоновані пристрої відрізняються від попередніх формою отворів у камері-випарнику. Так у першому випадку використовується дванадцять поздовжніх отворів (по 2 мм завширшки кожний) розташованих паралельно до вертикальної вісі пристрою, а у другому – шістнадцять щілинно-секторних отворів (по 2 мм завширшки та з кутом сектору 140° кожний) розташованих перпендикулярно до вертикальної вісі пристрою. Технологія введення екзотермічної суміші у об'єм рідкого чавуну була аналогічною до попереднього випадку. Використання пристроїв, зазначеної вище конструкції, дозволяє значно знизити піроефект у процесі обробки, проте не дозволяє досягти використання активного реагенту у повному обсязі.

Такий розвиток подій викликано тим, що при видаленні пристрою з рідкого чавуну, певна кількість випарів магнію, що лишається всередині

нього, вступає у взаємодію з киснем повітря не приймаючи участь у процесі десульфурації. Це викликано тим, що під дією гідростатичного тиску шару рідкого чавуну випари магнію переміщуються до верхньої частини камери-випарника та віддаляються від отворів для випаровування.

Особливістю використання пристрою для введення екзотермічної суміші у розплав з циліндричною камерою-випарником та щілиноподібними отворами розміщеними перпендикулярно до вертикальної вісі пристрою було те, що у зоні розташування отворів спостерігалось значне локальне руйнування яке приводило до збільшення швидкості переходу магнію у розплав, яке супроводжується більш інтенсивним кипінням ванни, утворенням виплесків та піроефектом.

Середній ступінь десульфурації при застосуванні пристроїв з циліндричною камерою-випарником оснащеною щілиноподібними отворами розташованими паралельно до вертикальної осі пристрою склав – 64,5 %, а у випадку антологічного пристрою з щілинними отворами розташованими перпендикулярно до вертикальної вісі пристрою – 65,8 %.

Для збільшення ступеню засвоєння активного реагенту розплавом було запропоновано змінити форму камери-випарника з циліндричної на сферичну. Такий вибір пояснюється тим, що при зануренні до рідкого середовища тіло, що має форму кулі, зазнає практично однакового впливу тиску на поверхні з усіх боків. Ескіз пристрою для введення активних реагентів у розплав, який оснащено сферичною камерою-випарником представлено на рис. 6.

Конструктивно пристрій для введення активних реагентів у розплав складається з наступних елементів: штанги 1 з обмежувальним упором 2, камери для введення реагентів, що має форму кулі і складається з сегментів-пелюсток 3, обмежувального кільця 4 та фіксатора 5. Він працює наступним чином: пристрій укладається горизонтально, після чого знімають один з сегментів-пелюсток 3, що формують камеру для реагентів. Через отриманий отвір всередину камери завантажують екзотермічну суміш, після чого встановлюють всі сегменти-пелюстки 3, а їх верхні виступи фіксують за рахунок обхвату обмежувальним кільцем 4. Обмежувальне кільце фіксують за допомогою фіксатора 5 на штанзі 1. Після цього пристрій переводять у вертикальне положення та за допомогою механічного устаткування занурюють у металевий розплав.

Під дією тепла рідкого металу активний реагент випаровується, та через це, унаслідок багатократного збільшення об'єму, його пари переходять у розплав через щілиноподібні отвори між сегментами-пелюстками, що формують камеру для реагентів. У процесі цього відбувається рафінування та модифікування розплаву.

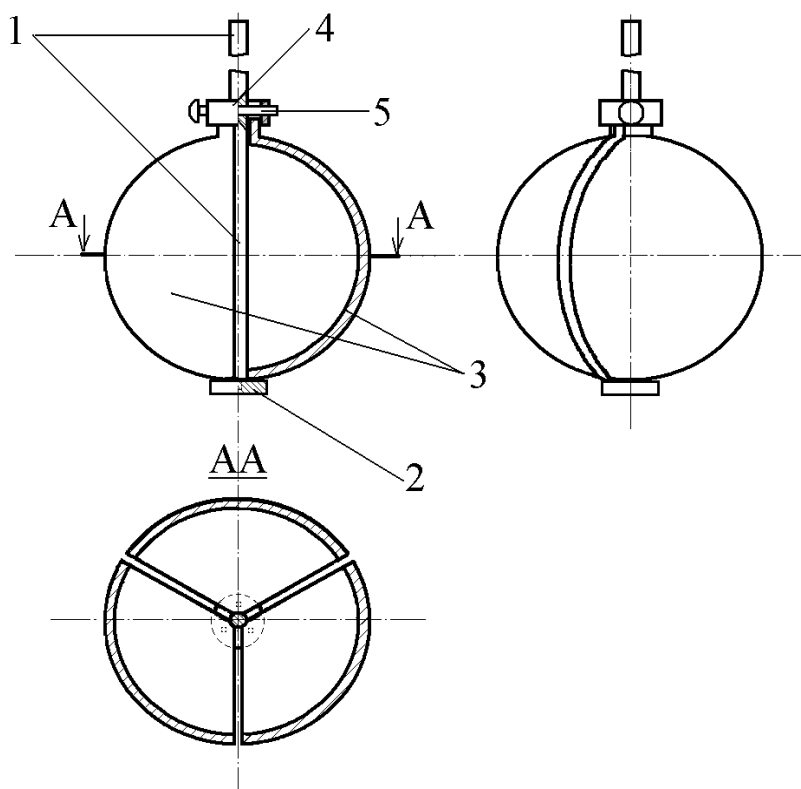


Рис. 6 Ескіз пристрою для введення активних реагентів у розплав, який оснащено сферичною камерою-випарником:

- 1 – штанга; 2 – обмежувальний упор; 3 – сегменти-пелюстки, що формують камеру-випарник сфероподібної форми;
4 – обмежувальне кільце; 5 - фіксатор

Відомо, що при позапічній десульфурзації активними реагентами значну роль відіграє процес підводу активних реагентів. Таким чином, для ефективної десульфурзації необхідно організувати підведення випарів активного реагенту до розплаву, щоб кількість активного реагенту, що видаляється з камери-випарника у одиницю часу була близькою до кількості, що витрачається на процес десульфурзації.

У пристрої, що розроблено кількість випарів активного реагенту, який переходить у розплав регулюється за рахунок зміни кількості сегментів пелюсток у складі камери-випарника. При проведенні експериментальних досліджень введення екзотермічної суміші проводили за допомогою пристрою, що був оснащений сферичною камерою-випарником діаметром 25 мм. У експериментах використовувався пристрій, що був оснащений камерою-випарником, яка складалася з 2, 3, 4, 5 та 6 сегментів-пелюсток. Методика проведення експериментальних досліджень була аналогічною попереднім випадкам.

Відповідно до результатів проведених досліджень була отримана графічна залежність ступеня десульфурації від кількості сегментів-пелюсток у складі камери випарника (рис. 7).

Відповідно до математичної апроксимації експериментальних даних було отримане рівняння залежності ступеню десульфурації (D_s) від кількості сегментів-пелюсток (n) у складі камери-випарника:

$$D_s = 75.893 \cdot \ln(n) - 39,864, \quad R^2 = 0,988 \quad (2)$$

Виходячи з наведеного вище, було запропоноване рівняння для визначення кількості сегментів-пелюсток у складі камери-випарника, в залежності від необхідного вмісту сірки у розплаві після обробки:

$$n = 2 \cdot e^{\left(\frac{S_i - S_{\hat{e}}}{S_i} \right)}, \quad (3)$$

де S_{Π} та S_K – початковий та кінцевий вміст сірки у розплаві, %.

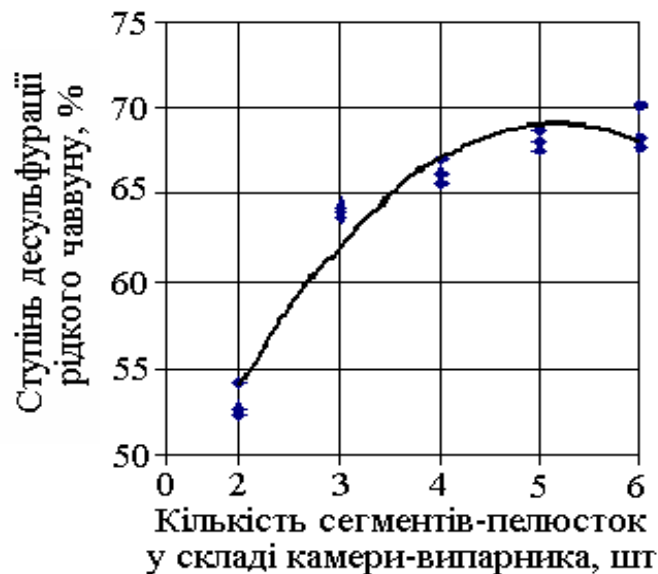


Рис. 7 Залежність ступеня десульфурації розплаву від кількості сегментів-пелюсток у складі камери випарника:
рівняння залежності - $y = -1,5071 x^2 + 15,594 x + 28,86$ та $R^2 = 0,9447$

Відповідно до проведених досліджень середній ступінь десульфурації рідкого чавуна при застосуванні пристрою з сферичною камерою-

випарником, яка складається з 5 сегментів-пелюсток, кількість яких визначено за рівнянням (3), склав 68,2 %.

Результати обробки екзотермічною сумішшю рідкого чавуну, за допомогою усіх пристроїв, що були розроблені наведені у таблиці 3. Відповідно до неї найбільш раціональними способами введення екзотермічної суміші для відновлення магнію у розплав є використання пристрою, який оснащено сферичною камерою-випарником, що складається з 5 сегментів-пелюсток, кількість яких визначалася відповідно до рівняння (3) та використання екзотермічних брикетів з паперовою оболонкою 1 – 3 мм завтовшки. Їх застосування дозволяє досягти середнього ступеня десульфурації на рівні 70 %, при використанні однакової кількості екзотермічної суміші. Проте з технологічної точки зору використання другої технології є більш доцільним, оскільки не пов'язане з використанням додаткового обладнання.

Таблиця 3 Результати обробки екзотермічною сумішшю рідкого чавуну, за допомогою розроблених пристроїв*

№ п/п	Варіант обробки	Вміст сірки у чавуні, %		Ступінь десульфу- рації, %
		до обробки	після обробки	
1.	Введення екзотермічної суміші у розплав за допомогою пристрою, який оснащено циліндричною камерою-випарником з вісьмома круглими отворами	0,032	<u>0,0163</u> 0,0164 – 0,0159	<u>49,2</u> 48,8 – 50,2
2.	Введення екзотермічної суміші у розплав за допомогою пристрою, який оснащено циліндричною камерою-випарником з трьома круглими отворами	0,032	<u>0,0156</u> 0,0162 – 0,0152	<u>51,3</u> 49,4 – 52,6
3.	Введення екзотермічної суміші у розплав за допомогою пристрою, який оснащено циліндричною камерою-випарником з щілиноподібними отворами, розташованими паралельно до вертикальної вісі пристрою	0,032	<u>0,0114</u> 0,0118 – 0,0111	<u>64,5</u> 63,2 – 65,4
4.	Введення екзотермічної суміші у розплав за допомогою пристрою, який оснащено циліндричною камерою-випарником з щілиноподібними отворами, розташованими перпендикулярно до вертикальної вісі пристрою	0,032	<u>0,0109</u> 0,0114 – 0,0106	<u>65,8</u> 64,5 – 66,7

Продовження таблиці 3

№ п/п	Варіант обробки	Вміст сірки у чавуні, %		Ступінь десульфу- рації, %
		до обробки	після обробки	
5.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який оснащено сферичною камерою-випарником, що складається з 2 сегментів-пелюсток	0,032	<u>0,0150</u> 0,0152 – 0,0147	<u>53,1</u> 52,4 – 54,1
6.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який оснащено сферичною камерою-випарником, що складається з 3 сегментів-пелюсток	0,032	<u>0,0115</u> 0,0119 – 0,0110	<u>64,1</u> 62,8 – 65,5
7.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який оснащено сферичною камерою-випарником, що складається з 4 сегментів-пелюсток	0,032	<u>0,0108</u> 0,0109 – 0,0105	<u>66,2</u> 65,8 – 67,3
8.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який оснащено сферичною камерою-випарником, що складається з 5 сегментів-пелюсток	0,032	<u>0,0100</u> 0,0105 – 0,0098	<u>68,8</u> 67,3 – 69,5
9.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який оснащено сферичною камерою-випарником, що складається з 6 сегментів-пелюсток	0,032	<u>0,0102</u> 0,0105 – 0,0096	<u>68,2</u> 67,1 – 69,9
10.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який руйнується під дією теплоти рідкого розплаву	0,032	<u>0,0111</u> 0,0113 – 0,0108	<u>65,2</u> 64,6 – 66,3
11.	Введення активних реагентів у розплав за допомогою пристрою, який передбачає введення екзотермічної суміші у формі брикетів	0,032	<u>0,0098</u> 0,0103 – 0,0096	<u>69,4</u> 67,8 – 70,1

* - в чисельнику представлені середні значення, а в знаменнику – діапазони значень.

Висновки

У ході проведення досліджень розроблена конструкція пристрою для введення активних реагентів у розплав, яка виключає його окислення на початкових та кінцевих стадіях введення, що дозволяє значно підвищити ефективність процесу рафінування (модифікування). Враховуючи, що запропонована конструкція пристрою є складною (включає 5 складових

елементів), то напрямком наступних досліджень є пошук більш простих конструкційних рішень впровадження яких не викликало би зниження технологічної ефективності процесу рафінування (модифікування).

Література

1. Бигеев А.М. Металлургия стали [Текст] / А.М. Бигеев, А.А. Бигеев. - Магнитогорск: МГТУ, 2000. – 544с.
2. Величко О.Г. Технології підвищення якості сталі [Текст] / О.Г. Величко, Б.М. Бойченко, О.М. Стоянов. - Дніпропетровськ: Системні технології, 2009. – 234с.
3. Бойченко Б.М. Конвертерне виробництво сталі: теорія, технологія, якість сталі, конструкції агрегатів, рециркуляція матеріалів і екологія [Текст] / Б.М. Бойченко, В.Б. Охотський, П.С. Харлашин. – Дніпропетровськ: РВА“Дніпро-ВАЛ”, 2006. – 456с.
4. Дюдкин Д.А. Современные процессы выпечной металлургии чугуна [Текст] / Д.А. Дюдкин, В.В. Кисленко, С.Ю. Бать. – Донецк: “Вебер” (Донецкое отделение), 2007. – 324с.
5. Охотський В.Б. Теорія металургійних процесів [Текст] / В.Б. Охотський, О.Л. Костьолов, В.К. Сімонов та ін. – К.: ІЗМН, 1997. – 512с.

УДК 669.162:622.78(43)

ВЛИЯНИЕ КАЧЕСТВА ПОДГОТОВКИ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОГО СЫРЬЯ НА ЭФФЕКТИВНОСТЬ ПРОИЗВОДСТВА В ЧЕРНОЙ МЕТАЛЛУРГИИ

В. Н. Нецадим, М. И. Прилуцкий, М. П. Почечун

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

*Аналізуються стан і проблеми виробництва металургійної сировини в
Україні*

*Анализируется состояние и проблемы производства
металлургического сырья в Украине*

*The status and problems of metallurgical raw materials production
analyses in Ukraine*

В последние годы в мире наблюдается устойчивый дефицит железорудного сырья. Эффективность производства в чёрной металлургии в большой степени определяется подготовкой железорудного сырья. Качество железорудной продукции имеет наибольшее влияние на интенсивность металлургических процессов и снижение их себестоимости.

Горно-металлургический комплекс Украины (ГМК) имеет пока ещё определённые преимущества на мировом рынке: наличие трудовых ресурсов высокой квалификации, развитая транспортная инфраструктура, значительная часть мировых запасов сырья, которое свидетельствует о наличии перспективы развития этой отрасли. Однако уже длительное время в Украине не решаются вопросы повышения качества железорудных материалов и кокса. Передача в частную собственность шахт и рудников, часто иностранным владельцам, не только не способствовала улучшению качества сырья, но и послужила толчком к вывозу лучшего сырья за рубеж. Низкое качество и недостаточная прочность агломерата приводит к повышению в шихте до 10-15 % массовой части мелочи (фракции агломерата до 5мм), что требует увеличение расхода кокса в доменных печах с 400 до 430-440 кг на тонну чугуна. Недостаточно высокая массовая часть железа в шихте доменных печей также приводит к дополнительным расходам кокса. Работа Украинских доменных печей на шихте с массовой частью железа около 56%(вместо 65% на зарубежных

предприятиях) влечет дополнительные расходы кокса (около 30-40 кг на тонну чугуна). Если учесть что лучшее по качеству сырье Украины идет на экспорт, а украинские доменные печи работают на сырье низкого качества, то становятся ясными причины повышенных затрат энергоресурсов на производство металлопродукции в Украине. Этот факт и есть основным риском для ГМК в условиях недостаточно развитого внутреннего рынка и высокой энергоемкости готовой металлопродукции, которая на 15-20% выше аналогичных показателей предприятий ведущих стран мира [1].

Что касается показателей качества украинских концентратов, то их уровень остается практически неизменным за последние годы, массовая часть железа в них составляет в среднем 62-64%.

Агломерат, произведённый на ГМК Украины, имеет массовую часть железа в среднем 52-53%, 10-12% SiO_2 и значительное количество фракции < 5 мм (12-16%), то есть уровень качества чрезвычайно низкий. По этому на металлургических комбинатах ежегодно перерасходуется только кокса на 17-18 млн. тонн и не добывается чугуна на 100-110 млн. дол. Расход тепла составляет 2,56 ГДж на тонну чугуна. Расчетами доказано, что увеличение массовой части железа в агломерате с 53 до 58% приведёт к уменьшению расхода энергии до 1,98 ГДж на 1 тону чугуна.

О низком качестве шихты свидетельствует количество доменного шлака- 300-600 кг на тонну чугуна, в то время как в странах ЕС – 200-280 кг на 1 тонну чугуна, что сокращает расходы тепла в доменном процессе [2]. Причина такого состояния в производстве железорудных материалов в Украине - чрезвычайно большая изношенность основных фондов (70-75%), старые технологии и практически отсутствующее использование научного потенциала страны. Вследствие этого ежегодно увеличиваются расходы на металлургическую шихту.

По оценкам экспертов ежегодное увеличение расходов сырья на 1 т чугуна и агломерата украинского производства составляет 3%, что приводит к увеличению использования металлургической шихты на 1,7 млн. т [3]. Модернизация действующих производственных мощностей и внедрение современных технологий за последние 15 лет из-за кризисных явлений, отсутствия средств и четкой государственной политики осуществлялась только на отдельных предприятиях, а решению экологических проблем практически не уделялось внимание. Кроме того, производство шихтовых материалов на украинских предприятиях чрезвычайно энерго- и ресурсо- затратно. Расходы на энергоресурсы в структуре себестоимости металлургической шихты разных предприятий составляют 30-50% и даже больше, что на 20-25% превышает мировые показатели. В мировом рейтинге железорудной продукции Украина занимает на данное время последнее место по их качеству.

Учёными Украины разработаны технологии повышения качества металлургического сырья, в частности производство окатышей с содержанием железа до 60-62%. В процессе скомкования можно конструировать структуру окатыша, создавая в его объеме рудо-топливные композиции, заменяя определённые компоненты накатывая их в определённой последовательности до необходимых размеров. Это обеспечит необходимую степень металлизации, основность, содержание легирующих элементов.

Окомкование тонкоизмельченных концентратов как новый метод окускования железных руд получил широкое распространение в мире с 1954 г. Широкое развитие процесса обусловлено рядом факторов:

- Значительным увеличением производства тонкоизмельченных богатых концентратов, получаемых в результате глубокого обогащения бедных тонковкрапленных руд, окускование которых методом агломерации снижает технико-экономические показатели процесса, резко ухудшает условия труда;

- Возможностью транспортирования окатышей на большие расстояния с неоднократными перегрузками. Агломерат в таких условиях разрушается с образованием большого количества мелочи, теряя свои свойства;

- Обеспечение высокого содержания железа, равномерной крупности и низкого (не более 4%) содержания мелочи;

- Возможностью производства окатышей с заданными металлургическими свойствами при использовании соответствующих добавок и возможности регулирования атмосферы обжига;

- Более экологически чистым процессом. По сравнению с агломерацией;

- Снижение топливно-энергетических затрат в процессе окомкования, которые составляют около 0,5-1,75 МДж/т окатышей, в то время как при агломерации – 2,0-2,35 МДж/т агломерата.

Сырье для металлизации выбирают в соответствии с требованиями, предъявляемыми к качеству металлизированного продукта со стороны его дальнейшего передела, а так же с учетом физико-химических изменений, которым оно подвергается в процессе металлизации. Для успешного протекания процессов восстановления в шахтных печах существует ряд специфических требований к железорудному сырью. В процессе прямого получения железа используют руды и окатыши с высоким (>60%) содержанием железа.

Пустая порода большинства руд и окатышей состоит в основном из кремнезема. При выплавке стали в электропечах основность шлака поддерживается в пределах 1,5...2,0, вводя для офлюсования пустой породы известь. При увеличении содержания кремнезема в пустой породе

возрастают расходы электроэнергии и извести, снижается скорость плавления шихты, увеличиваются потери железа со шлаком, усложняется уборка и вывоз шлака. В связи с этим для получения губчатого железа стремятся использовать богатое железорудное сырье с низким содержанием кремнезема. Поскольку фосфор, как и кремнезем, при металлзации не удаляется, желательно, чтобы в железорудных материалах его было как можно меньше.

Большое значение для процессов металлзации шихты имеет неполное окисление магнетита при окислительном обжиге окатышей, т.е. присутствие в окисленных окатышах двухвалентного железа. В зернах магнетита поры в процессе восстановления не образуются. Он восстанавливается в плотный вюстит, окруженный тонкой железной оболочкой, которая препятствует дальнейшему восстановлению оксидов. Кроме того двухвалентное железо при температуре обжига может образовывать с кремнеземом легкоплавкие соединения, которые в виде пленок будут блокировать значительные участки оксидов. Если окатыши при обжиге окисляются недостаточно, то остаточный магнетит находится в основном в центре окатыша и восстановление его полностью прекращается.

Фракционный состав железорудных материалов играет большую роль в процессах прямого получения железа. Исследованиями установлено, что время восстановления окатышей прямо пропорционально их размерам [4]

Кроме того, с уменьшением размеров окатышей растет производительность обжиговой машины и снижается удельный расход топлива при производстве окисленных окатышей и время их расплавления при плавке в электропечи. Однако уменьшение среднего диаметра шихты с 12 до 8 мм увеличивает вдвое газодинамическое сопротивление слоя, что снижает активный вес столба шихты и может быть причиной нарушения равномерного схода материалов. Кроме того, уменьшение диаметра окатышей приводит к росту числа контактов между частицами шихты в единице объема, что способствует увеличению склонности шихты к спеканию.

Литература

1. Большаков В.И., Тубольцев Л.Г., Гринев А.Ф. Технический уровень и научное сопровождение металлургической отрасли Украины.// Металлургическая и горнорудная промышленность .- 2011.- №2.- С.1-6.
2. Близиюков А.С. Снижение удельного расхода восстановителя в доменной печи.//ОАО «Черметинформация». Новости черной металлургии за рубежом. – 2008. - №.- С.27-30.
3. Захарченко В.Н. Состояние и проблемы доменного производства Украины// Металл и литье Украины.- 2006.- №9-10.- Сю3-6.

4. Пчелкин С.А., Юртаев А.А. Газовщик шахтной печи металлургии. – М.: металлургия, 1991. – 127 с.

УДК 669.187.2: 621.365.91:537.533

АВТОМАТИЗОВАНА СИСТЕМА РОЗРАХУНКУ ЕНЕРГЕТИЧНОГО БАЛАНСУ ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ УСТАНОВКИ

М. О. Новічков, Г. О. Ремізов

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Представлене програмне забезпечення розрахунку енергетичного балансу електронно-променевої установки при плавірі різних металів та сплавів

Представлено программное обеспечение расчета энергетического баланса электронно-лучевой установки при плавке различных металлов и сплавов

Presented software calculation of the energy balance of electron-beam installation at melting different metals and alloys

Серед сучасних способів спеціальної електрометалургії (вакуумно-дуговий перепплав, вакуумно-індукційна плавка, плазмово-дугова плавка, електрошлаковий перепплав) електронно-променева плавка є найбільш ефективним методом вакуумної металургії. Вона відрізняється від інших більш високою рафінуючою здатністю, що й зумовило її широке застосування для плавки різних металів і сплавів:

- титану і титанових сплавів;
- танталу, ніобію, молібдену, вольфраму, в т.ч. для надпровідників і їх сплавів;
- цирконію, ванадію та їх сплавів;
- урану, кремнію;
- металів платинової групи, особливо платини і іридію;
- чистих суперсплавів;
- деяких керамік.

Електронно-променева плавка здійснюється без контакту рідкого металу з атмосферними газами та вогнетривкої футерівкою. Це повністю виключає можливість протікання неконтрольованих процесів і реакцій, а також створює сприятливі умови для фізико-хімічного аналізу процесів рафінунування на основі термодинамічних і кінетичних розрахунків.

Суть електронно-променевого нагріву полягає в тому, що частина кінетичної енергії потоку прискорених електронів при бомбардуванні мішені перетворюється в теплову енергію. Основна частка кінетичної енергії електронів перетворюється в теплову в тонкому шарі під поверхнею на заготовці, що переплавляється і в рідкій ванні проміжної місткості, або кристалізатора.

При електронно-променевої плавці відсутній жорсткий зв'язок джерела нагріву з заготівкою, що переплавляється, тобто вона не бере участі в електричному ланцюзі, що забезпечує широкі можливості процесів, в яких плавлення, рафінування і кристалізація металу здійснюється роздільно.

При проектуванні електронно-променевих плавильних установок необхідно зробити відповідні розрахунки, пов'язані з визначенням енергії на реалізацію технології, тобто її теплових процесів та теплового балансу:

- балансу потужностей електронного пучка;
- теплового розрахунку;
- теплотехнічного розрахунку вузлів і елементів установки.

Метою теплового розрахунку електронно-променевих плавильних установок є визначення:

- потужності електронного пучка необхідного для розплавлення металу із заданою швидкістю і підтримання його в розплавленому стані в кристалізаторі з певною температурою прогріву, з урахуванням втрат на випаровування металу та випромінювання з поверхні;
- підбір необхідної кількості електронно-променевих нагрівачів;
- режиму охолодження і витрати хладагента (води);
- статей, необхідних для зняття теплових навантажень з вузлів установки тепло-енергетичного балансу печі при вибраній потужності;
- пропускної здатності вакуумної системи.

Енергетичний баланс електронно-променевої плавильної установки складається з двох частин: балансу потужності електронного пучка та енергетичного балансу плавки. В свою чергу вони складаються зі статей приходу та витрати тепла.

Головним завданням при розробці даної програми було об'єднання розрізненого теоретичного матеріалу, з різних технічних джерел, в одне ціле. А так як розрахунок всіх статей балансу дуже трудомісткий, автоматизувати його.

Програма складається з інтуїтивно зрозумілого інтерфейсу, представленого на рисунку 1.

Введення всіх необхідних даних для подальшого розрахунку зведено в одну форму, показану на рисунку 2.

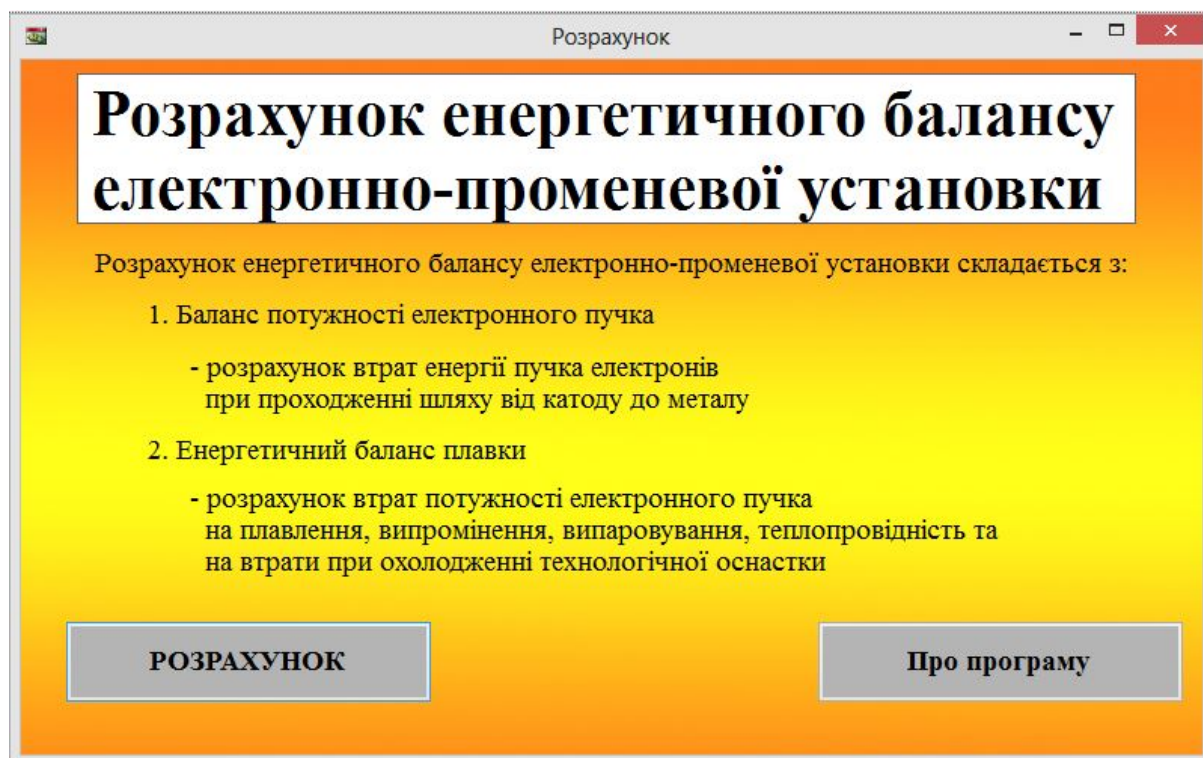


Рис. 1 Інтерфейс програми

Вихідні дані:

<p>Характеристики плавки:</p> <p>Діаметр зливу, м: $D_{зл} =$ <input type="text"/></p> <p>Довжина зливу, м: $L_{зл} =$ <input type="text"/></p> <p>Масова швидкість плавки, кг/с: $M_{пл} =$ <input type="text"/></p>	<p>Параметри металу, що переплавляється (див.табл.1):</p> <p>Густина твердого та рідкого металу, кг/м³: $\gamma_{тв} =$ <input type="text"/> $\gamma_{р} =$ <input type="text"/> Табл.1</p> <p>Теплоємність твердого та рідкого металу Дж/(кг·К): $C_{тв} =$ <input type="text"/> $C_{р} =$ <input type="text"/> Табл.2</p> <p>Молярна маса металу, кг/моль: $M_{мс} =$ <input type="text"/> Табл.3</p> <p>Прихована теплота плавлення та випаровування, кДж/кг: $q_{пл} =$ <input type="text"/> $q_{анш} =$ <input type="text"/></p> <p>Середній коефіцієнт теплопровідності в інтервалі температур T_0 і $T_{пов}$, Вт/(м·К): $\lambda =$ <input type="text"/></p> <p>Температурний коефіцієнт об'ємного розширення рідкого металу, 1/К: $\beta =$ <input type="text"/></p> <p>Глибина ванн р. металу (0,025...0,035 м): $h_{мс} =$ <input type="text"/></p> <p>Критерій Прандтля (0,01...0,05): $Pr =$ <input type="text"/></p>	<p>Інші параметри:</p> <p>Коефіцієнт відбиття (див.табл.2): $\eta_{відб} =$ <input type="text"/></p> <p>Атомний номер металу (див.табл.2): $Z =$ <input type="text"/></p> <p>Ступінь чорноти рідкого металу: $\epsilon_{мс} =$ <input type="text"/></p> <p>Ступінь чорноти матеріалу стінки камери: $\epsilon_{ст} =$ <input type="text"/></p> <p>Пружність пари металу при температурі $T_{пов}$ (див.табл.3), Па: $P_0 =$ <input type="text"/></p> <p>Коефіцієнт діафрагмування (0,95...1): $\phi =$ <input type="text"/></p>	<p>Ті</p> <p>W</p> <p>V</p> <p>Mo</p> <p>ДАЛІ</p> <p>НАЗАД</p>
<p>Температури, К:</p> <p>- початкова температура металу: $T_0 =$ <input type="text"/></p> <p>- плавлення металу: $T_{пл} =$ <input type="text"/></p> <p>- поверхні заготовки, що плавиться: $T_{заг} =$ <input type="text"/></p> <p>- поверхні рідкої ванни в кристалізаторі та проміжній ємності: $T_{пер} =$ <input type="text"/></p>	<p>Розміри камери та проміжної ємності, м:</p> <p>- ширина: $b_{пр,ем} =$ <input type="text"/> - діаметр камери: $D_K =$ <input type="text"/></p> <p>- висота: $l_{пр,ем} =$ <input type="text"/> - висота камери: $H_K =$ <input type="text"/></p>		
<p>Розміри заготовки, м:</p> <p>- ширина: $b_{заг} =$ <input type="text"/></p> <p>- висота: $h_{заг} =$ <input type="text"/></p> <p>- довжина: $l_{заг} =$ <input type="text"/></p>		<p>Характеристики електронно-променевої гармати:</p> <p>Потужність, кВт: $P =$ <input type="text"/></p> <p>Прискорююча напруга, кВ та анодний струм, А: $U =$ <input type="text"/> $I =$ <input type="text"/></p> <p>Кіл-ть гармат, шт.: $n =$ <input type="text"/></p>	

Рис. 2 Форма введення вихідних даних для розрахунку

Для полегшення введення стандартних параметрів (густина, теплоємність, температура плавлення тощо) для окремих металів (Ti, W, V, Mo) призначені кнопки.

Також програма доповнена таблицями, в яких зазначена деяка довідкова інформація щодо розрахунків.

В кінці всіх підрахунків існує два сценарії кінцевого результату:

– якщо кінцевий результат задовольняє умові, коли теоретична потужність установки більша за розрахункову, то проведений розрахунок є успішним (рисунк 3);

– якщо кінцевий результат не задовольняє умові, коли теоретична потужність установки більша за розрахункову, видається напис «Не вистачає енергії», то слід змінити деякі вихідні параметри або вибрати більш потужну установку (рисунк 4).

The screenshot shows a software window titled "2. Енергетичний баланс плавки". It contains several input fields for parameters and a results box on the right.

2. Енергетичний баланс плавки

2.1 Корисна потужність плавлення, кВт:
 $P_{пл} = 125,59$

2.2 Втрати тепла випромінюванням з поверхні рідкого металу, кВт:
 $P_{випр}^{кр} = 111,04$ з кристалізатора
 $P_{випр}^{пр.ехн} = 101,09$ з проміжної ємності
 $P_{випр}^{заг} = 91,78$ із заготовки

2.3 Втрати тепла випаровуванням з поверхні рідкого металу, Вт:
 $P_{випар}^{кр} = 5,55$ з кристалізатора
 $P_{випар}^{пр.ехн} = 5,05$ з проміжної ємності
 $P_{випар}^{заг} = 5,7$ із заготовки

2.4 Втрати тепла теплопровідністю, кВт:
 $P_{т.пр}^{кр} = 39,26$ з кристалізатора
 $P_{т.пр}^{заг} = 2,65$ із заготовки

2.5 Теплові втрати, що відводяться водою, кВт:
 $P_{втр.ох}^{кр} = 454,68$ з кристалізатора

РЕЗУЛЬТАТ РОЗРАХУНКІВ:

Теоретична потужність установки, кВт:
1500

Розрахункова потужність установки, кВт:
1444,11

Невраховані втрати, кВт
55,89

Buttons: **НАЗАД**, **ВИХІД**

Рис. 3 Кінцевий результат успішного розрахунку

Програмне забезпечення автоматизації процесу розрахунку енергетичного балансу електронно-променевої плавки може використовуватись при виконанні курсових робіт та дипломних проектів для студентів напрямків підготовки 6.050401 – металургія, а також може з успіхом застосовуватись фахівцями суміжних спеціальностей.

2. Енергетичний баланс плавки

2.1 Корисна потужність плавлення, кВт:
 $P_{пл} = 125,59$

2.2 Втрати тепла випромінюванням з поверхні рідкого металу, кВт:
 $P_{випр}^{кр} = 111,04$ з кристалізатора
 $P_{випр}^{пр.емн} = 101,09$ з проміжної ємності
 $P_{заг}^{випр} = 91,78$ із заготовки

2.3 Втрати тепла випаровуванням з поверхні рідкого металу, Вт:
 $P_{випар}^{кр} = 5,55$ з кристалізатора
 $P_{випар}^{пр.емн} = 5,05$ з проміжної ємності
 $P_{випар}^{заг} = 5,7$ із заготовки

2.4 Втрати тепла теплопровідністю, кВт:
 $P_{т.пр}^{кр} = 39,26$ з кристалізатора
 $P_{т.пр}^{заг} = 2,65$ із заготовки

2.5 Теплові втрати, що відводяться водою, кВт:
 $P_{втр.ох}^{кр} = 454,68$ з кристалізатора

РЕЗУЛЬТАТ РОЗРАХУНКІВ:

Теоретична потужність установки, кВт:
1250

Розрахункова потужність установки, кВт:
1423,46

НЕ ВИСТАЧАЄ ЕНЕРГІЇ!!!

НАЗАД ВИХІД

Рис. 4 Кінцевий результат невдалого розрахунку

Література

1. Ремізов Г.О. Електронно-променеві установки і плавка: конструкції та розрахунки. Навчальний посібник – К: НТУУ «КПІ», 2011. – 160с.

УДК621.771.23.669.71

СОВРЕМЕННЫЙ УРОВЕНЬ ТЕХНОЛОГИИ НЕПРЕРЫВНОГО ВАЛКОВОГО ЛИТЬЯ-ПРОКАТКИ СТАЛЬНЫХ ПОЛОС

А. В. Ноговицын, В. Н. Демидик, И. Р. Баранов

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

В данной работе рассмотрены все этапы и аспекты развития прямого получения тонкого стального листа с помощью технологии непрерывной валковой разливки - прокатки. Так же проведен сравнительный анализ технологической и экономической составляющей линий валковой разливки-прокатки с традиционными технологиями получения стального проката. Рассмотрены проблемы и состояние технологии валковой разливки-прокатки в настоящее время

В даній роботі розглянуті всі етапи та аспекти розвитку прямого одержання тонкого сталевго листа за допомогою технології безперервного валкового розливання - прокатки. Так само проведено порівняльний аналіз технологічної та економічної складової ліній валкової розливання-прокатки з традиційними технологіями отримання сталевго прокату. Розглянуто проблеми та стан технології валкової розливання-прокатки в даний час

This work the all phases and aspects of the direct production of thin steel sheet using the technology of continuous casting roll. Just a comparative analysis of the technological and economic component lines roll casting-rolling production techniques with traditional rolled steel. The problems and the state of technology roll-casting rolling now

Идея сокращения традиционного металлургического цикла и снижения производственных затрат за счет создания компактной, относительно недорогой технологии всегда была актуальна для металлургии. Одним из путей решения этой задачи является разработка технологии производства тонкой стальной полосы с использованием непрерывного прямого литья.

Открытие технологии прямого литья полосы принадлежит Генри Бессемеру, который, начав с простых экспериментов, используя два закаленных валка и небольшой тигель емкостью 9 кг, получил в 1865 году патент на установку для литья полосы из стали и чугуна рис. 1. [1,2].

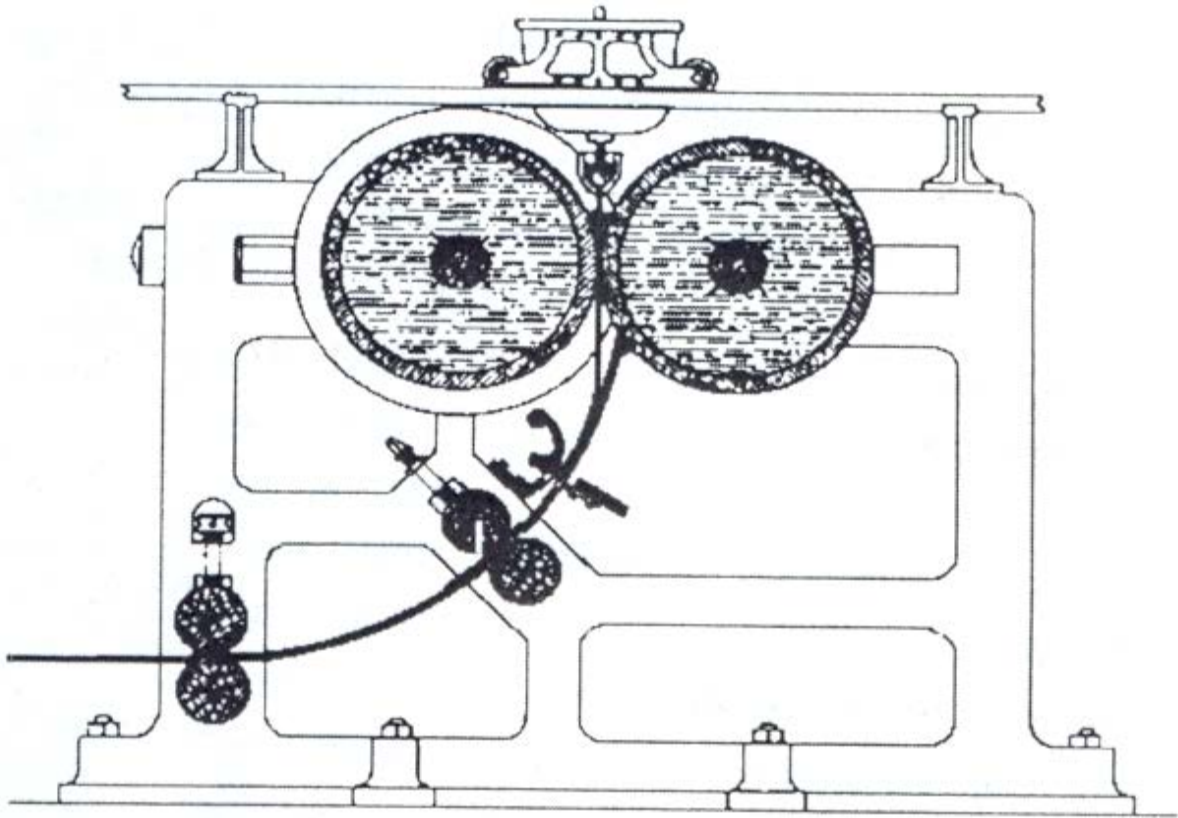


Рис. 1 Схема первой установки литья полосы Г. Бессемера

В последующие сто лет было предпринято немало попыток реализовать эту технологию в промышленном производстве, создавались полупромышленные установки, но до внедрения в повседневную практику дело не доходило.

Тем не менее, перспектива получения тонкого листа непосредственно из жидкой стали настолько заманчива, что исследования в этой области не прекращались.

Первое полупромышленное использование технологии литья полосы началось с небольших объемов и для относительно простых, с точки зрения литейных свойств, материалов. В 1934-1950 годах этот метод, например, успешно использовался в СССР при отливке чугунных листов для кровли крыш [3,4]. В 1950 году Дж. Хантер и У. Лауэнер начали отливку листов из алюминия и его сплавов[5].

В начале 1980-х годов во всем мире выполнялось множество исследовательских работ (по некоторым оценкам более 100) в области прямой отливки тонкого листа.

Особые теплофизические свойства стали делают литье полосы достаточно сложным процессом. Поэтому, несмотря на огромные усилия

исследователей, литье стальной полосы стало возможно только в наши дни [7,8].

Над решением проблемы работало несколько групп специалистов во многих странах (Германия, Франция, Италия, Австрия, Япония, Австралия, Швеция, Россия и др). Было создано около 20 опытных установок. Конструкции установок существенно различались. Среди них были двухвалковые с валками одинакового и различного диаметров, одновалковые и ленточные. Однако лишь небольшому числу разработчиков удалось добиться положительных результатов. Об этом более или менее уверенно стали говорить после 1999 г., когда были завершены опытные и опытно-промышленные работы в Австралии, Европе и Японии. Ниже рассмотрены наиболее успешные работы, которые открывали новый этап в развитии черной металлургии.

В 1986 г. фирма Krupp Stahl (Германия) совместно с фирмой Nippon Metal Industries (Япония) провели первые опыты по разливке стали в полосу на двухвалковой машине.

В 1986 г. фирмы AST и CSM (Италия) создали в Терни опытную установку для получения тонких полос с вертикальной подачей стали.

В 1986 г. фирма Usinor в Исберге (Франция) и фирмы Tissen Edelstahl Werke и Tissen Stahl (Германия) в рамках проекта Myosotis создали опытную установку по разливке коррозионностойких и углеродистых сталей. С 1986 г. фирма VAI (Австрия) также решила проблему получения тонких полос из жидкой стали.

Такая ситуация, когда над одной проблемой изолированно работало большое количество фирм, привела к размыванию финансовых и интеллектуальных ресурсов. Поэтому после 1990 г. наметилась тенденция к реорганизации работ. В 1995 г. фирма VAI была привлечена к работе над установкой, расположенной на заводе фирмы AST в Терни. В конце 1998 г. фирмы KTN (Германия), VAI и AST приняли решение о строительстве новой опытно-промышленной установки в Крефельде (Германия) для разливки коррозионностойких сталей. На установке в Терни отрабатывалась технология разливки углеродистых и электротехнических сталей [9].

Основное преимущество прямой отливки тонкого листа — исключение из технологической схемы операции горячей прокатки с соответствующим сокращением энерго- и трудозатрат. Однако переход от обычной непрерывной разливки к отливке листа значительно сложнее, чем к отливке тонких слэбов, так как возникает ряд серьезных проблем.

Особенностью получения тонкого листа с помощью двухвалкового кристаллизатора является совмещение процессов затвердевания металла и его последующей пластической деформации в пространстве между двумя

вращающимися навстречу друг другу валками. Металл, находящийся в межвалковом пространстве, последовательно перемещается через области кристаллизации и деформации. Поперечное сечение зоны кристаллизации-деформации при непрерывной валковой разливке-прокатке схематично представлено на рисунке 2.

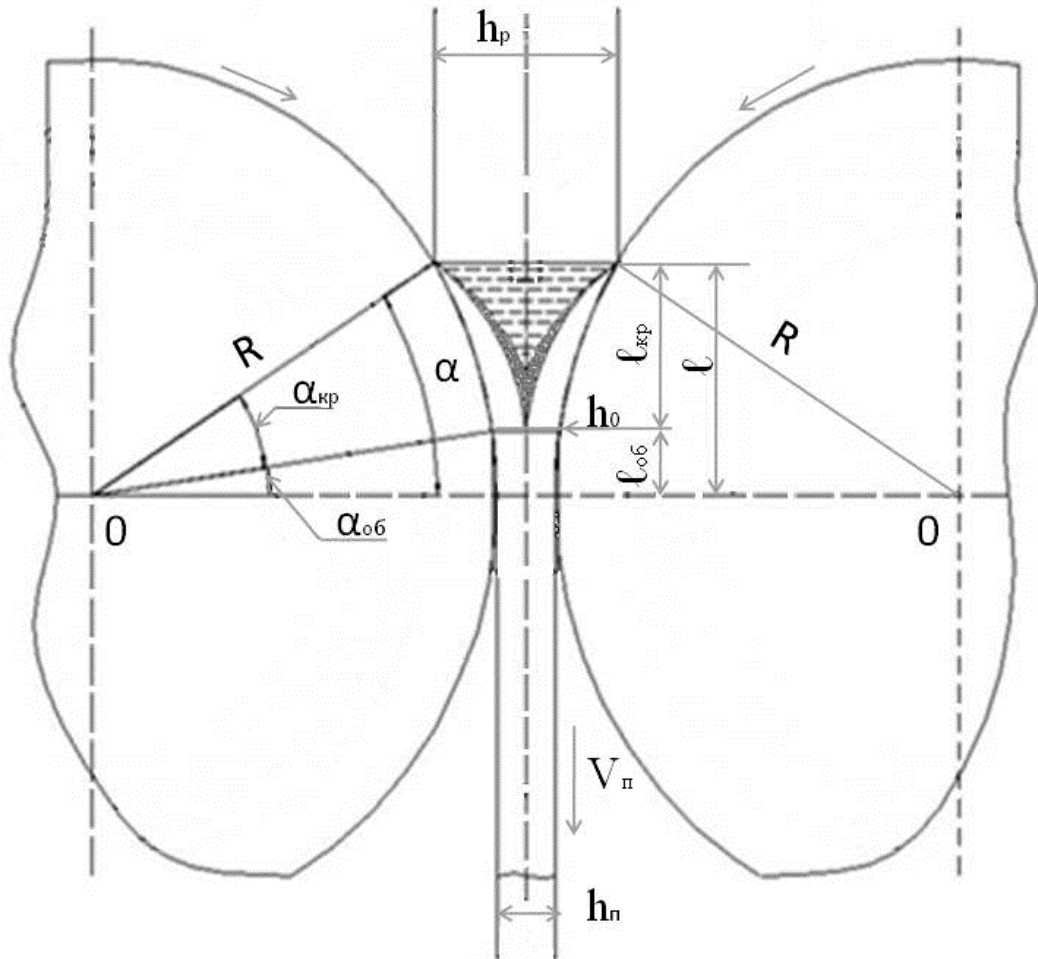


Рис. 2 Схема поперечного сечения непрерывной валковой разливке-прокатке: R - внешний радиус валка; l - общая длина зоны кристаллизации - деформации; α - угол контакта металла с валком; $l_{кр}$ - длина зоны кристаллизации; $\alpha_{кр}$ - угол области кристаллизации; $l_{об}$ - длина зоны деформации; $\alpha_{об}$ - угол области деформации (участок прокатки); h_p - поперечный размер ванны жидкого металла; h_0 - толщина полосы в начале зоны деформации; h_n - толщина полосы на выходе из валков; V_n - скорость выхода полосы из валков

Основными параметрами влияющими на технологический процесс являются: температура и скорость вращения валков-кристаллизаторов, диаметр валков и зазор между ними, высота наливки металла относительно оси валков, а так же температура подаваемого расплава.

В зависимости от диаметра валков, уровня жидкого металла, скорости термической обработки и последующей холодной деформации можно формировать различную структуру и свойства металла [10].

При литье полосы время сквозного затвердевания составляет всего несколько сотых секунды. Вследствие такого малого времени затвердевания формируется выгодная тонкая (мелкозернистая) литая структура со сравнительно небольшой ликвацией, что позволяет, в частности, сделать вывод о меньшем влиянии элементов-следов на разливаемость. Отсюда можно получить и технологические преимущества, например, увеличение допустимой доли лома в шихте при производстве стали. Многочисленные исследования свойств непрерывнолитой стальной полосы показали, что она хорошо подходит для холодной прокатки. Тонкая литая структура не представляет никаких препятствий для эффективной обработки давлением.

Рассмотрим более детально проекты прямой отливки полосы, доведенные до промышленной реализации.

Проект Eurostrip

В Европе несколько лет назад немецкая фирма Krupp Thyssen Stainless (KTS), итальянская фирма Acciai Speciali Terni (AST) и австрийская фирма Voest Alpine Industrieanlagenbau (VAI) создали объединение для разработки и внедрения установки и технологии отливки тонкого листа на двухвалковой машине. В фирме AST была создана опытная установка, и на ней отрабатывалась новая технология, а на заводе Krupp Thyssen Nirosta в г. Крефельд (Германия) была построена установка с годовой производительностью 100 тыс.т. с увеличением до 400 тыс. т на втором этапе. Введение ее в промышленную эксплуатацию было намечено на конец ноября 1999 г. В то же время французская фирма Usinor начала работы в области отливки тонкого листа по проекту Myosotis. В сентябре 1999 г. все эти фирмы создали общеевропейское объединение Eurostrip [11], в котором работают две промышленные установки: одна в Крефельде, в задачи которой входят разработка промышленной технологии разлива нержавеющей стали и оценка экономической эффективности процесса, а другая – в Терни, предназначенная для отработки узлов установки и деталей технологии для последующего использования на заводе в Крефельде, а также для разработки технологии разлива углеродистых сталей.

В декабре 1999 г. на заводе в Крефельде [12] была разлита первая промышленная плавка массой 36 т с получением листа шириной 1100 мм и толщиной 3 мм. С марта 2000 г. устойчиво разливается полный ковш вместимостью 90 т. Жидкая сталь поступает через промежуточный ковш на разливочную машину. Лист с помощью вытягивающих роликов передается на моталку. По окончании разливки рулон разматывается и разделяется на рулоны меньшей массы. Поверхность листа не имела дефектов. В продольном направлении лист по форме соответствовал требованиям к горячекатаному листу, а в поперечном направлении – холоднокатаному. Кромки отличались очень высоким качеством.

Листы обжимали до толщины 0,8 мм на стане холодной прокатки, отжигали и оценивали по действующим стандартам. Поверхностные дефекты отсутствовали. Благодаря быстрой кристаллизации чистота листа была выше, чем обычно [13-15]. В результате этого возросла коррозионная стойкость. Механические свойства соответствовали требованиям к обычному листу, однако, относительное удлинение находилось на нижнем пределе. В дальнейшем предполагалось проведение работ по стабилизации процесса разливки и оптимизации технологии обработки листа с целью улучшения механических свойств.

Проект Castrip

Металлургическая компания Broken Hill Proprietary Ltd (BHP), Австралия, и машиностроительная компания Ishikawajima Heavy Industries (ИИ), Япония, с 1989 г. вели исследования, направленные на литье полосы вначале из коррозионностойкой, а затем из малоуглеродистой стали. В 1995 г. была построена промышленная установка в Порт-Кембла, Австралия, для отливки полосы из малоуглеродистой стали. Частично для апробации свойств литую полосу прокатали в холодном состоянии до толщины 0,42 мм, покрыли защитным алюмоцинковым слоем (55 % Al+Zn) и использовали ее в качестве кровли для домов, а также для изготовления труб сечением 25x25 мм и 50x50 мм и диам. 21,3-88,9 мм [16].

В марте 2000 г. фирма Nucor (США) присоединилась к сотрудничеству с BHP- ИИ, образовав компанию Castrip Limited Liability Company (Castrip LLC), принадлежащую фирмам Nucor и BHP (по 47,5 %) и на 5 % ИИ [58]. Nucor получил первую лицензию от Castrip LLC, и по окончании строительства начали промышленное производство литой полосы в Кроуфордсвиле (см. рис. 3).

Основные характеристики установок для отливки тонкого листа на заводе Krupp Thyssen Nirosta в Крефельде и фирмы Nucor в Кроуфордсвиле приведены в таблице.

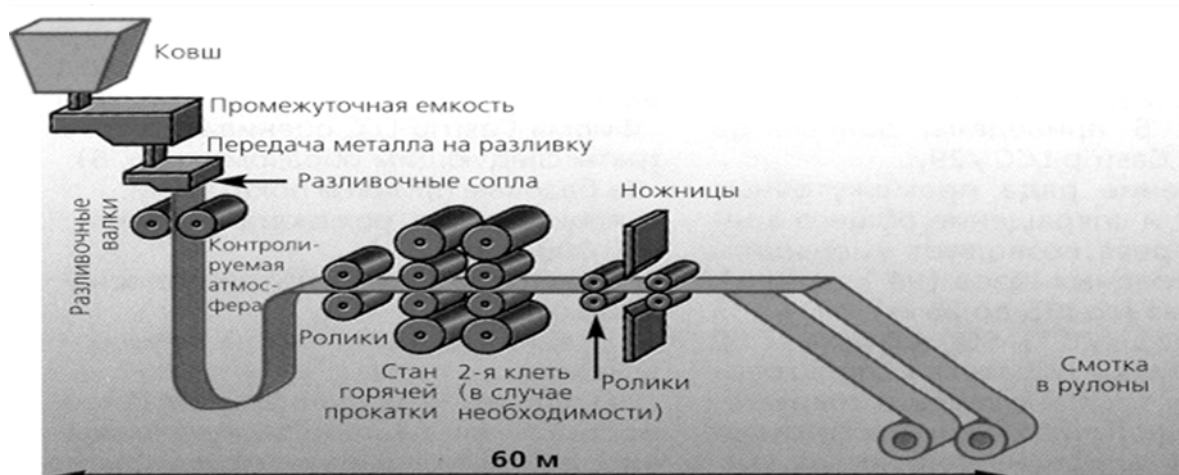


Рис. 3 Схема литейной установки Castrip на заводе в Кроуфордсвиле [17]

Таблица 1 Технические характеристики промышленных установок в проектах Eurostrip и Castrip [18]

Характеристика	КТН	Nucor
Диаметр вала, мм	1500	500
Скорость разливки, м/мин	40-90	150
Толщина полосы, мм:		
литая	1,8-4,5	1,0-4,0
г/к	1,3-3,5	0,7-2,0
Ширина листа, мм	1450	до 2000
Масса рулона, т	30	40
Индукционный нагрев перед г/прокаткой, МВт	2-10	
Вместимость разливочного ковша, т	90	110
Вместимость промежуточного ковша, т	18	23
Производительность, тыс. т/год	400	500

Основные сложности технологии валковой разливки перед другими процессами можно разделить на пять ключевых факторов: систему подачи

металла, начальную кристаллизацию, загрязнение по кромкам, контроль деформации валков и огнеупоры.

Подача металла в лунку – весьма ответственная операция по ряду причин. В отличие от обычной разливки в валковом процессе лунка металла очень мала. В итоге массовый расход потока, деленный на объем лунки, примерно на порядок выше, чем при отливке сляба. Так, что стакан для подачи металла или канал в нем в валковом процессе совершенно иной, чем это используется в обычной разливке. Всякое нарушение на мениске обязательно обнаруживает себя в виде дефекта полосы. Следовательно, процесс для гарантии высокого качества поверхности продукта должен быть стабильным и постоянно контролироваться.

Некоторые главные различия между технологией валковой разливки и разливкой слябов оказывают значительное влияние на образование и рост твердой корочки. Среди них следует упомянуть то, что валковая технология не использует ни шлакообразующую смесь, ни смазку и кристаллизатор (валок) и стальная оболочка имеют одну и ту же скорость (т. е. качание кристаллизатора отсутствует). А поскольку отсутствует шлакообразующая смесь, имеет место значительно лучший контакт между поверхностью валка и кристаллизующейся оболочкой, начинающей образовываться на мениске, и продолжающей расти вниз к выходу полосы из зазора между валками.

Несмотря на достигнутые за последние годы успехи по внедрению технологии валковой разливки-прокатки стальной полосы в широкое производство остается открытым вопрос повышение скорости разливки металла, и соответственно повышение производительности промышленных установок.

Технология процесса валковой разливки не позволяет в полной мере использовать экспериментальные методы исследований, поскольку отсутствует даже визуальный контакт с металлом, находящимся между валками, что сильно затрудняет использование термографических приборов. Единственной возможностью анализа и прогнозирования процессов, которые происходят в зоне кристаллизации-деформации, является математическое моделирование.

В Физико-технологическом институте металлов и сплавов НАН Украины (ФТИМС) ведутся работы по построению математических моделей гидродинамики и кристаллизации расплава в межвалковом пространстве в [19-21]. С помощью этих моделей можно спрогнозировать потенциальные возможности технологии валковой разливки-прокатки в части повышения бездефектной скорости разливки стальной полосы. В качестве примера на рис.4 представлены результаты расчета скоростей

разливки стальной полосы, различной толщины от 1 до 5 мм с обжатием 15% при различных значениях диаметра валков.

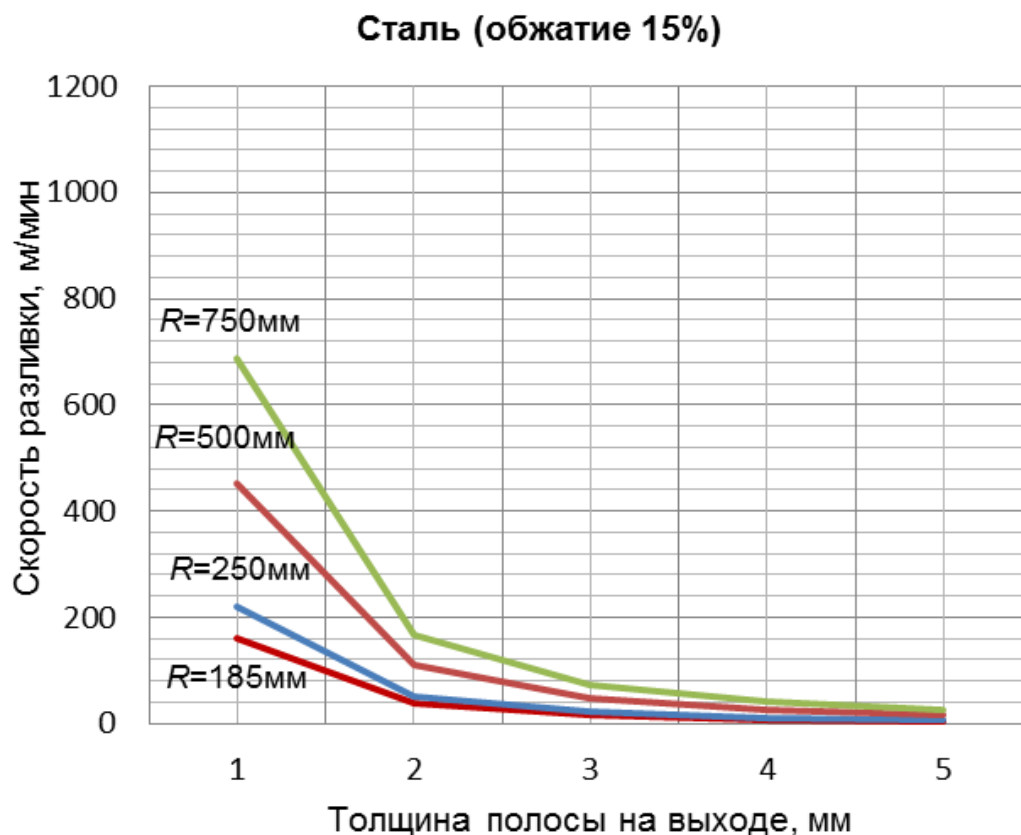


Рис. 4 Зависимость расчетной максимальной скорости разливки металла от толщины выходной полосы для различных диаметров валков

Следует отметить, что скорость валковой разливки-прокатки стальных полос наиболее существенно зависит от толщины получаемых полос, диаметра валков-кристаллизаторов, и величины обжатия затвердевшего металла.

Разработанные теоретические модели процесса валковой разливки-прокатки, выполнены в виде программ, они показали адекватность и достаточную меру точности для создания энергосберегающих технологий производства стальных полос с необходимым уровнем точности и механических свойств. Дальнейшее усовершенствование математических моделей позволит определять оптимальные параметры оборудования и технологического процесса, учитывать большее количество факторов, которые влияют на валковую разливку-прокатку.

Литература

1. H.Bessemer: Journal of the Iron and Steel Institute (1891), 1. «Черные металлы», ноябрь -2004. –С. 10-24.
2. H.Bessemer: US Patent 49053, July 25 (1865). «Черные металлы», ноябрь -2004. - С. 10-24.
3. S. Shiozawa, T. Kusakawa, Y. Matsuura: Sosei to Kako, 1 (1960), 99. «Черные металлы», ноябрь -2004. –С. 10-24.
4. M. Cygler, M. Wolf: Iron & Steelmaker, 13 (1986), No 8, 27. «Черные металлы», ноябрь -2004. –С. 10-24.
5. W. E. Stephens, G. R. Vassily: Light Metals 1971, The Metallurgical Society, New York (1971), 535. «Черные металлы», ноябрь -2004. -С. 10-24.
6. M. M. Wolf: BHM, 145 (2000), No. 1, 35. «Черные металлы», ноябрь -2004. -С. 10-24.
7. K. Yanagi, K. Sasaki, K. Yamamoto, H. Takeuchi. H. Nakashima: Mitsubishi Heavy Industries, Technical Review, 33 (1996), No.1, 26. «Черные металлы», ноябрь -2004. -С. 10-24
8. R.Wechsler: Steel Times, 229 (2001), No. 23. «Черные металлы», ноябрь -2004. - С. 10-24.
9. В.Г.Антипин. Прогресс в производстве тонких стальных полос. Бюллетень «Черная металлургия». -№8. -2002. - С. 3-9.
10. В.Н. Данченко. Кардинальные изменения технологии и проблемы теории производства стального проката // «Металлургическая и горнорудная промышленность». -№8-9. -2002. –С. 13-19.
11. Hadrys H. G. Thin Strip Casting of Stainless Steel at Thyssen Krupp Steel AG. Presentation to 34th IISI. Conference. Melbourne. Australia. Oct. 3-5. 2000. «Сталь» -№5. - 2001. –С. 27-30.
12. T. Bagsarian. Strip casting gets serious //New Steel. December. 2000 «Сталь» -№5. -2001. –С. 27-30.
- 13.Х.-У. Линденберг, Ж. Анрион, К. Шваха. Новая технология Eurostrip. «Сталь» - №4. -2002. -С. 61-62.
14. Х.-У. Линденберг, Ж. Анрион, К.Шваха. Проект Eurostrip – современный уровень техники литья полосы. «Черные металлы», май -2002. -С. 70-77.
15. G. Hohenbichler, G. Windner. Модернизация двухвалковой установки «Eurostrip» для непрерывной отливки полос из углеродистых сталей. «Новости черной металлургии за рубежом». -№3. -2004. -С. 32-33.
16. W.Blejde, R.Mahapatra, H. Fukase, Recent Developments in Project M – The Joint Development of Low Carbon Steel Strip Casting by BHP and IHI, Intern. Conf. on New Developments on Metallurgical Process Technology, METEC Congress, 13-15 June 1999, Dusseldorf, Germany, p. 176/81. «Черные металлы», апрель -2009. –С. 47-51.
17. Отливка стальной полосы в двух валках способом Castrip. R. Welchsler, J. Frmela. //AISE Steel Technology. 2002. №9. -С. 69-74 . «Новости черной металлургии за рубежом». -№2. -2003. –С. 61-64.
18. Р. Махапатра, В. Блейде, Ф.Фишер-мл. П.Кэмпбелл, Г. Маккиллис. Процесс Castrip – современное состояние промышленного внедрения литья полос из низкоуглеродистой стали. «Черные металлы», апрель -2009. –С. 47-51.
19. Ноговицын А.В., Баранов И.Р. Метод расчета протяженности зон кристаллизации и деформации при валковой разливке-прокатке. – Обработка металлов давлением. – 2013, №1(34). – С. 170-176.

20. Ноговицын А.В., Баранов И.Р. Математическое моделирование гидродинамики расплава металла при валковой разливке-прокатке //Вестник ХПИ .- 2012-№47(953).-с.144-153.

21. А.В., Баранов И.Р. Коэффициент скорости кристаллизации при двухвалковой разливке-прокатке стали и алюминия.// Металл и литье Украины.-2013,№7(234).-С.14-17.

УДК 608

ОТРИМАННЯ МОНОФАЗНОГО ДОДЕКАБОРИДУ ЦИРКОНІЮ ТА МАТЕРІАЛІВ НА ЙОГО ОСНОВІ

А. К. Орлов

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Проведені в роботі дослідження показали, що методом спрямованої кристалізації можливе отримання монофазного ZrB_{12} , незважаючи на особливості діаграми стану $Zr-B$ та те, що фаза знаходиться на межі існування даного структурного типу. Встановлено, що склад вихідної шихти суттєво впливає на утворення та розподіл фаз в зонноплавленому кристалі. Використання попередньо синтезованого порошку евтектичного складу $ZrB_{51}-ZrB_{12}$ дозволило суттєво зменшити розмір включень дибориду цирконію в кристалі. Встановлено, що для вирощування монофазного ZrB_{12} оптимальним є шихта складу $ZrB_{12,8}$ (з надлишком бору), тому всі наступні дослідження проводились з розрахунком на це співвідношення.

Проведенные в работе исследования показали, что методом направленной кристаллизации возможно получение монофазного ZrB_{12} , несмотря на особенности диаграммы состояния $Zr-B$ и то, что фаза находится на грани существования данного структурного типа. Установлено, что состав исходной шихты существенно влияет на образование и распределение фаз в зонноплавленом кристалле. Использование предварительно синтезированного порошка эвтектического состава $ZrB_{51}-ZrB_{12}$ позволило существенно уменьшить размер включений диборида циркония в кристалле. Установлено, что для выращивания монофазного ZrB_{12} оптимальным является шихта состава $ZrB_{12,8}$ (с избытком бора), поэтому все последующие исследования проводились с расчетом на это соотношение.

The researchers conducted in work showed that a method of a directional crystallization receiving monophasic ZrB_{12} , despite features of a constitution diagram of $Zr-B$ and that the phase is on the verge of existence of this structural type is possible. It is established that the composition of initial fusion mixture significantly influences education and distribution of phases in of zone melted crystal. Use beforehand the synthesized powder of the eutectic structure of

ZrB₅₁-Zr₁₂ allowed reducing significantly the amount of inclusions diboride zirconium in a crystal. It is established that for cultivation of monophasic ZrB₁₂ fusion mixture of structure of ZrB_{12,8} (a lot of pine forest) therefore all subsequent researches were conducted counting upon this ratio is optimum.

Вступ

Актуальність роботи полягає в тому, що дослідження та розробка матеріалів на основі бору набувають в останні роки все більшого значення як для вирішення фундаментальних проблем матеріалознавства тугоплавких сполук, так і для розвитку галузей створення базових елементів нової техніки.

Для сполук бору характерна наявність просторового кристалічного каркасу атомів бору з ковалентним характером зв'язків, що визначає їх високу твердість, температуру плавлення, хімічну стійкість та ін. Для більшості боридів притаманний, крім того, металічний тип провідності.

На відміну від диборидів d-перехідних металів, які знайшли широке застосування в техніці і в наслідок чого ретельно вивчалися, додекаборид цирконію та матеріали на його основі практично не вивчені, що обумовлено складнощами його одержання. Однак наявність у ZrB₁₂ переходу до надпровідного стану, та перспективні результати по використанню матеріалів на його основі при обробці титану, роблять актуальним дослідження можливості як вирощування досконалих монокристалів ZrB₁₂, так і матеріалів на його сонові, результати яких можуть наблизити рішення завдання створення тугоплавких матеріалів з наперед заданими властивостями – магнітними, електричними, механічними, хімічними.

Наукова новизна роботи.

Проведені дослідження показали, що методом спрямованої кристалізації можливе отримання монофазного ZrB₁₂, не зважаючи на особливості діаграми стану Zr – В та те, що фаза знаходиться на межі існування даного структурного типу. Показали, що склад вихідної шихти суттєво впливає на розподіл та утворення фаз в зонноплавленому кристалі.

Використання попередньо синтезованої евтектики системи B₅₁-ZrB₁₂ дозволило суттєво зменшити розмір включень дибориду. Встановлено, що для вирощування монофазного ZrB₁₂ оптимальним є шихта складу ZrB_{12,8} (з надлишком бору), тому всі наступні дослідження проводились з розрахунком на це співвідношення. Більша кількість бору по відношенню до ZrB_{12,8} призводить до неминучої кристалізації високоборної фази ZrB₅₁, а відповідно зменшення бору – до збільшення кількості дибориду, що кристалізується у вигляді шарів голок (при поперечному зрізі).

Практична значимість роботи полягає в наступному:

1. Матеріал на основі додекабориду цирконію технологічно придатний для забезпечення високоефективної обробки титанових сплавів і підвищення якості оброблюваної поверхні. Це матеріал з достатньо високим значенням міцності зерен, фазові складові якого не будуть взаємодіяти з титаном при температурах різання. Порошок додекаборида цирконія показав високу ефективність при шліфуванні титану та його сплавів, що пов'язано з повною відсутністю взаємодії з поверхнею оброблюваної деталі. Слід зазначити, що при використанні зерен ZrB_{12} на відміну від інших абразивів, в приповерхневих шарах формуються стискуючі залишкові напруження, що призводить до підвищення циклічної міцності металу і збільшення строку експлуатаційної служби оброблюваних деталей.

2. Додекаборид цирконію виявився першим відомим надпровідником, у якого поверхневі характеристики не погіршуються поблизу поверхні (або, в кращому випадку не змінюються), а, навпаки помітним чином ростуть. Однак використання монокристалів додекаборида цирконія обмежується досить складно відтворюваним процесом їх отримання.

Постановка задач дослідження

Мета роботи полягає в отриманні монофазного додекабориду цирконію та матеріалів на його основі.

Для досягнення означеної мети мають бути розв'язані наступні задачі:

- синтез порошків заданого складу в системі Zr-B,
- визначення розподілу фаз вздовж зразка від складу шихти та технологічних параметрів плавки,
- дослідження досконалості структури монокристалу
- аналіз розподілу концентрації цирконію вздовж напрямку кристалізації.
- отримання додекабориду цирконію в монофазному вигляді
- проаналізувати вплив складу вихідної шихти та технологічних параметрів плавки на процес кристалізації ZrB_{12} .

Синтезувати вихідний порошок на основі додекабориду цирконію за допомогою дугової плавки, приготувати спечені зразки різного складу для зонної плавки, дослідити можливість отримання додекабориду цирконію в монофазному вигляді, встановити, як склад вихідної шихти та умови плавки впливають на ріст монофазного ZrB_{12} та утворення другої фази. Дослідити досконалість кристалу по довжині, в напрямку кристалізації та як кристалізація другої фази впливає на його блочність. Ці дослідження важливі для удосконалення технології отримання монофазного додекабориду цирконію, що існує в досить вузькому температурному інтервалі.

Методика проведення експериментів

Для отримання та дослідження монофазного додекабориду цирконію мною були залучені наступні методи та технології:

1. Вирощування кристалів на основі додекабориду цирконію на установці для зонної плавки «Кристал 111» (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

2. Синтез порошків на основі додекабориду цирконію методом дугової плавки (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

3. Рентгеноструктурний аналіз для встановлення досконалості зонноплавлених зразків на установці рентгенівський дифрактометр типу HZG4A, з приставкою для отримання епіграм (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

4. Рентгенофазовий аналіз синтезованих порошків на основі додекабориду цирконію на установці дифрактометр типу HZG4A, з приставкою для визначення фазового складу (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

5. Приготування шліфів та механічна обробка поверхні для дослідження мікроструктури зонноплавлених зразків проводилась на установках: електроіскровий верстат модель 4531, плоскошліфувальний верстат СПШ-1, ротаційно полірувальний верстат montasupal 201 (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

6. Металографічні дослідження зонноплавлених зразків здійснювались на металографічному мікроскопі МИМ-7 (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

7. Хімічний аналіз синтезованого порошку на основі додекабориду цирконію (Інститут проблем матеріалознавства НАН України ім. І. М. Францевича);

8. Рентгенофазовий та якісний аналіз зонноплавлених зразків на установці рентгенівський дифрактометр Ultima IV Rigaku (НТУУ, «Київський політехнічний інститут»);

9. Скануюча електронна мікроскопія зонноплавлених зразків для визначення розподілу концентрації цирконію вздовж напрямку кристалізації на установці SELMI РЭМ – 106И (НТУУ, «Київський політехнічний інститут»)

Матеріали дослідження та метод їх отримання

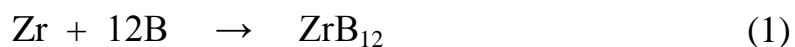
Зонноплавлені кристали на основі додекабориду цирконію були вирощені методом зонної плавки в вакуумі (захисна атмосфера аргон) на затравку з дибориду цирконію. Швидкість росту кристалу становила 0,2 мм/хв., плавка в захисному середовищі аргону (5 атм.), вакуум 2-3 Па, з

обертанням спеченого стержня 2,5 об/хв та 0,5 об/хв кристалізуючої частини. Стержні для плавки були приготовлені наступним чином. Формувалися таблетки методом холодного пресування з механічної суміші порошку бору (аморфного) та стружки цирконію. Спресовані компакти переплавлялися в дуговій печі та просіювалися через сито 50 мкм. З синтезованого порошку, методом холодного пресування, формуємо стрижні, а потім спікаємо в вакуумі при температурі 1500 °С.

Результати досліджень

Синтез боридних порошків системи Zr-B.

В даній роботі додекаборид цирконію був отриманий через синтез з елементів згідно з реакцією:



При складанні шихти кількість бору було взято на 10% більше за розрахункову. З одержаної суміші були відпресовані зразки, які підлягали вакуумно-термічній обробці (рис. 1).

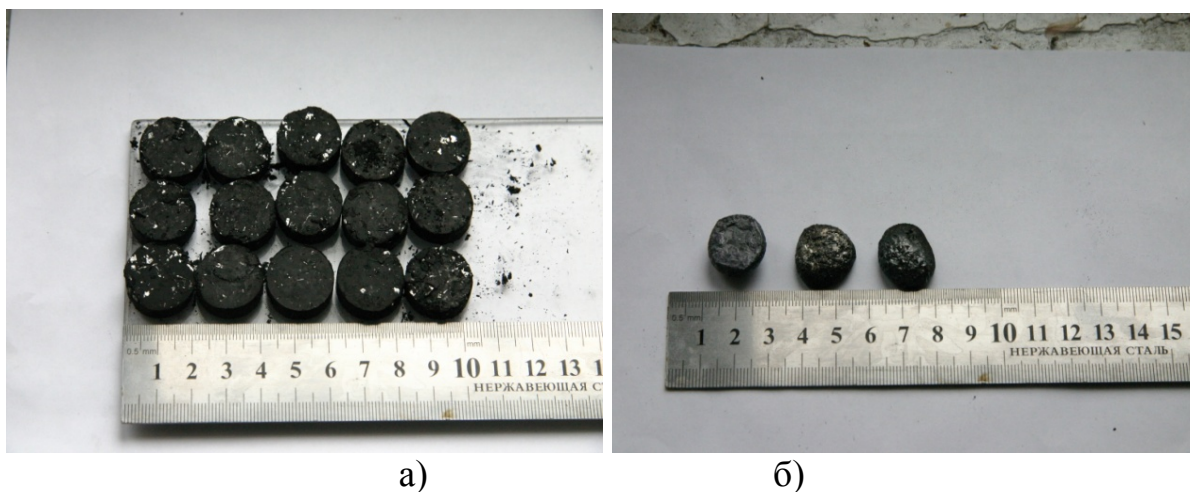


Рис. 1 Шихта складу цирконій-бор: а - до дугової плавки, б – після плавки

Дуговий переплав шихти, що складалась з порошків цирконію та аморфного бору проводився в мідному водоохолоджуваному кристалізаторі. Попередньо шихта підлягала таблетуванню. Перед плавленням таблетки в кристалізаторі, завдяки підводу електричної дуги, на її край короткочасно прикладалась теплова дія. Якщо таблетка складалась з шихти, що за змістом інгредієнтів відповідала дибориду (вміст бору 19,8 % в.), то після теплової дії на край, по таблетці розповсюджувався фронт горіння, проходив СВС процес. У випадку, коли

таблетка складалась з шихти, що по складу відповідала додекабориду, у цих умовах ініціювання процесу СВС не відбувалось, навіть тоді, коли край таблетки оплавлювався.

При утворенні додекабориду цирконію з елементів процес СВС блокується вмістом бору (58,75 % В). Додекаборид цирконію, отриманий шляхом плавлення елементів, кристалізується відповідно фазовій діаграмі по перитектичній реакції. Завдяки цьому до цього часу не вдавалося отримати шляхом плавлення однофазний додекаборид цирконію. В монолітному зразку, що утворюється в кристалізаторі дугової печі, умови охолодження та подальший високотемпературний багаточасовий відпал не забезпечують отримання однієї фази. Отримані в кристалізаторі дугової печі злитки були компактні та монолітні.

Однією з проблем отримання однофазного додекабориду цирконію є неминуче утворення диборидної фази згідно з фазовою діаграмою бор-цирконій.

Для вирішення даної проблеми пропонуємо синтезувати порошки додекабориду цирконію наступним чином:

1) Одним із способів зменшити кількість дибориду цирконію - це провести підбір складу порошку дрібнокристалічного бору та цирконію, при якому утворення диборидної фази буде найменшим.

Так як, з аморфного бору не вдається зкомпактувати зразки для зонної плавки достатньої щільності, ми його проплавили, злитки після другої плавки були розбиті та просіяні через сито. Далі був приготовлений ряд зразків з покроковим збільшенням вмісту бору на 10% , починаючи зі стехіометричного складу (40% Zr та 60%B) до евтектичного (25,1% Zr та 74,8% В).

Найоптимальнішим виявився склад шихти, що відповідає формулі $ZrB_{12,8}$.

2) Отримання евтектики системи Zr-B згідно з фазовою діаграмою складу 25,21 % Zr та 74,79 % В. Шихта виплавлялася в дуговій печі, потім злитки розбивали та просіювали через сито 50 мкм. Згідно зі стехіометричним співвідношенням додекабориду цирконію (40% Zr та 60%B), розраховували скільки цирконію (20,63% Zr) необхідно додати до порошку евтектичного складу для того щоб залишковий бор утворив додекаборид цирконію. Таким чином, вважаємо, що знижуємо температуру плавлення шихти та зменшуємо вірогідність утворення дибориду цирконію.

Результати хімічного аналізу показали, що порошок евтектичного складу має 25,1% Zr та 74,8% В, що відповідає складу закладеному в шихту.

Був проведений рентгенофазовий аналіз порошку евтектичного складу, що показав присутність двох фаз ZrB_{12} і ZrB_{51} (рис. 2). Фази ZrB_2 не виявлено, що свідчить про перенасичення бором.

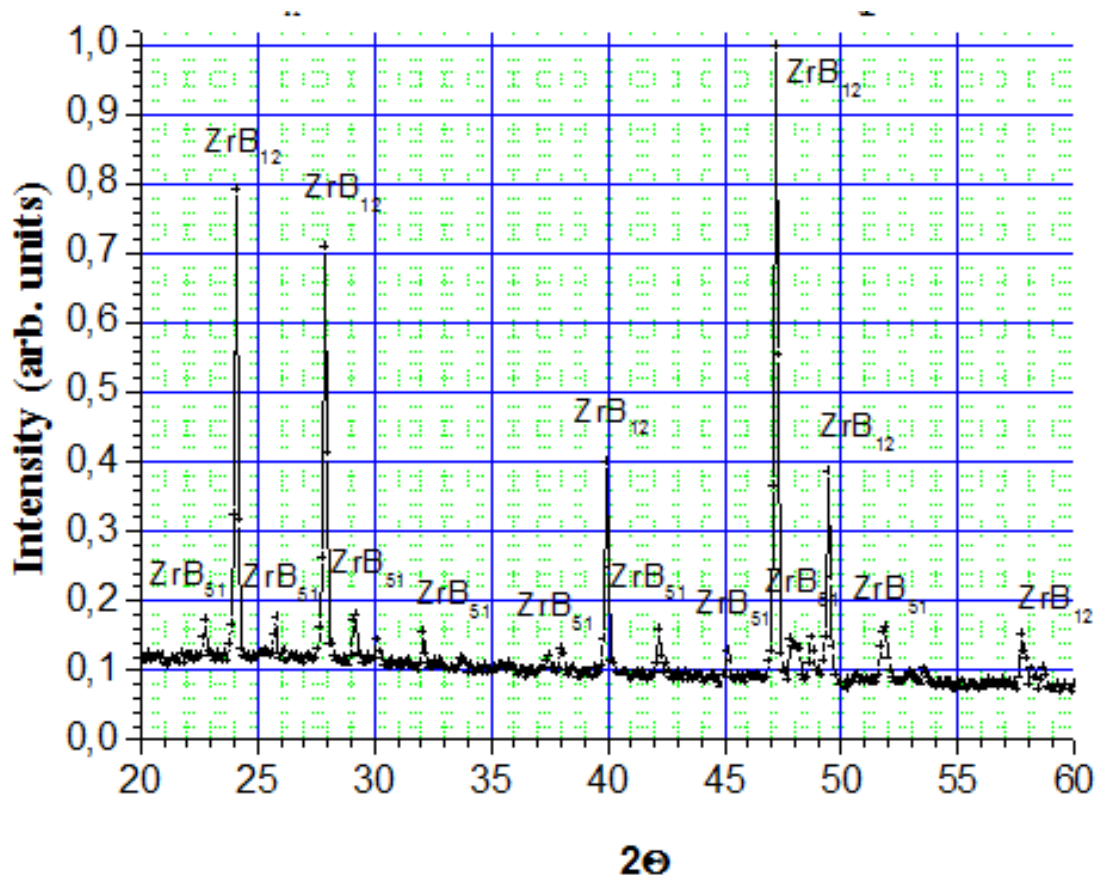


Рис. 2 Дифрактограма зразка ($ZrB_{12} + B$, eutectica), після дугової плавки, Co Ka

Рентгенофазовий аналіз зразку, що складається з порошку евтектичного складу ($ZrB_{12} + B$) та Zr (20,63%), показав утворення диборидної фази цирконію (рис. 3). Це свідчить про те, що нам не вдалося зв'язати залишковий бор, так як він скоріше за все існує цілком тільки в сполуці ZrB_{51} . Чистого бору рентгенофазовий метод дослідження не виявив. Далі було проведено ряд плавок зразків з меншим вмістом цирконію, що призводило до утворення меншої кількості дибориду, про що свідчать металографічні дослідження.

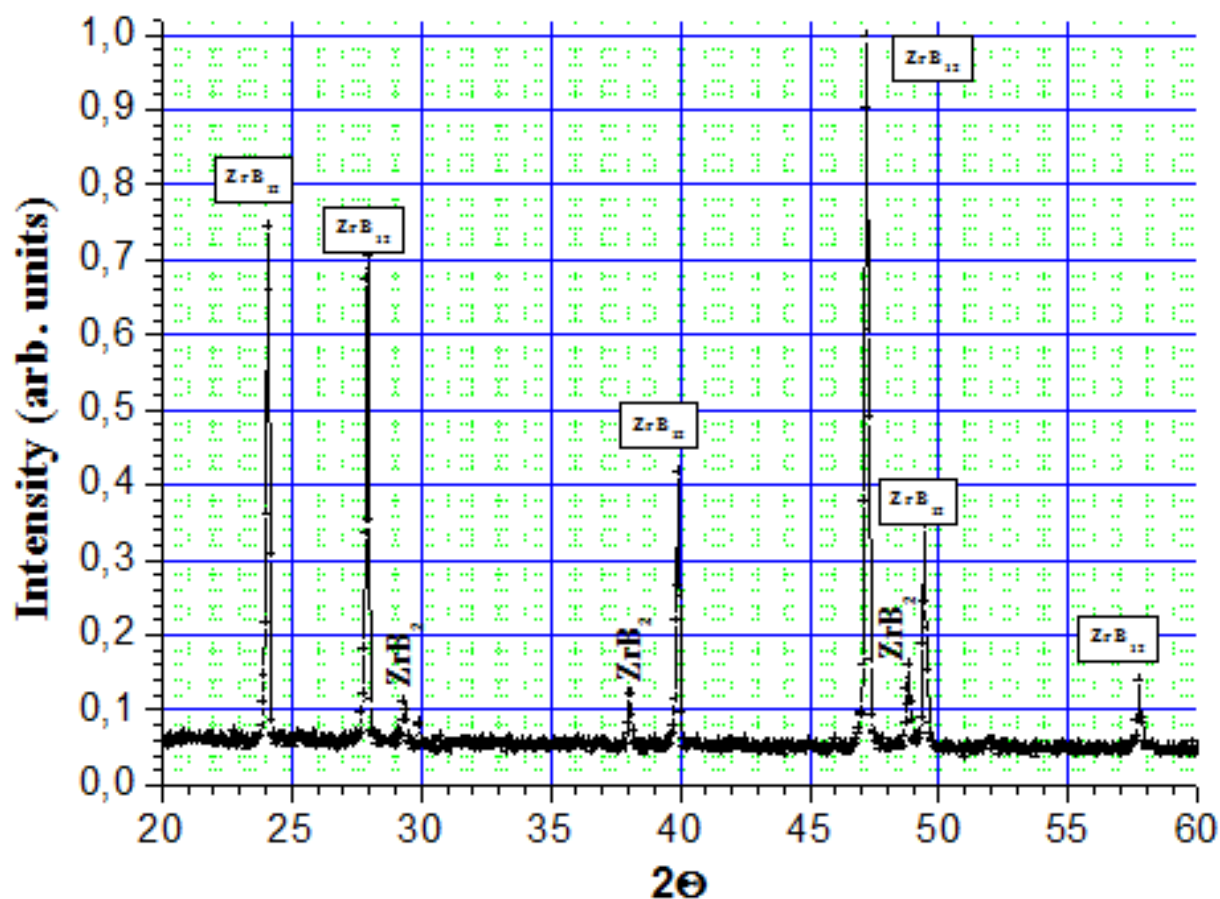


Рис. 3 Дифрактограма зразка ($\text{ZrB}_{12} + \text{B}$, евтектика) + Zr , після дугової плавки, Co-Ka

Розподіл боридних фаз Zr вздовж зразка

Загальний вигляд отриманих зразків (рис. 4 – 8):

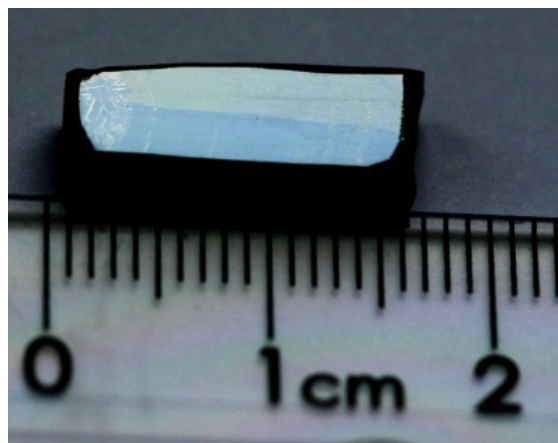


Рис. 4 Загальний вигляд зонноплавленого зразка складу шихти $\text{ZrB}_{14.2}$

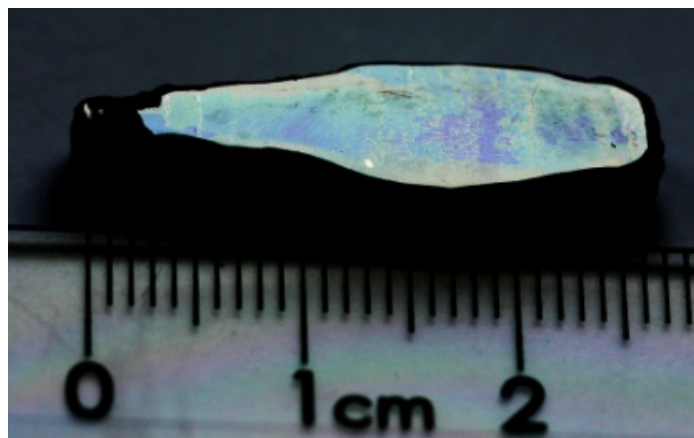


Рис. 5 Загальний вигляд зонноплавленого зразка складу шихти $\text{ZrB}_{15,2}$

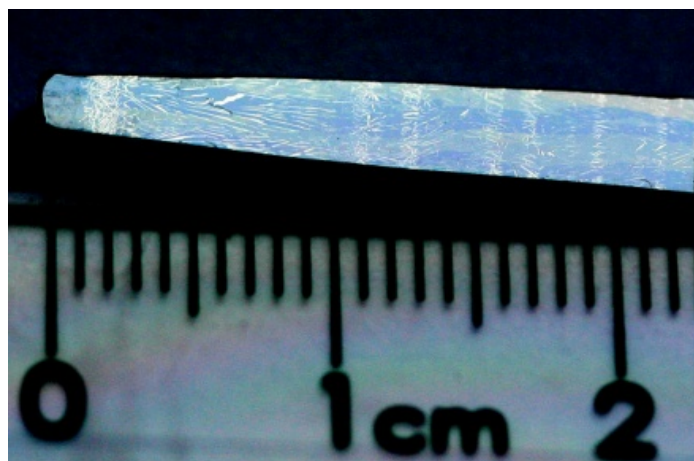


Рис. 6 Загальний вигляд зонноплавленого зразка складу шихти (25,1 % Zr, 74,8 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12}

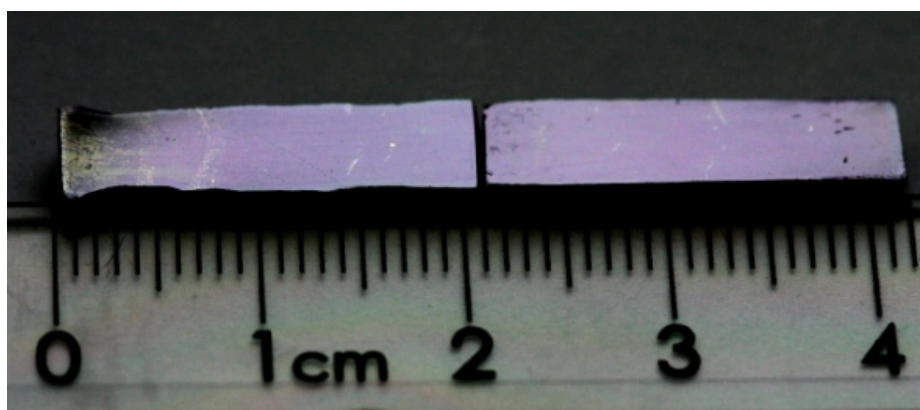


Рис. 7 Загальний вигляд зонноплавленого зразка складу шихти (26 % Zr, 74 % B) + Zr, з розрахунком на $\text{ZrB}_{12,8}$

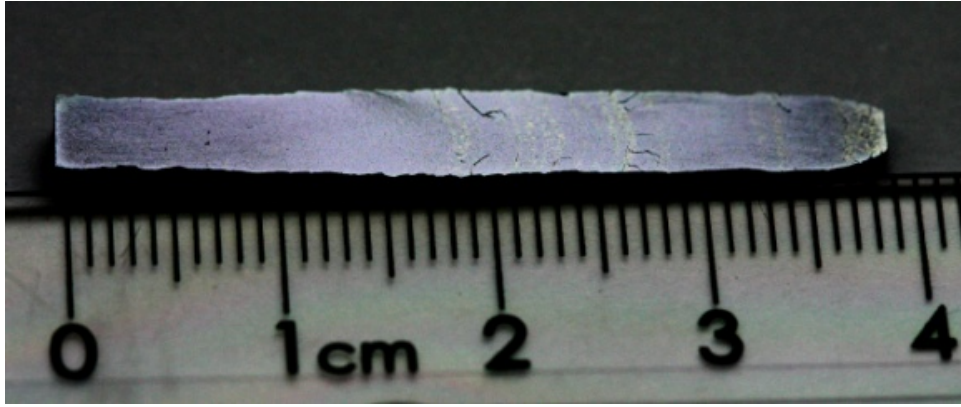


Рис. 8 Загальний вигляд зонноплавленого зразка складу шихти (27% Zr, 73% В) + Zr, з розрахунком на $ZrB_{12,8}$

Оптичні дослідження зоннопланих кристалів являються досить інформативними за рахунок того, що боридні фази системи В-Zr мають свій характерний колір, а саме: фаза ZrB_{12} – на фотографіях синього (в мікроскопі характерний фіолетовий колір), ZrB_2 – яскраво білий, що дає змогу побачити включення розміру менше 1 мкм та ZrB_{51} – жовтого кольору.

Для всіх отриманих зразків характерно випадіння голкоподібних включень дибориду цирконію на початку зони кристалізації, що обумовлено початковим перегрівом при сплавленні затравки та стрижня (рис. 9).

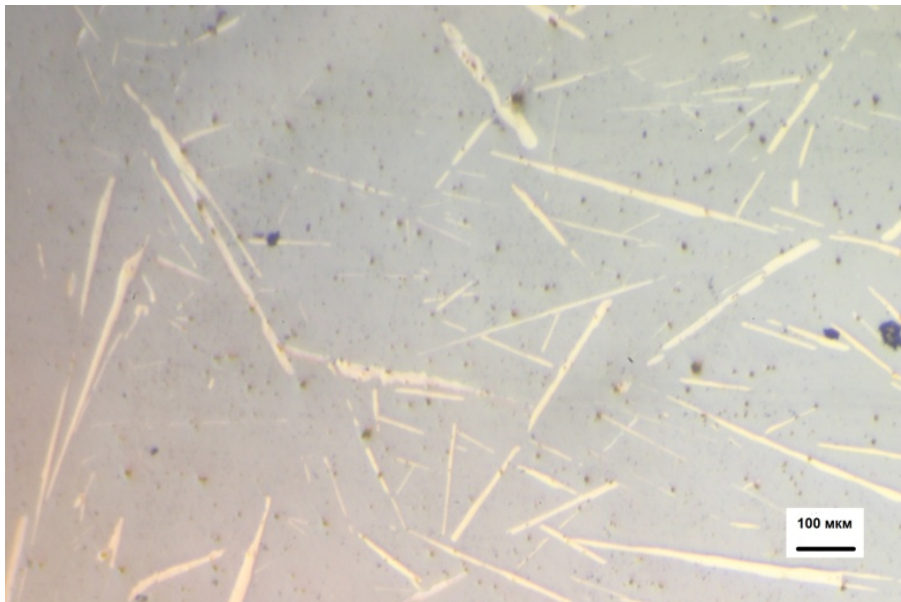


Рис. 9 Мікроструктура зразка складу шихти $ZrB_{14,2}$

Для того, щоб забезпечити кристалізацію в температурних межах області існування фази ZrB_{12} , необхідна мала швидкість кристалізації: велика швидкість кристалізації призводить до перегріву розплаву, що сприяє випадінню великої кількості ZrB_2 вздовж всього кристалу (рис. 10).

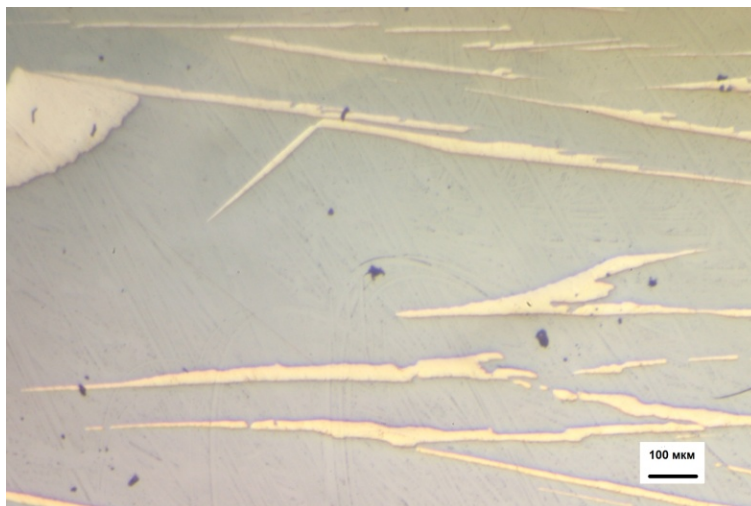


Рис. 10 Мікроструктура зразка складу шихти (25,1 % Zr, 74,8 % В, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12}

Виявлено, що оптимальним складом вихідного стрижня є склад з надлишком бору $\text{ZrB}_{12,8}$. При зменшенні кількості бору в вихідному стрижні в бік стехіометричного, тобто ZrB_{12} , вздовж всього зразка викристалізуються включення ZrB_2 (рис. 11).

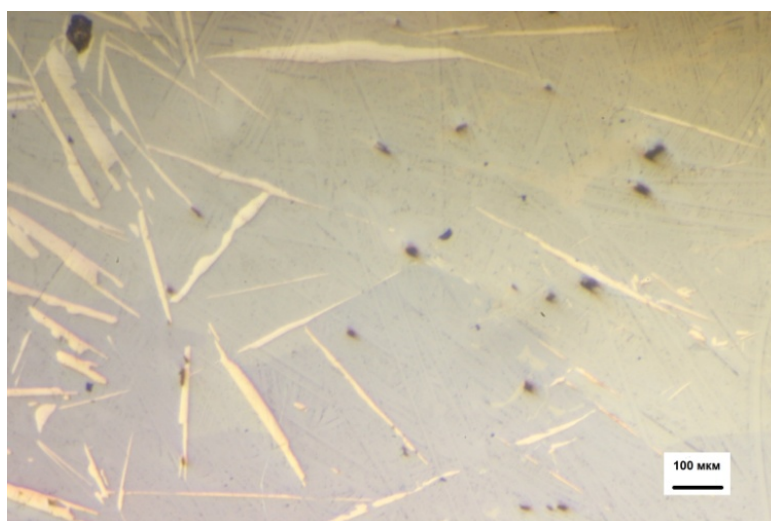


Рис. 11 Мікроструктура зразка складу шихти (25,1 % Zr, 74,8 % В, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12}

А при збільшенні вмісту бору у вихідному порошку в бік евтектики, кількість дибориду зменшується, але з'являються включення фази ZrB_{51} (рис. 12).

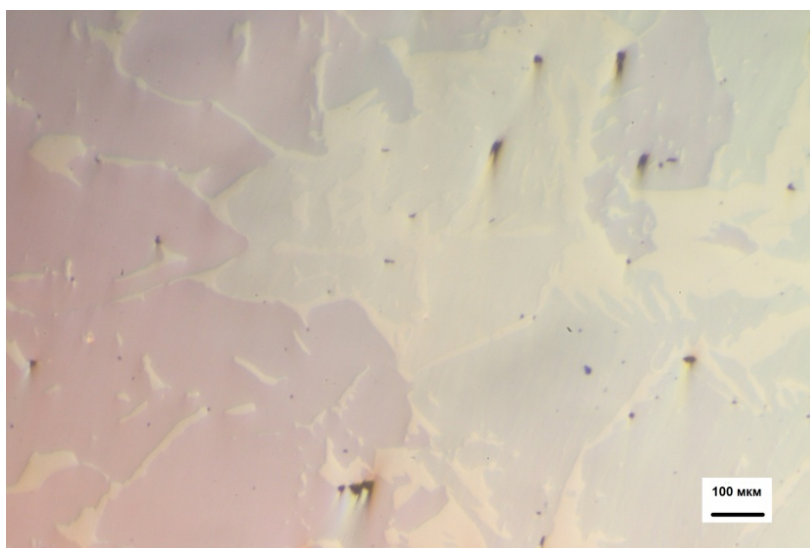


Рис. 12 Мікроструктура зразка складу шихти $ZrB_{15,2}$

Синтез $ZrB_{12,8}$ з використанням в якості джерела бору шихти складу близького до евтектичного (26 мас. %Zr, 74 мас. %B) запобігає утворенню дибориду у вихідному стрижні і, дає можливість виростити досконалий, практично без включень, монокристал, в подальшому (рис. 13).

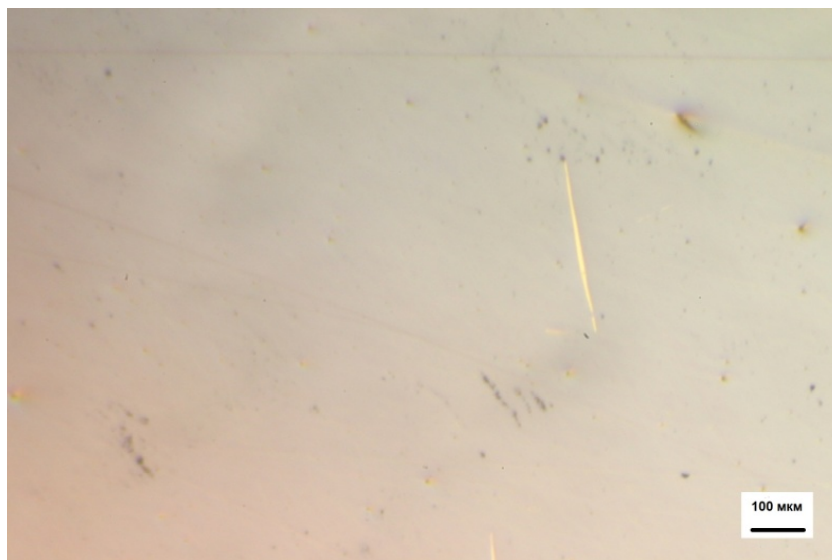


Рис. 13 Мікроструктура зразка складу шихти (26 % Zr, 74 % B) + Zr, з розрахунком на $ZrB_{12,8}$

Рентгенофазовий аналіз зонноплавлених зразків

В ході дослідження фазового складу синтезованих порошків і зонноплавлених кристалів був застосований рентгенівський дифрактометр загального призначення типу HZG4A з приставкою для фазового аналізу та рентгенівський дифрактометр Ultima IV Rigaku (НТУУ, «Київський політехнічний інститут»).

В якості прикладу наводимо результати рентгенофазового аналізу зразку (25,1 % Zr, 74,8 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} , після зонної плавки, Cu K α (рис. 14).

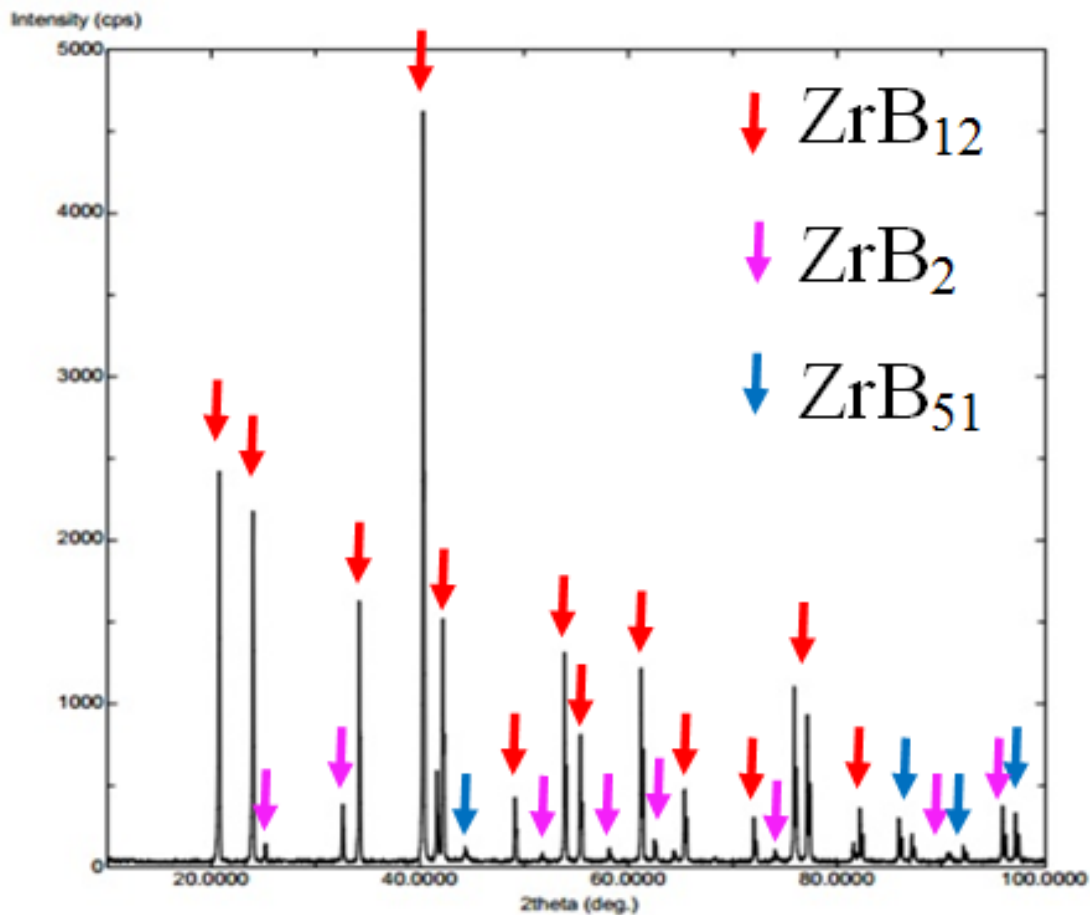


Рис. 14 Дифрактограма зразка (25,1 % Zr, 74,8 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} , після зонної плавки, Cu K α

Зафіксовано існування трьох фаз вздовж всього зразка: ZrB_{12} , ZrB_2 , ZrB_{51} . Судячи з дифрактограми був вирощений кристал, основою якого є ZrB_{12} , з включеннями дибориду та слідами фази ZrB_{51} .

Приведено для прикладу результати рентгенофазового аналізу вирощеного однофазного кристалу ZrB_{12} (рис. 15)

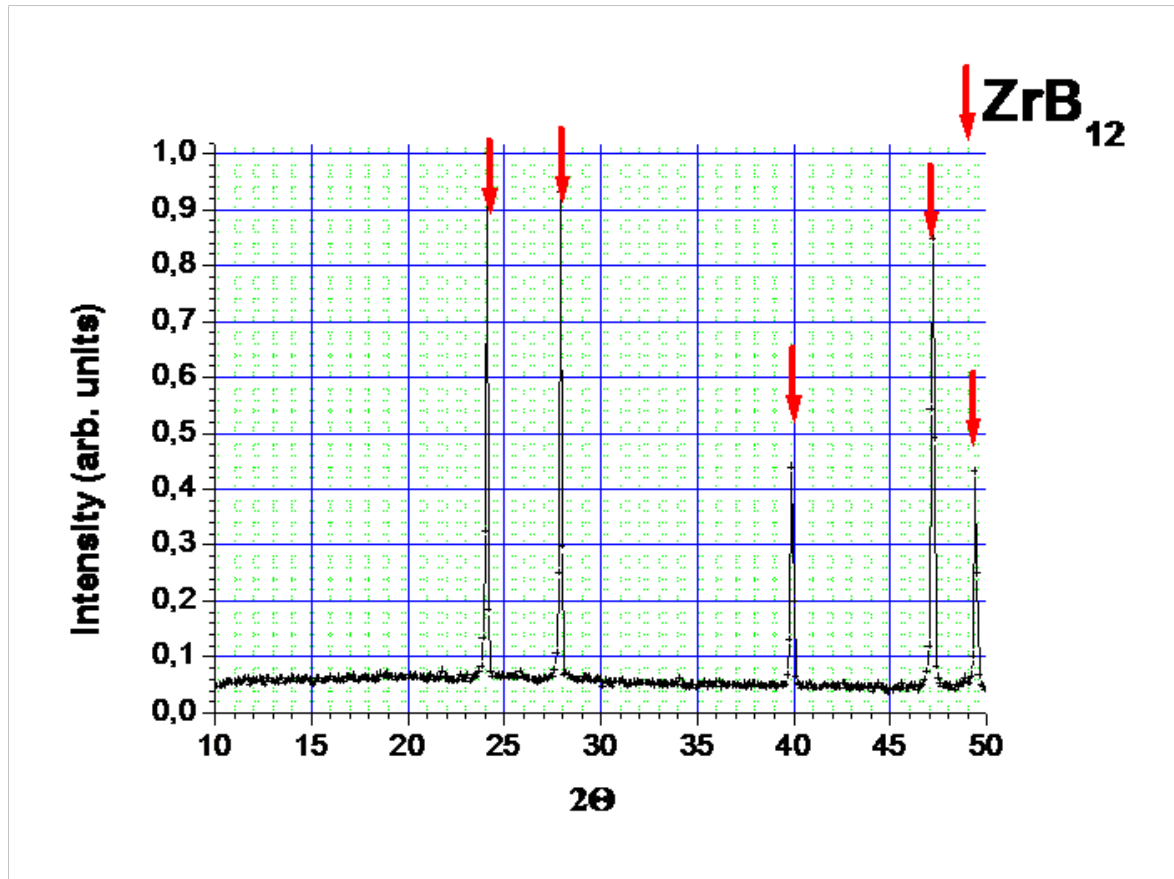


Рис. 15 Дифрактограма зразка (27 % Zr, 73 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на $ZrB_{12,8}$, після зонної плавки, Co K α

Судячи з результатів дифрактограми, у вирощеному кристалі інших фаз крім ZrB_{12} не зафіксовано.

Скануюча електронна мікроскопія

В ході дослідження розподілу інтенсивності Zr L квантів рентгенівського випромінювання вздовж напрямку кристалізації та проведення елементного аналізу зонноплавлених зразків був застосований скануючий електронний мікроскоп SELMI РЕМ – 106И та JEOL JXA-8200.

За допомогою мікрозондового аналізу зразку складу вихідної шихти (25,1 % Zr, 74,8 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} , показали розподіл інтенсивності характеристичного рентгенівського випромінювання Zr вздовж лінії сканування (рис. 16).

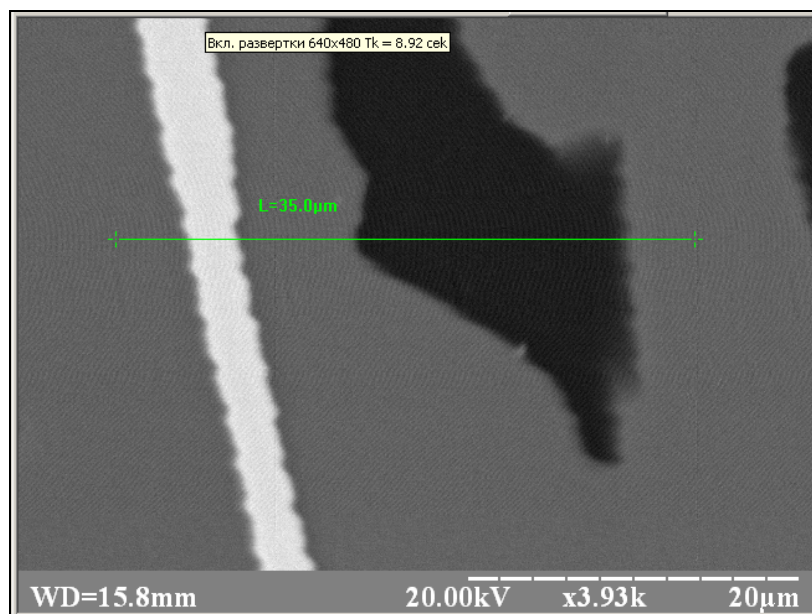


Рис. 16 Електронно-мікроскопічне дослідження зразка (25,1 % Zr, 74,8 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} , SELMI РЭМ – 106И

На профілі розподілу інтенсивності (рис. 17) видно різкі максимуми та мінімуми відповідних фаз порівняно з основою ZrB_{12} .

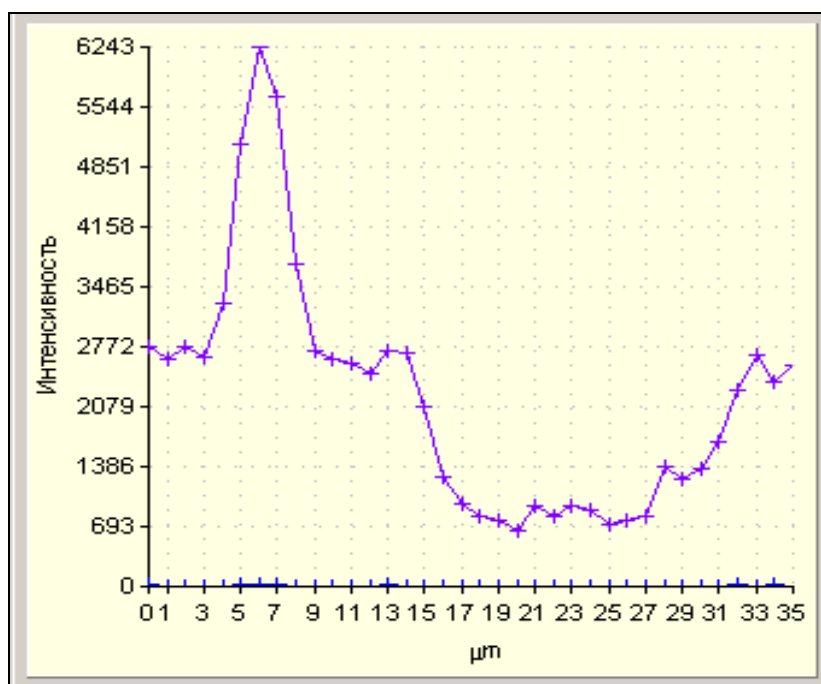


Рис. 17 Розподіл інтенсивності характеристичного рентгенівського випромінювання Zr вздовж зразка (25,1 % Zr, 74,8 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12}

Був проведений елементний аналіз зразку складу вихідної шихти (25,1 % Zr, 74,8 % В, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} . На (рис. 18) бачимо наявність трьох фаз: білого, темного та сірого кольорів.

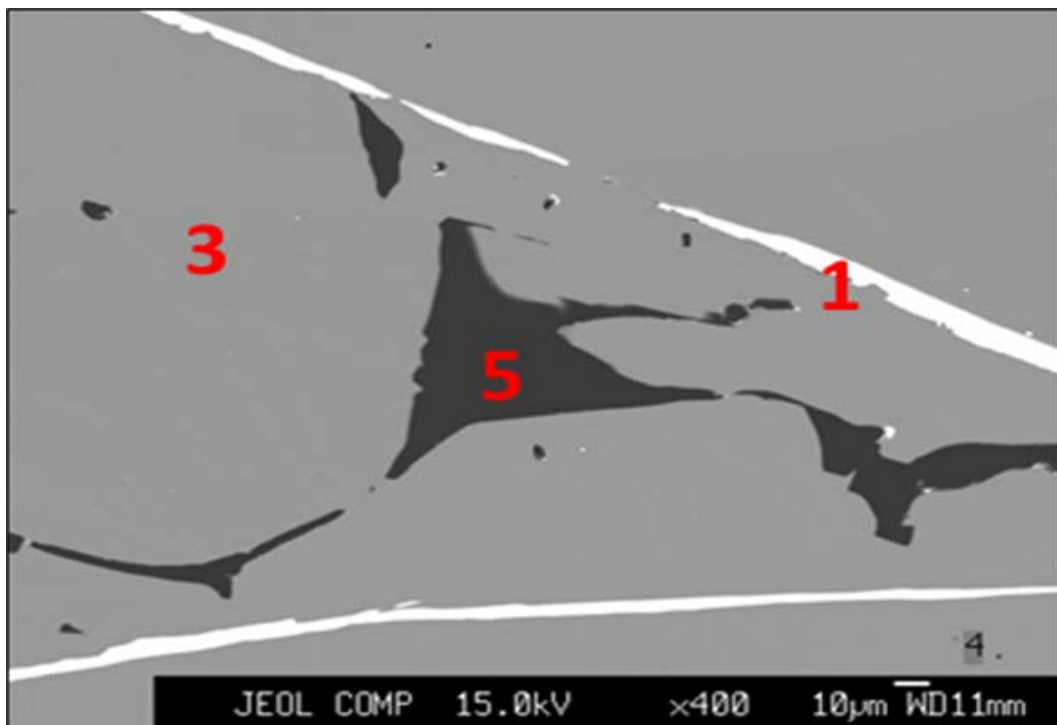


Рис. 18 Електронно-мікроскопічне дослідження зразка (25,1 % Zr, 74,8 % В, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} , JEOL JXA-8200

По результатам співвідношення концентрацій Zr та В в мас.% (табл. 1) встановили, що біла фаза відповідає ZrB_2 , темна фаза – ZrB_{51} , а сіра основа - ZrB_{12} .

Таблиця 1 Концентрація Zr та В в досліджуваних фазах

No	Zr mass %	B mass %	Total	Comment	Phase
1	83.836	22.642	106.478	ZrB14-1	ZrB2
2	41.957	57.533	99.490	ZrB14-3	ZrB12
3	15.692	62.663	78.355	ZrB14-5	ZrB51

Отримали електронно-мікроскопічне зображення зразку складу вихідної шихти (25,1 % Zr, 74,8 % В, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} у випромінюванні Zr (рис. 19). Побудували профільний аналіз розподілу Zr в зонноплавленому зразку, що включає окрім основної фази ZrB_{12} додаткові: ZrB_2 та ZrB_{51} . По флуктуаціям атомів цирконію можна оцінити концентрацію цирконію в фазах.

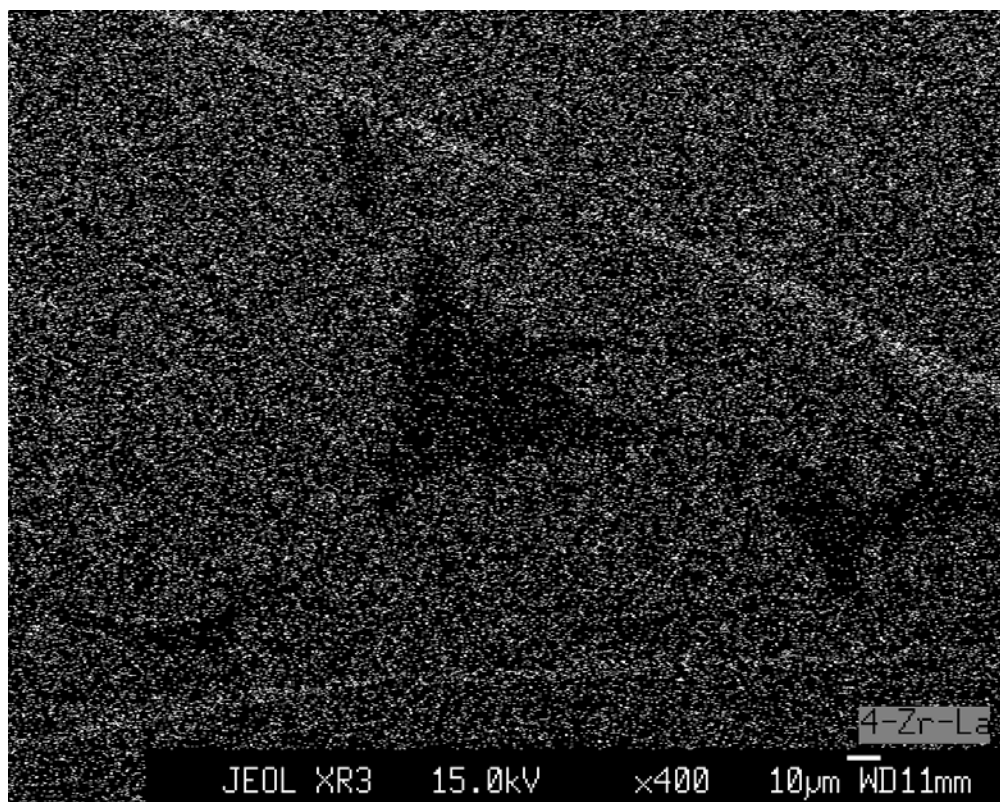


Рис. 19 Зразок (25,1 % Zr, 74,8 % В, евтектика) + Zr, з розрахунком на ZrB_{12} , у випромінюванні Zr, JEOL JXA-8200

Дослідження досконалості монокристалу

В ході дослідження досконалості зонноплавлених кристалів був застосований рентгенівський дифрактометр загального призначення типу HZG4A з приставкою для зйомки епіграм.

Для встановлення впливу іншої фази на досконалість монокристалу був обраний зразок $ZrB_{12,8}$. Так як, кристал представляє з себе матрицю ZrB_{12} та пошарові включення ZrB_2 на різній відстані одна від іншої, було знято 3 епіграми після кожного випадіння полоси дибориду (рис. 20)

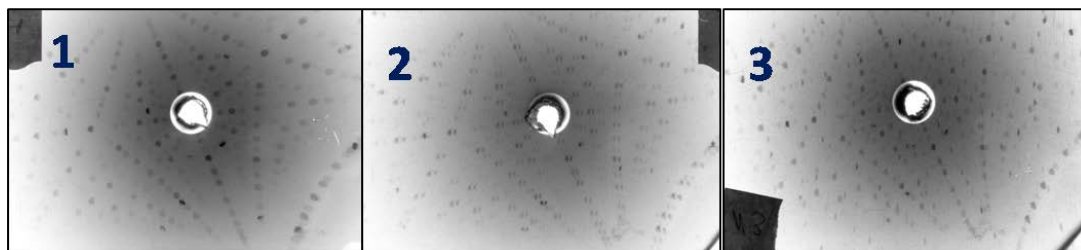


Рис. 20 Епіграми зразку $ZrB_{12,8}$: 1 – початок кристалу, 2 – середина, 3 – кінець, Мо К α

Судячи з епіграм видно, що на початку зони виріс гарний монокристал. Після випадіння дибориду цирконію кристал виріз блочний, а в кінці – блочний з великою розорієнтацією.

Був проведений рентгеноструктурний аналіз зразку складу вихідної шихти $ZrB_{14,2}$, в якому кристалізувалося два зерна фази ZrB_{12} (рис. 21), про що свідчать результати мікрозондового аналізу.

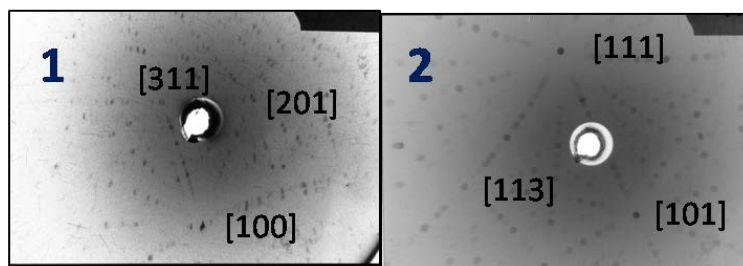


Рис. 21 Епіграми зразку $ZrB_{14,2}$: 1 – перше зерно, 2 – друге зерно, Мо К α

Судячи з отриманих епіграм зерна мають різну орієнтацію, перше зерно дуже блочне, а друге – досконалий монокристал.

Для дослідження досконалості вирощеного монофазного додекабориду цирконію були відзняті епіграми від середини та кінця зони (рис. 22) зразку складу вихідної шихти (27 % Zr, 73 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на $ZrB_{12,8}$.

Судячи з отриманих епіграм можна стверджувати, що вирощений монофазний додекаборид цирконію є досконалим монокристалом на всій довжині (30 мм).

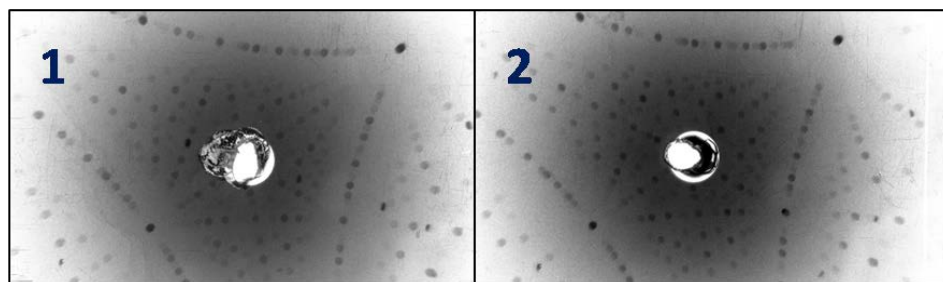


Рис. 22 Епіграми зразку (27 % Zr, 73 % B, евтектика) + Zr, з розрахунком на $ZrB_{12,8}$: 1- середина кристалу, 2 – кінець кристалу, Мо К α

Висновки

1. Проведено аналіз першоджерел, що до формування боридних фаз в системі Zr-B, який показав значний інтерес до монокристалічних та монофазних додекаборидів, як з наукової так і технологічної точки зору.

2. Підтверджена значна залежність утворення та розподілу боридних фаз цирконію вздовж зонноплавленого кристалу від складу вихідного стрижня та використаної затравки.

3. Встановлений оптимальний вихідний склад шихти, що відповідає формулі $ZrB_{12,8}$.

4. Показано, що для запобігання утворення дибориду у вихідному стрижні необхідно синтезувати $ZrB_{12,8}$ з використанням вихідного порошку складу близькому до евтектичного.

5. Показано, що для зменшення температури сплавлення вихідного стрижня та затравки і запобігання випадіння включень дибориду цирконію необхідно використовувати затравку складу, близького до евтектичного.

6. Встановлено, що необхідною умовою для вирощування досконалого монокристалу ZrB_{12} є мінімально можлива швидкість кристалізації.

7. Отримано досконалий монокристал ZrB_{12} довжиною 15 мм без включень інших фаз та монокристал ZrB_{12} довжиною 30мм з локальними включеннями ZrB_2 .

Література

1. Moriwaka T., Nishiora T. and Sato N.K. Ferromagnetism Induced by Ca Vacancy in CaB_6 //J. Phys. Soc. Jap. – 2001. –70, №2. – P.341-344.
2. Niihara K. // Bull. Chem. Soc. Japan 44. – 1971. – P.963-967.
3. Matkovich V.I., Economy J. Structural determinants in the higher borides //In: Boron and Refractory Borides. Ed. Matkovich V.I. Berlin-Heidelberg-New Yourk: Springer-Verlag. 1977. - P.78-95.
4. Bertaut F. and Blum P. La structure des borides d'uranium //C.R.Acad. Sci., Paris. – 1949. –Vol. 229. – P.666-667.
5. LaPlaca S., Binder I. and Post B. Binary dodecaborides //J.Inorg. Nucl. Chem. – 1961. – 18. – P.113-117.
6. Shwetz K., Ettmayer P., Kieffer R. und Lipp A. Uber die existenz und mischbarkeit kubischer dodekaboridphasen //Radex-Rundschau. – 1972. - №3/4. – P.257-265.
7. A single-crystal diffractometry investigation of scandium in \square -rhombohedral boron //J.Solid State Chem. – 1978. – 23. – P.391-398.
8. Peshev P., Etourneau J. and Naslain R. Sur le systeme bore-scandium //Mater. Res. Bull. – 1970. – 5. – P.319-328.
9. Paderno Y. and Shitsevalova N. About ScB_{12} structure //Jpn. J.Appl. Phys., Series 10. –1994. – P.128-130.
10. Przybylska M., Reddock A.H., Ritter G.J. //J. Amer. Chem. Soc. – 1963. –85, №2. – P.407-409.
11. Брусков В.А., Завалий Л.В., Кузьма Ю.Б. Кристаллическая структура ScB_{12} //Изв. АН СССР, Неорг. матер. (1988) 24 №3, 506-507.
12. Donni A., Fischer P., Keller L., Pomjakushin V., Nemoto Y., Goto T. and Kunii S. The cubic to trigonal phase trandsition in HoB_6 measured on the new powder neutron

diffractometer HRPT at SINQ. Proc. Int. Symposium on Advances in Neutron Scattering research, Tokai, 2000 // J. Phys. Soc. Jpn. – 2001. – 70, Suppl. A. – P.448-450.

13. Perkins C.L., Trenary M., Tanaka T. Direct Observation of (B12)(B12)12 Supericosahedra as the Basic Structural Element in YB66 // Phys. Rev. Letters. – 1996. – 77, №23. – P.4772-4775.

14. Richards S.M. and Kasper J.S. The crystal structure of YB66 // Acta Cryst. B. – 1969. – 25, part 2. – P.237-251.

15. Higashi I., Kobayashi K., Tanaka T. and Ishizawa Y. Structure refinement of YB62 and YB56 of the YB66-type structure // J. Solid State Chem. - 1997. - 133, №1. - P.16-20

16. Свойства элементов. Справочник. Под ред. Самсонова Г.В. Часть I, 2ое изд., М.: Металлургия. – 1976. – 600

17. T.B.Massalski, H.Okamoto, P.R.Subramanian and I.Kacprzak “B-Zr Phase Diagram.” Binary Alloys Phase Diagrams, Second edition, ASM international, Materials Park, Ohio, 1, 561. 1990

18. Свойства, получение и применение тугоплавких соединений, Справочник. Ред. Т.Я.Косолапова, Металлургиздат М., 1986, 928 с.

19. А.В.Блиндер, А.С.Болгар, Энтальпия и теплостойкость боридов циркония в широкой области температур, В сб. Бориды и материалы на их основе, ИПМ АН УССР, Киев, 1986, стр.105-110

20. Падерно Ю.Б., Одинцов В.В., Тимофеева И.И., Клочков Л.А. Термическое расширение додекаборидов металлов // Теплофизика высоких температур, 9, №1, 1971

21. Г.В.Самсонов, Т.И.Серебрякова, В.А.Неронов, Бориды, Атомиздат, М., 1975, 374 с.

22. B.T.Matthias, T.H.Geballe, K.Anders, E.Corenzwit, G.W.Hull, J.P.Maita. Superconductivity and Antiferromagnetism in Boron Rich Lattices // “Science” v.159, 530, 1968

23. Андриевский, Р.А., Ланин А.Г., Рымашевский Г.А., Прочность тугоплавких соединений, Металлургия, М., 1974. 232 с.

24. Hamada R., Wakata M., Phase transition in the Zr_{1-x}Sc_xB₁₂ // Physical Review B., V.48, №10, p. 6892-6898, 1993

25. Paderno Yu.B., Layshchenko A.B., Filippov V.B., Duchnenko A.V. Zirconium Dodecaboride single crystal growth. // Proceedings of International Conference “Science for Materials in the Frontier of Centuries: Advantages and Challenger”, Kyiv, Ukraine, 4-8-November 2002, p.347-348

26. V.A.Gasparov, I.Sheikin, F.Levy, J.Teyssier, G.Santi. Study of the Fermi Surface of ZrB₁₂ Using the de Haas-van Alphen Effect // Physical review letters, 101, 097006(1)-097006(4), 2008

27. Glass S.J., Ewsuk K.G. Ceramic Powder Compaction // MRS Bulletin. – 1997. – V.22. – No. 12. – P. 24 – 28.

28. Хасанов О.Л. Методы компактирования и консолидации наноструктурных материалов и изделий / О.Л. Хасанов, Э.С. Двилис, З.Г. Бикбаева – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2008. – 212 с.

29. Багдасаров Х.С. Высокотемпературная кристаллизация из расплава.- М.,: ФИЗМАТЛИТ, 2004. – 160с. – ISBN 5-9221-0482-9.

30. N. Sluchanko, S. Gavrilkin, K. Mitsen, A. Kuznetsov, I. Sannikov, V. Glushkov, S. Demishev, A. Azarevich, A. Bogach, A. Lyashenko, A. Dukhnenko, V. Filipov, S. Gabani, K. Flachbart, J. Vanacken, Gufei Zhang and V. Moshchalkov. Superconductivity in ZrB₁₂ and LuB₁₂ with various boron isotopes (2012).

31. Н.Е.Случанко, А.Н.Азаревич, А.В.Богач, С.Ю.Гаврилкин, В.В.Глушков, С.В.Демишев, А.В.Духненко, А.Б.Лященко, К.В.Мицен, В.Б.Филиппов. Сверхпроводимость в ZrB_{12} при изотопическом замещении $10B - 11B$. Письма в ЖЭТФ 94 (2011) вып. 8, 685-689.

УДК 669.714

ВПЛИВ ДЕФОРМАЦІЇ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЧАВУНУ

В. А. Очеретова

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В даній роботі освітлена актуальна на даний час тема пластичної обробки чавуну, отримання виробів з чавуну методами пластичної деформації. Проведено порівняння механічних властивостей чавуну після гарячої пластичної деформації та без неї

В данной работе освещена актуальная в настоящее время тема пластической обработки чугуна, получения изделий из чугуна методом деформации. Проведено сравнение механических свойств чугуна после горячей пластической деформации и без нее

In this work illuminated currently relevant topic of plastic processing cast iron and cast iron products getting plastic deformation. There is a comparison of mechanical properties of cast iron after hot plastic deformation and without it

Вступ

Чавун – один із найбільш розповсюджених конструкційних матеріалів. Спостерігається стійка тенденція до збільшення його використання. Чавун володіє гарними ливарними та технологічними, антифрикційними властивостями, здатний гасити вібрації, малочутливий до надрізів, має підвищену теплопровідність.

Однак, все вищі вимоги, які висуває промисловість до характеристик чавунних виробів, вимагають пошуку нових технологічних рішень обробки чавуну та їх підвищення їх властивостей.

Традиційні методи поліпшення механічних характеристик чавуну, серед яких легування, модифікування, термічна обробка та поступове покращення ливарних технологій, вже не відповідають умовам часу. Передусім, це пояснюється нестабільністю структури литих заготовок та їх відносно невисокою якістю. Тому були запропоновані нові технологічні прийоми обробки чавуну, серед яких – пластична деформація. Дослідження показали, що у певних інтервалах температур цей матеріал можливо пластично деформувати, що значно підвищить комплекс фізично-механічних властивостей виробів.

Постановка задач дослідження

Метою даного дослідження є порівняння механічних характеристик литого та деформованого чавуну. Необхідно проаналізувати, яку користь приносить пластична деформація чавунних заготовок, зробити висновок, чи є економічно доцільним проводити пластичну деформацію литих чавунних виробів.

Методика проведення експериментів

В якості методу пластичної деформації було обрано схему нерівномірного всебічного стиснення. Температура деформації складала 900-1000°C. Загальний час нагріву не перевищував 50-90 секунд. Деформацію проводили на серійному пресі К 2130, навантаження складало 100 тон. Досліджувалися зразки з типових доєвтектичних чавунів: сірого, ковкого, високоміцного. Їх хімічний склад представлений у таблиці 1.

Таблиця 1 Хімічний склад досліджуваних чавунів, мас.%

Тип чугуна	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mg	P	S
Серый	3,2—3,6	1,4—1,8	0,7—0,9	—	0,2—0,4	—	До 0,1	До 0,04
Половинчатый	3,2—3,6	1,4—1,8	1,1—1,3	0,6—0,8	0,2—0,4	—	До 0,1	До 0,04
Ковкий	2,4—2,8	1,1—1,5	0,7—0,9	—	—	—	До 0,1	До 0,05
Высокопрочный	3,2—3,6	1,7—2,1	0,5—0,7	—	0,4—0,6	0,04—0,06	До 0,08	До 0,01

Механічні властивості цих чавунів в литому стані представлені у таблиці 2.

Таблиця 2 Механічні властивості досліджуваних чавунів в литому стані

Тип чугуна	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость КС, кДж/м ²	Твердость НВ
Серый	250	200	0,7	110	200
Половинчатый	260	210	0,5	50	345
Ковкий	350	300	5,5	500	200
Высокопрочный	450	350	5,0	600	190

Результати досліджень

В результаті проведених досліджень виявилося, що міцність всіх чавунів залежно від ступеня деформації росте, причому у всіх чавунів однаково. Найбільш сильний ріст міцності спостерігався при ступені деформації від 20 до 60%. Ріст показників границі текучості відбувався аналогічно до границі міцності. При чому, при збільшенні ступеня пластичної деформації різниця між показниками границі міцності та границі текучості росте. Після деформації чавун по своїм характеристикам стає більш схожим на сталь. Негативний вплив графітних включень на механічні характеристики матриці після пластичної деформації падає. Графіки залежності границі міцності та границі текучості від ступеня пластичної деформації показано на рисунках 1 та 2.

Відносне видовження досліджуваних чавунів після пластичної деформації зростає. При деформуванні з ступенем деформації 80% приріст величини відносного видовження складає 1,7-1,9 разів. Після деформації відносне видовження високоміцних чавунів досягає 6%, ковких – 5%. Графіки залежності ступеня відносного видовження від ступеня деформації показані на рисунку 3.

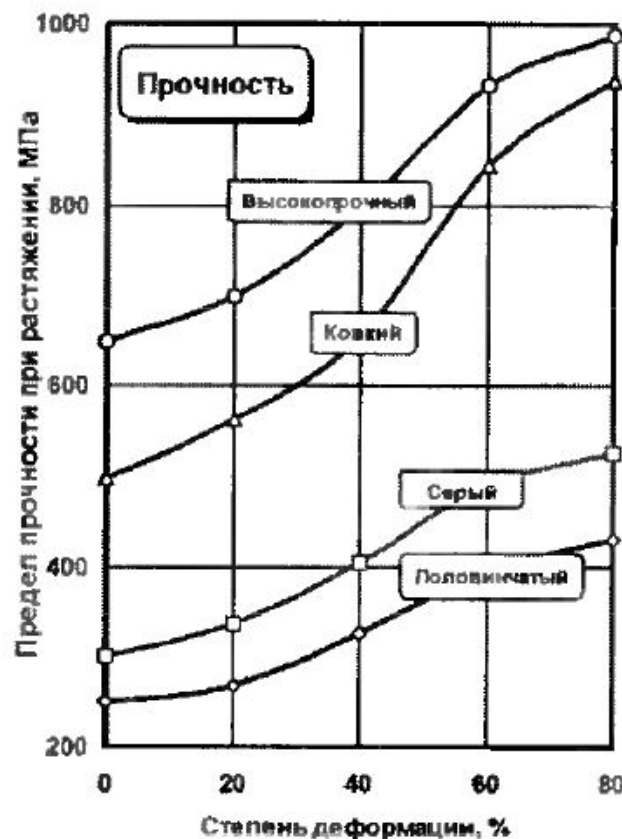


Рис. 1 Залежність міцності від ступеня пластичної деформації

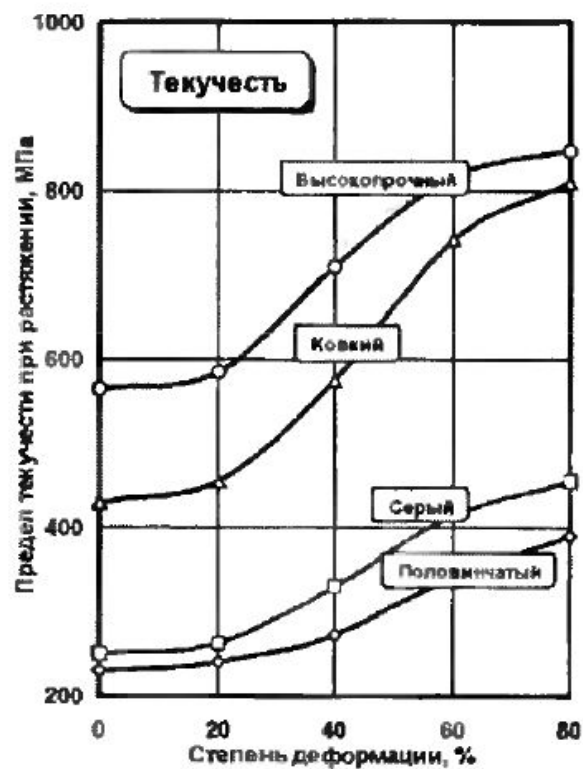


Рис. 2 Залежність границі текучості від ступеня пластичної деформації

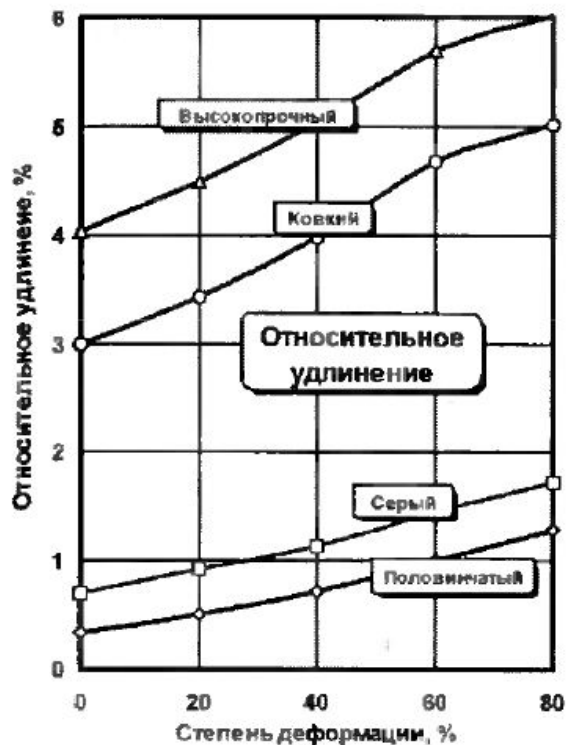


Рис. 3 Залежність відносного видовження чавунних зразків від ступеня пластичної деформації

Механічні властивості при динамічних навантаженнях розраховувалися при обертанні чавунних зразків одночасно з вигинанням. Після пластичної деформації границя витривалості σ_{-1} всіх досліджених типів чавуну зросла на 50-90%. Найбільш інтенсивний ріст цей параметр показав при збільшенні ступеня пластичної деформації від 20 до 60%. Так, границя витривалості для досліджуваного високоміцного чавуну марки ВЧ70 склала $\sigma_{-1}=380$ МПа. Такі значення границі витривалості отримують для легованої хромонікелевої сталі 12ХН3А, з якої виготовляють шестерні відповідальних виробів. Тобто, отримані дані показують, що високоміцний чавун після пластичної деформації може замінити дорожчу леговану сталь. Графік залежності границі витривалості від ступеня пластичної деформації показано на рисунку 4.

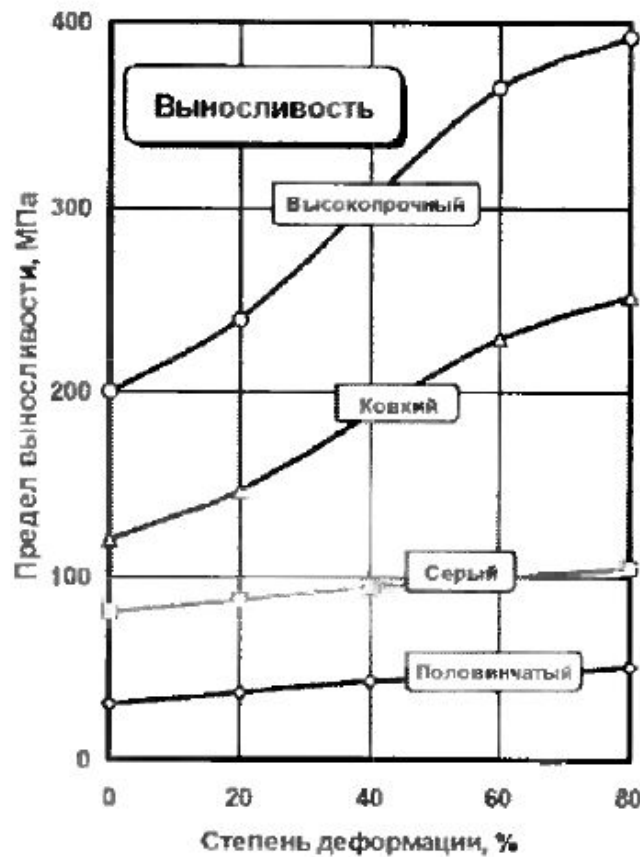


Рис. 4 Залежність границі витривалості чавунних зразків від ступеня пластичної деформації

Висновки

Була розглянута проблема покращення механічних характеристик чавунних заготовок за допомогою пластичної деформації. Показано залежність зміни механічних властивостей матеріалу від ступеня пластичної деформації. Встановлено, що після всебічного обтиснення

механічні характеристики чавуну наближаються до сталі, і чавун можна використовувати як заміник більш дорогих легованих сталей.

Література

1. Покровський А.І. Гаряча пластична деформація чавуну: структура, властивості, технологічні основи / А.І.Покровський – Мінськ: Беларус, Навука, 2010. – 256 с.
2. Конструкційні матеріали: Довідник/ Б.Н.Арзамасов, В.А.Брострем, Н.А.Буше та ін.; Під заг. ред. Б.Н.Арзамасова. – М.: Машиностроение, 1990. – 688 с.

УДК 681.51.007.57:669.184

ТЕОРЕТИЧНІ АСПЕКТИ ВИДАЛЕННЯ СІРКИ (ОГЛЯД)

О. І. Петух, К. В. Михаленков

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

У роботі розглянуто вплив вмісту сірки на властивості сталі, представлені методи та кінетика її видалення із сталі. Як приклад, розглянуто способи позапечної десульфурзації сталі на китайському металургійному підприємстві Baosteel

В работе рассмотрено влияние содержания серы на свойства стали, представлены методы и кинетика её удаления из стали. Как пример, рассмотрено способы внепечной десульфурации стали на китайском предприятии Baosteel

Influence of sulphur content on steel properties is considered in parallel to definition of fundamental methods and kinetics aspects of desulphurization of steel. As an example the manufacturing route of steel desulphurization using secondary metallurgy on Chinese enterprise Baosteel is considered

Вступ

Будь-яка сталь містить певну кількість домішок. До них відносяться марганець, кремній, а також шкідливі домішки, такі як фосфор, сірка та інші. Ці домішки називають «звичайними» на відміну від легуючих, які спеціально вводять в сталь: нікель, хром, молібден, вольфрам, ванадій.

Під домішками розуміємо хімічні елементи, що присутні в сталі в невеликій кількості і, відповідно, кожна домішка по-різному впливає на властивості сталі.

Сірка являється найбільш шкідливою домішкою в сталі. Її вміст в сталі допускається не більше 0,05 мас.%.

Сірка міститься в твердій сталі переважно у вигляді включень сульфиду марганцю (MnS). Об'ємна доля, розмір, форма та розподіл таких сульфідів залежать від вмісту сірки, вмісту кисню, швидкості кристалізації металу, ступеня гарячої і холодної деформації, а також температури гарячої обробки.

Включення MnS по-різному впливають на обробку і властивості сталі. Як правило, цей вплив являється негативним, оскільки включення MnS більш пластичні, а ніж сталь, і, тому під час деформації вони виступають як місця зародження тріщин та зони найменшого опору [1].

Сірка здійснює негативний вплив на пластичність, в'язкість, штампованість, зварюваність та корозійну стійкість сталі. З іншого боку, присутність S покращує здатність сталі до механічної обробки.

Відомо, що саме за умов присутності достатньої кількості Mn в сталі, утворення його сульфідів переважає над формуванням сульфідів заліза.

Слід також зазначити, що присутність підвищеного вмісту сірки негативно впливає на поведінку металу під час гарячої деформації і призводить до утворення глибоких тріщин (гарячеламкість).

В сталі після прокатки переважною морфологією сульфідів марганцю є видовжена форма з середнім розміром включень 20-40 мкм.

Вимоги до вмісту сірки в сталі. Для досягнення бажаного поєднання міцності, пластичності, штампованості та зварюваності сталі потрібно знизити вміст сірки до дуже низького рівня ($<0,001$ мас.%S). Проте, в тому випадку, якщо виріб буде в значній мірі піддаватися машинній обробці, вимагається більш високий вміст сірки [1].

Таблиця 1 Вимоги до вмісту сірки в різних деталях

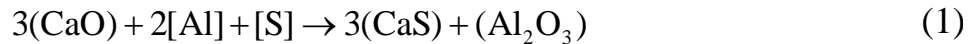
мас.%S	Вид деталей	мас.%S	Вид деталей
0,300	Гідравлічні сполучники	0,0050	Високоміцні автомобільні колеса
0,070	Колінчаті вали	0,0015	Підмоторні рами у збірці
0,030	Передавальні механізми	0,0010	Трубопроводи в кисне захисному виконанні
0,015	Гвинтовий ключ	0,0010	Шасі літаків

Умови видалення сірки. Вміст сірки після киснево-конверторного процесу або відкритої дугової плавки (ЕДП) зазвичай складає 0,01-0,02 мас.%. Подальше видалення сірки може бути проведено з використанням агрегатів позапічної обробки.

Вміст сірки в металі $S < 0,005$ мас.% (ступінь десульфурації ≥ 80 мас.%) досягається при наведенні шлаку з високою здатністю до видалення сірки $L_s \geq 100$ у кількості не менше 4 мас.%. Для отримання не більше 0,010-0,015 мас.%S (при ступені десульфурації близько 50 мас.%) досить наведення шлаку в кількості 1-2 мас.%. За $L_s \geq 150$ кількість шлаку в ковші для досягнення особливо низького вмісту сірки в сталі можна порівняти з

відповідною її витратою при обробці металу дорогим синтетичним шлаком.

Сірка видаляється в результаті реакцій між шлаком та розплавленим металом при відновних умовах. За таких умов вона переходить із сталі в шлак в зоні контакту металу та шлаку. Основна хімічна реакція десульфурації має вигляд:



де $()$ – елементи в шлаці, $[\]$ – елементи в сталі.

Коефіцієнт розподілення (L_s) між сіркою у шлаці (S) і в сталі $[S]$ визначається за формулою:

$$L_s = \frac{(S)}{[S]} = \frac{c_s}{[a_o]} \quad (2)$$

де C_s – максимальний вміст сірки у шлаці, a_o – активність кисню в сталі.

Шлак являється йонним розчином різних оксидів і фторидів. Тип шлаку, що необхідний для проходження реакції (1), значно відрізняється від окислювального шлаку, який утворюється при киснево-конверторному процесі чи після окислювального періоду плавки в ЕДП.

Утворення шлаку, що сприяє видаленню сірки, являється важливою частиною позапічної обробки.

Головними функціями шлаку є:

- теплоізоляція;
- захист рідкої сталі від взаємодії з атмосферою
- перешкодження повторному окисненню;
- зниження контакту з азотом і воднем;
- асиміляція неметалевих включень;
- являється середовищем для десульфурації, розкислення і дефосфорації.

Однак шлак вступає в реакцію з вогнетривами, що призводить до руйнування футерівки печей.

Під час позапічної обробки необхідно ретельно контролювати склад шлаку, щоб досягти необхідного складу включень і складу сталі. Крім того, важливими факторами, що впливають на реакції шлаку зі сталлю та вогнетривами, являються густина, об'єм (глибина), температура плавлення, в'язкість та міжфазова енергія шлаку [1].

Десульфуруючий шлак. Зазвичай шлак, який перенесений із первинної сталеплавильної печі (кисневого конвертора / ЕДП) має такий склад: 45 мас.%CaO, 23 мас.%FeO, 15 мас.%SiO₂, 8 мас.%MnO, 7 мас.%MgO, 2 мас.%P₂O₅ [1].

Основний шлак – це шлак, що містить вільні іони кисню, наявність яких обумовлена наявністю CaO і MgO. Кислий шлак – це шлак, який не містить O₂ і містить SiO₂ та P₂O₅.

Основність шлаку визначається співвідношенням:

$$\frac{(\%CaO + 1,4\%MgO)}{(\%SiO_2 + 0,84\%P_2O_5)} \quad (3)$$

Для протікання процесів десульфурації потрібна висока основність шлаку (рис. 1).

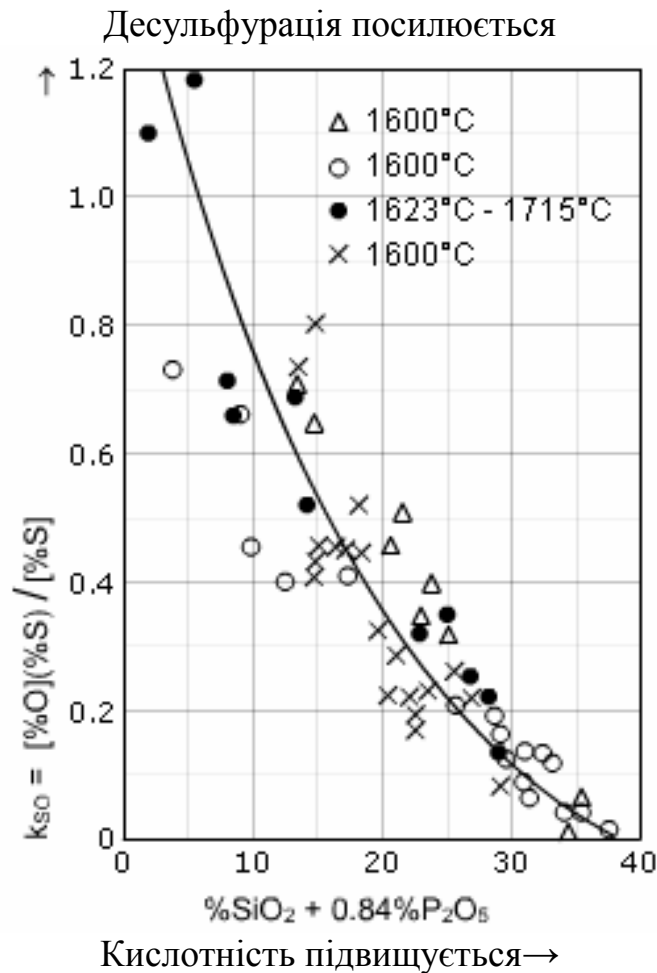


Рис. 1 Основність шлаку

Кінетика десульфурації. Для реакції десульфурації важливим фактором являється термодинаміка, крім того, для забезпечення економічної ефективності процесу ця реакція повинна проходити швидко, і, таким чином, вкрай важлива кінетика. На кінетику впливають декілька факторів, а саме висока основність шлаку, висока температура, продування рідкого металу, вакуум. Найважливіший фактор – низька в'язкість, тобто дуже рідкий шлак (відсутність твердої фази). Це сприяє перемішуванню шлако-металевої суміші. (На додаток до термодинамічних факторів, низькому вмісту кисню в сталі та високого вмісту сірки в шлаці) [1].

Ступінь десульфурації визначається за формулою:

$$\frac{\%S_t}{\%S_0} = \frac{e^{\{-K_s t[1+a]\}} + a}{1 + a} \quad (4)$$

де $a = \frac{1}{L_s} \frac{W_m}{W_s}$;

S_t – вміст сірки за час t в сталі;

S_0 – вміст сірки за час 0 в сталі;

k_s – константа швидкості реакції: $k_s \sim 0,013\varepsilon^{0,25}$ для $\varepsilon < 60$ Вт·тону⁻¹, в той час, коли $k_s \sim 8,1 \cdot 10^{-6} \varepsilon^{2,1}$ для $\varepsilon > 60$ Вт·тону⁻¹;

t – час;

L_s – коефіцієнт розподілення сірки (мас.%S)/[мас.%S];

W_m – маса сталі;

W_s – маса шлаку;

ε – енергія перемішування.

Інші фактори, що впливають на десульфурацію. Під час позапічної обробки відбувається багато реакцій та взаємодій.

Як потрібна висока основність шлаку для десульфурації, так потрібні і основні вогнетриви. Ідеальний десульфуруючий реагент та бурхливий шлак агресивно діють на вогнетриви, і для мінімізації руйнуючої дії в шлаковому поясі використовується магнезито-вуглецева футерівка.

Введення кальцію в якості десульфуратора. Кальцій являється потужним десульфуратором та розкислювачем, його часто вводять у ківш у вигляді порошкової проволони, яка містить металічний кальцій або CaSi, або у вигляді порошку CaSi. Температура кипіння кальцію складає 1491°C, що нижче температури плавлення сталі, і, відповідно, кальцій випаровується. Таким чином, необхідно вводити кальцій або його сполуки у ківш на максимально можливу глибину – для перешкоджання випаровуванню за рахунок феростатичного тиску.

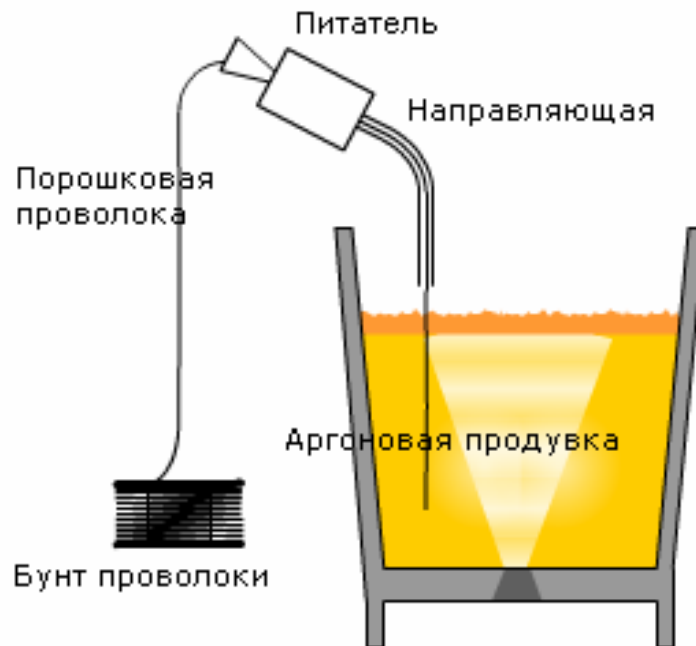


Рис. 2 Введення кальцію у ківш у вигляді порошкової проволоки

При низькому вмісті сірки кальцій змінює форму сульфідних включень на кулеподібну, в результаті зменшується негативний вплив сірки на пластичність та в'язкість сталі.

Кальцій рідко використовується в якості розкислювача через свою дороговизну в порівнянні з іншими розкислювачами, але він використовується для переведення включень глинозему у фазу розплавленого алюмінату кальцію, щоб перешкодити закупорюванню розливного ковша. Крім того, в результаті дії кальцію на склад і структуру включень покращується оброблюваність сталі.

Десульфуріяція магнієм. Магній є сильним десульфуратором. При витраті магнію в кількості 0,2 мас.% металу можна домогтися зниження вмісту сірки в сталі від 0,150 до 0,003 мас.%. У процесі знесірчення сталі магнієм певну технологічну складність представляє присадка магнію до металу. Магній плавиться при температурі близько 650 °С, а при температурі 1107 °С кипить.

Температура рідкого металу знаходиться в межах 1380-1440 °С. При такій температурі занурений в метал магній миттєво випаровується, прямуючи у вигляді пари з шару металу, часто утворюючи викиди металу, а пари магнію окислюються (згоряють) в кисні повітря.

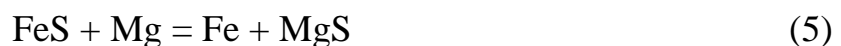
У способі присадки магнію в метал, розробленому на Дніпровському металургійному комбінаті ім. Дзержинського, виключається одночасна участь всієї маси магнію в реакціях знесірчення. Процес розчинення

магнію в металі саморегулюється тиском парів магнію і висотою шару чавуну, на яку занурений магній в ківш з рідким металом.

У камері, що виконує роль випарника магнію, поміщається чушковий магній у кількості, необхідній для досягнення заданого ступеня знесірчення сталі. У нижній частині камери є гострокутні отвори, розташовані кутами вгору, а у верхній – круглі отвори діаметром 12-15 мм. При наповненні ковша метал прагне заповнити порожнину камери, однак у результаті плавлення і випаровування магнію в камері виникає тиск парів магнію, які, вирываючись через отвір і відтісняючи метал вниз, перешкоджають доступу великої кількості рідкого металу в камеру, чим і запобігає негайне випаровування всієї маси магнію.

Якщо випаровування магнію йде дуже інтенсивно і для виходу з камери парів магнію отворів недостатньо, рівень металу в камері тиском парів магнію буде знижено до вершин гострих кутів, і пари магнію кинуться через отвір. При витісненні чавуну випаровування магнію поступово слабшає, тиск парів зменшується, і порожнину камери знову поступово заповнюється рідким металом, викликаючи випаровування магнію, тобто здійснюється саморегулювання процесу випаровування магнію та обробки його парами.

У разі бурхливого кипіння магнію через отвір може вийти частина рідкого магнію, що іноді призводило до викиду металу з ковша. Тому для запобігання попадання рідкого магнію в сталь у камері встановлені додаткові перегородки. При знесірченні заряд магнію становив 45 кг на 60 т металу. Реакція знесірчення протікала без викидів металу з практично повним використанням магнію.



Як відомо, сульфід магнію MgS в металі розчиняється і спливає на поверхню у вигляді шлаку.

Десульфурація содою. Сода Na_2CO_3 - активна десульфуруюча речовина, завдяки чому присадка її до металу здійснюється найбільш простими методами, найчастіше подачею на жолоб або в ківш під час випуску. При зіткненні з рідким металом сода плавиться, утворюючи на поверхні металу шар активного по відношенню до сірки шлаку. При плавленні соди частина її розкладається по реакції:



Кількість розкладеної соди залежить від її температури і умов перемішування її з металом. Оксид натрію взаємодіє з сульфідом заліза по реакції:



Залізо з утвореного закису заліза відновлюється розчиненим у металі вуглецем:



Ця реакція попереджає розвиток реакції відновлення заліза розчиненим кремнієм з утворенням оксиду кремнію, який може активно взаємодіяти з оксидом і карбонатом натрію, утворюючи при цьому силікат натрію і знижуючи десульфуруючу здатність соди:



З цієї ж причини неприпустиме попадання пічного шлаку в ківш, де йде знесірчування металу содою. У присутності заліза може йти і відновлення натрію з соди. Велика частина металевго натрію не встигає прореагувати з сіркою і, перетворюючись на пару, згоряє над поверхнею металу, утворюючи сліпуче жовте полум'я. Утворений при знесірченні сульфід натрію частково зникає з газами, а частково переходить у шлак.

Десульфурація в піч-ковш. Сучасне виробництво сталі відповідального призначення вимагає високій чистоті металу за вмістом шкідливих домішок, зокрема сірки (<0,001-0,003 мас.%). В даний час особливо низький вміст сірки в металі найчастіше досягається шляхом десульфурації на агрегаті піч-ківш (АПК). Високий ступінь десульфурації сталі на АПК досягається тільки в умовах інтенсивного перемішування металу і шлаку аргонем. Аргон при продувці не розчиняється, тому в обсязі рідкої сталі утворюється велика кількість бульбашок, які інтенсивно перемішують метал і виносять на його поверхню неметалеві включення. Перемішування аргонем – класифікують масоперенос сірки з металу в шлак. Наведено рівняння кінетики десульфурації для моменту часу τ :

$$\frac{d[\%S]\tau}{d\tau} = -K_s * \frac{A}{V} * ([\%S]\tau - \frac{(\%S)\tau}{L_s}) \quad (10)$$

де K_s - коефіцієнт, що характеризує умови перемішування, $\text{м}^2 * \text{с}^{-1}$;
 A - площа реакційної зони на рівні поверхні розділу метал-шлак, м^2 ;

V - об'єм сталі, м^3 ;

$[\text{мас.}\% \text{ S}]_{\tau}$ і $(\text{мас.}\% \text{ S})_{\tau}$ - концентрації сірки в металі і шлаку в момент τ , L_s -коефіцієнт розподілу сірки між металом і шлаком.

Вид рівняння відображає обмеження швидкості, обумовлене головним чином перенесенням сірки до рідкої металевої фази, і залишається несправедливим для всієї звичайної області низьких концентрацій сірки в металі ($[\text{S}] < 0,05 \text{ мас.}\%$): для рідких шлаків, для однакового в усьому обсязі металу значення $[\text{S}]$. Таким чином, необхідно, щоб тривалість гомогенізації була меншою швидкості масопереносу до поверхні розділу. Для установок різних розмірів та обсягів рідких фаз отримано задовільний опис реакцій метал-шлак при десульфурації у ковшах з перемішуванням інертним газом, що виражає в наступному вигляді:

$$K_s = \beta * (D_s * \frac{Q}{A})^{1/2} \quad (11)$$

де D_s - коефіцієнт дифузії сірки, $\text{м}^2 * \text{с}^{-1}$;

Q - реальний об'єм витрати газу, м^3 ;

β - коефіцієнт, визначений експериментально.

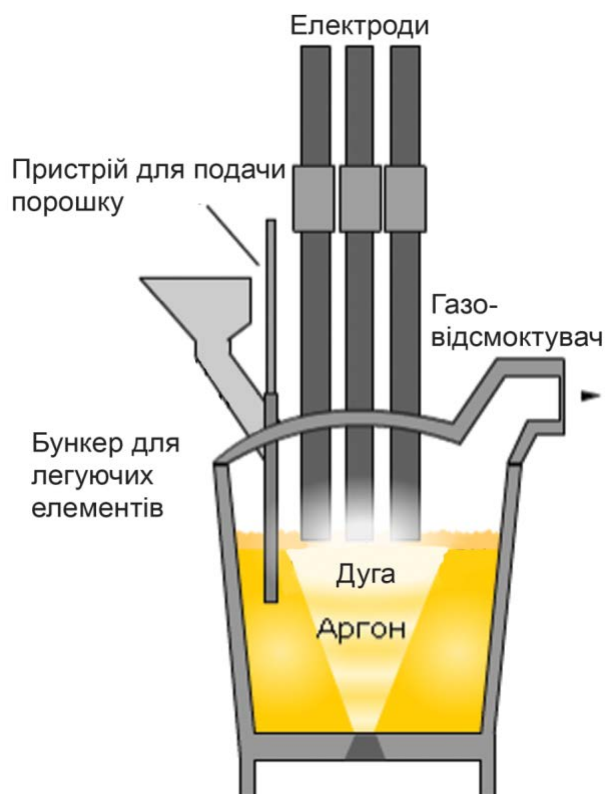


Рис. 3 Піч-ківш

Висновки

1. Сірка являється найбільш шкідливою домішкою в сталі і міститься в ній переважно у вигляді включень MnS. Під час деформації включення MnS виступають як місця зародження тріщин.
2. Для досягнення низького вмісту сірки в металургії використовують агрегати позапічної обробки. Сірка видаляється в результаті реакцій між шлаком та розплавленим металом.
3. Шлак являється важливою частиною позапічної обробки. Для досягнення потрібного вмісту сірки потрібно ретельно контролювати склад шлаку.
4. На кінетику десульфурації впливають такі фактори, як висока основність шлаку, висока температура розплаву, наявність продувки рідкого металу та/або вакуумування.
5. Кальцій – потужний десульфуратор та розкислювач сталі. Проте, для перешкодження випаровуванню кальцію за рахунок феростатичного тиску, його потрібно вводити в ківш на максимально можливу глибину.
6. З аналізу досвіду компанії Baosteel видно, що найбільшої ефективності десульфурації досягнуто саме на установці ківш-піч – середній вміст сірки при цьому сягнув менше 10 ppm.

Література

1. www.steeluniversity.org
2. Алексеенко А.А. Обзор передовых технологий рафинирования стали в вакууматорах (по материалам зарубежных публикаций). Разновидности RH-технологий. www.steelmaker.ru. – 2005. – 19с.
3. Алексеенко А.А. Технологические особенности внепечной обработки и непрерывной разливки групп: IF-, с ультранизким содержанием серы и фосфора, а также флокеночувствительной. Обзор. www.steelmaker.ru. – 2006. – 13с.

УДК.669.187.56.001.1

ЕЛЕКТРОШЛАКОВА ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ ТИТАНОВИХ ЗЛИТКІВ СПЛАВУ BT-22

М. І. Прилуцький, А. О. Астахов

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуті технологічні особливості виплавки титанових злитків сплаву BT-22 методом електрошлакової технології. Установлена доцільність використання електрощлакової технології для виплавлення титанового сплаву BT-22

Рассмотрены технологические особенности выплавки титановых слитков сплаву BT-22 методом электрошлаковой технологии. Установленная целесообразность использования электрошлаковой технологии для выплавки титановых слитков BT-22

The technological features of melting titanium ingots of alloy grade W-22 by electro-technology. Installed the feasibility of using elektro - slag melting technology for titanium ingots brand BT-22

Вступ

Багаточисельні способи отримання титанових злитків та його сплавів можна умовно поділити на дві великі групи – з використанням витратного титанового електрода і з безпосередньо переплавом губки і скрапа. Різні варіанти таких технологій (вакуумно-дуговий, електронно-променевий, електрошлакової, плазово-дуговий, індукційний) детально описані в літературі [1-2], тому відмітим лише основні моменти і труднощі плавки титану, пов'язані з його властивостями, а також вимоги, пред'явлені до якості злитку.

Титан відноситься до хімічно активних елементів, тому його плавку і розливу проводять в вакуумі або захисному середовищі. При високих температурах, титан активно взаємодіє з вогнетривкими матеріалами, в тому числі з оксидами, що входять в склад вогнетривів.

З ціллю подолання технологічних не достатків, присутніх в ВДП, в інституті Е.О Патона запропонували використовувати електрошлаковий процес [3-4]. Однак досліді показали, що використання відкритих печей одного лиш шлакового захисту недостатньо.

Захист шлакової ванни інертними газами дозволяє зменшити ступінь забруднення титану газами, але не забезпечу потрібного рівня його вмісту.

Особливістю електрошлакового переплаву закладається в відсутності вакуума, необхідності застосування витратного чи не витратного електроду. Але оскільки невитратний електрод, складається з вуглецю, при його застосуванні металеву ванну може забруднюватись вредними включеннями, що потрапляють при горінні електрода.

Тому в даній роботі використовували витратний електрод з низьким вмістом водню. В процесі дроблення титанової губки, сортування, зберігання, виготовлення витратних електродів можливе насичення губки вологою, а крім того, поглинання вологи з повітря готовим, пресованим із губки електродом.

Переваги ЕШП витратного електрода в порівнянні з ВДП наступні:

- Немає необхідності використовувати джерело постійного струму;
- Відсутність дуги в процесі, що дозволяє уникати розбризкування металу і виникнення корони зливку, насиченої включеннями;
- Можливість ести процес при більш глибокій ванні рідкого металу, і таким способом покращити хімічну однорідність зливку, і як наслідок більш рівномірного прогріву по перерізу отримувати злитки прямокутного перерізу, що зручно для їх подальшої прокатки;
- Можливість в ряді випадків уникнути обдирки поверхні зливку перед наступною обробкою.

Уникнути проблеми, пов'язані з виготовленням та переплавом витратного електроду, завітати в переробку більшу кількість титанових відходів дозволяють різні способи плавки титану з невитратним електродом. Це може бути вакуумно дугова, плазмово-дугова, електрошлакові технології.

Результати досліджень

В процесі електрошлакового переплаву з витратним електродом, було виплавлено титановий злиток ВТ-22 з наступним хімічним складом:

Таблиця 1 Хімічний склад сплаву ВТ-22, мас. %

Al	V	Mo	Cr	Si	Fe	O	H	N	C
5	4,5	4,6	0,7	0,15	1	0,18	0,015	0,05	0,1

Для виплавки сплаву ВТ-22 ми використали саме електрошлакову технологію з витратним електродом, виготовленим з титанової губки. Після відновлення титану ми взяли титанову губку, подрібнили її, і за допомогою, спеціалізованого гідравлічного пресу спресували. Методом

пресування ми отримали електрод щільністю $3,5 \text{ кг/м}^3$, що складає близько 75% щільності легованого титану. Переплав проводився в кристалізаторі. В якості флюсу використовували чистий фторид кальцію. Тиск аргону в плавильній камері складав 220 – 250 кПа. Струм плавки коливався в межах 4 – 9 кА, напруга на шлаковій ванні 18 – 36 В. Для підвищення міцності заготовки в шихту добавили алюміній. Використовуючи витратний титановий електрод, нам вдалось отримати титановий злиток марки ВТ-22, з оптимальним хімічним складом, низькою концентрацією газів в металі та оптимальними характеристиками. Виявлено що ударна в'язкість та пластичність сплаву вища, ніж у сплаву що виплавляється у вакуумно – дугових печах. Ця технологія забезпечує наступні механічні властивості сплаву ВТ-22: міцність 1100 МПа, питомий опір розриву 1200 МПа, відносне видовження та звуження відповідно 14 та 44 %, ударна в'язкість 650 кДж/м^2 .

Висновки

В наш час збільшуються вимоги споживачів до якості сплавів. Різні методи виплавки за допомогою різних технологій дозволяють ефективно покращити якість сплавів і покращити техніко – економічні показники її виробництва. Можна з упевненістю сказати, що жодну марку сплаву, до якої представляють підвищені вимоги, наприклад низький вміст вуглецю, або газів не виготовляють без використання тих чи інших технологій. Для виплавлення титанового сплаву ВТ-22 однією з високоефективних технологій є електро-шлаковий переплав з використанням витратного електрода. Це запобігає попаданню в метал небажаних включень – графіту, вуглецю, газів.

Література

1. Металлургия титана / В.А. Гармата, Б.С. Гуляницький, В.Ю. Крамник та ін. – М.:Металургия 1967. – 643 с.
2. Титан / В.А. Гармата, А.Н. Петрунько, Н.В. Галицкий и др. – М.:Металлургия, 1983. – 559 с.
3. Металлы и сплавы. Справочник / Под ред.Ю. П. Солнцева. – СПб: НПО «Профессионал», 2003. – 163 с.
4. Плавка и лите титановых сплавов. / Н.Ф. Аношкин, С.Г. Глазунов, Е.И. Морозов и др.. – М.: Металлургия, 1978. – 383 с.

УДК 669.15

ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ФЕРРОСПЛАВНЫХ ПЕЧЕЙ

М. И. Прилуцкий, И. К. Ляшенко

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

У статті розглянуті енергетичні характеристики ферросплавних печей

В статье рассмотрены энергетические характеристики ферросплавных печей

The article describes the energy characteristics of ferroalloy furnaces

Для уточнения энергетических параметров рудовосстановительных печей большое значение имеет анализ энергетического баланса. Обычно энергетический баланс составляют одновременно с материальным балансом плавки, поскольку при этом уточняются действительные массы потоков всех материалов, что облегчает и повышает точность данных энергетического баланса. В свою очередь для металлургов большое значение имеет материальный баланс, позволяющий уточнить расходные коэффициенты, состав исходных материалов и продуктов процент извлечения ведущих элементов из руд. Для получения достоверных данных выбирают время устойчивой работы печи при стабильном составе шихты и минимальных отклонениях от режима нормальной эксплуатации. Исследования длятся обычно не менее месяца, при этом печь последовательно по несколько дней работает на различных ступенях вторичного напряжения с целью последующего определения оптимальной ступени. На основании анализа балансовых плавов установлено, что электрическая мощность, вводимая в ферросилициевую печь мощностью $21 \text{ МВ} \cdot \text{А}$, распределяется следующим образом:

- полезная электрическая мощность 90 %
- потери в печном трансформаторе 1,8%
- потери в токопроводе.....8,2%

В крупных фосфорных печах:

- полезная электрическая мощность 96,5%

- *потери в печном трансформаторе* 1%
- *потери в токопроводе.....*2,5%

В рафинировочных печах:

- *полезная мощность.....*87%
- *потери в трансформаторе.....*4,2%
- *потери в токопроводе.....*5,2%
- *потери в электроде.....* 3,6%

Таблица 1 Тепловой баланс выплавки 45%-ного ферросилиция (бесшлаковый процесс в печи мощностью 16,5 МВ*А)

Приход	%	Расход	%
Электроэнергия	93,92	Эндотермические реакции	75,49
Растворение кремния в железе	5,88	Сплав	14,61
Образование силикатов	0,20	Шлак	0,38
		Газы	5,29
		Тепловые потери	4,29
Итого:	100,0	Итого:	100,0

Энергия пара может использоваться в конденсационной турбине мощностью 8 МВт для выработки электроэнергии при тепловом к. п. д. 30% или для целей технологии и обогрева помещений с тепловым к. п. д. 65%.

Исследования ферросплавных печей проводят с целью точного определения энергетических и технологических параметров, необходимых как для улучшения характеристик конкретной печи, так и для получения данных, необходимых для проектирования более мощных печей. Методы исследований могут быть теоретическими или расчетными или графоаналитическими, с помощью различных моделей печи или ее узлов. Обычно используют одновременно несколько методов для сравнения результатов и последующей оценки, корректировки и совершенствования расчетного метода. Предметом исследования ферросплавных электропечей с позиции электротермии является определение основных энергетических параметров печной установки, включая электрические характеристики

печного контура в целом и его отдельных участков, распределения плотностей тока, потенциалов и температур рабочего пространства для конкретного технологического процесса. Исследуются магнитное поле электропечи, строение ванны. Большое значение имеют исследования температурного поля самоспекающегося электрода с целью определения режимов, обеспечивающих его надежную работу. Для закрытых и герметичных печей, помимо этого, большое значение имеют исследования газового режима печи, включающие определение объемов газовыделений из печи, их состава, температуры и запыленности на различных ступенях напряжений. Одним из надежных методов точного определения технико-экономических показателей работы печи является проведение исследований энергетического баланса, обычно сопровождаемых составлением материального баланса. Изучение распределения плотностей тока и потенциалов в ванне ферросплавной печи должно ответить на вопросы: по каким путям растекается ток электрода в ванне; каковы сопротивления различных зон ванны; как наиболее рационально расположить электроды на колошнике и глубине ванны. На действующих печах наиболее эффективен метод, предложенный И. Т. Жердевым и заключающийся в опускании металлических решеток в различные зоны печи и определении их потенциалов и плотностей тока в объеме между решетками при данном электрическом режиме работы печи. Недостатками метода являются трудности борьбы с наводками токов в измерительных контурах, искажение реальных проводимостей участков шихты за счет внедрения в них инородного проводника и физическое воздействие на шихту, уплотняющее ее и изменяющее таким образом ее сопротивление. Однако такой метод является единственным, позволяющим одновременно измерять потенциалы и плотности тока. Более простым является метод измерения потенциалов металлическими прутьями — зондами, после чего плотности тока приближенно оцениваются расчетом. Широко распространено моделирование с помощью электролитических ванн, геометрически подобных ванне исследуемой печи. Потенциальное поле на такой ванне измеряется с помощью перемещающегося по заданной программе зонда, подсоединенного к приборам, автоматически записывающим потенциалы в точках с заданными по высоте и в плане координатами. Обычно для исследований таких моделей применяют источник постоянного тока; при этом полярность и значение напряжений на электроде устанавливают в соответствии с синусоидальными кривыми трехфазного тока. Недостатками метода электрофизического моделирования являются несоответствие свойств электролита свойствам шихты в реальной ванне, прежде всего из-за его однородности, а также большая трудоемкость обработки полученных экспериментальных

материалов. Неоднородность реальной ванны можно в некоторой степени учесть при помощи укладывания в ванну металлических- проводников, имитирующих, например, дугу. Известны попытки исследовать распределение потенциалов с помощью моделей, где электролит заменяется неоднородными порошками с различными проводимостями, однако этот метод еще более рудоемок. Наиболее наглядным и убедительным является метод, разработанный группой исследователей во главе с Ю. М. Мироновым. Создана математическая модель, позволяющая при заданных электрических характеристиках и геометрических параметрах ванны рассчитать потенциалы в любой точке ванны и построить наглядные кривые распределения их значений по глубине ванны и по ее поперечному сечению.

Рациональный режим работы рудовосстановительной печи характеризуется низким расходом электроэнергии, наиболее высокими значениями электрического и теплового к. п. д., оптимальным значением коэффициента мощности, симметрией теплового и электрического полей, оптимальным состоянием расположения компонентов шихты и продуктов в рабочем пространстве печи, минимальными выносом пыли и температурами отходящих газов, максимальным извлечением необходимых элементов из рудной части шихты. Современный вычислительный комплекс с помощью автоматического регулятора мощности может обеспечить работу печи по оптимуму любого заданного параметра. В условиях снижения качества руд и одновременного применения руд нескольких месторождений с разным и составом и стоимостью молено задать программу работы печи по минимуму стоимости шихты, по минимуму расхода электроэнергии или по максимуму производительности. Рациональный режим в данных конкретных условиях должен обеспечить работу печи в максимальной близости от всех перечисленных оптимумов, Включая и режим коксования электрона и его расход. Практический выбор национального режима работы печи для конкретного процесса осуществляется по следующим этапам:

1. Рассчитывают, моделируют или непосредственно измеряют электротехнические параметры печной установки на различных режимах работы и ступенях напряжения.

2. Строят электрические характеристики установки для наиболее типичных режимов работы.

3. На основании исследований действующих печей определяют зависимость запыленности и температуры печных газов от напряжения между электродом и подиной.

4. Непосредственными измерениями или расчетом определяют зависимость степени коксования электрода и расположение изотерм в теле электрода в зависимости от токовой нагрузки.

5. На основании технологических исследований при составлении материальных балансов определяют степень извлечения ведущего элемента из руды.

6. Сравнением оптимумов по перечисленным факторам устанавливают задание автоматическому регулятору мощности по поддержанию заданной активной мощности и заданного соотношения тока и напряжения. При наличии системы компенсации реактивной мощности и пофазного регулирования напряжения такие задания выдаются по каждой фазе. При этом в шестиелектродных печах дополнительно задается уровень активного сопротивления между каждым электродом и подиной для поддержания заданной мощности под каждым электродом.

7. При наличии управляющего вычислительного комплекса задаются алгоритмы связи электрических и технологических параметров с поддержанием заданных оптимумов на различных режимах работы печи.

Литература

1. Электрические промышленные печи: Дуговые печи и установки специального нагрева: Учебник для вузов. – А.Д. Свенчарский, И.Т. Жердев, А.М. Кручин и др. Под ред. А.Д. Свенчарского.

2. Металлургическая теплотехника. Конструкция и работа печей: Учебник для вузов/ Кривандин В.А., Неведомская И.Н., Кобахидзе В.В и др.- М.: Металлургия, 1986. 592 с

3. Кривандин В.А., Егоров А.В. Тепловая работа и конструкции печей черной металлургии: Учебник для вузов – М.:Металлургия, 1989. 462 с.

УДК 669.715

ТЕХНОЛОГІЯ ОТРИМАННЯ СПЛАВУ АК8МЗЧ

В. В. Приліпко, Д. В. Іванченко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено технологію отримання алюмінієвого сплаву АК8МЗч з цирконієм замість берилію і розраховано склад шихти для виплавки 100 кг сплаву

Исследована технология получения алюминиевого сплава АК8МЗч с цирконием вместо бериллия и рассчитано состав шихты для выплавки 100 кг сплава

Studied the technology of obtaining aluminum alloy AMC with zirconium instead of beryllium and the calculated charge for smelting 100 kg alloy

Вступ

Властивості багатокомпонентного сплаву АК8МЗч, що представляє собою складну фізико-хімічну систему, визначаються його структурою і залежать від хімічного і фазового складу сплаву і технологічних методів термічного, хімічного, фізичного, механічного або комбінованого впливу. Тому питання легування і раціональної технології вирішувались одночасно.

Шихтові матеріали, приготування та обробка розплаву. Для приготування сплаву потрібно використовувати наступні шихтові матеріали:

- алюмінієво – кремнієвий сплав АК12пч;
- алюміній чушковий марки А6;
- лігатура Al-5%Ti-1%B4;
- електролітична мідь;
- цинк Ц0.

Виходячи з високої хімічної активності алюмінію і легуючих елементів, що використовуються при приготуванні сплаву, слід чекати забруднення сплавів твердими і газоподібними неметалевими включеннями на всіх етапах технологічного процесу. Це в першу чергу, стосується операцій підготовки і завантаження шихтових матеріалів.

Підготовка шихтових матеріалів – досить відповідальний етап отримання якісних виливків, так як забрудненість шихти (залишки масла, стружки, волога, продукти корозії і т.п.) не тільки "успадкоується" виливками, але часто взагалі не усувається навіть при використанні дуже ефективних методів рафінування.

При використанні очищеної та просушеної шихти рівень зниження вмісту неметалевих включень в результаті рафінування розплаву гексахлоретаном зазвичай становить 30-40 %, а при продувці аргонном через пористу кераміку – 50-60 %. Згідно з наявними даними, ефективність цих методів рафінування знижується в кілька разів в результаті використання непідготовленої шихти. При підготовці шихти слід мати на увазі, що багаторазове переплавлення повернення без освіження шихти первинними металами може призвести до забруднення сплавів шкідливими металевими домішками і підвищеному угару цинку і магнію.

Особливої уваги заслуговує підвищення властивостей виливків, отриманих з використанням "попереднього сплаву", що пояснюється не тільки більш рівномірним розподілом компонентів, а й спадковістю, так як структура вихідної шихти впливає на кінцеві фізико-механічні властивості виливків, і сплав, затверділий у виливниці у вигляді злитка з дрібнозернистою будовою, після вторинного розплавлення і затвердіння, в аналогічних умовах отримує таку ж або майже таку ж будову. Тому раціональна підготовка шихти з використанням "попереднього сплаву" і кондиційних відходів власного виробництва дозволяє не тільки стабілізувати умови формування регламентованої структури виливків, а й значно підвищити рівень їх механічних властивостей.

При багаторазовому переплаві потрібне введення визначеної частини чистих шихтових матеріалів для компенсації угару і зменшення концентрації шкідливих металевих домішок.

Однак сучасні вимоги до якості розплаву настільки високі, а джерела забруднення шихти і розплаву настільки різноманітні, що чекати збереження чистоти розплаву тільки при використанні профілактичних заходів практично недостатньо. Тому не менш важливі заходи, що не допускають залучення в розплав поверхневих окисних плівок, насичення розплаву газами і продуктами взаємодії з футерівкою печі.

На ступінь насичення сплаву газами і оксидами найбільший істотний вплив роблять такі основні фактори:

- хімічний склад газової атмосфери печі;
- площа поверхні дзеркала ванни, яка припадає на одиницю маси сплаву;
- конвекційні потоки, що виникають у ванні за рахунок електромагнітного або теплового впливу на розплав;

- інтенсивність перемішування сплаву плавильним інструментами;
- температура розплаву;
- метод рафінування та модифікування.
- При розрахунку шихти слід керуватися :
 - вимогами, що пред'являються до відливок, і впливом окремих компонентів на властивості сплаву (наприклад , пластичність найбільш сильно залежить від змісту міді);
 - способом лиття (в умовах підвищеної швидкості кристалізації в процесі рідкого штампування вміст легуючих компонентів може бути на верхньому рівні).

При приготуванні сплаву в розігрітий і пофарбований тигель завантажуються алюміній, лігатура Al-Zr замість Al-Be і відходи власного виробництва, а після розплавлення – лігатури Al-Cu та Al-Si.

При приготуванні алюмінієво-кремнієвої лігатури кремній вводять невеликими порціями в розплавлений і підігрітий до 850-900 °С алюміній в виді кусків величиною с грецький горіх. Кремній добре розчиняється в алюмінії тільки в випадку, якщо він не покривається окисною плівкою. Із за того ,що кремній має меншу густину, чим алюміній, куски його спливають на поверхню ванни і швидко окислюються. Для того, щоб алюміній не окислився, кремній вводимо завернутим в алюмінієву фольгу. По розчиненню введеної порції кремнію розплав швидко перемішуємо і вводимо наступну порцію.

Приготування алюмінієво-мідної лігатури – достатньо простий процес, забезпечуючий хорошу їй якість. В піч загружаємо наважку алюмінію. По розплавленню алюмінію і доведення його до температури 800-850 °С вводимо мідь. Після цього розплав перемішуємо. Після розчинення всього алюмінію розплав охолоджуємо до 700 °С і рафінуємо. Видаляємо з поверхні шлак і при 700-800 °С розливаємо в виливниці.

При 690-700°С розплав перемішується, знімається шлак і вводиться магній, а потім цинк. Щоб уникнути спливання й вигорання магній вводиться за допомогою "дзвіночка". Розплав підігрівається до 730-740°С і обробляється фторцирконатом калію в кількості 0,5% від маси шихти.

Допускається обробка фторцирконатом калію шляхом нанесення всієї його маси на поверхню розплаву і витримки протягом 10-15 хв., а потім замішування в розплав (2 – 3 хв.). Ефективність обробки розплаву солями пояснюється утворенням центрів кристалізації, які забезпечують подрібнення первинної дендритної структури і, відповідно підвищення механічних властивостей.

Рафінування розплаву можна робити практично будь-яким методом за винятком вакуумування. У разі рафінування аргоном він повинен бути

осушений, а продовжність обробки при температурі 720-730°C повинна складати 5 – 8 хв. Важливе значення має також температура розливаемого розплаву.

Справа в тому, що атомні тріщини зароджуються, як правило, на дефектах структури (ділянки крупнозернистої будови, неметалеві включення, раковини, усадочні пори, спаї); що сприяють крихкому зламу. Оптимізація температуро – часових параметрів плавки дозволяє суттєво збільшити довговічність литих виробів при експлуатації, так як при низьких температурах заливки основними дефектами є спаї і неметалеві включення, а при підвищених – оксиди і газоусадкова пористість. Тому оптимальна температура розплаву при розливанні повинна складати 730-750 °С, оскільки значний перегрів розплаву збільшує інтенсивність окислення та ймовірність потрапляння окисної плівки у виливок, зменшує кількість активних центрів кристалізації і огрубляє структуру, знижує механічні властивості сплавів і деякі характеристики довговічності виливків. Число кристалів, їх форма і орієнтування безпосередньо впливають на структуру, а отже, і на властивості литої деталі.

Приготування алюмінієво-мідної лігатури – достатньо простий процес, забезпечуючий хорошу їй якість. В піч загрузаємо наважку алюмінію. По розплавленню алюмінію і доведення його до температури 800-850 °С вводимо мідь. Після цього розплав перемішуємо. Після розчинення всього алюмінію розплав охолоджуємо до 700 °С і рафінуємо. Видаляємо з поверхні шлак і при 700-800 °С розливаємо в виливниці.

Розрахунок шихти алюмінієво-кремнієвого сплаву АК8МЗч

Середній хімічний склад сплаву АК8МЗч:

Al	Si	Cu	Zn	Zr	Mg	Ti
Осн.	7...8,5	2,5-3,5	0,5-1	0,8	0,2-0,45	0,1-0,25

Приймаємо наступні шихтові матеріали:

1. Алюмінієво – кремнієвий сплав АК12пч

Al	Si	Mn	Cu	Zn
Осн.	11...13	>0,1	>0,1	>0,2

2. Алюміній чушковий марки А6;

Склад алюмінію.

Al	Fe	Si	Cu	Zn	Ti	Всього
99,6 %	0,25 %	0,2 %	0,01 %	0,06 %	0,03 %	0,05 %

3. Лігатура Al-5% Ti-1% В.

4. Електролітична мідь.

5. Цинк Ц0.

Візьмемо для розрахунку середній склад сплаву окрім титану.

Користуючись літературними даними, приймаємо угар елементів:

Алюмінію - 1,5%, кремнію - 1%, міді - 1%, цинку – 2%, магнію - 4%, титану - 2%.

Кількість шихтових матеріалів, на які необхідно збільшити масу шихти для компенсації угару окремих елементів, складає:

$$\begin{aligned} \text{алюмінію } \frac{87,3 * 1,5}{100} &= 1,31 \text{ кг}; & \text{кремнію } \frac{7,5 * 1}{100} &= 0,075 \text{ кг}; \\ \text{міді } \frac{3 * 1}{100} &= 0,03 \text{ кг}; & \text{цинку } \frac{0,75 * 2}{100} &= 0,015 \text{ кг}; \\ \text{магнію } \frac{0,4 * 4}{100} &= 0,016 \text{ кг}; & \text{титану } \frac{0,25 * 2}{100} &= 0,005 \text{ кг}. \end{aligned}$$

Таким чином, отримані розрахункові дані можна представити у наступному вигляді:

Середній хімічний склад шихти, %	Al	Si	Cu	Zn	Mg	Zr	Ti
	87,3	7,5	3	0,75	0,4	0,8	0,25
Вага на 100 кг шихти, кг	87,3	7,5	3	0,75	0,4	0,8	0,25
Угар, %	1,5	1	1	2	4	-	2
Угар, кг	1,31	0,075	0,03	0,015	0,016	-	0,005
Розрахунковий склад шихти, кг	88,61	7,575	3,03	0,765	0,416	0,8	0,255

Силуміну необхідно внести:

$$AK_{12ПЧ} = \frac{7,575 * 100}{12} = 63,125 \text{ кг}$$

Алюмінію в силуміні:

$$Al = 63,125 - 7,575 = 55,55 \text{ кг}$$

Титану необхідно внести:

$$\text{Лігатура} = \frac{0,255 * 100}{5} = 5,1 \text{ кг}$$

Алюмінію в лігатурі:

$$\text{Al} = 5,1 - 0,255 = 4,845$$

Кількість чушкового алюмінію марки А6, що необхідно внести складає:

$$\text{A6} = 88,61 - 55,55 - 4,845 = 28,215 \text{ кг}$$

Таким чином для виплавки 100 кг сплаву АК8МЗч необхідно:

Алюмінію чушкового А6.....	28,215 кг
Силуміну АК12пч.....	63,125 кг
Лігатури Al-5% Ti-1%B.....	5,1 кг
Міді.....	3,03 кг
Цинку.....	0,765 кг
Магнію.....	0,416 кг
Цирконію.....	0,8 кг
Всього:	101,451 кг

Література

- 1.Алюминиевые сплавы. Применение алюминиевых сплавов. Справочное руководство. Редакционная коллегия И.В. Горынин и др. Москва «Металлургия», 2006.
- 2.Алюминий. Свойства и физическое металловедение. Справочник. Дж. Е. Хэтч. Москва, «Металлургия», 1989.
- 3.Высокопроизводительная плавка алюминиевых сплавов А.Д. Андреев, В.Б. Гогин, Г.С. Макаров «Металлургия», 1980.

УДК 669.054:669.74

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЗАГЛУБЛЕННОЙ ДУГИ ДЛЯ НАСЫЩЕНИЯ РАСПЛАВОВ ПОЛЕЗНЫМИ ЭЛЕМЕНТАМИ, ВОССТАНАВЛИВАЕМЫМИ ИЗ ФЕРРОСПЛАВНЫХ ШЛАКОВ

М. Ю. Проценко, С. В. Куберский, С. А. Купцов, И. С. Скиданов

Донбасский государственный технический университет

Показана принципова можливість промислової переробки ферросплавних шлаків методом дугового глибинного відновлення з метою вилучення корисних домішок для розкислення-легкування залізовуглецевих розплавів. Визначені основні технологічні параметри нового процесу, які можна використовувати для проектування технології позапічної обробки чавуну і сталі

Показана принципиальная возможность промышленной переработки шлака ферросплавных шлаков методом дугового глубинного восстановления с целью извлечения полезных элементов для раскисления-легирования железоуглеродистых расплавов. Определены основные технологические параметры нового процесса, которые можно использовать для проектирования технологии внепечной обработки чугуна и стали

The principal possibility of industrial processing of ferroalloy slag by arc deep recovery to extract useful elements for deoxidation doping iron melts. The main technological parameters of the new process, which can be used for designing technology furnace processing of iron and steel

Введение

В настоящее время весьма актуальной для металлургии задачей является утилизация и переработка различных отходов производства с целью частичной или полной замены традиционных сырьевых материалов и улучшения экологической обстановки. Большую ценность с точки зрения содержания полезных для металлургов компонентов представляют ферросплавные шлаки вовлечение которых в технологический цикл производства чугуна и стали может значительно улучшить технико-экономические показатели важного металлургического передела.

Одним из перспективных способов переработки оксидных материалов может быть, относительно новый, метод дугового глубинного

восстановления (ДГВ) элементов для раскисления-легирования металла, позволяющий одновременно решать основные задачи внепечной обработки, такие как раскисление-легирование и нагрев металла заглубленной в него электрической дугой [1, 2]. Сущность разработанной технология ДГВ заключается в восстановлении необходимых элементов из рудной смеси входящей в состав специальных блоков в зоне погруженной в расплав электрической дуги. Основным элементом технологии является дуговой блок состоящий из электроизолированного комбинированного железографитового электрода вокруг которого набивается рудно-восстановительная смесь.

Постановка задач исследования

Основная задача данной работы заключалась в определении технологических параметров обработки металла методом дугового глубинного восстановления при извлечении марганца из шлака производства товарного силикомарганца для раскисления-легирования железоуглеродистого расплава.

Методика проведения экспериментов

Исследования производили в условиях действующей лаборатории электрометаллургии с использованием разработанных физических моделей изучаемых процессов, стандартных методик отбора и анализа представительных проб металла и шлака, планированного эксперимента и обработки полученных результатов методами математической статистики. На начальном этапе исследований для восстановления марганца в расплав чугуна, полученного в ИСТ-0,06, погружали дуговые блоки Ø 60 мм, состоящие из рудно-восстановительной смеси (шлак силикомарганца с добавкой углерода в качестве восстановителя) и комбинированного токоподводящего электрода Ø 18×2,5 мм с добавкой в состав электродной смеси 12,5 % Al_2O_3 . Обработку производили при силе тока 300 А и мощности 12,5 кВт.

Результаты исследований

В результате проведенного эксперимента было установлено, что данная конструкция и технологические параметры обработки не в полной мере обеспечивают выполнение основного требования к процессу дугового глубинного восстановления – синхронное расходование рудно-восстановительной смеси и токоподводящего электрода. Скорость расходования рудной части отставала от скорости расходования электрода. Причем диаметр ошлакованной части каверны, косвенно свидетельствующий о площади блока, включенной в процессы

восстановления составлял 50-55 мм и более чем в 10% рудно-восстановительной смеси не обеспечивались условия необходимые для извлечения марганца в железоуглеродистый расплав.

Анализ полученных результатов позволил установить, что для синхронного расходования элементов рудно-восстановительного блока при используемых энергетических параметрах процесса диаметр блока должен составлять 50-55 мм, а скорость его расходования (определенная расчетным путем) около 0,40 мм/с. Добавка глинозема в состав электродной смеси способствует протеканию реакций карботермического восстановления алюминия и выделяющиеся при этом газообразные продукты (CO , AlO , Al_2O , Al_2O_2) давлением изнутри ускоряют процесс расходования электрода. Для снижения скорости расходования электрода в состав электродной смеси был введен порошок магнезита, содержащий около 90% MgO , карботермическое восстановление которого сопровождается выделением меньшего количества газов, чем при использовании глинозема.

Для определения эффективных параметров горения комбинированных электродов было исследовано влияние количества магнезита в составе электродной смеси и рода тока (постоянный ток обратная полярность (п/о), прямая (п/п), переменный ток (пер.)) на скорость их расходования и мощность подводимую в зону горения электрической дуги (рис. 1-3).

Анализируя данные представленные на рис. 1-3 можно отметить следующее:

- необходимая скорость расходования (близкая к 0,40 мм/с) обеспечивается при работе на переменном токе и содержании магнезита в составе электродной смеси 12,5% при этом мощность, подводимая в зону горения дуги составляет 11,2 кВт;

- с увеличением подводимой в зону горения дуги мощности, при содержании магнезита в составе электродной смеси 12,5% линейная скорость расходования электрода растет;

- максимальную мощность в зоне горения дуги (11,7 кВт) обеспечивает добавка в состав электродной смеси магнезита в количестве 12 %, а в соответствии с линией тренда оптимальное содержание магнезита составляет 11-13%.

В процессе сжигания комбинированных электродов установлен ступенчатый характер их расходования, в процессе которого 8-12 с дуга горит на стальную трубку, после чего с увеличением длины дуги и соответственно сопротивления дугового промежутка она перескакивает на электродную смесь, где горит 5-10 с, в результате происходит газификация магнезита и выделяющиеся газы давлением изнутри разрушают смесь с откалыванием ее кусочка размером 3-5 мм, после чего цикл горения дуги на трубку и электродную смесь повторяется.

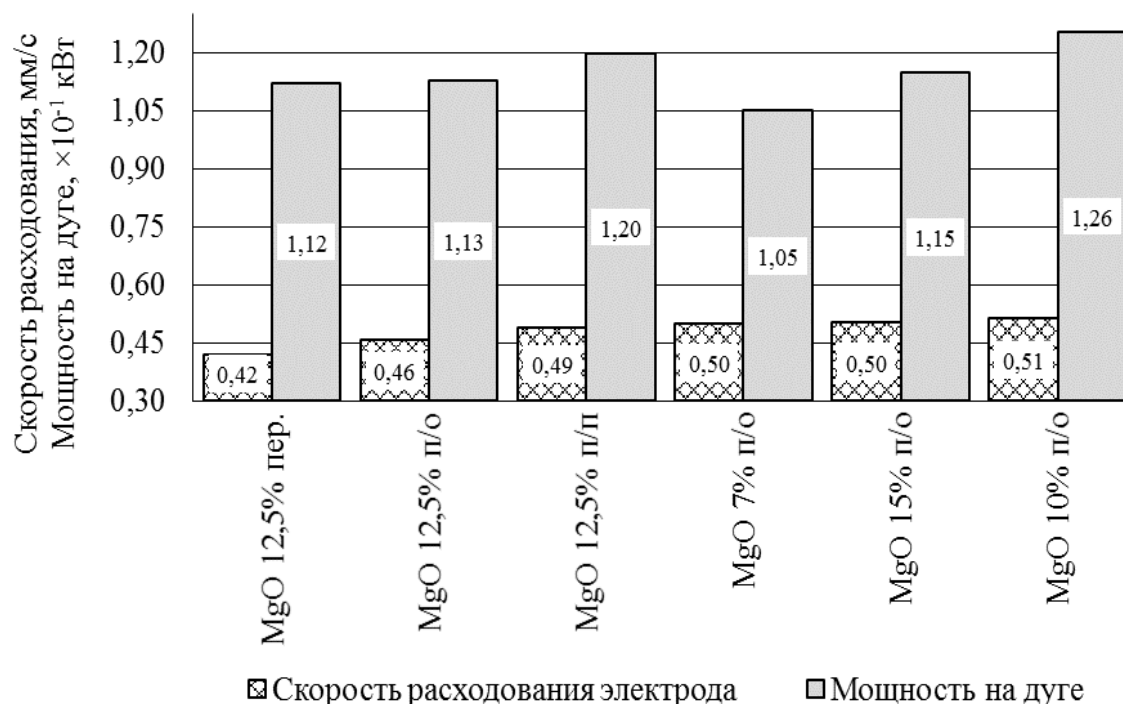


Рис. 1 Влияние содержания MgO в комбинированных электродах на скорость их расходования и мощность в зоне дугового разряда

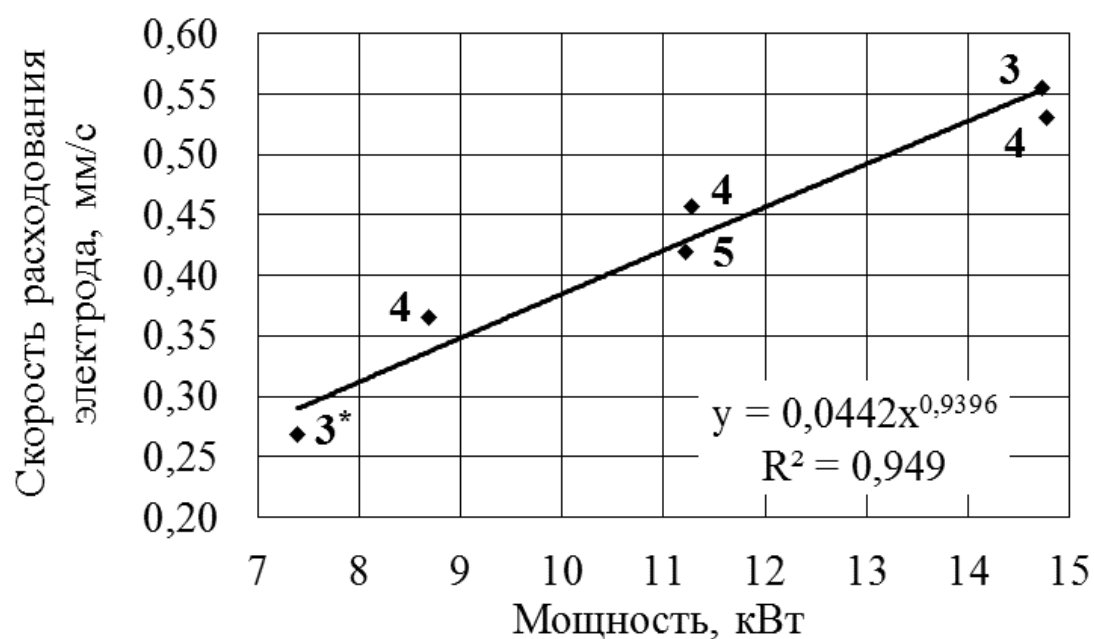


Рис. 2 Зависимость скорости расходования комбинированного электрода от мощности подводимой в зону горения электрической дуги (Цифры у точек (на всех рисунках) указывают на количество проведенных опытов)

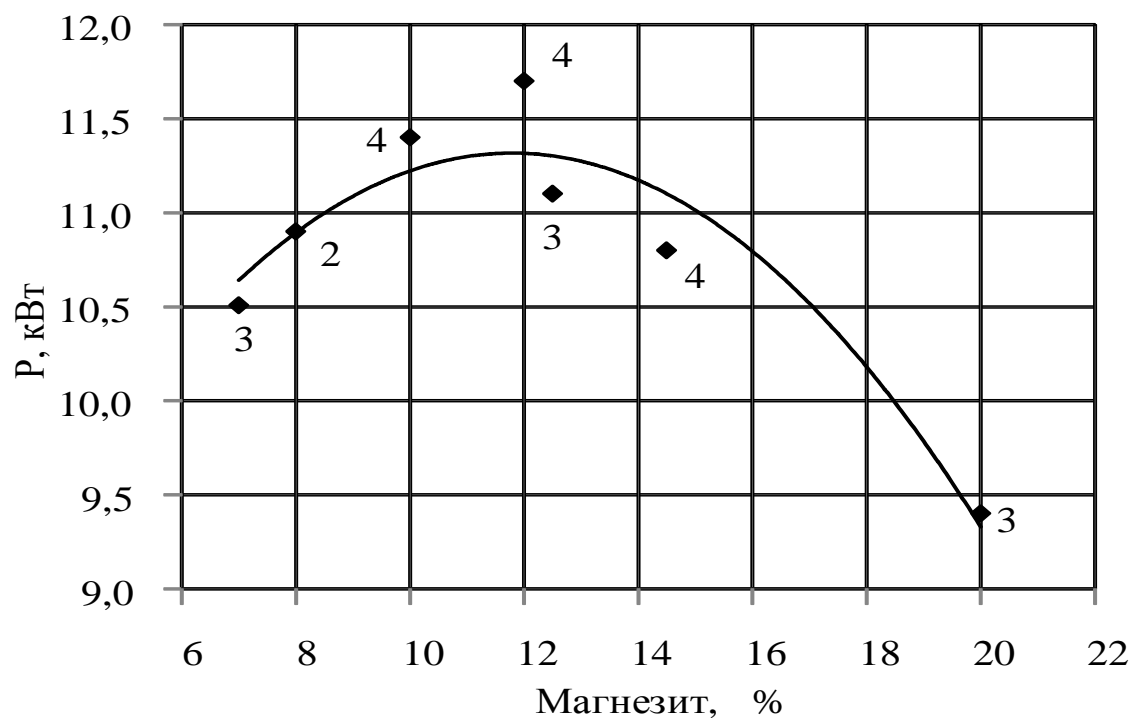


Рис. 3 Влияние содержания MgO в комбинированных электродах на мощность подводимую в зону горения дуги

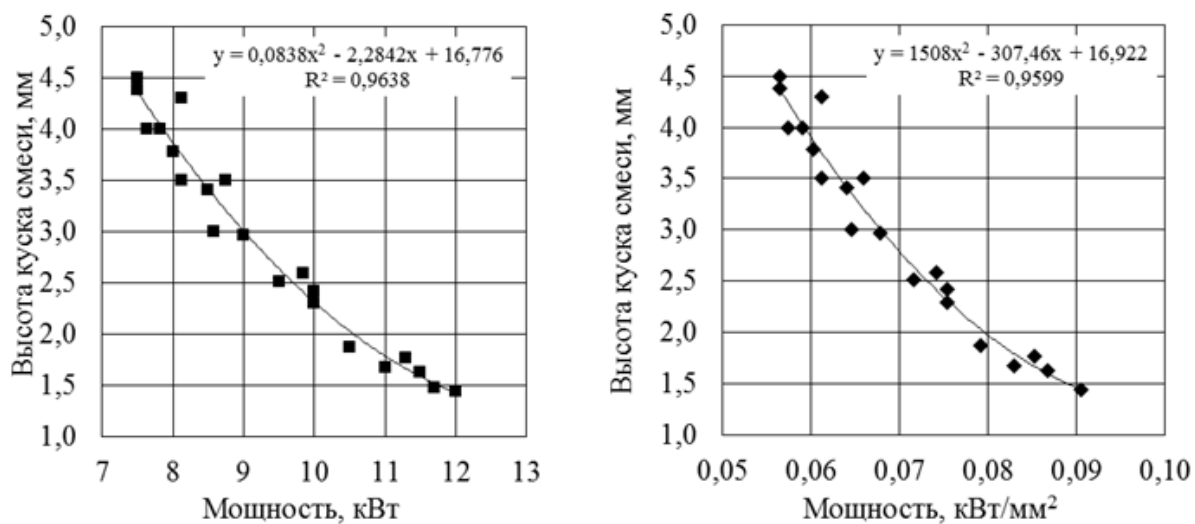


Рис. 4 Влияние мощности подводимой в зону горения электрической дуги на высоту откалывающейся электродной смеси

Основной задачей предложенной технологии является достижение максимальной степени извлечения марганца из шлака силикомарганца. Поэтому было проанализировано влияние линейной скорости расходования рудного блока на степень извлечения марганца, которое представлено на рис. 5. Установлено, что наилучшая степень извлечения марганца получена при линейной скорости расходования 0,40-0,45 мм/с, а максимальная при скорости расходования ~0,43 мм/с, что соответствует подводимой мощности в пределах 11-12 кВт.

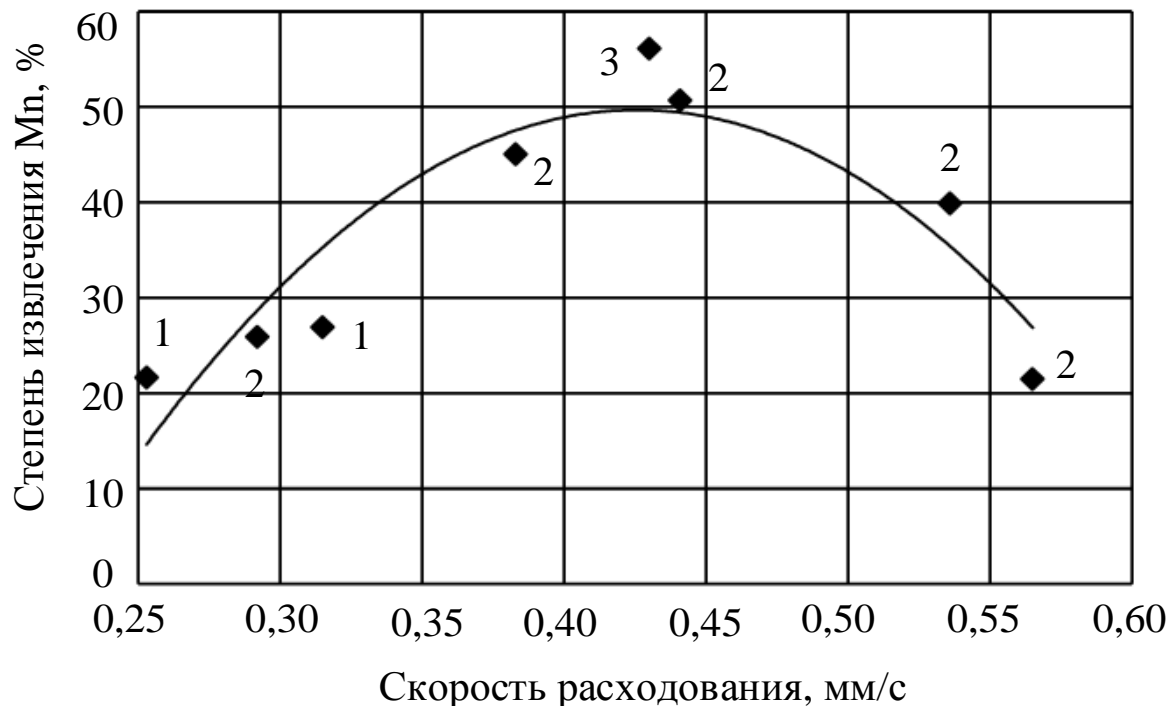


Рис. 5 Влияние линейной скорости расходования комбинированного электрода на степень извлечения марганца

Установлено, что увеличение мощности подводимой в зону горения дуги способствует уменьшению высоты откалывающихся кусочков электродной смеси (рис. 4). Такой характер откалывания кусочков электродной смеси объясняется тем, что при увеличении подводимой мощности в зону горения дуги увеличивается скорость прогрева электродной смеси и ее температура. Поэтому в меньшем объеме электродной смеси выделяется достаточное для разрушения электрода количество газов, образующихся при газификации магнезита. Размер откалывающихся кусочков электродной смеси при мощности подводимой

на дугу 11-12 кВт составляет 1,5-2 мм, что соответствует удельным затратам мощности в пределах 0,079-0,085 кВт/мм².

При увеличении скорости расходования комбинированного электрода более 0,45 мм/с степень извлечения марганца снижается. Это обусловлено тем, что нарушается синхронное расходования рудной и токоподводящей части рудно-восстановительного блока, и не вся рудная смесь участвует в реакциях восстановления, т.к. скорость расходования электрода опережает скорость расходования рудной части и в конечном итоге процесс горения электрической дуги прекращается. Данное утверждение также подтверждается результатами, представленными на рис. 6, которые свидетельствуют о том, что максимальная степень извлечения марганца, а также синхронное расходование рудной и токоподводящей частей блока обеспечивается при удельной подводимой мощности в пределах 5,0-6,0 Вт/мм² площади поперечного сечения рудно-восстановительного блока. При увеличении мощности нарушается синхронность скоростей расходования элементов дугового блока, и рудная часть не в полной мере участвует в реакциях восстановления. В конечном итоге процесс может прекратиться в связи с увеличением высоты дугового промежутка до значений, приводящих к обрыву электрической дуги.

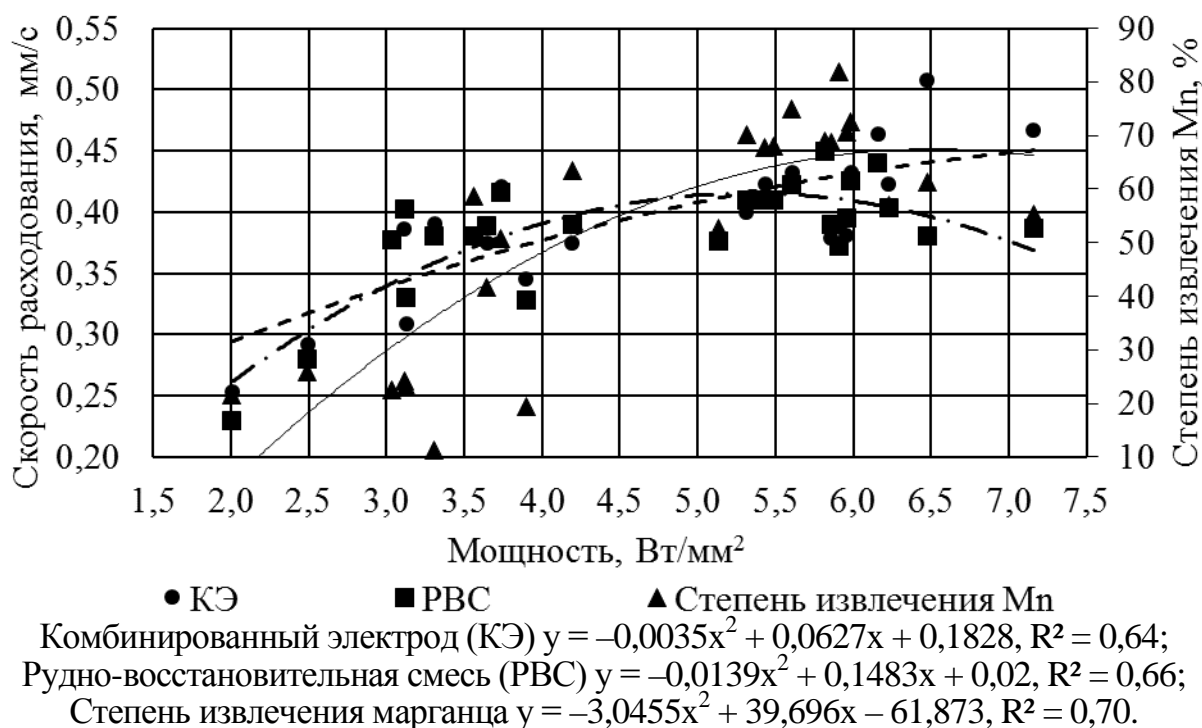


Рис. 6 Изменение линейной скорости расходования электрода, рудной смеси и степени извлечения марганца от величины удельной мощности подводимой в зону горения дуги

В диапазоне низких значений мощности менее эффективное извлечение марганца обусловлено недостатком тепла, подводимого к рудной части блока для нагрева, плавления и реакций восстановления.

Влияние диаметра рудно-восстановительного блока на степень извлечения марганца, представлено на рис. 7. В соответствии с представленной зависимостью максимальная степень извлечения марганца достигается при диаметре 52-58 мм (ср. 55 мм), а отклонение от этого диапазона приводит к нарушению синхронности расходования элементов блока, как и в случае отклонения от оптимальных значений удельной мощности подводимой в зону горения дуги.

Более полному извлечению марганца способствует повышение его активности в рудно-восстановительной смеси [4]. Учитывая тот факт, что в шлаке силикомарганца марганец присутствует в виде силиката повышение активности его оксида может быть обеспечено связыванием кремнезема в более прочные соединения. С этой целью было проанализировано влияние основности рудно-восстановительной смеси на степень извлечения марганца. Основность смеси изменяли в пределах 0,34-1,6 (содержание CaO 15-16%, SiO_2 45-48%). Максимальная степень извлечения марганца получена при основности 1,4 (рис. 8), которая несколько ниже значений основности обеспечивающих полную нейтрализацию кремнезема оксидом кальция ($B = 2,0$).

Это объясняется тем, что параллельно с марганцем восстанавливается и кремний, поэтому основность смеси все время повышается и в конце обработки достигает значений 2,0-2,5, поэтому начальной основности рудной смеси 1,4 достаточно для эффективного повышения активности оксида марганца и связывания кремнезема в силикаты кальция.

Кроме того, ввод дополнительного количества извести в смесь негативно сказывается на тепловом балансе обработки и экономической эффективности процесса, а также снизит суммарное количество марганца в рудно-восстановительной смеси, что приведет к большему ее расходу и времени обработки.

Для процесса обработки металла методом ДГВ марганца важное значение имеет температура процесса, которая должна быть близкой к теоретической температуре начала восстановления марганца из силиката с участием CaO составляющей согласно расчетам 1490°C . Для уточнения оптимальных значений температуры начала процесса была проведена серия плавок (рис. 9), результаты которой свидетельствуют, что наилучшие степени извлечения марганца получены при температуре выше 1500°C .

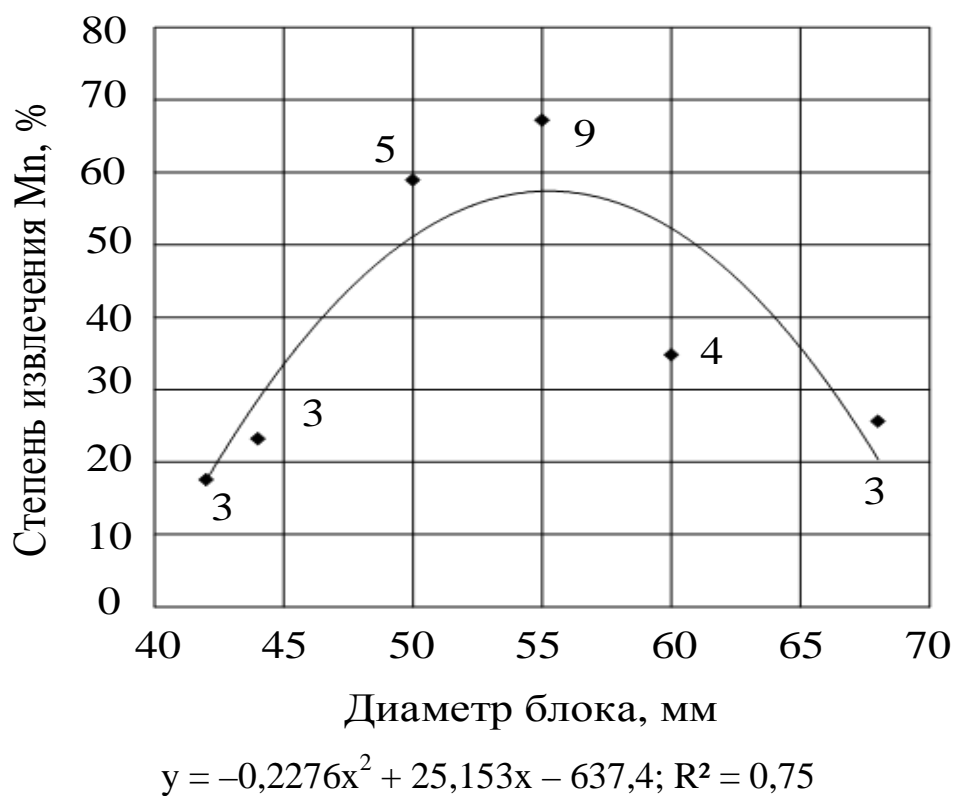


Рис. 7 Влияние диаметра блока на степень извлечения марганца

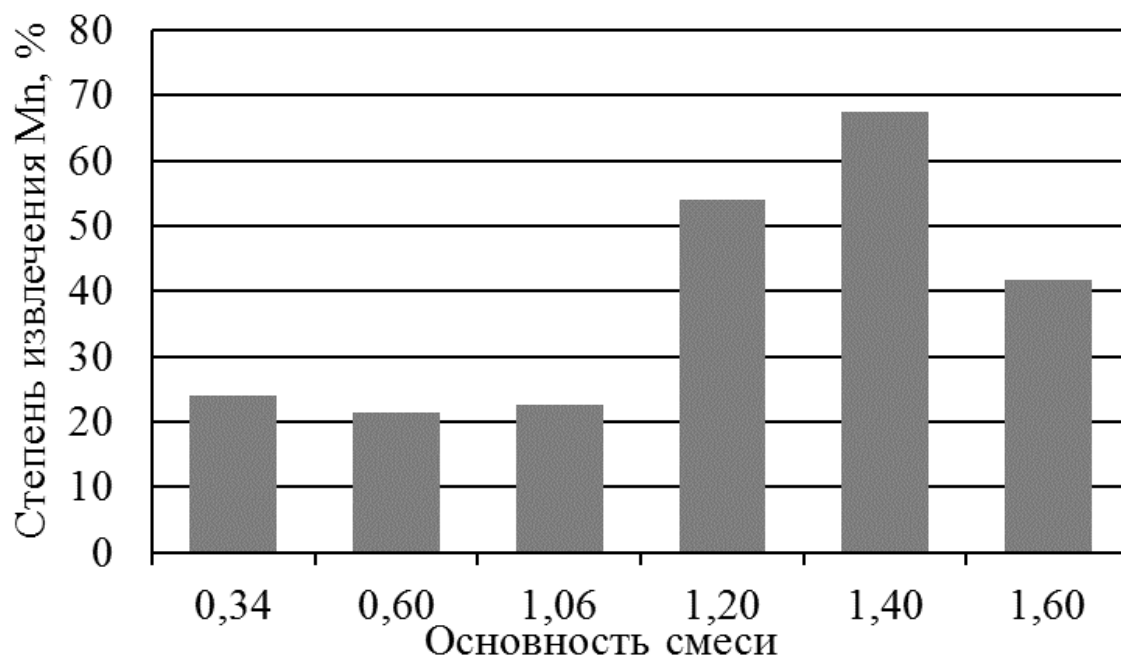


Рис. 8 Влияние основности рудно-восстановительной смеси на степень извлечения марганца

Технология дугового глубинного восстановления элементов, и в частности извлечения марганца из шлака силикомарганца в настоящее время является перспективной для переработки вторичных материалов, отвалных шлаков, шламов и т.п. На основании полученных технологических показателей нового способа внепечной обработки металла представляется возможность проектирования его параметров и в первую очередь для условий металлургических микро-заводов, работающих с плавильными агрегатами небольшой единичной производительности.

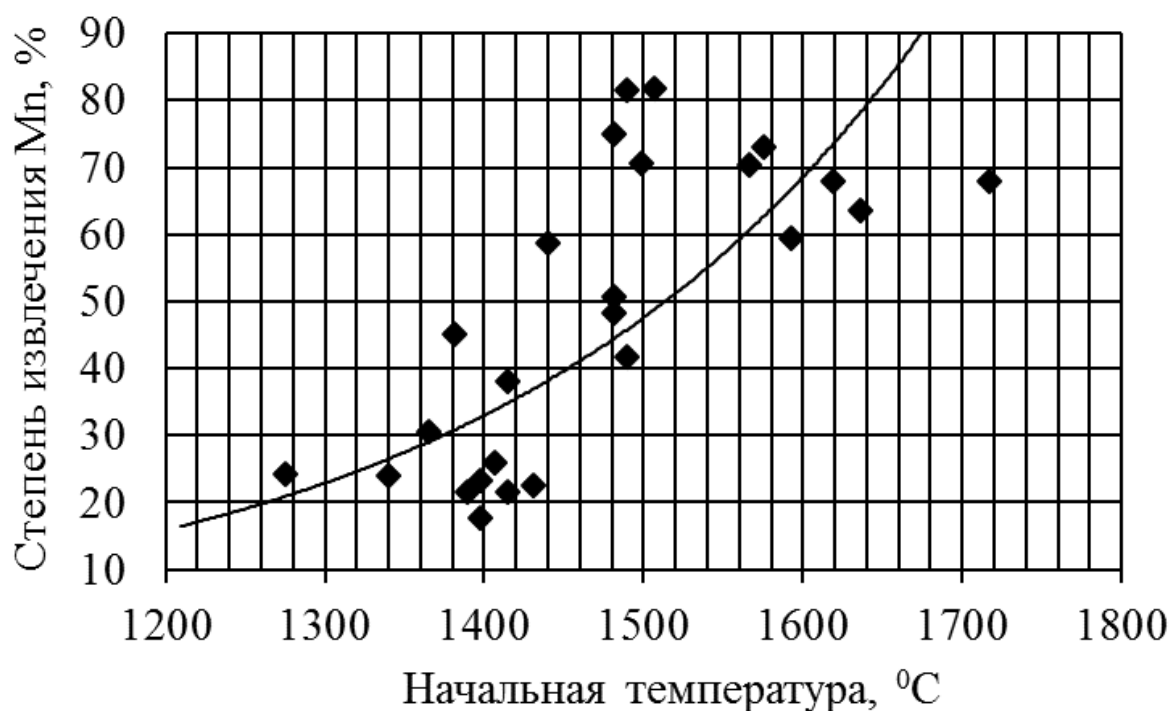


Рис. 9 Влияние температуры начала процесса обработки на степень извлечения марганца ($y = 0,1971e^{0,0037x}$, $R^2 = 0,534$)

Для осуществления в таких условиях технологии ДГВ марганца предварительно необходимо произвести расчет требуемого на обработку количества рудно-восстановительной смеси при соблюдении теоретически обоснованных и экспериментально установленных конструктивных особенностей блока, и электрических параметров процесса. Количество рудной смеси рассчитывают на основании требуемого содержания марганца в сплаве, допустимого времени обработки и наличия источников питания на предприятии, реализующем данную технологию. При проектировании технологии необходимо учитывать, что оптимальная степень извлечения марганца имеет место при скорости расходования рудно-восстановительного блока 0,42-0,43 мм/с, что обеспечивается

соблюдением отношения площадей поперечного сечения рудно-восстановительного блока и комбинированного электрода 9,3 (диаметр блока 55 мм, а электрода 18 мм), а также удельной мощностью подводимой в зону горения электрической дуги 5,0-6,0 Вт/мм² площади поперечного сечения рудно-восстановительного блока. Кроме того, начальная температура обработки должна быть близка к температуре восстановления марганца из силиката, а основность рудно-восстановительной смеси 1,4.

После проведения необходимых расчетов по определению конструктивных и электрических параметров обработки металла методом ДГВ марганца производят изготовление рудно-восстановительного блока. Блок состоит из комбинированного электрода (стальная труба, внутри набитая электродной смесью из 70-71% графита, 17-18% пека каменноугольного и 11-12% магнезита), вокруг которого набивается рудно-восстановительная смесь (шлак производства силикомарганца 50-51%, негашеная известь 26-27%, отходы производства металлургического кокса 6,5-7%, пек каменноугольный 15-16%). При использовании каменноугольного пека необходимо учитывать, что около 50-60 % углерода после его коксования будет участвовать в карботермических реакциях восстановления и производить поправку на количество вводимого восстановителя. Углерод комбинированного электрода не учитывается, т.к. для реакций восстановления необходимо обеспечивать непосредственный контакт восстановителя и восстанавливаемого оксида.

Выводы

На основании проведенных исследований определены основные технологические параметры новой технологии раскисления-легирования чугуна и стали в ковшах (плавильных агрегатах) небольшой единичной емкости. В ходе дальнейших исследований будут разработаны рекомендации по конструктивным особенностям блоков и технологическим параметрам обработки для агрегатов емкостью 0,06-10 т.

Литература

1. Куберский С.В. Электродуговое извлечение полезных примесей металлургических отходов и вторичных материалов в железоуглеродистые расплавы / С.В. Куберский // Металлургическая и горнорудная промышленность. – №7. – 2010. – С. 168-169.
2. Низяев К.Г., Бойченко Б.М. Десульфурация чугуна и стали магнием, восстановленным в зоне погруженной в металл электрической дуги / К.Г. Низяев, Б.М. Бойченко // Бюллетень НТИ. Черная металлургия. – 2007. – №11. – С. 34-39.
3. Семирягин С.В. Технологические особенности десульфурации чугуна магнием, восстановленным в глубине металлического расплава / С.В. Семирягин, В.Н. Дорофеев,

С.В. Куберский, С.Б. Эссельбах // «Экология и безопасность жизнедеятельности – 2004»:
– Матер. междунар. науч. конф. – Алчевск ВУО МАНЕБ, ДГМИ, 2004. – С. 17-25.

4. Гаврилов В.Л. Силикотермия марганца / В.Л. Гаврилов, М.И. Гасик –
Днепропетровск.: «Системные технологии», 2001. – 512 с.

УДК 66.021.3

МАССОПЕРЕНОС ВОДОРОДА В МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РАСПЛАВАХ

Г. А. Ремизов, Ю. Я. Готвянский

Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»

Розглянуто процеси масопередачі водню та принципові можливості визначення коефіцієнта масопереносу водню в металевих розплавах. Наведені експериментальні значення коефіцієнта дифузії водню в рідкому алюмінії та його сплавах. Показано вплив температури на означені характеристики.

Рассмотрены процессы массопередачи водорода и принципиальные возможности определения коэффициента массопереноса водорода в металлических расплавах. Приведены экспериментальные значения коэффициента диффузии водорода в жидком алюминии и его сплавах. Показано влияние температуры на эти характеристики.

The mass transfer processes of hydrogen and fundamental possibility of determining the mass transfer coefficient of hydrogen in the molten metal has considered. The experimental value of the diffusion coefficient of hydrogen in liquid aluminum and its alloys are given. The influence of temperature on these characteristics has shown.

Процесс поглощения водорода жидким металлом включает в себя:

- перенос молекулярного водорода из газовой фазы к поверхности металла;
- гетерогенную химическую реакцию сорбции водорода на поверхности металла:
 $\frac{1}{2} \text{H}_2 = [\text{H}]_{\text{Me}}$ /собственно растворение/;
- отвод растворенного в жидком металле водорода из реакционной зоны в глубинные слои металла.

При дегазации металла процесс протекает в обратном направлении. При дегазации металлов инертными газами или солями, разлагающимися с образованием газообразных продуктов реакции парциальное давление водорода в пузырьках газа равно нулю. Прежде чем водород перейдет из металла в газовую фазу (пузырек газа), он должен быть доставлен к

поверхности раздела металл-газ, что происходит в результате процессов диффузии и конвекции.

На поверхности газового пузырька образуется пограничный диффузивный слой, который оказывает большое влияние на протекание обменных процессов.

Если самой медленной стадией процесса является перенос водорода, то скорость всего процесса лимитируется транспортом растворенного в жидком металле водорода.

Перенос водорода в жидком металле осуществляется молекулярной диффузией и передачей водорода макротоками металлического расплава. Величина общего потока водорода при конвективной диффузии водорода выражается уравнением:

$$I_{\text{конв.}} = -D \frac{dc}{dx} + V_x \cdot C \quad (1)$$

где V_x – скорость макротока в направлении (x) диффузионного потока.

Интенсивность молекулярного переноса характеризуется коэффициентами диффузии (D), температуропроводности (Q) и кинематической вязкости (ϑ), которые имеют одинаковую размерность (см²/с) и для газов являются величинами одного порядка.

Согласно теории Нернста к поверхности растворяющегося твердого тела прилегает тонкий неподвижный слой жидкости, в котором проявляется молекулярная диффузия и происходит резкое изменение концентрации вещества от C_n до C_0 . Эти предположения приводят к выводу о линейном распределении концентрации вещества в слое (пленке).

Теория, предложенная Ленгмюром весьма близка к пленочной теории Нернста. Для смеси жидкость-газ Ленгмюр предполагал лишь отсутствие относительного движения жидкостной и газовой пленок, допуская при этом возможность строго ламинарного движения в направлении, параллельном поверхности раздела. В отличие от теории пленок, в диффузионном пограничном слое учитывается: движение жидкости и конвективный перенос вещества, молекулярная и конвективная диффузии в поперечном и тангенциальном направлениях, отсутствие выраженной границы слоя.

Уравнение конвективной диффузии в диффузионном пограничном слое имеет вид:

$$V_x \cdot \frac{dc}{dx} + V_y \cdot \frac{dc}{dy} = D \cdot \frac{d^2c}{dy^2} \quad (2)$$

Толщина диффузионного пограничного слоя зависит от скорости потока (U_0), вязкости жидкости V и коэффициента диффузии примеси:

$$\delta = D^{1/6} \cdot \vartheta \sqrt{\frac{x}{U_0}} \quad (3)$$

где x – расстояние от точки набегания потока.

Зависимость от толщины диффузионного пограничного слоя, от природы диффундирующего вещества указывает на то, что каждому веществу, имеющему определенное значение коэффициента диффузии, отвечает свой пограничный слой. В случае, когда диффундирует одновременно несколько веществ, при данных условиях размешивания, одновременно существует несколько пограничных слоев.

Для ламинарного течения вдоль плоской пластины в условиях принудительной конвекции толщина диффузионного пограничного слоя рассчитывается по уравнению:

$$\delta = 4,64 \cdot x \cdot Re^{-1/2} \cdot Sc^{-1/3} \quad (4)$$

где x – расстояние в направлении потока от передней кромки пластины;

Re – критерий Рейнольдса для потока (в целом равный $\frac{u_0 \cdot x}{\vartheta}$;

U_0 – скорость течения;

ϑ – кинематическая вязкость;

Sc – для жидкости равный V/D ;

D – коэффициент диффузии растворимого в жидкости вещества.

Толщина диффузионного пограничного слоя для газов находится в пределах $10^{-2} \dots 10^{-4}$ см.

Перенос вещества в объеме жидкого металла характеризуется коэффициентом массопереноса (β), представляющем отношение коэффициента диффузии (D) к толщине пограничного слоя (δ).

Значение коэффициента массопереноса может быть найдено либо аналитическим путем, либо анализом экспериментальных данных по диффузии с применением теории подобия, согласно которой:

$$\beta = \frac{N_u \cdot D}{d} = S' t \cdot V \quad (5)$$

где N_u – безразмерный критерий переноса массы;
 d – характерный линейный размер;
 D – коэффициент диффузии;
 $S' t$ – критерий Стентена;
 V – линейная скорость потока.

Для процессов свободной конвекции характер движения определяется критерием Гросгофа.

$$Gr = \frac{g \cdot d^3}{\vartheta^2} \gamma \cdot \Delta T \quad (6)$$

где g – ускорение силы тяжести;
 ϑ – кинематическая вязкость;
 γ – коэффициент объемного расширения жидкого металла;
 ΔT – разность температур, вызывающая процесс конвекции.

Согласно гипотезе частичного обновления пограничного диффузионного слоя при интенсивном перемешивании расплава коэффициента массопереноса зависит от коэффициента обновления S' :

$$\beta = (D \cdot S')^{1/2} \quad (7)$$

Коэффициент обновления, исполняющий роль δ в теории неподвижного пограничного слоя показывает, что часть реакционной поверхности, обновляющаяся свежей жидкостью является функцией турбулентного движения. Экспериментальные сведения о массопереносе водорода в алюминиевых расплавах ограничиваются единичными данными, согласно которым коэффициент массопереноса водорода при продувке алюминия аргоном при 700°C равен $3,9 \cdot 10^{-2}$ см/с.

Анализ экспериментальных данных о коэффициенте массопереноса газов в железных расплавах показывает, что повышение степени перемешивания жидкого металла приводит к увеличению на порядок коэффициента массопереноса водорода, при этом уменьшается соответственно толщина диффузионного пограничного слоя; повышение температуры металла увеличивает коэффициент массопереноса газов, что вполне согласуется с теоретическими положениями гидродинамики.

Коэффициент массопереноса водорода имеет существенное значение не только в жидких металлических расплавах, но и в твердых металлах, как один из факторов роста пор в процессе термообработки. При этом переход некоторого количества водорода в объем поры алюминия непосредственно связан с коэффициентом массопереноса по балансу массы.

$$- Vdc = 4 \pi r_0^2 \cdot \beta (C - C_n) \cdot d\tau \quad (8)$$

где V – объем металла, относящийся к данной поре.
 C – средняя концентрация водорода в твердом растворе;
 C_n – концентрация водорода на поверхности поры, определяемая из уравнения Сиверта, $C_n = K\sqrt{P}$.
 P – давление водорода в поре;
 $(r_0)^2$ – исходный средний радиус поры;
 β – коэффициент массопереноса;
 τ – время.

В табл.1 приведены значение коэффициентов массопередачи, полученные при решении задачи о диффузии водорода в пору твердого алюминия, найденные при сопоставлении графиков, полученных на гидроинтеграторе и рассчитанных по приближенной математической модели.

Таблица 1 Влияние температуры термической обработки алюминия на коэффициент массопереноса водорода (см/с). при различных газосодержании и относительной пористости металла

Исходная концентрация H ₂ , см ³ /100г	Исходная относительная пористость								
	10 ⁻³			10 ⁻⁴			10 ⁻⁵		
	Температура, °C								
	400	500	600	400	500	600	400	500	600
0,2	0,115	0,185	0,32	0,250	0,364	0,54	0,36	0,58	0,75
0,3	0,100	0,155	0,29	0,187	0,300	0,51	0,31	0,50	0,71
0,5	0,096	0,137	0,26	0,135	0,248	0,49	0,30	0,48	0,69
Среднее	0,105	0,172	0,29	0,190	0,325	0,515	0,323	0,52	0,72

Исходя из общего закона массопередачи количество водорода αQ продиффундировавшего через площадь F в единицу времени $d\tau$, равно:

$$\frac{dQ}{d\tau} = DF \frac{C_m - C_0}{\delta} \quad (9)$$

где D – коэффициент диффузии;
 C_m, C_0 – равновесная концентрация водорода в объеме металла и на меж фазной границе;
 δ – толщина диффузионного пограничного слоя;
 $D/\delta = \beta$ – коэффициент массопереноса водорода.

Следовательно, в установленном режиме дегазации металла для расчета содержания водорода в металле и объяснения механизма процесса дегазации необходимо располагать данными о величине коэффициента массопереноса водорода в металлическом расплаве.

На основании этих теоретических положений разработана методика определения массопереноса водорода в жидких металлах по скорости его экстракции из металлического расплава через пористый фильтр в равновесных условиях, приближающихся к стационарному потоку.

При создании в экстракционной системе над поверхностью фильтра разрежения порядка $1 \cdot 10^{-4}$ мм.рт.ст можно принять, что концентрация водорода на границе раздела фильтр-металл равна нулю. Экспериментально установлено также, что количество водорода и скорость его экстракции из металлического расплава через фильтр в условиях установившегося стационарного потока зависит от содержания водорода в металле и в течение 4...20 мин (в зависимости от количества металла в тигле) остается величиной практически постоянной, т.е.

$$\frac{dQ}{d\tau} = const = V$$

Таким образом, определив концентрацию водорода в металле классическими методами (например вакуум-плавлением) и скорость экстракции газа из расплава, можно рассчитать коэффициент массопереноса водорода в жидком металле.

При определении массопереноса водорода в сплавах исходили из пленочной теории массообменных процессов, т.е. считали, что перемешивание металлической ванны осуществляется, главным образом, макропотоками свободной конвекции, основная роль в общем процессе транспорта водорода отводится атомарной диффузии.

Массоперенос водорода в жидком алюминии А995 с повышением температуры увеличивается (табл.2). Значения коэффициента

массопереноса в исследованном интервале температур (670...840°C) могут быть определены из уравнения:

$$\lg \beta = 2,15 \cdot 10^{-3} \cdot T - 2,873, \quad (10)$$

полученного математической обработкой экспериментальных данных.

Таблица 2 Влияние температуры на параметры массопереноса водорода в алюминии

Параметр	Температура, К							
	943	953	973	993	1013	1033	1073	1113
Коэффициент массопереноса, см/с	0,147	0,150	0,159	0,170	0,197	0,228	0,271	0,334
Толщина эффективного диффузионного пограничного слоя, $\delta \cdot 10^3$, см	5,16	5,17	5,78	6,36	6,55	6,58	7,20	7,74

Расчетная толщина эффективного диффузионного пограничного слоя (пограничный слой с принятым линейным распределением диффундирующей примеси) с повышением температуры расплава также увеличивается (табл.2). Повышение коэффициента диффузии с увеличением толщины диффузионного пограничного слоя подтверждает взаимосвязь этих величин.

При плавке алюминия в тиглях, отапливаемых природным газом, вследствие неравномерного нагрева металла, коэффициент массопереноса водорода увеличивается на 16...20% по сравнению с его значениями, полученными при плавке в электропечах сопротивления.

Толщина диффузионного слоя при этом уменьшается и во всем температурном интервале 670-840°C практически не изменяется.

Оценить влияние макропотоков жидкого металла, приготавливаемого в различных типах плавильных агрегатов (печах) на толщину диффузионного пограничного слоя не представляется возможным, т.к. практически неизвестны условия конвекции. В бинарных алюминийно-кремниевых сплавах коэффициент массопереноса водорода (табл.3) уменьшается с увеличением содержания кремния до 9,0%, а затем, с дальнейшим повышением кремния в сплаве, незначительно увеличивается.

Таблица 3 Коэффициент массопереноса водорода (см/с) в алюминиево-кремниевых сплавах

Температура металла, К	Содержание кремния, % (по массе)							
	1,57	3,04	5,64	7,42	8,1	9,48	10,64	12,6
953	0,130	0,125	0,100	0,097	0,098	0,100	0,102	0,110
973	0,153	0,140	0,113	0,110	0,108	0,110	0,118	0,122
993	0,175	0,151	0,137	0,127	0,135	0,129	0,130	0,140
1013	0,188	0,175	0,150	0,150	0,146	0,158	0,150	0,157
1033	0,212	0,193	0,190	0,170	0,175	0,181	0,180	0,190
1073	0,255	0,24	0,22	0,218	0,220	0,213	0,220	0,225

С увеличением температуры металла независимо от содержания кремния подвижность водорода в расплаве повышается.

Характер изменения коэффициентов массопереноса и диффузии водорода в алюминиево-кремниевых сплавах аналогичен. Однако область минимальных значений коэффициента массопереноса расширяется и имеет менее выраженный характер по сравнению с коэффициентом диффузии, что является подтверждением лимитирующей роли процесса диффузии при экстракции водорода из металлического расплава.

Эффективная толщина диффузионного пограничного слоя вначале падает, а затем с повышением содержания кремния в сплаве более 6...7% возрастает.

Химический состав сплава может оказывать различное влияние на коэффициент массопереноса водорода. Элементы, обладающие высокой поверхностной активностью, резко снижают коэффициент массопереноса. Кремний снижает растворимость водорода в сплаве алюминия, т.к. влияет на адсорбционную структуру жидкого металла, вытесняя с поверхности металлического расплава взаимодействующий с металлом газ, занимает адсорбционные вакансии и в результате этого снижает скорость газообменных реакций.

Сравнивая влияние добавок кремния на коэффициент диффузии водорода (см. табл. 3) в жидком алюминии и толщину диффузионного пограничного слоя видим, что влияние кремния на коэффициент массопереноса незначительно. Данное рассуждение справедливо для газов и поверхностно-активных добавок, когда они при температуре опыта не образуют химических соединений.

УДК 669.187.56.001.1

ДО ПИТАННЯ ПРО КРИСТАЛІЗАЦІЮ МЕТАЛІВ

Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

В електрошлаковій технології металева ванна визначає умови кристалізації металу і його структуру, що є основою формування якісних злитків. Розглянуто вплив різних факторів на форму та глибину металевої ванни в процесі ЕШП

В электрошлаковой технологии металлическая ванна определяет условия кристаллизации металла и его структуру, является основой формирования качественных слитков. Рассмотрено влияние различных факторов на форму и глубину металлической ванны в процессе ЭШП

In electroslag technology metal bath determines the conditions of crystallization of the metal and its structure, which is the basis for quality ingots. The effect of various factors on the shape and depth of the metal bath during ESR was considered

Рідка металева ванна при ЕШП (рис. 1) складається з двох частин: циліндричної і конічної.

Форма рідкої металевої ванни чинить значний вплив на якість металу злитка.

В циліндричній частині рідкий метал контактує безпосередньо з гарнісажем і стінкою кристалізатора.

Ця частина ванни дозволяє забезпечити гарну якість поверхні злитка і уникнути виникнення грубої смугастої структури металу.

Кількість тепла, яке вноситься в металеву ванну злитка з краплями, визначається продуктивністю процесу ($G_{пл}$) і температурою краплі:

$$Q_{ме.в} = G_{пл} \cdot C_{ме} \cdot (T_{кап} - T_{ме.в}) \quad (1)$$

(перегрів крапель металу, які поступають в металеву ванну в процесі ЕШП складає 90–100°C).

Форма циліндричної частини ванни $h_{ц}$ залежить від умов теплопередачі від шлакової до металевої ванни згідно рівняння:

$$Q_{\text{шл.в-ме.в}} \approx \alpha_{\text{шл.в-ме.в}} \cdot (T_{\text{шл}} - T_{\text{ме}}) \cdot F_{\text{ме.в}} \quad (2)$$

де $\alpha_{\text{шл.в-ме.в}}$ - коефіцієнт теплообміну між шлаковою і металевою ваннами (знаходиться в межах $2 - 4 \text{ кВт/(м} \cdot \text{К)}$).

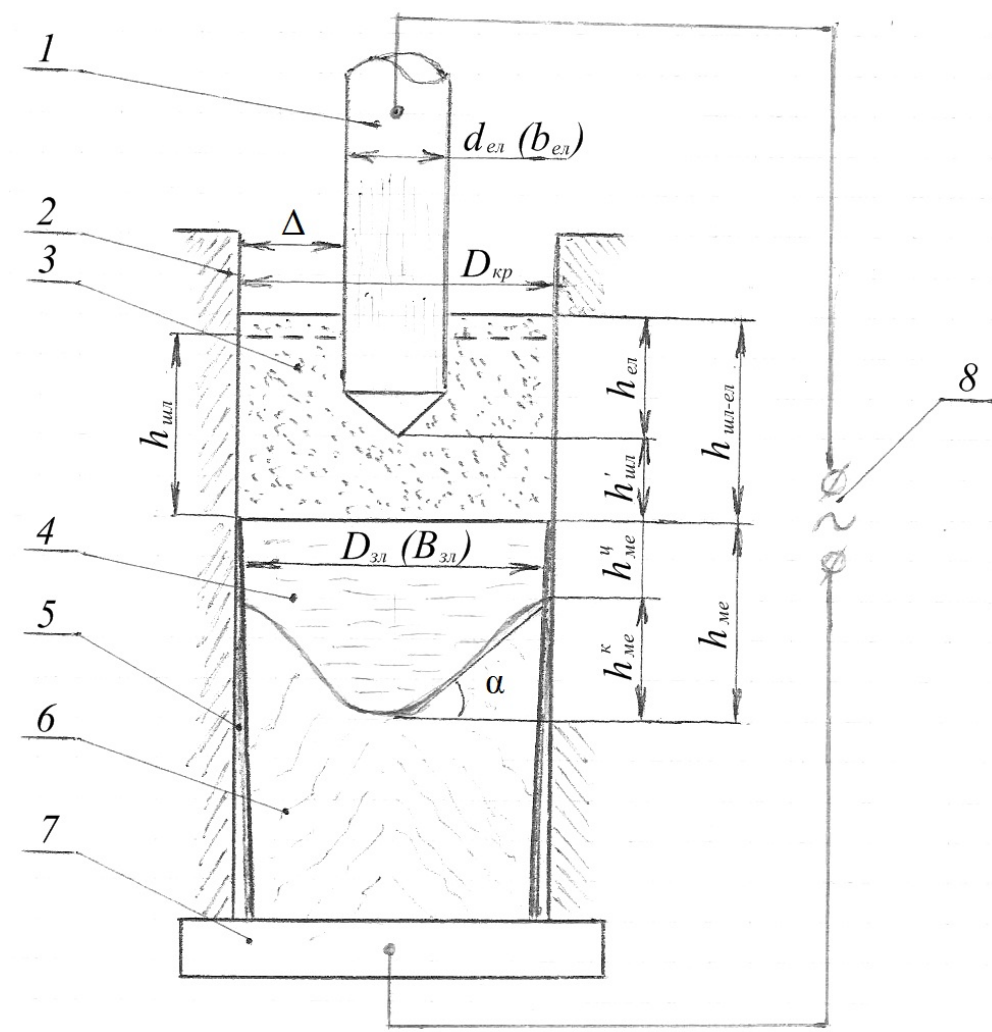


Рис. 1 Схема шлакової ванни із зануреним електродом:
1 - витратний електрод; 2 - кристалізатор; 3 - шлакова ванна;
4 - рідка металева ванна; 5 - гарнісаж; 6 - злиток;
7 - піддон; 8 - джерело живлення

Конічна форма металевої ванни є фронтом кристалізації, а її конфігурація визначає напрям росту кристалів-дендритів і, отже, характер структури злитка, тобто його якість.

У загальному випадку конічна частина металевої ванни має параболічну форму (рис. 2).

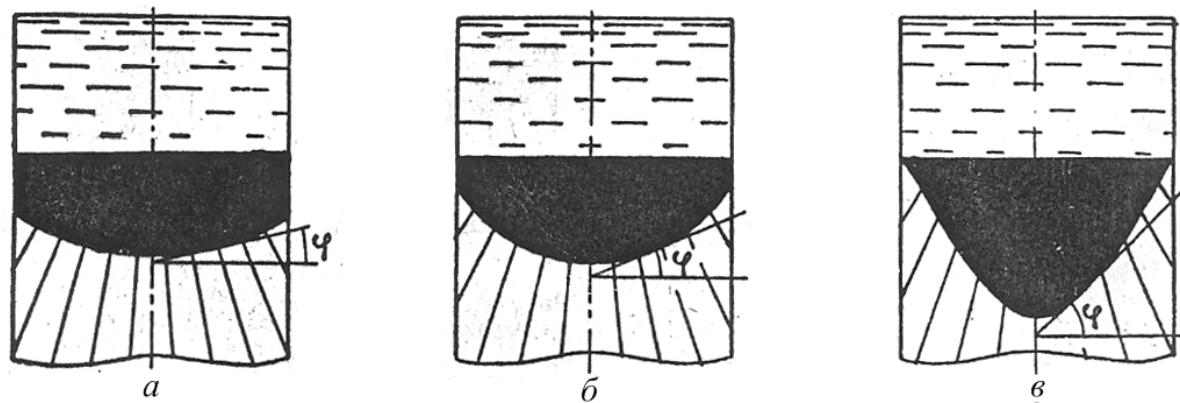


Рис. 2 Форма металеві ванни при електрошлаковій виплавці міді (а), вуглецевої сталі (б) і жароміцного хромонікелевого сплаву (в)

Форма дна металеві ванни визначає напрямок росту стовпчастих кристалів, тобто у відповідності з напрямком температурного вектора головні осі дендритів, які ростуть, в будь-який момент кристалізації скеровані нормально до поверхні фронту кристалізації, тобто до дна металеві ванни. При цьому важливо, щоб форма дна металеві ванни наближалась до плоскої.

В процесі наплавлення злитка, загальна глибина металеві ванни ($h_y + h_k$) і її форма залежать від співвідношення потужностей, які підводяться і відводяться від злитка, тобто від швидкості процесу ЕШП і від теплофізичних властивостей металу, що переплавляється.

Необхідно досягати такого співвідношення між цими потужностями, щоб відношення глибини металеві ванни заготовки, що виплавляється, до її визначального поперечного розміру (радіус круглої заготовки, товщина плоскої і т. п.) знаходилося в межах не більше 0,8-1,2.

Для якості металу першорядне значення має нахил фронту кристалізації (дна ванни до осі злитка), тобто кут α між дотичною до фронту затвердіння і горизонтальною площиною (див. рис. 1).

Істотно впливають на величину кута α фізичні властивості металу, зокрема, теплопровідність. Чим вище теплопровідність, за інших однакових умов, тим менше значення кута α (див. рис. 2). При цьому глибина і об'єм металеві ванни зменшується, що дозволяє збільшувати швидкість ЕШП металів з високою теплопровідністю.

Для опису форми ванни рідкого металу використовують коефіцієнт форми металеві ванни ($K_{ф.ме}$), який дорівнює відношенню глибини циліндричної частини до її повної глибини:

$$K_{\phi.me} = \frac{h_{\text{ц}}}{h_{\text{ц}} + h_{\text{к}}} = \frac{h_{\text{ц}}}{h_{\text{ме}}} \quad (3)$$

Для отримання якісного електрошлакового злитка необхідно мати металеву ванну мінімально допустимого об'єму.

Форми і розміри металевої ванни і, отже характер кристалізації електрошлакового злитка залежать від коефіцієнта заповнення кристалізатора ($K_{з.кр} = \sqrt{n \cdot F_{\text{ел}} / F_{\text{кр}}}$), оскільки цей показник визначає розподіл струму і характер виділення потужності в шлаці.

Положення електрода в шлаці пов'язане з коефіцієнтом заповнення кристалізатора і характером кристалізації металу. При зміні положення електрода в шлаці коефіцієнт форми ванни має екстремум (рис. 3).

Коефіцієнт форми ванни максимальний при оптимальному міжелектродному проміжку, який приблизно дорівнює половині діаметра електрода.

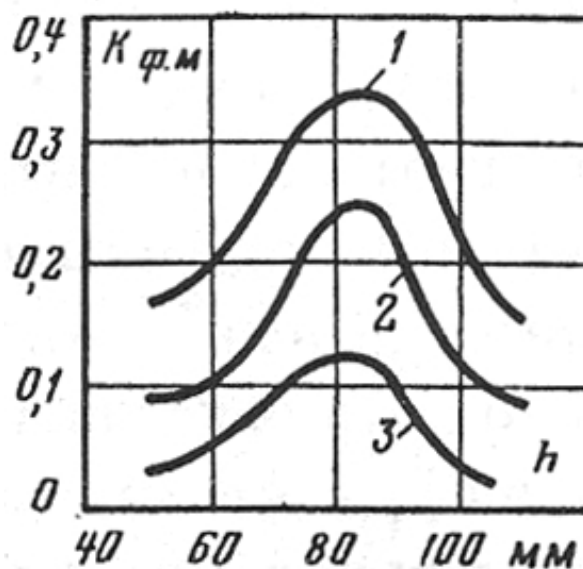


Рис. 3 Вплив величини міжелектродного проміжку h на коефіцієнт форми ванни $K_{\phi.me}$ при ЕШП під шлаками марок АН-291 (1), АНФ-6 (2), АНФ-1П (3)

Отже, коефіцієнт форми ванни металу і тепловий ККД процесу пов'язані з міжелектродним проміжком екстремальною залежністю.

При незмінному електричному режимі збільшення глибини шлакової ванни приводить до зменшення глибини металевої ванни. Це пов'язано зі зменшенням питомої потужності, яка вводиться на одиницю об'єму шлаку

зі зміною струморозподілу (збільшується частка струму кола кристалізатора), (рис. 4).

На відносну глибину металевої ванни (h_{me}/D_{zl}) вирішальне значення чинить швидкість наплавлення злитка (рис. 5).

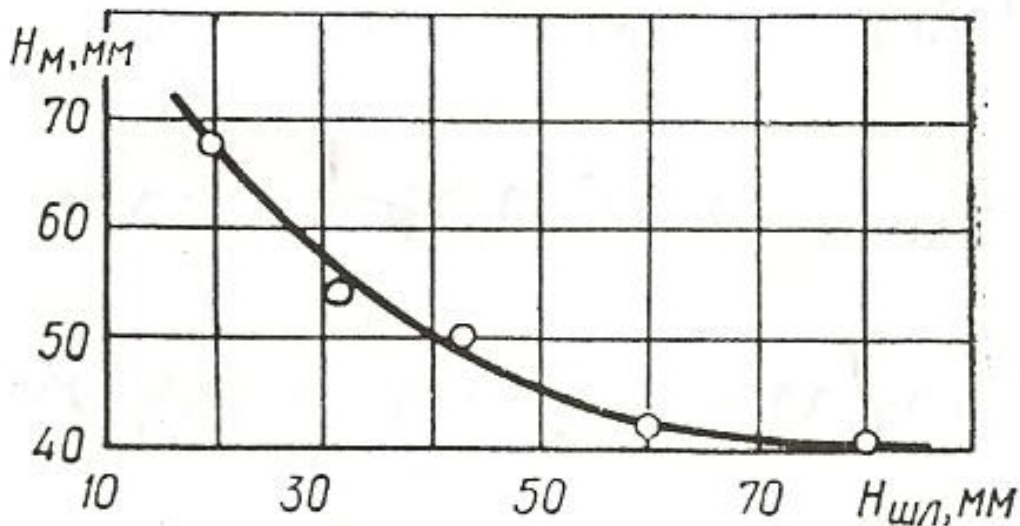


Рис. 4 Залежність глибини металевої ванни від глибини шлакової ванни ($d_{кр}=100\text{мм}$, $d_{ел}=50\text{ мм}$, флюс АНФ-6, вуглецева сталь)

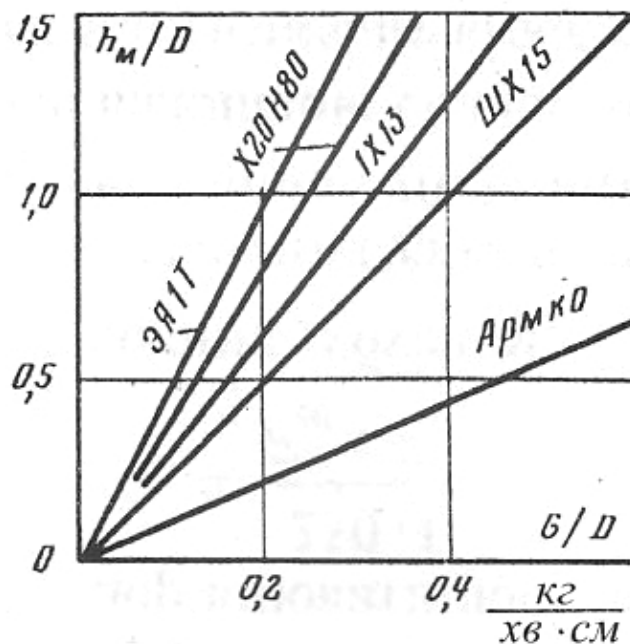


Рис. 5 Залежність відносної глибини ванни металу від швидкості наплавлення для різних сталей і сплавів

При заданій швидкості подачі витратного електрода, збільшення напруги процесу викликає зменшення глибини металевої ванни і покращення її форми (рис. 6).

При незмінній кількості шлаку і швидкості подання електрода збільшення напруги веде також до зменшення глибини металевої ванни (рис. 7).

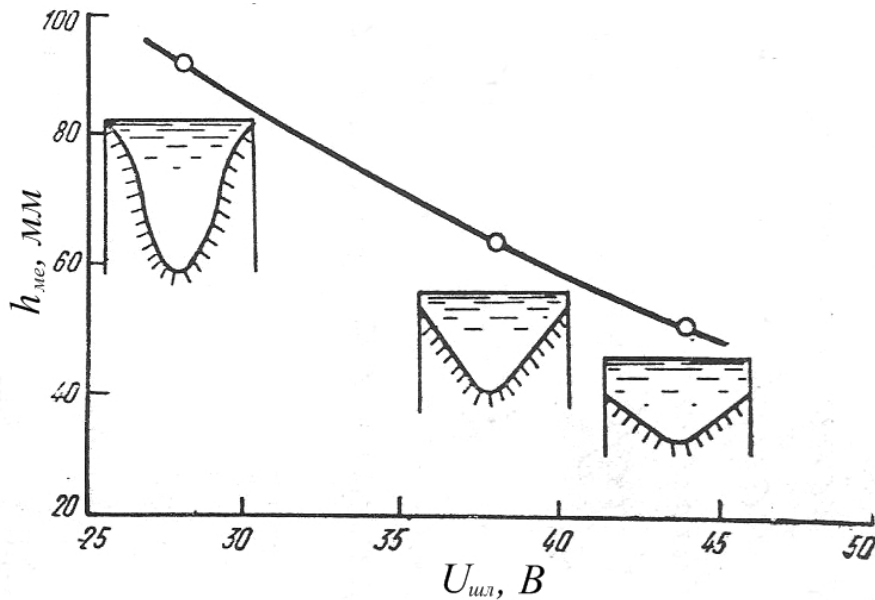


Рис. 6 Вплив напруги на форму і глибину металевої ванни $h_{ме}$: $D_{кр}=100$ мм; $D_{ел}=50$ мм; $V_{ел}=2,2$ м/год; шлак АНФ-6; $h_{шл}=50$ мм.

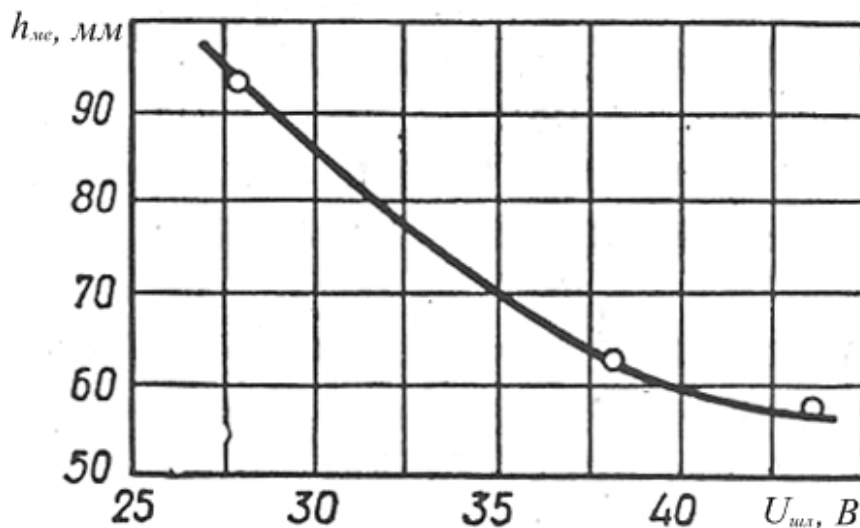


Рис. 7 Залежність глибини металевої ванни від напруги ($d_{кр}=100$ мм, $d_{ел}=50$ мм, флюс АНФ-6, вуглецева сталь).

При однаковій кількості шлаку і напруги, збільшення струму, внаслідок збільшення швидкості подання електрода, тобто збільшення швидкості плавки, веде до пропорційного збільшення металевої ванни (рис. 8).

Збільшення перерізу електрода при сталій швидкості плавки приводить до зменшення глибини металевої ванни.

При постійній швидкості плавлення електрода у встановленому режимі ЕШП металева ванна змінюється незначно. Такий стан настає після наплавлення злитка висотою, яка приблизно дорівнює $1,5D_{зл}$.

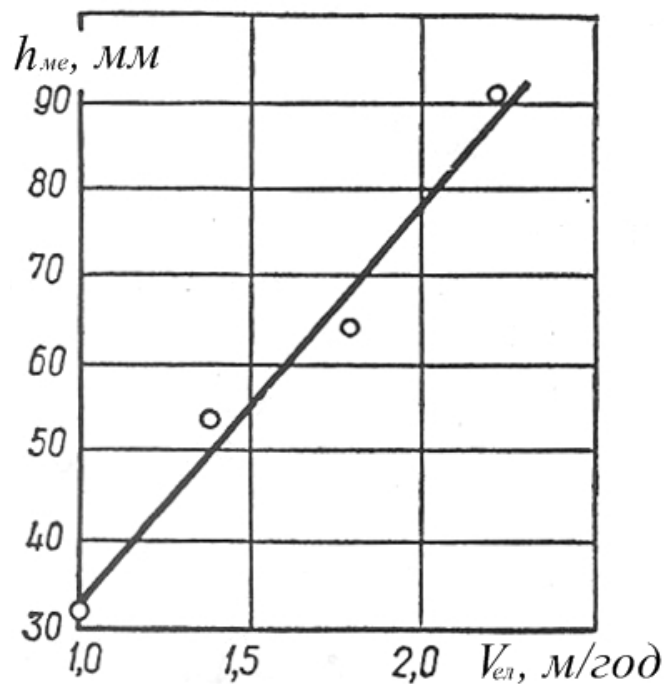


Рис. 8 Залежність глибини металевої ванни від швидкості подання електрода ($d_{кр}=100$ мм, $d_{ел}=50$ мм, флюс АНФ-6, вуглецева сталь).

Описані закономірності справджуються не тільки для одноелектродних, але і для багатоелектродних печей.

Проте специфіка розподілу потужності і теплових потоків в багатоелектродних печах веде до значного покращення форми металевої ванни і можливості суттєвого збільшення допустимої швидкості наплавлення злитка.

Інтенсивність гідродинамічних процесів в металевій і шлаковій ваннах характеризується наступними критеріями подібності: числом Грасгофа

$$Gr = \frac{g \cdot \beta \cdot R^3 \cdot \Delta t}{\nu^2} \quad (\text{природна конвекція}); \quad \text{числом Марангоні} \quad Mn = \frac{\sigma_0 \cdot \beta_\sigma \cdot R \cdot \Delta t}{\rho \cdot \nu^2}$$

(термокапілярна конвекція); числом Рейнольдса $Re = \frac{u \cdot R}{\nu}$ (вимушена конвекція); параметром $S = \frac{\mu \cdot I^2}{4\pi^2 \cdot \rho \cdot \nu^2}$ (електровіхрова течія, обумовлена взаємодією струму з власним магнітним полем). Крім того, визначальними критеріями є число Прандтля $Pr = \frac{\nu \cdot c \cdot \rho}{\lambda}$ і параметр $Q = \frac{I^2}{4\pi^2 \cdot R^2 \cdot \gamma \cdot \Delta t \cdot \lambda}$, що характеризує інтенсивність тепловиділення.

УДК 669.187.56.001.1

ЕЛЕКТРИЧНЕ ПОЛЕ ШЛАКОВОЇ ВАННИ

Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Розглянуто і проаналізовано електричні параметри шлакової ванни в процесі електрошлакового переплаву

Рассмотрены и проанализированы электрические параметры шлаковой ванны в процессе электрошлакового переплава

The electrical parameters of the slag bath during electroslag remelting were considered and analyzed

Тепло, яке необхідне для плавлення металу, виділяється в процесі ЕШП безпосередньо в кристалізаторі печі в об'ємі рідкого електропровідного шлаку (шлакова ванна) при проходженні через нього електричного струму.

Шар розплавленого шлаку є чисто омичним опором, величина якого визначається складом шлаку, його температурою, розташуванням електродів в шлаковій ванні і схемою їх підключення до джерела струму.

При ЕШП, коли кристалізатор має електричний контакт з піддоном або злитком, стінка кристалізатора в зоні контакту зі шлаковою ванною може слугувати додатковим провідником, тобто електродом. При цьому струм від витратного електрода може протікати по двох паралельних колах; розділяючись в шлаковій ванні: в металеву ванну і в стінку кристалізатора (рис. 1).

Про проходження частини струму в стінку кристалізатора можна судити по нерідкому світінню, що спостерігається і потріскуванню в місці контакту шлакової ванни зі стінкою кристалізатора. В зоні можливо випрямлення змінного струму («вентильний ефект»), тобто виникає постійна складова, яка досягає, в залежності від глибини шлакової ванни і її складу, 20-30% величини змінного струму (табл. 1).

Вплив глибини шлакової ванни на розподілення струму представлено на рис. 2. Видно, що частка струму, яка протікає в колі кристалізатора, зростає зі збільшенням глибини шлакової ванни і зі збільшенням коефіцієнта заповнення кристалізатора ($K_{з.кр} = \sqrt{n \cdot F_{ел} / F_{кр}}$).

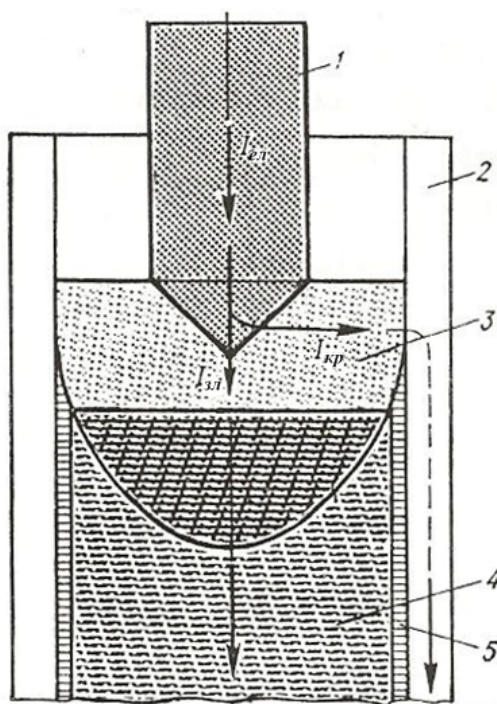


Рис. 1 Схема розподілення струму в шлаковій ванні:
1 - витратний електрод; 2 - стінка кристалізатора; 3 - шлакова ванна;
4 - злиток; 5 - шлаковий гарнісаж

Таблиця 1 Залежність величини постійної складової струму $I_{пост}$ від глибини шлакової ванни і складу флюсу

Система флюсу	$I_{зм}, A$	$I_{пост}, A$, при глибині шлакової ванни, мм	
		40	80
100% CaF_2	1500	70	350
	1800	105	525
	2400	175	700
68% CaF_2 + 32% TiO_2	1500	70	400
	1800	105	595
	2400	210	820
68% CaF_2 + 32% Cr_2O_3	1500	35	105
	1800	40	175
	2400	70	350

Проте, при ЕШП з коефіцієнтом заповнення кристалізатора більше 0,6, коли переважна частина струму протікає по колу кристалізатора, заглиблення електрода в шлак (рис. 3), так само як і частка постійного струму в колі кристалізатора (яка складає 8-15% від величини змінної складової) не залежать від глибини шлакової ванни (табл. 2).

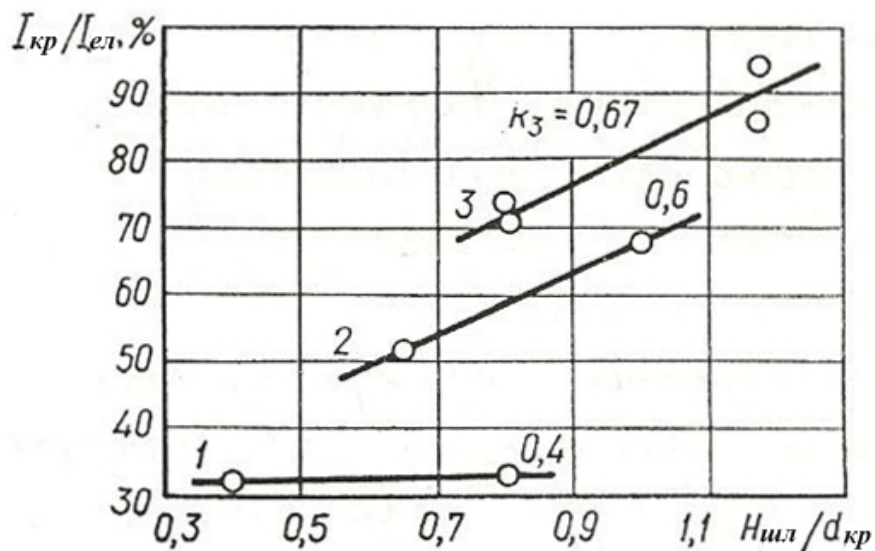


Рис. 2 Вплив глибини шлакової ванни і коефіцієнта заповнення кристалізатора на розподілення струму (флюс АНФ-6):
 1 - $d_{кр}=100$ мм; $I_{эл}=2,34$ кА; $V=30$ В; 2 - $d_{кр}=100$ мм; $I_{эл}=2,5$ кА; $V=30$ В;
 3 - $d_{кр}=150$ мм; $I_{эл}=5,5$ кА; $V=42$ В

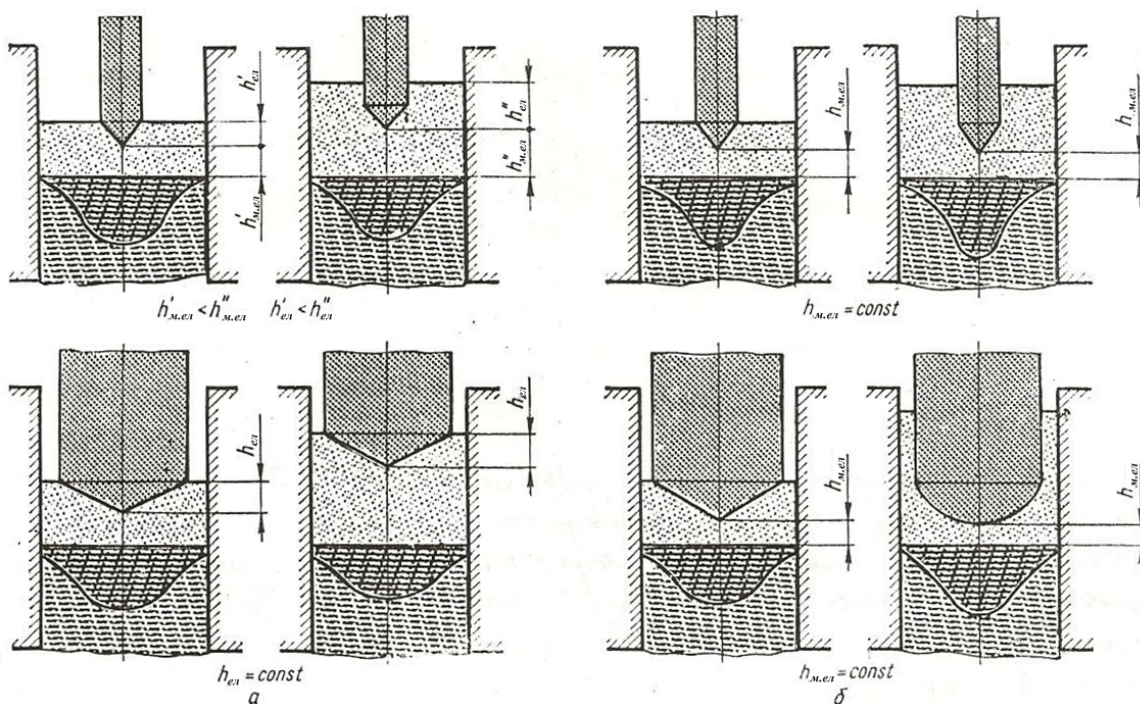


Рис. 3 Вплив коефіцієнта заповнення кристалізатора і глибини шлакової ванни на характер плавлення електрода при однаковій швидкості плавлення в залежності від розподілення струму:
 а - коло кристалізатора включене; б - коло кристалізатора розімкнуте

Величина струму, який йде на кристалізатор, визначається відношенням міжелектродного проміжку ($h_{\text{ил}}$) до величини зазору між стінкою кристалізатора і електродом (Δ):

$$I_{\text{кр}} = 0,34 \frac{h_{\text{ил}}}{\Delta} \cdot I_p \quad (1)$$

Таблиця 2 Розподілення струму в шлаковій ванні

$K_{\text{з.кр}}$	$H_{\text{ил}}$	$I_{\text{заг}}, \text{кА}$	$I_{\text{кр}}/I_{\text{заг}}, \%$	$I_{\text{пост}}/I_{\text{кр}}, \%$
0,4	35	2,34	31,6	2,7
0,4	80	2,34	33,3	30,8
0,6	65	2,5	52,0	9,2
0,6	100	2,5	68,0	15,9
0,67	120	5,5	73,0	12,5
0,67	175	5,5	85,5	7,5
0,67	120	5,0	72,0	8,3
0,67	175	5,0	94,0	8,5

Струм $I_{\text{кр}}$ зростає у випадку застосування шлаків з більш високою електропровідністю при температурі твердіння, коли зменшується опір шлакового гарнісажу і розширюється зона h_0 (рис. 4), яка для різних шлаків складає (0,2-0,6) глибини шлакової ванни ($h_{\text{ил}}$).

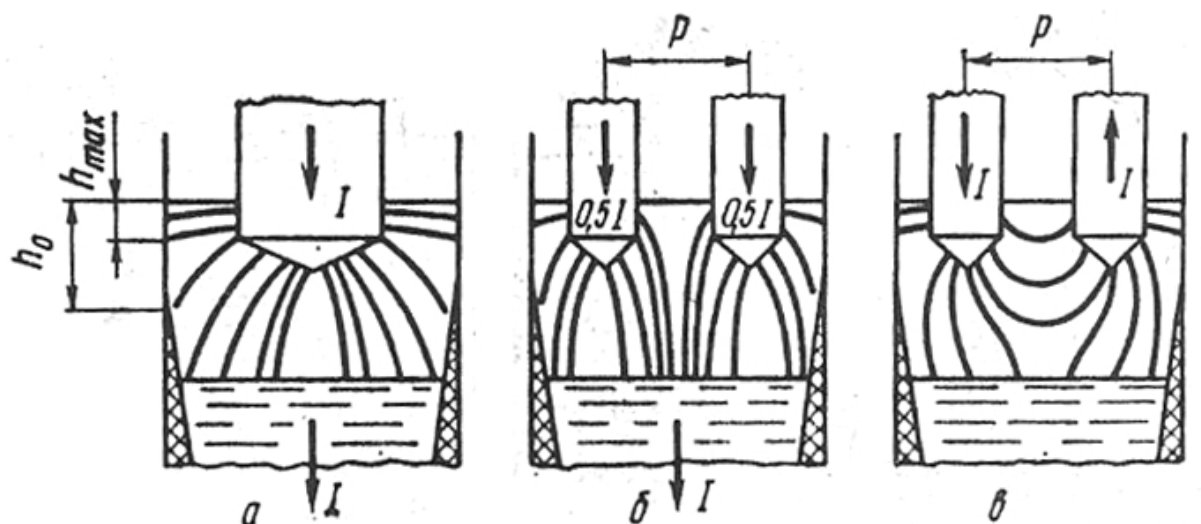


Рис. 4 Схема протікання струму в шлаковій ванні при різних конструкціях печі:

а - одноелектродна; б - двоелектродна, паралельне включення;
в - двоелектродна біфілярна

Найбільша густина цього струму ($I_{кр}$) має місце в зоні контакту рідкого шлаку на глибині $h_{max} \approx 1...3 \text{ мм}$. По мірі формування гарнісажу до сталої товщини, $I_{кр}$ різко зменшується практично до нуля на глибині h_0 від дзеркала ванни, так як електропровідність твердого шлаку на декілька порядків нижче, ніж рідкого.

Величина струму $I_{кр}$ залежить від співвідношення опорів на ділянках електрод-металева ванна $R_{ел-м}$ і електрод-стінка кристалізатора $R_{ел-кр}$ (рис. 5, а). Зростання співвідношення $R_{ел-м}/R_{ел-кр}$ збільшує частку струму, яка протікає до стінки кристалізатора, і змінює тепловий стан шлакової ванни.

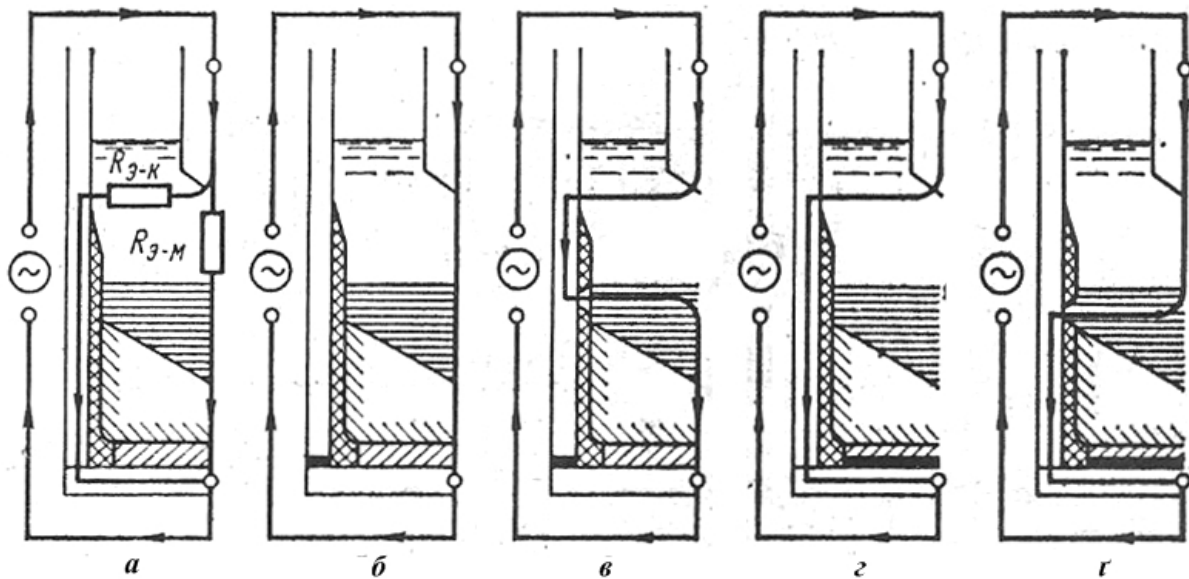


Рис. 5 Схеми струмових кіл одноелектродної печі ЕШП

Частка струму, яка протікає в колі кристалізатора, в період сталою розподілу струму може складати 90-95% загального струму (рис. 5, в, г).

При достатній різниці потенціалів між злитком і стінкою кристалізатора, при наявності дефекту в шлаковому гарнісажі (тріщина, «корольок» металу) з'являється струмове коло між злитком і кристалізатором (рис. 5, в, г) і може виникнути дуговий розряд, який приводить до утворення в злитка кристалізаційних дефектів. Щоб уникнути пробоїв, рекомендується забезпечити гарний контакт кристалізатора і злитка з піддоном (рис. 5, а).

Зміна розподілу струму в шлаковій ванні тісно пов'язана зі зміною ряду показників процесу ЕШП, зокрема продуктивності і питомої витрати електроенергії (табл. 3).

Збільшення напруги приводить до підвищення температури шлакової ванни і продуктивності процесу. Проте питома витрата електроенергії при цьому може зростати, у зв'язку зі збільшенням втрат тепла (табл. 4).

Теплові втрати зростають зі збільшенням розрядного проміжку, напруги і сили струму (рис. 6).

Таблиця 3 Вплив величини струму на продуктивність і питому витрату електроенергії

Режим плавки		Продуктивність, кг/год	Витрата електроенергії, МДж/т
I, A	U, B		
700	46	11,0	10500
900	46	17,8	8350
1100	46	25,5	7160
1200	46	30,6	6220
1350	46	43,3	4820

Таблиця 4 Вплив напруги на температуру шлакової ванни, продуктивність і питому витрату електроенергії

Режим плавки		$t_{шл}, ^\circ\text{C}$	Продуктивність, кг/год	Витрата електроенергії, МДж/т
I, A	U, B			
3600	37	1750	106	4925
3600	44	1765	117	5000
3600	50	1810	138	5460

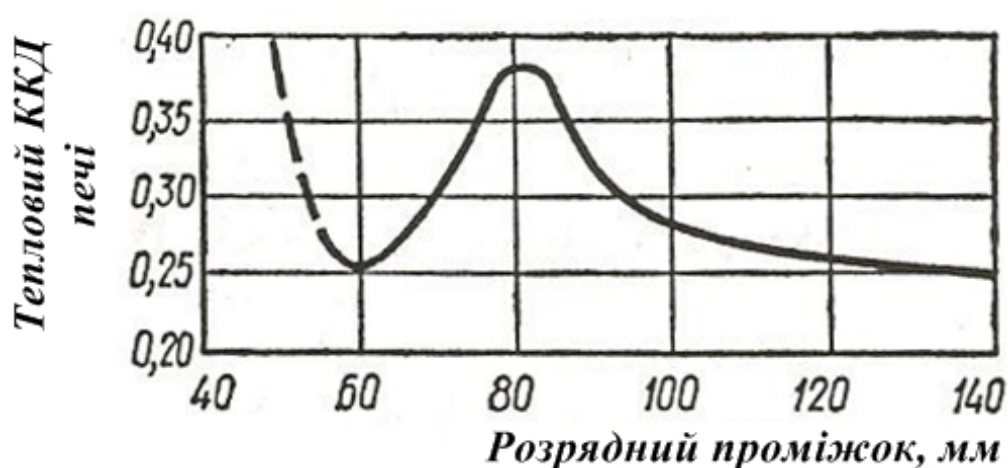


Рис. 6 Залежність теплового ККД печі ЕШП від величини розрядного проміжку ($d_{ел}=140$ мм, $d_{кр}=250$ мм, флюс АНФ-6).

Слід відмітити, що тепловий ККД печі ЕШП зростає зі зменшенням глибини шлакової ванни.

Основні положення по розподіленню струму в шлаковій ванні залишаються в силі і у випадку ЕШП по однофазній схемі з відносним переміщенням злитка і кристалізатора. Коло кристалізатора володіє провідністю також при ЕШП по біфілярній і трьохфазній багатоелектродній схемам. Слід відмітити, що роль цього струмового кола тут менш істотна, а ймовірність виникнення електропробоїв значно нижче.

Шлакова ванна при ЕШП представляє собою умовно нелінійний приймач електроенергії – її динамічна вольт-амперна характеристика (ВАХ) лінійна, а статична ВАХ нелінійна і описується рівнянням:

$$U_{шл} = AI - BI^2 \quad (2)$$

де A , B - коефіцієнти, які залежать від хімічного складу шлаку, розмірів печі і положення електрода в шлаці.

При ЕШП відсутні приелектродні падіння напруги дугового характеру, що зв'язано з обов'язковою вимогою відсутності дуги в шлаці із-за її негативного впливу на якість металу.

Тому динамічна і статична ВАХ проходять через початок координат (рис. 7).

Статична ВАХ має вигляд:

$$U_{шл} = R_{шл0}I - BI^2 \quad (3)$$

а статичний вхідний опір описується залежністю:

$$R_{шл} = \frac{U_{шл}}{I} = R_{шл0} \cdot \left(1 - \frac{I}{I_{ном}} \cdot C_n^* \right) \quad (4)$$

де $R_{шл0}$ - опір ванни при номінальному режимі ($I = I_{ном}$);

C_n^* - коефіцієнт, який враховує зміну провідності шлакової ванни при зміні режиму і розмірів печі.

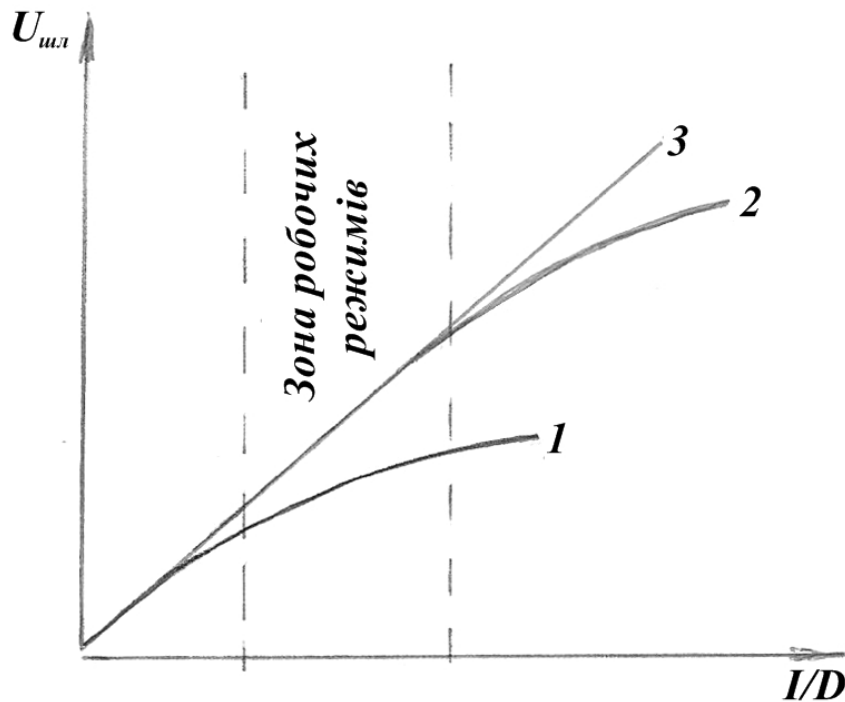


Рис. 7 Вольт-амперні характеристики шлакової ванни:

1 - лабораторна піч; 2 - промислова піч малої потужності з $D \leq 0,2$ м;

3 - промислова піч великої потужності

Нелінійність характеристики визначається величиною C_n^* . Збільшення розвантажування злитка приводить до значного зменшення коефіцієнта C_n^* і при $D \geq (0,2 \dots 0,3)$ м можна вважати ванну лінійним приймачем електроенергії. На промислових печах ($D \geq (0,3 \dots 0,4)$ м) статична ВАХ практично лінійна.

Збільшення абсолютної величини заглиблення електрода h_{el} і висоти шару шлаку h , як і зменшення проміжку між електродами $h_{шл}$ викликає зменшення опору ванни, проте тільки тоді, коли змінюються і відносні параметри положення електроду в шлаці.

Електричний опір шлакової ванни, як нелінійного приймача електроенергії, залежить від хімічного складу шлаку і його електропровідності, геометричних розмірів робочого простору печі, кількості електродів і їх розташування в ванні (відстань між ними, їх заглиблення, коефіцієнту заповнення кристалізатора і т. д.), схеми живлення установки.

Зв'язок між електричними і тепловими параметрами шлакової ванни можна відобразити наступним чином:

$$P_{\text{шл}} = I^2 \cdot R_{\text{шл}} \quad (5)$$

$$T = f(R_{\text{шл}}, D_{\text{кр}}, d_{\text{ел}}, h_{\text{шл}}, h_{\text{ел-шл}}) \quad (6)$$

$$R_{\text{шл}} = \varphi(T, D_{\text{кр}}, d_{\text{ел}}, h_{\text{шл}}, h_{\text{ел-шл}}) \quad (7)$$

де $P_{\text{шл}}$ - потужність, яка виділяється у шлаковій ванні, кВт;

I - сила струму, кА;

$R_{\text{шл}}$ - електричний опір шлакової ванни, Ом;

T - температура шлакової ванни, К;

$D_{\text{кр}}, d_{\text{ел}}$ - розміри (діаметри) кристалізатора і витратного електрода, м;

$h_{\text{шл}}$ - глибина шлакової ванни, м;

$h_{\text{ел-шл}}$ - міжелектродний проміжок, м.

В загальному вигляді активний опір шлакової ванни електрошлакової печі виходячи з вищевикладених факторів визначається за співвідношенням:

$$R_{\text{шл}} = \frac{K_1 \cdot K_2 \cdot K_3 \cdot K_4 \cdot \rho_{\text{шл}}}{D_{\text{кр}}}, \text{ мОм} \quad (8)$$

$$\text{де } K_1 = f_1 \cdot \left(\frac{h_{\text{ел-шл}}}{h_{\text{шл}}} \right); K_2 = f_2 \cdot (K_{\text{з.кр}}) = f_2 \cdot \left(\frac{d_{\text{ел}}}{D_{\text{кр}}} \right);$$

Значення коефіцієнтів K_1 і K_2 наведені в табл. 5.

$$K_3 = f_3 \cdot \left(\frac{p}{l_{\text{в.ел}}} \right);$$

де p - відстань між осями електродів, м;

$l_{\text{в.ел}}$ - визначальний лінійний розмір перерізу електрода (діаметр $d_{\text{ел}}$ - для круглого; менша сторона $a_{\text{ел}}$ - для прямокутного).

Коефіцієнт K_3 визначається, виходячи з рис. 8.

Таблиця 5 Значення коефіцієнтів K_1 і K_2

Символи	Значення							
$h_{\text{ел-шл}}/h_{\text{шл}}$	0,1	0,2	0,3	0,4	0,5	0,6	0,7	0,8
K_1	1,01	1,04	1,13	1,20	1,33	1,49	1,70	1,95
$K_{\text{з.кр}}$	0,45	0,50	0,55	0,60	0,65	0,70	0,75	0,80
K_2	0,47	0,43	0,40	0,36	0,33	0,31	0,28	0,26

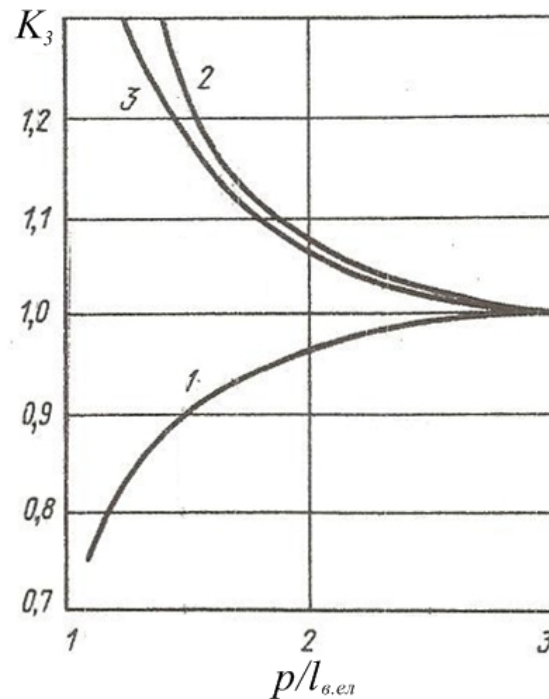


Рис. 8 Криві для визначення поправочного коефіцієнту K_3 при розрахунку активного опору шлакової ванни ЕШП:

1 - біфілярна схема; 2 - паралельне з'єднання двох електродів;
3 - паралельне з'єднання трьох електродів

Коефіцієнт K_4 враховує зміну електричного опору шлакової ванни у випадку застосування витратних електродів прямокутного перерізу:

$$\left(\frac{b_{el}}{a_{el}} > 1\right): K_4 \approx 1,3 \cdot \left(\frac{b_{el}}{a_{el}}\right)^{-0,955} \quad (9)$$

або

$$(D_{кр})_{екв} = 1,13 a_{кр} \quad (10)$$

На промислових печах ЕШП активний електричний опір шлакової ванни $R_{шл}$ є також і технологічним параметром і контролюється відповідним обчислювальним пристроєм по ходу процесу переплаву і становить 1,0-4,0 мОм (причому менші значення відповідають більш великим печам).

Опір схем заміщення печі при однакових геометричних розмірах і різних схемах живлення буде різний. Спостерігається наступне співвідношення:

$$R_{\text{шл}}^{(m)} < R_{\text{шл}}^{(1)} < R_{\text{шл}}^{(m-1)} \quad (11)$$

де $R_{\text{шл}}^{(m)}$ і $R_{\text{шл}}$ - опір при багатофазній і однофазній схемах живлення, відповідно.

При збільшенні відстані між електродами опір $R_{\text{шл}}^{(m)}$ зростає, $R_{\text{шл}}^{(m-1)}$ зменшується, прагнучи асимптотично до опору одноелектродної печі з тим же діаметром електрода (див. рис. 8).

При зміні хімічного складу шлаку, діаметра електрода і його розташування у ванні, опір ванни багатоелектродних печей змінюється за законами, аналогічними для одноелектродних електрошлакових печей.

При віддаленні електродів їх взаємний вплив слабшає і при відстані між ними $p > (2,4 - 2,5) \cdot d$ практично відсутній. В цьому випадку $R_{\text{шл}}^{(m)}$ дорівнює одиниці.

Розрахунок опорів найбільш розповсюджених типів багатоелектродних електрошлакових печей з електродами круглого перерізу можу бути проведений по наступним виразам:

- для двох- і трьохелектродних печей з живленням відповідно по біфілярній і трьохфазній схемам:

$$R_{\text{шл}}^{(2)} \approx R_{\text{шл}}^{(3)} = R_{\text{шл}}^{(1)} \cdot \left[1 - 0,31e^{-2,25 \cdot \left(\frac{p}{l_{\text{с.ел}}} - 1 \right)} \right] \quad (12)$$

- для двохелектродних печей з живленням по однофазній схемі:

$$R_{\text{шл}}^{(2-1)} = R_{\text{шл}}^{(1)} \cdot \left[1 + 0,61e^{-2,5 \cdot \left(\frac{p}{l_{\text{с.ел}}} - 1 \right)} \right] \quad (13)$$

- для трьохелектродних печей з живленням по однофазній схемі:

$$R_{\text{шл}}^{(3-1)} = R_{\text{шл}}^{(1)} \cdot \left[1 + e^{-2,8 \cdot \left(\frac{p}{l_{\text{с.ел}}} - 1 \right)} \right] \quad (14)$$

УДК 669.187.56.001.1

ФЛЮСИ ЕШТ І ЇХ ВЛАСТИВОСТІ

Г. О. Ремізов, Ю. Я. Готвянський, Д. О. Нікітін

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»

Розглянуто основні флюси та їх властивості, оскільки флюс є невід'ємною складовою ЕШТ, визначає теплоенергетику процесу, ступінь рафінування металу і, отже, якість металу

Рассмотрены основные флюсы и их свойства, поскольку флюс является неотъемлемой составляющей ЭШТ, определяет теплоэнергетику процесса, степень рафинирования металла и, следовательно, качество металла

The basic fluxes and their properties were considered as flux is an integral part of EST, determines thermal power process, the degree of refining of the metal and thus the quality of the metal

Основою ЕШТ є джоулеве тепло, яке виділяється у шлаковій ванні при проходженні крізь неї електричного струму, тобто шлакова ванна є основним джерелом тепла, під дією якого відбувається розплавлення витратного електрода.

Кількість тепла, що виділяється в об'ємі шлакової ванни може бути розрахована за формулою:

$$Q_{\text{внд}} = I_p^2 \cdot R_{\text{шл}} \cdot \tau = I_p \cdot U_{\text{шл}} \cdot \tau \quad (1)$$

де I_p - робочий струм переплаву, A ;

$U_{\text{шл}}$ - падіння напруги на шлаковій ванні, B ;

$R_{\text{шл}}$ - опір шлакової ванни, Om ;

τ - час переплаву, $год$.

Шар розплавленого шлаку є активним опором і саме він визначає процес перетворення електричної енергії у теплову.

Таким чином флюс, із якого в процесі переплаву утворюється рідкий шлак, є невід'ємною складовою ЕШТ, що визначає теплоенергетику процесу, ступінь рафінування металу і, отже, якість металу.

Виходячи з особливостей ЕШТ, шлаки повинні відповідати певним технологічним і металургійним вимогам. До них належать:

- відносна легкоплавкість та висока електропровідність в розплавленому стані;
- забезпечення легкого старту і стабільності процесу ЕШТ;
- висока рафінуюча здатність (десульфурація, максимальне очищення від неметалевих включень, газів, домішок);
- здатність формувати гладку поверхню;
- ефективне перетворення електричної енергії в теплову;
- забезпечення оптимальних швидкостей плавки;
- захист металу від впливу атмосфери повітря;
- економічно доцільне застосування і відсутність впливу на здоров'я людей і навколишнє середовище.

В сукупності ці вимоги суперечливі, тому для кожного певного випадку необхідно підбирати такий склад шлаку, який відповідав би основним вимогам.

Флюси поділяються на:

- кислі, в яких переважають оксиди SiO_2 , TiO_2 , ZrO_2 ;
- основні (CaO , MgO , MnO , FeO);
- нейтральні.

Амфотерні оксиди, такі як Al_2O_3 в кислих шлаках поведуть себе як основні, а в основних – як кислі.

У розплавленому стані флюси являють собою іонні розчини, де зберігається лише ближній порядок.

Для підтримки стабільного процесу ЕШП необхідно мати в розплавленому шлаці катіони, які перешкоджають появі дугового розряду. При цьому температура кипіння компонентів повинна бути достатньо високою.

При електрошлакових технологічних процесах в якості флюсів шлакової ванни використовують різні солі, оксиди чи їх сполуки.

Найбільшому числу вищеперерахованих вимог (висока електропровідність, в'язкість розплаву така, як і в'язкість рідкого металу, мінімальна окиснювальна здатність, добре змочування неметалевих включень) задовольняє фтористий кальцій – CaF_2 (флюорит, плавиковий шпат).

Ця сполука стала основою для створення ряду флюсів ЕШП.

Фторид кальцію достатньо тугоплавкий ($t_{\text{пл}} = 1418^\circ\text{C}$), має високу температуру кипіння ($t_{\text{кип}} = 2507^\circ\text{C}$), спроможний забезпечити швидке та

легке встановлення електрошлакового процесу і його стабільність. У розплавленому стані CaF_2 має підвищену електричну провідність ($\rho = 1,8 \text{ мОм} \cdot \text{м}$) і високу в'язкість (при 1600°C в'язкість його дорівнює $0,02 - 0,03 \text{ Па} \cdot \text{с}$).

Однак при використанні такого флюсу (АНФ-1) продуктивність ЕШП різко знижується (через низький електроопір CaF_2), тому в розплав фторида кальцію додають деяку кількість стійких оксидів – CaO , Al_2O_3 та ін., які володіють стабільністю при високих температурах, тобто низькою летючістю.

Зміна хімічного складу шлаку приводить до зміни температури шлакової ванни, яка зростає зі збільшенням вмісту оксидів.

Фторид кальцію знижує точку плавлення і в'язкість шлаку, Al_2O_3 збільшує його електроопір, що дозволяє знизити питому витрату електроенергії.

Додавання оксиду кальцію (CaO) до фториду кальцію забезпечує високий десульфуруючий ефект, але значною мірою впливає на електропровідність і інші фізичні властивості флюсу. CaO підвищує схильність флюсу (АНФ-7; $t_{\text{пл}} = 1200 - 1220^\circ\text{C}$) до гідратації.

Додавання оксиду барію до фториду кальцію (флюс АНФ-20; 20% BaO ; $t_{\text{пл}} = 1050 - 1070^\circ\text{C}$) реалізує дефосфацію металу в процесі переплаву.

Широке застосування у вітчизняній та зарубіжній практиці отримали шлаки складу $\text{CaF}_2\text{-CaO-MgO}$. Найбільш легкоплавкі флюси цієї системи (70:15:15; 50:20:30; 40:30:30; 33:33:33) застосовуються при переплаві середньовуглецевих і високолегованих сталей в рухомому кристалізаторі. Ці флюси близькі до евтектики і мають температуру плавлення приблизно 1300°C .

При виборі шлаку необхідно враховувати технологію отримання злитка і диспозицію витратного електрода та кристалізатора.

При переплаві в нерухомому кристалізаторі необхідна стабільна товщина гарнісажного шару по всій висоті злитка, а при переплаві в рухомому кристалізаторі слід враховувати ще й витривалість гарнісажу проти зусиль на розтяг.

Особливу групу являють флюси для ЕШП з відносним переміщенням злитка і кристалізатора. Ці флюси повинні мати відносно низьку температуру плавлення (приблизно на 200°C менше температури плавлення металу), значний температурний інтервал кристалізації та плавне збільшення в'язкості при охолодженні.

Цим вимогам відповідають чотирьох або п'яти компонентні системи $\text{CaF}_2\text{-CaO-MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ (флюси АНФ-28; АНФ-29; АНФ-32).

Ці флюси спеціально розроблені для ЕШП в короткий кристалізатор.

Внаслідок виникнення проблем з охороною навколишнього середовища намітилася тенденція по створенню шлаків, в яких фториди відсутні або містяться в незначній кількості. Електропровідність безфтористих шлаків в 5-10 разів нижче, ніж фтористих. До таких флюсів належать безфтористі АН-29 ($t_{пл} = 1470-1490^{\circ}\text{C}$) і АН-292, АН-291 ($t_{пл} = 1560-1570^{\circ}\text{C}$) із зменшеним вмістом CaF_2 . В США застосовують флюси з 15% CaF_2 , в Японії – 10% і 22%. При однаковій швидкості плавлення шлаки, які не містять фториди і з низьким їх вмістом, характеризуються збільшенням продуктивності процесу і зниженою витратою електроенергії. При цьому зменшуються також шкідливі викиди в атмосферу (табл. 1).

Розглянуті нижче флюси визначають технологію виплавки і рафінування металу в процесі ЕШП, і саме за це їх називають робочими.

Таблиця 1 Виділення фтористих сполук та пилуки (мг/м^3) при ЕШП на шлаках різного складу

Виділення	70% CaF_2 , 30% Al_2O_3	20% CaF_2 , 40% CaO , 40% Al_2O_3	50% CaO , 50% Al_2O_3
Фтор	30-35	12-18	0,5
Пилука	80-100	30-50	10-40

На інтенсивність протікання процесів рафінування металу вирішальний вплив має співвідношення хімічного складу металу і шлаку, що викликає необхідність ретельного вибору марки застосованого флюсу при переплаві конкретної марки сталі.

На початку процесу ЕШП необхідно навести ванну рідкого шлаку. Це досягається застосуванням спеціальних флюсів, які володіють достатньою електропровідністю в кристалічному стані.

Для цього використовують самоплавкі екзотермічні флюсові суміші:

С-1 (16,5% - алюміній-магнієвий порошок, 17,0% - калієва селітра, 66,5% - робочий флюс, тобто наповнювач);

С-2 (30,0% - алюміній-магнієвий порошок, 70,0% - робочий флюс і дрібна стальна стружка).

Витрата сумішей – 1,0% від маси шлакової ванни, витрата решти стружки – 100-200 г на тонну виплавляемого злитка.

За межами України для полегшення наведення шлакової ванни при твердому старті використовують брикети, які містять діоксид титану із запресованим залізним дротом. Ці стартові брикети володіють електропровідністю в твердому стані.

Аналогічними властивостями володіє флюс АН-25, спеціально розроблений для розведення процесу ЕШП.

До основних характеристик, які визначають технологічні властивості флюсів ЕШП, належать:

- електропровідність;
- в'язкість;
- густина;
- поверхневий натяг;
- температура плавлення.

В'язкість та електропровідність є найбільш важливими технологічними властивостями флюсів. Вони визначають інтенсивність проходження фізико-хімічних процесів і техніко-економічні показники ЕШТ.

Електропровідність

Флюси, які застосовуються при ЕШТ в твердому стані зазвичай не електропровідні. Тому для здійснення електрошлакового процесу флюс необхідно розплавити.

Електропровідність шлаків в розплавленому стані залежить як від складу флюсу, так і від температури (рис. 1) в значній мірі визначає продуктивність процесу і питому витрату електроенергії.

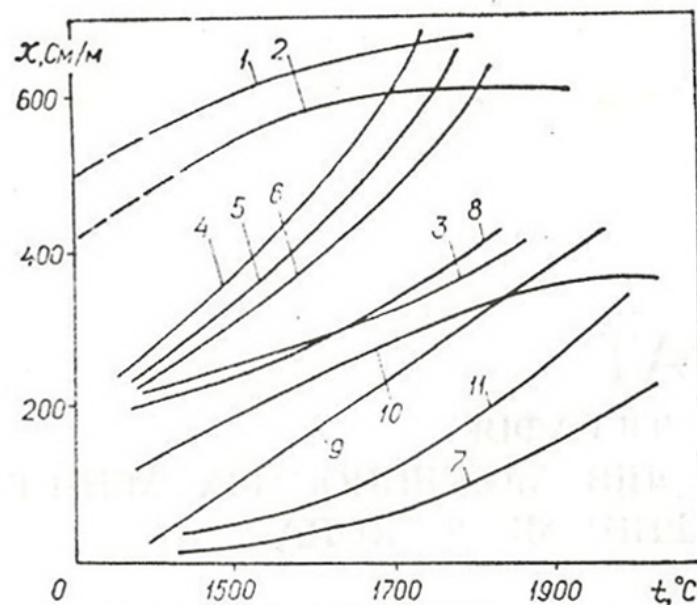


Рис. 1 Залежність питомої електропровідності деяких шлаків ЕШТ від температури:

1 - АНФ-1П; 2 - АНФ-7; 3 - АНФ-6; 4 - АНФ-28; 5 - АНФ-29; 6 - АНФ-32;
7 - АН-29; 8 - АНФ-8; 9 - АН-291; 10 - АНФ-21; 11 - АН-295

Стійкість процесів ЕШТ хоч і збільшується із підвищенням електропровідності шлакових розплавів, але в той же час потребує підведення більш значної електричної потужності для виділення достатньої кількості теплоти в шлаковій ванні.

Зі зменшенням електропровідності шлаку збільшується його температура, збільшується продуктивність плавки, знижується питома витрата електроенергії. Проте зменшення електропровідності сприятливо позначається на економічності процесу до деякого екстремального значення, після якого слідує спад характеристик. Це пояснюється ростом втрат тепла в шлаковій ванні, тобто зменшенням теплового ККД.

Серед серійних флюсів найбільшу електропровідність мають розплави АНФ-1, АНФ-1П та АНФ-7, найменшою – низькофтористий (АНФ-295) і безфтористий (АН-292).

Розбавлення фториду кальцію оксидами CaO , MgO , SiO_2 , Al_2O_3 , BaO , TiO_2 , ZrO_2 сприяє зменшенню електропровідності флюсів на основі CaF_2 , тоді як добавка NaF збільшує її.

Найбільш сильний вплив на зменшення електропровідності в розплавах фториду кальцію має Al_2O_3 , але при цьому збільшується температура шлакової ванни.

Заміна фториду кальцію глиноземом знижує електропровідність флюсу в більшій мірі, ніж заміна його вапном. Так, наприклад, електропровідність флюсу (90% CaF_2 ; 10% Al_2O_3) – становить $3,46 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$; флюсу (70% CaF_2 ; 30% Al_2O_3 – АНФ-6) – $1,75 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$; флюсу (60% CaF_2 ; 40% CaO) – $4,0 \text{ Ом}^{-1} \cdot \text{см}^{-1}$.

Введення CaO в бінарний розплав CaF_2 - Al_2O_3 знову збільшує його електропровідність.

Різке зниження електропровідності спостерігається при добавках MgO в CaF_2 і CaO в CaF_2 .

Збільшення електропровідності флюсів зі збільшенням температури є характерним для всіх флюсів (див. рис. 1).

Зменшення електропровідності фториду кальцію, яке досягається введенням оксиду алюмінію, при незмінному електричному режимі, супроводжується збільшенням температури (див. рис. 1).

Різке збільшення електропровідності у флюсів АНФ-28 і АНФ-29 спостерігається при температурах $1700 - 1800^\circ \text{C}$.

В'язкість

В зв'язку з тим, що в іонній рідині відсутній дальній порядок, окремі іони чи їх угруповання здатні під дією зовнішніх сил переміщуватись відносно один одного. Здатність рідини чинити опір взаємному зміщенню частин характеризується в'язкістю ($\text{Па} \cdot \text{с}$).

Виходячи із взаємозв'язку температури і в'язкості розрізняють довгі і короткі шлаки.

«Довгі» - в'язкість яких зі зміною температури змінюється не значно. Вони формують чисту поверхню злитка, утворюють рівномірну і тонку шлакову кірку (гарнісаж) по всій висоті злитка.

При використанні легкоплавких і порівняно «довгих» шлаків виділення газів із останньої порції рідкого металу, який кристалізується, полегшується.

«Короткі» шлаки характеризуються значним змінням в'язкості при незначній зміні температури.

Чим «коротше» шлак, тим товще шлаковий гарнісаж і гірша поверхня злитка. Застосування тугоплавких і «коротких» шлаків погіршує видалення газів в головній частині злитка де можливе утворення пористості.

Чим менша в'язкість, тим краще тепло- і масо-перенесення домішок в шлаковій ванні.

В області робочих температур в'язкість непрямо характеризує рафінуючу здатність шлаку і його електропровідність, а при температурах кристалізації металу – характеризує його формуючу здатність.

На в'язкість шлаку в значній мірі впливає як температура, так і його хімічний склад (рис. 2).

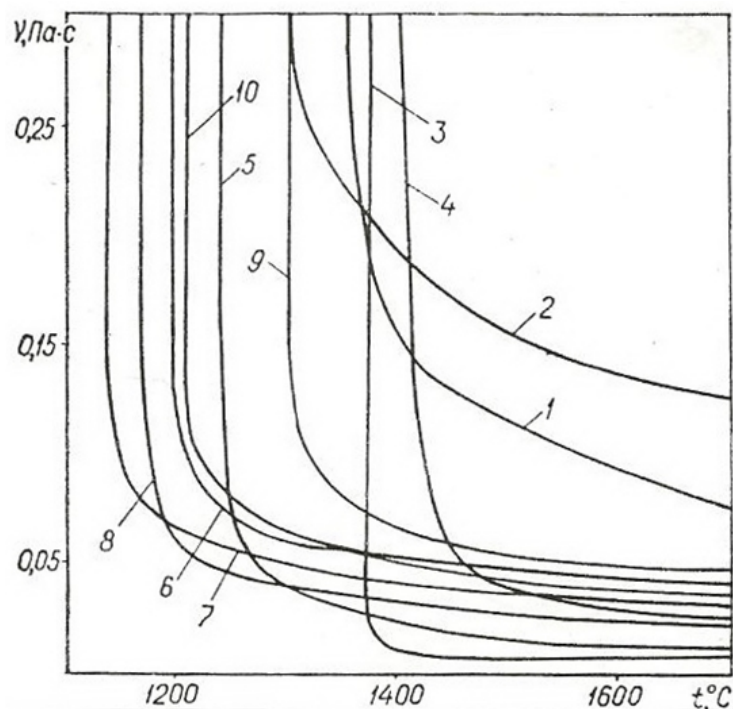


Рис. 2 Залежність в'язкості деяких шлаків ЕШТ, від температури:
1 - АН-291; 2 - АН-295; 3 - АНФ-1П; 4 - АНФ-6; 5 - АНФ-25; 6 - АНФ-26;
7 - АНФ-28; 8 - АНФ-29; 9 - АНФ-30; 10 - АНФ-32

В'язкість чистого фториду кальцію при 1800°C знаходиться в межах $0,02 - 0,03 \text{ (Па}\cdot\text{с)}$, тобто вона співрозмірна з в'язкістю металевих розплавів.

При робочих температурах ЕШП ($1600 - 2000^{\circ}\text{C}$) практично всі шлаки володіють низькою в'язкістю (див. рис. 2). Проте флюси на фторидній основі володіють більшою рідиннотекучістю ($0,02 - 0,05 \text{ Па}\cdot\text{с}$), ніж оксидо-фторидні ($0,1 - 0,15 \text{ Па}\cdot\text{с}$). Фторид кальцію (флюс АНФ-1) має самий вузький інтервал кристалізації, тобто утворює «короткий» шлак.

Найбільш «довгим» із всіх розглянутих флюсів є оксидо-фторидний (АН-295). Найменшу температуру плавлення (1170°C) і відносно невеликий температурний інтервал кристалізації має флюс АНФ-28.

Часткова заміна фтористого кальцію компонентами, які знижують температуру плавлення шлакового розплаву (CaO , MgO , Al_2O_3 , NaF_2 , Na_3AlF_6) призводить до зменшення в'язкості.

В системі CaF_2 - CaO та CaF_2 - Al_2O_3 мінімальну в'язкість мають шлаки при вмісті фториду кальцію менше 75%; при цьому, розплавом з найменшою в'язкістю залишається CaF_2 - CaO .

Додавання у систему CaF_2 - Al_2O_3 оксиду натрію (Na_2O) в кількості 5 - 10% зменшує в'язкість шлаку, знижує поверхневий натяг, інтенсифікує видалення неметалевих включень і зростає ступінь десульфурзації металу. Проте важко досягти стабілізації Na_2O по ходу плавки.

Додавання компонентів, які підвищують температуру кристалізації, призводить до збільшення в'язкості шлакового розплаву.

Густина

Розмір краплі розплавленого металу і її відрив від торця електрода визначається співвідношенням сил взаємодії між рідким шлаком і металом (міжфазний натяг), гравітаційних сил (сили тяжіння) внаслідок різниці густини шлаку і металу і динамічним впливом, який виникає при стіканні рідкого металу по поверхні електрода (рис. 3).

Зусилля G , обумовлене силою тяжіння, яке повинно бути прикладене для відриву краплі, пропорційне різниці густини металу (γ_{Me}) і шлаку ($\gamma_{\text{Шл}}$) і визначається по формулі:

$$G = \frac{4}{3}\pi r^3 g (\gamma_{\text{Me}} - \gamma_{\text{Шл}}) \quad (2)$$

де r - радіус краплі металу;

g - прискорення сили тяжіння.

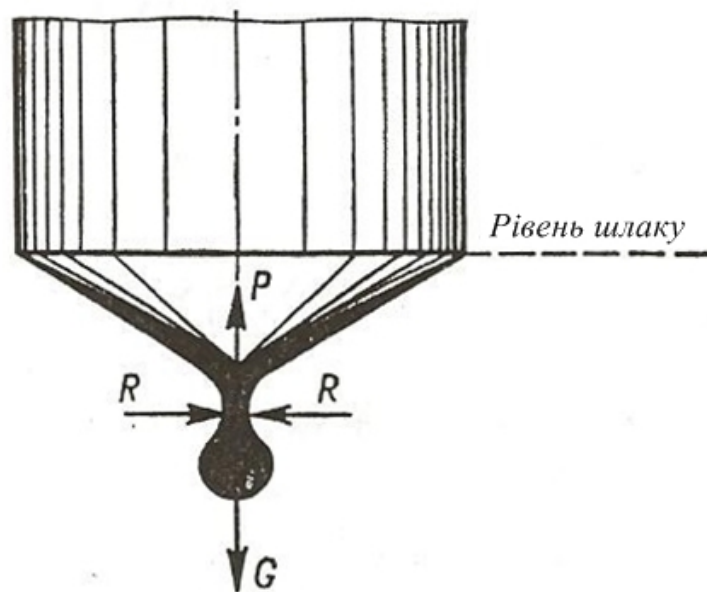


Рис. 3 Схема дії сил на краплю, що збирається на кінці електрода (G – гравітаційна сила; R – електродинамічна сила; P – результуюча сила поверхневого натягу)

Отже, відмінність густини рідкого шлаку і металу при ЕШП має велике значення.

Велика різниця густин сприяє також відділенню шлаку від металу і, таким чином, зменшує можливість захоплення шлаку металом, який кристалізується.

Густина шлаку залежить як від його складу, так і від температури.

Найбільший вплив на густину розплавів на основі CaF_2 мають домішки ZrO_2 і Al_2O_3 , потім TiO_2 , MgO і CaO .

Заміна фториду кальцію вапном і глиноземом як роздільно, так і разом дещо збільшує густину шлаку; вплив температури має протилежний характер.

Найменшу густину мають сольові флюси ($\gamma = 2,52 - 2,63 \text{ г/см}^3$).

Найбільшу густину мають розплави оксидних шлаків, густина яких зростає з додаванням CaO і Al_2O_3 і падає з додаванням SiO_2 .

Найчастіше густина шлаків, які застосовуються при ЕШП в діапазоні робочих температур, не перевищує $3,0 \text{ г/см}^3$, що суттєво не впливає на розділення шлакової та металевої фаз.

Більш строго до визначення густини шлаків необхідно відноситися при роботі з кольоровими металами.

При зростанні температури густина шлакових розплавів знижується і при температурі 1400°C в залежності від хімічного складу її можна визначити за формулою:

$$\frac{1}{\gamma_{\text{шл}}} = 0,389\text{CaF}_2 + 0,416\text{SiO}_2 + 0,303\text{CaO} + 0,372\text{MgO} + 0,328\text{Al}_2\text{O}_3 \quad (3)$$

Поверхневий натяг

Ця величина кількісно дорівнює роботі утворення одиниці поверхні рідкого або твердого тіла і характеризується коефіцієнтом поверхневого натягу або питомою вільною поверхневою енергією (позначається σ , Дж / м²). Цією енергією володіють будь-які рідини, які не змішуються, в тому числі шлак і метал. На поверхневий натяг, який прямо пропорційний температурі, в значній мірі впливає хімічний склад шлаку.

Шлаки на основі CaF₂ мають невелике значення поверхневого натягу, а збільшення міжфазного натягу на межі шлак-метал, завдяки додаванню домішок Al₂O₃, CaO, MgO зумовило застосування шлакових систем на їх основі.

Оксиди Al₂O₃, CaO, MgO збільшують поверхневий натяг розплавів, який при зростанні температури дещо знижується у шлаків на основі фториду кальцію (АНФ-1П і АНФ-6) або залишається практично на одному рівні у шлаків з невеликим вмістом CaF₂ (АН-295 і АН-291). Ці оксиди майже не впливають на міжфазний натяг фторидних шлаків на межі з металом.

Видалення із металу неметалевих включень в результаті адсорбції можливо при умові:

$$W_{\text{шл-Ме}} < W_{\text{шл-вкл}} > W_{\text{Ме-вкл}} \quad (4)$$

де W - робота адгезії, МДж / м² (в залежності від хімічного складу сталі і шлаку, які переплавляються, $W_{\text{Ме-шл}}$ знаходиться в межах 490 – 590 МДж / м²).

Фтористі шлаки володіють підвищеною адгезією до неметалевих включень – оксидів і нітридів.

Запровадження в склад флюсу АНФ-6 оксидів CaO, MgO і BaO збільшує його рафінуючу здатність по відношенню до неметалевих включень і в цілому збільшує якість металу ЕШП.

Температури плавлення флюсів

Найнижчу температуру плавлення мають сольові флюси: CaF₂ ($t_{\text{пл}} = 1418^\circ\text{C}$); NaCl ($t_{\text{пл}} = 801^\circ\text{C}$); NaF ($t_{\text{пл}} = 992^\circ\text{C}$), найбільшу – оксидні: CaO ($t_{\text{пл}} = 2580^\circ\text{C}$); Al₂O₃ ($t_{\text{пл}} = 2050^\circ\text{C}$), проміжну – оксидно-сольові флюси.

Значний вплив на температуру ЕШП має хімічний склад флюсів, який залежить від вмісту в ньому CaF_2 , CaO , Al_2O_3 . При інших рівних умовах температура процесу збільшується при збільшенні концентрації Al_2O_3 і CaO в флюсі і знижується при збільшенні концентрації CaF_2 .

При ЕШП температура плавлення флюсу повинна бути нижче температури ліквідусу металу чи сплаву; оптимальним співвідношенням є: температура плавлення шлаку дещо нижче, а температура його кипіння достатньо вище температури плавлення металу.

$$t_{\text{пл.шл}} < t_{\text{пл.ме}} < t_{\text{кип.шл}} \quad (5)$$

Ця різниця температур повинна становити $50-100^\circ\text{C}$ при плавці в нерухомий кристалізатор і до 200°C в рухомий.

УДК 621.365.91:537.533

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВІ ГАРМАТИ

Г. О. Ремізов, Д. О. Ремізов, С. В. Нікітін

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

У роботі розглянуто різноманітні електронно-променеві гармати, які використовують під час плавки металів і сплавів

В работе рассмотрены различные электронно-лучевые пушки, применяемые при плавке металлов и сплавов

Електронно-променеві гармати призначені для формування потоку прискорення вільних електронів (електронного пучка) і управління його параметрами, тобто надання пучку необхідної конфігурації та напрямлення.

По конструктивному виготовленню електронних плавильних гармат є дві принципово різні схеми:

- без аноду, котрий прискорюється (з кільцевим катодом);
- з анодом, котрий прискорюється (електронно-променеві).

Особливістю електронно-променевих гармат плавильних установок є:

- надійна та витривала робота;
- при конструюванні – відсутність прямого перегляду між поверхнею катоду пушки та поверхнею металу;
- можливість роботи без чіткої форми та фіксації електронного пучка;
- можливість роботи в тривалому непереривному режимі при значній потужності.

Електронно-променеві плавильні гармати визначають в цілому роботу всього плавильного агрегату.

Електронно-променеві гармати складаються з:

- електронної оптичної системи (ЕОС);
- системи проведення електронного пучка.

Електронна оптична система плавильних гармат визначає конфігурацію пучка і складається із:

- катода;
- фокуруючого пристрою (електрод);
- анода.

Система проведення електронного пучка (СПЕП) забезпечує напрям

пучка до заданої точки. Вона може включати прилад для обмеження поперечних розмірів пучка і повороту його в потрібному напрямі.

Проведення електронного пучка після виходу його з анодного отвору відбувається через порівняно тонкий і довгий променевід або через систему діафрагм, котрі необхідні для створення достатнього перепаду тиску між камерою гармати і плавильною камерою. При конструюванні плавильних гармат застосовують магнітні фокусуючі котушки, котрі розташовані не в променеводі.

Для плавки металів і сплавів в промисловості застосовують, в основному, чотири типи гармат із прискорюючим анодом:

- кільцеві;
- аксіальні;
- плоско-променеві з відхиленням променя на кут до 60° або 180° .

Аксіальні гармати (рис. 1) складаються із масивного катоду (вольфрам або тантал), встановленого в центрі фокусуючого електроду і побічно підігрівуючого електронним бомбардуванням, водоохолоджуючого аноду з отвором для проходження променя, водоохолоджуючого променевода з системою електромагнітних для фокусування і відхилення електронного променя і ступенів диференційної відкачки.

Гармати конструкції М. Арденне випускаються в модифікаціях потужності 60, 200, 250 і 1200 кВт і працюють при напрузі 25-30 кВ [1,2,5,6].

В ІЕЗ ім. Є.О.Патона в науково-виробничому центрі «Титан» розроблена аксіальна гармата «Патон-300» номінальною напругою 300 кВт, котра має диференційну відкачку, що дозволяє вести процес плавки в витривалому безперервному режимі [3].

Конструкція електронно-променевої гармати визначається наступними характеристиками:

- граничною анодною напругою ($U_{a \max}$);
- граничним анодним струмом ($I_{a \max}$);
- провідністю (первеанс) електронно-оптичної системи, котра визначається конструкцією гармати та зв'язуючий струм і анодну напругу:

$$P = \frac{I_{a \max}}{U_{a \max}^{3/2}}, \quad (1)$$

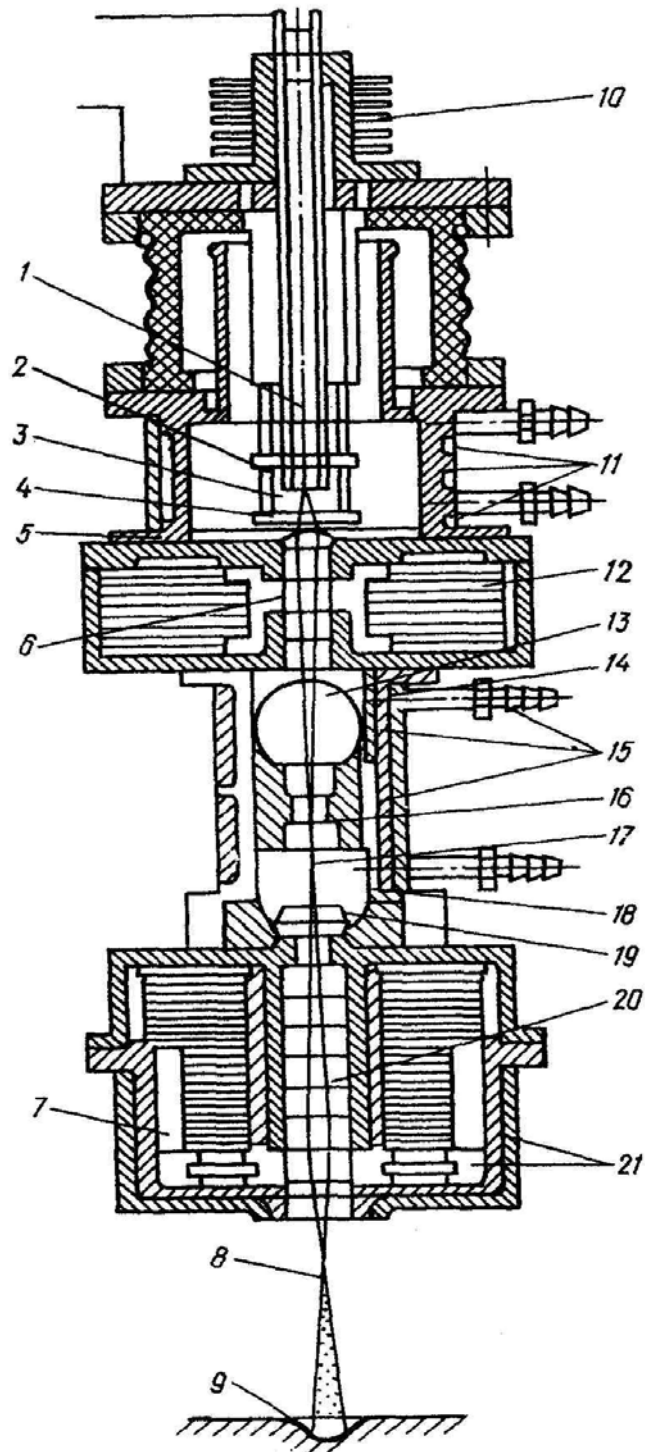


Рис. 1 Електронно-променева аксіальна гармата М. Арденне:

- 1 - електронний випромінювач; 2 - підігрівуючий катод;
- 3 - випромінюючий катод; 4 - фокусуючий електрод; 5 - анод;
- 6,7 - магнітні лінзи; 8 - електронний промінь; 9 - ванна металу;
- 10 - повітряне охолодження; 11, 15, 21 - водяне охолодження;
- 12,16,20 - система діафрагм; 13,17 - виходи до дифузійних насосів;
- 14,18 - проміжкові камери; 19 - вакуумний затвор

Первеанс являється також геометричною характеристикою системи, котра визначає якість електронно-оптичної системи гармати:

$$p = 2,33 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{F_K}{\ell_{k-a}^2}, \quad (2)$$

де F_K - площа перетину катода, м²;

ℓ - відстань між катодом і анодом (для гармат аксіального типу складає 20-50 мм).

Таким чином, первеанс характеризує величину струму пучка, котрий може бути отриманий при даній конфігурації гармати та вибраному значенню прискорюючої напруги, приложеної між анодом і катодом.

Електронно-променеві гармати плавильних печей мають первеанс в проміжку $(1 \dots 4) \cdot 10^{-6}$ (табл. 1).

Таблиця 1 Потужність електронного пучка (кВт), при різних значеннях прискорюючої напруги для ЕОС з різними первеансами

$p, A/B^{3/2}$	U, кВ								
	10	15	20	25	30	35	40	45	50
$1,0 \cdot 10^{-6}$	10	8,6	57	99	158	230	320	430	559
$1,5 \cdot 10^{-6}$	15	41,0	85	148	273	345	480	645	839
$2,0 \cdot 10^{-6}$	20	55,2	113	198	316	480	640	860	1118
$2,5 \cdot 10^{-6}$	25	69	142	247	395	575	800	1075	1398
$3,0 \cdot 10^{-6}$	30	83	170	296	474	690	960	1290	1677
$3,5 \cdot 10^{-6}$	35	97	189	346	553	805	1120	1505	1957
$4,0 \cdot 10^{-6}$	40	110	226	395	632	920	1280	1720	2236

Щільність струму емісії, обмежена просторовим зарядом:

$$j = 2,33 \cdot 10^{-6} \cdot \frac{U^{3/2}}{\ell_{k-a}^2}, \quad A/m^2 \quad (3)$$

Найменший діаметр пучка становить:

$$d_{II} \approx 1,5 \cdot \alpha^{-1} \cdot U^{-1/2}, \quad \text{мм} \quad (4)$$

де α - апертура (половина кута розкриття променю), при прискорюючій напрузі (25-35) кВ складає $1,5 \cdot 10^{-3}$.

Допустима потужність, котру можна отримати від випромінювача при даній анодній (прискорюючій) напрузі складає:

$$P_{\text{л}} = p \cdot U_a^{5/2} \quad (5)$$

Найбільш ефективним способом збільшення потужності електронно-променевої гармати є збільшення робочої напруги (наприклад збільшення його з 10 до 50 кВ, тобто в 5 раз дає збільшення потужності гармати більш ніж в 50 раз).

Проте прискорююча напруга не може перевищувати більше 50кВ, оскільки виникає небезпека рентгенівського випромінювання, котре зв'язане з порядковим номером переплавляючого металу.

З ціллю фокусування пучка в магнітному полі в електронно-променевих гарматах використовують системи магнітних лінз.

В промислових ЕПУ застосовуються два види фіксуючих котушок: короткі та довгі.

Короткі котушки мають діаметр, перевищуючий їх довжину, і споряджені зовнішнім магнітопроводом. Такі котушки утворюють місцевий пережим пучка з мінімальним розміром пучка не в полі котушки.

Довгі котушки мають довжину, що в 5-10 раз перевищує їх внутрішній діаметр.

Для циліндричного пучка фіксуючим однорідним магнітним полем, величину необхідну магнітну індукцію (В), котра забезпечує незмінний радіус пучка на всьому його інтервалі можливо визначити в зв'язку з рівнянням [12]:

$$B = 8,3 \cdot 10^{-4} \cdot \frac{1}{r_0} \cdot \sqrt{\frac{I}{U^{1/2}}} , \quad B \delta / \text{м}^2 \quad (6)$$

де r_0 – постійний, або рівновісний радіус пучка, м;

I – струм пучка, А;

U – прискорююча напруга, В.

Незбіг цієї рівності може привести до погіршення фокусування або до повного його порушення.

Більш широке застосування в ЕПУ знайшов метод сильного магнітного поля, при якому діаметр пучка періодично змінюється від котушки до котушки. Перевагою цього методу являється менша сприйнятливність системи до умов входу пучка. В цьому випадку індукція магнітного поля може бути визначено з умови максимально-допустимого

розширення пучка (r_m , м):

$$B = 3,5 \cdot 10^{-4} \cdot \frac{1}{r_0 \cdot \sqrt{\frac{r_m - r_0}{r_0}}} \cdot \sqrt{\frac{I}{U^{1/2}}}, \quad B\delta/\text{м}^2 \quad (7)$$

Кількість ампер-витків фокусуючої котушки, необхідне для утворення однорідного магнітного поля визначаються із співвідношення:

$$B = \mu_0 \cdot \frac{n_K \cdot I_K}{\ell} \quad (8)$$

де n_K - число витків котушки;

I_K - струм котушки, А;

B - магнітна індукція, $B\delta/\text{м}^2$;

ℓ - довжина котушки, м;

$\mu_0 = 4\pi \cdot 10^{-7}$, Гн/м - магнітна проникливість вакууму.

Розрахунок відхилення фокального п'ятна на поверхні розплавленого металу розраховується із співвідношення:

$$h \approx 0,3 \cdot 10^6 \cdot \ell_1 \cdot \ell_{K-Me} \cdot \frac{B}{\sqrt{U_a}}, \quad \text{м} \quad (9)$$

де ℓ_1 - шлях, пройдений пучком по дузі кола, м;

ℓ_{K-Me} - відстань від котушок до металу, що плавиться (складає в границях 800 – 1500 мм);

B - $B\delta/\text{м}^2$;

U - В.

Плоско-променеві гармати з відхиленням променя на кут 60° , розроблені ІЕЗ ім. Є.О.Патона (рис. 2) по складності конструкції і технічним потужностям при плавлі займають проміжне місце між аксіальними гарматами і гарматами з кільцевим катодом і прискорюючим анодом.

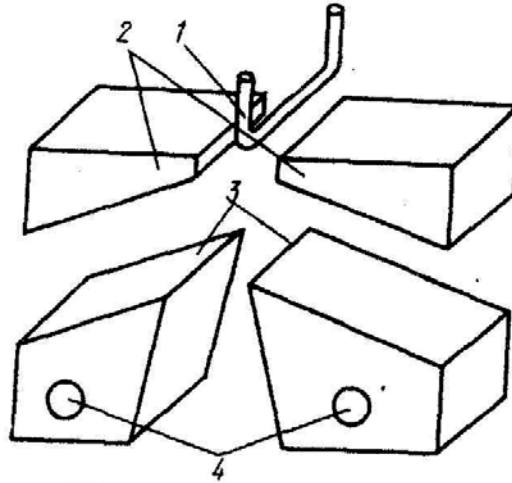


Рис. 2 Схема плоско-променевої гармати
з відхиленням променя на кут до 60° :

1 - катод; 2 - фокусуючий електрод; 3 - прискорюючий анод;
4-водяне охолодження

В основу цих гармат покладена електронно-оптична система Пирса, формуюча плоский потік електронів при (15-20) кВ [2,7].

В установках електронно-променевої плавки зазвичай декілька плоско-променевих гармат з'єднують в один нагрівальний блок.

Аналіз експлуатаційних характеристик вище зазначених плавильних гармат різної конфігурації, свідчить про те, що для плавки найбільше придатні електронні гармати з прискореним анодом, а також аксіальні плоско-променеві.

При сучасних тенденціях розвитку ЕПТ виникає потреба потужних електронно-променевих гарматах, котрі можуть працювати стабільно не тільки при глибокому, але і при низькому вакуумі в плавильній камері, що обумовлено підвищенням газовиділенням під час технологічного процесу плавки.

Джерелом електронних потоків давно відомий високовольтний тліючий розряд. Проте перші електронні гармати на його основі мали в неперервному режимі праці відносно невелику потужність (не більше декількох десятків кіловат) і тому вони не знайшли призначення в високотоварних електронно-променевих плавильних установках.

В електро-технічному інституті (Росія) розроблена електронно-променева гармата високовольтного тліючого розряду з холодним катодом ВТР 200-300/25, яка нині удосконаленій модифікації виробляється в НТУУ «КПІ» (рис. 3).

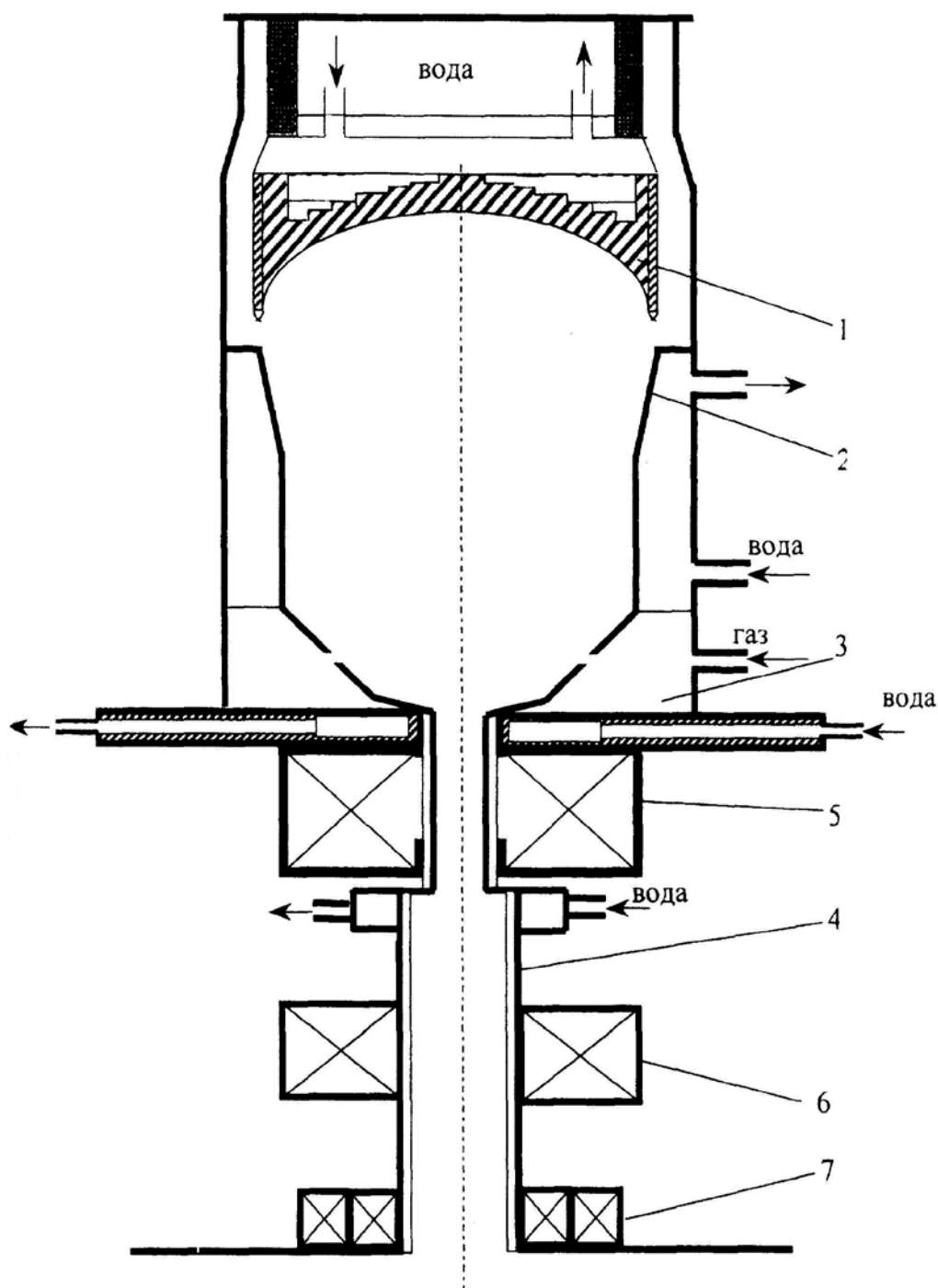


Рис. 3 Схема конструкції електронної пушки на основі високовольтного тліючого розряду для плавлення металу:
1 - катод; 2 - анод; 3 - проміжна камера; 4 - променовід;
5 - перша фокусуюча магнітна лінза; 6 - друга фокусуюча магнітна лінза;
7 - магнітна відхиляюча система

Газорозрядна електронна гармата включає електродну систему, яка забезпечує генерування і формування електродного пучка з точечним фокусом, і систему проведення електронного пучка в технологічну камеру установки. Електродна система гармати складається з двох частин: катодного вузла і корпусу – анода. Катодний вузол гармати розроблений, виходячи з умов забезпечення потрібної електричної міцності та необхідності відводу тепла від катода, нагріваючого в результаті бомбардування його поверхні іонами. Алюмінієвий катод 1 має форму частини сфери і прикріплюється на порожнинному тримачі. Порожнина, утворена катодом і тримачем, призначені для подачі охолоджуючої рідини. Пряме охолодження катода, яке забезпечує його низьку робочу температуру, дозволило застосувати для ущільнення всіх роз'ємних з'єднань в катодному вузлі гумові прокладки. Тримач з катодом встановлений на торцевому керамічному ізоляторі.

Анод пушки 2 виготовлений в вигляді з'єднаних конуса і циліндра, що забезпечує стабільність геометричних параметрів електронного пучка в процесі роботи гармати. Для подання газу в порожнину анода на його основі виконана проміжна камера з кільцевою щілиною. Анод встановлений на фланці-основи та має кільцеві канали для подачі води, що забезпечує ефективне його охолодження.

При експлуатації пушки важливу увагу необхідно звернути на її охолодження. На катоді і аноді пушки в сумі виділяється (7-8)% потужності, що підводиться, тобто приблизно по 10 кВт при потужності пушки 300 кВт. Потрібний тепловідвід забезпечується при тиску охолоджуючої води на вході системи охолодження гармати $(3... 4) \cdot 10^5$ Па в залежності від температури води на вході. Витрати води повинні складати 0,2 л/с на катоді і 0,3 л/с на аноді.

Спрощена схема комплексного фізичного процесу, котрий лежить в основі роботи гармати ВТР показана на рис. 4.

Робочий тиск газу в розрядному проміжку 1 і порожнистим анодом, достатнє, щоб при утворенні між ними високовольтної напруги появляється самостійний високовольтний тліючий розряд.

В гарматі є області:

А – область катодного падіння потенціалу;

Б – область плазми від'ємного тліючого перетину, яке пронизує потоком В електронів, котрі сходяться в анодному отворі 3.

Електромагнітна лінза 4 фокусує потік електронів в промінь, який через променевід 5 поступає до поверхні металу (розплаву) 6.

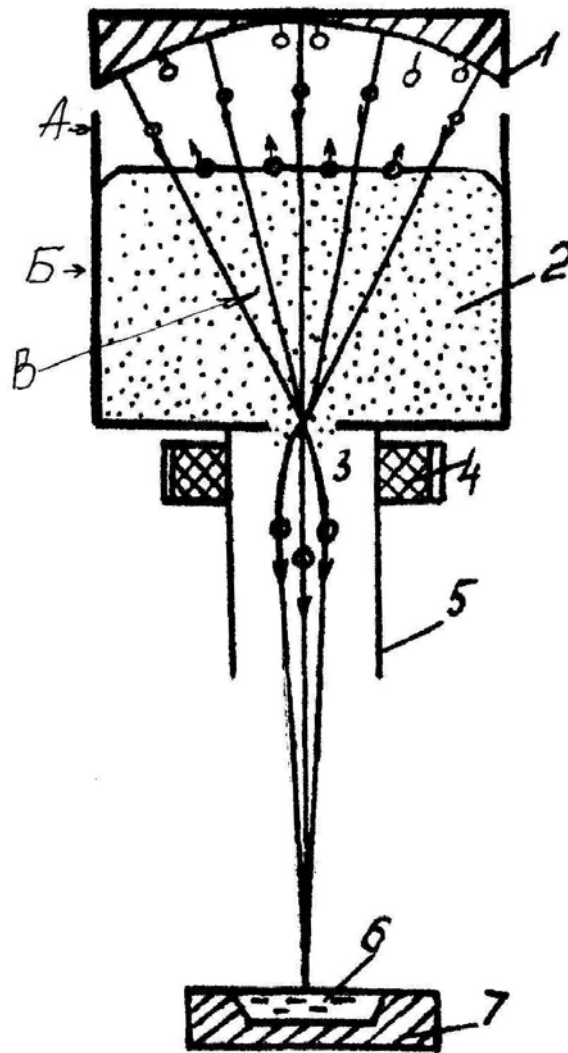


Рис. 4 Принципова схема роботи гармати ВТР

1 - розрядний проміжок; 2 - порожнинний анод; 3 - анодний отвір;
4 - електромагнітна лінза; 5 - променевід; 6 - поверхня металу

Потік електронів В народжується в результаті бомбардування поверхні катода швидкими частинками (позитивними іонами і нейтральними частинками), котрі виникають при прискорюванні та перезарядці іонів області А до якої приложена практично вся різниця потенціалів U_p , яка має між анодом і катодом гармати. В оберненому напрямі двигаються електрони, прискорюючи до енергії $(e \cdot U_p)$, де e - заряд електрона.

Початковий потік позитивних іонів утворюється головним чином в області Б і тільки частково в області А, при чому утворює їх потік електронів В, іонізуючи робочий газ. Деяка частина потоку В бере участь в

іонізації після відбиття від поверхні, на яке він падає.

Пучок електронів формується в області А електричним полем, розподілення якого задається формою катода і анода, а також розподіленням об'ємного заряду в просторі катодного падіння потенціалу.

Важливим моментом являється утворення вакуумного перепаду в каналі 3 між високовольним прискорюючим проміжком гармати і областю променевода, тобто фактично простором технологічної камери.

Регулювання потужності забезпечується зміною подачі робочого газу – технічного водню. Для певних цілей можливе використання інших газів: повітря, кисню, азоту, інертних газів.

Гармата забезпечує стабільну роботу будь-якої установки при вакуумі в технологічній камері не гірше 2,66 Па в середовищі любого газу, без використання проміжної відкачки.

Застосування таких гармат замість термоелектронних підвищує ефективність роботи промислових установок, дозволяє збільшити швидкість плавки металів з бурхливим газовиділенням, спрощує електронно-променеву плавильну установку, підвищує надійність її експлуатації, знижує капітальні витрати при спорудженні нових установок.

Технічні характеристики різних електронно-променевих гармат для плавлення металів і сплавів та їх конструктивне виготовлення представлені в роботах [5,13].

Вольт-амперна характеристика промислових електронно-променевих установок в межах робочого тиску поблизу допустимої напруги ($U_{ном}$) відрізняється від теоретичної через викривлення електричного поля в електронній гарматі та нерівномірний нагрів її катода (рис. 5).

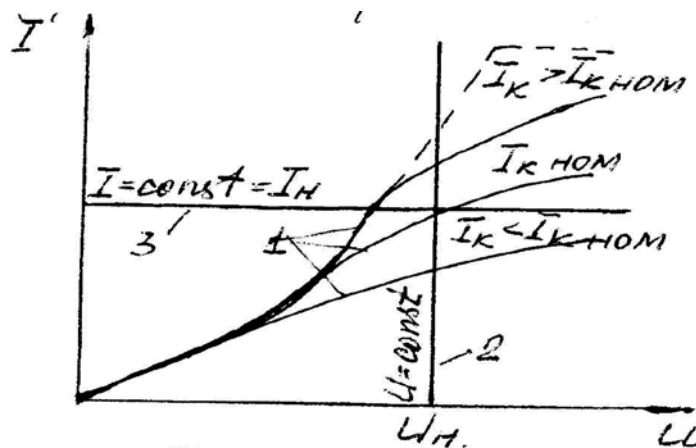


Рис. 5 Вольт-амперні характеристики ЕПУ (1), зовнішні характеристики джерела нагріву (2) та струму (3)

Управління зміною потужності ЕПУ можливе або шляхом зміни прискорюючої напруги, або (при роботі поблизу зони насичення) зміною температури катода. Відповідно до специфіки роботи електронної гармати в електронно-технічних установках найбільш раціональним являється режим джерела живлення зі стабілізацією напруги або струму в загрузці, тобто режим джерела е.д.с. або джерела струму.

Енергоблок сучасного джерела живлення ЕПУ складається з двох регулюючих джерел живлення:

- джерела анодного живлення з послідовною зміною прискорюючої напруги електронної гармати;
- джерела накаливання катода з автоматичною стабілізацією струму в загрузці.

Сучасні потужні джерела живлення, наприклад енергоблок живлення ЕПУ потужністю 250 і 500 кВт, мають автоматичне переключення ступенів напруги силового трансформатора, автоматичний захист від струмів короткого замикання і автоматичну стабілізацію та управлінням накаливання катода.

Зазвичай джерело живлення має к.к.д. близько 84%.

Електронно-променеві плавильні установки можуть мати одну або декілька електронних гармат тої чи іншої конструкції з різним їх розміщенням відносно кристалізатора і переплавляючого матеріалу. При чому по умовам рафінування металу установки з деякими електронними гарматами набагато перевершують установки з однією електронною гарматою.

Потужність, котра необхідна для підтримки технологічного режиму плавки та рафінування металу (P_T) розраховується на основі електричних параметрів електронного променя гармати – струму в промені і анодної напруги.

Потужність потоку електронів, що утворюється випромінюванням установки складає:

$$P_{\text{л}} = \frac{1}{\eta} \cdot P_T, \text{ кВт} \quad (10)$$

де P_T визначається із енергетичного розрахунку (теплого балансу процесу)

η - к.к.д. установки (0,25 – 0,35)

Література

1. Патон Б.Е., Тригуб Н.П., Анохін С.В. и др. Электронно-лучевая плавка титана. – К.: Наук. думка, - 2006. – 248с.
2. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве. / Под ред.. С.В. Ладохина – К.: «Сталь», - 2007. – 626с.
3. Плавильні агрегати спеціальної електрометалургії. Атлас: УЗч/Уклад. Г.О. Ремізов; за ред. Б.Е. Патона, Д.Ф. Чернеги – К.: ІВЦ «Політехніка». 2005 – Ч III: Електронно-променеві печі, магнітодинамічні помпи. – 78с.

УДК 681.518.5; 004.891

АЛГОРИТМИЧЕСКИЕ ВОПРОСЫ ПОСТРОЕНИЯ ЭКСПЕРТНЫХ СИСТЕМ НАДЕЖНОСТИ ЛИТЕЙНОГО ОБОРУДОВАНИЯ

П. В. Русаков

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

У статті розглядаються проблеми забезпечення надійності ливарно-технологічних систем низькотемпературної формовки. Показаний метод експертної оцінки надійності шляхом декомпозиції технологічних систем на складові об'єкти. Робота орієнтована на забезпечення надійності систем в умовах комп'ютеризації ливарного виробництва

В статье рассматриваются проблемы обеспечения надежности литейно-технологических систем низкотемпературной формовки. Показан метод экспертной оценки надежности путем декомпозиции технологических систем на составляющие объекты. Работа ориентирована на обеспечение надежности систем в условиях компьютеризации литейного производства

The article deals with the problem of ensuring the reliability of foundry technology systems low temperature molding. Considered the method of evaluating the reliability of expert technological systems by decomposition into constituent objects. Work is focused on ensuring the reliability of systems in terms of computerization foundr

Введение

Низкотемпературная формовка применима для изготовления стержней и литейных форм при производстве ответственных отливок категорий КП4, КП5 КП6 [1]. Сущность данной технологии состоит в придании формовочной смеси, используемой для изготовления стержней и форм, необратимого характера перехода системы из текучего жидкообразного состояния в твердую фазу, т.е. отверждения заготовок путем замораживания [2 - 4]. Для этих целей используются специальные материалы, оснастка и оборудование которые структурно объединяют в литейно-технологические системы (ЛТС) [5,6].

Поддержание надежности процессов низкотемпературного формообразования способствует также мониторинг, и контроль свойств формовочной смеси на стадии смесеприготовления. Данное условие

является обязательным для получения качественной низкотемпературной литейной формы и, соответственно, высококачественных отливок.

В то же время проблема, касающаяся надежности систем низкотемпературной формовки, остается не достаточно изученной и до конца раскрытой. В первую очередь, это связано с отставанием теории автоматизации контроля параметров низкотемпературной формовочной смеси, и наличием случайных факторов, влияющих на ее свойства.

Рассматривая экспертные системы надежности, существующие в автоматизированных литейных комплексах можно отметить, что задачи, поставленные в них, сводятся к рассмотрению надежности технической системы с учетом деятельности операторов или к рассмотрению своевременности (надежности) выполнения людьми системы работ по достижению заданной цели.

Для ЛТС* имеет большее значение первая постановка задачи. Практические наработки и опыт применения экспертных систем свидетельствует также, что важнейшей проблемой является надежность сложных управляющих программ, работающих в реальном масштабе времени. Можно говорить о надежности программ как их свойстве выполнять требования в течение определенного интервала времени в реальных условиях эксплуатации. Однако из-за наличия скрытых ошибок в программах могут возникать аварийные ситуации и сбои в технологии низкотемпературной формовки.

Следовательно, надежность ЛТС целесообразно разделять и оценивать по группам таким как:

- надежность технической системы;
- надежность системы «человек и техника» как надежность технической системы с учетом деятельности операторов;
- надежность алгоритмов (планов систем работ);
- надежность управляющих программ.

Полученный вектор значений показателей надежности может быть использован для непосредственного суждения о надежности всей автоматизированной ЛТС или применен в качестве входных данных для оценки средних потерь из-за ненадежности, которые косвенно характеризуют надежность системы.

Также, при разработке метода исследования надежности технических средств необходимо учитывать, что современные ЛТС разрабатываются обычно для конкретной организации в одном экземпляре, т. е. системы являются уникальными. В то же время элементы технических средств, в большинстве случаев, являются серийными.

* ЛТС – литейно-технологическая система

Основное проявление ненадежности – выход элементов системы из строя, приводящие в итоге к отказу работы всей ЛТС. Эффективным способом профилактики отказов является инженерно-технический анализ работы системы. Такой анализ повышает надежность своевременным выявлением признаков и установлением характера отказов. Изучение причин возникновения отказов и исследование влияния отказов отдельных элементов и аппаратов на отказ ЛТС в целом может, кроме существенного повышения надежности, также увеличить экологическую безопасность ЛТС [7].

С ростом количества элементов, которые должны своевременно анализироваться и находиться под контролем человека, возрастает вероятность совершения ошибки обслуживающим персоналом. Для снижения роли человеческого фактора в обеспечении надежности низкотемпературной формовки необходима разработка системы экспертной оценки и проверки действий лиц, принимающих решения, которые находятся под управлением процессоров.

Также, предпочтительно, на начальном этапе разработки модели выпуск демонстрационной версии экспертной системы (ЭС) с минимальным содержанием знаний в базах и небольшим количеством продукционных правил. В дальнейшем модернизация начальной версии будет обеспечивать возможность контроля надежности отдельных узлов и элементов ЛТС. Развитие демонстрационной версии также предполагает переход на уровень накопления специализированных знаний по процессам производства и формированию в ЭС искусственного интеллекта.

На рис.1 приведена семантическая структура функциональных параметров отвечающих за надежность литейных машин, деталей, узлов. Как показано на рисунке надежность процесса получения качественных отливок в низкотемпературных литейных формах определяется и зависит от целого ряда эксплуатационных, технических и технологических факторов.

Эксплуатационные факторы, определяющие надежность процесса низкотемпературной формовки, связаны с условиями производства, но это не исключает их зависимость от воздействия параметров окружающей среды, в частности, радиации, электромагнитных полей, и т.п.

Технические факторы надежности всей системы определяются конструктивными особенностями аппаратов низкотемпературной формовки, и включают в первую очередь средства диагностики функционирования узлов и агрегатов. Кроме того на надежность ЛТС влияет техническое обслуживание и резервирование (дублирование), если невозможно обеспечение надежности иным способом.

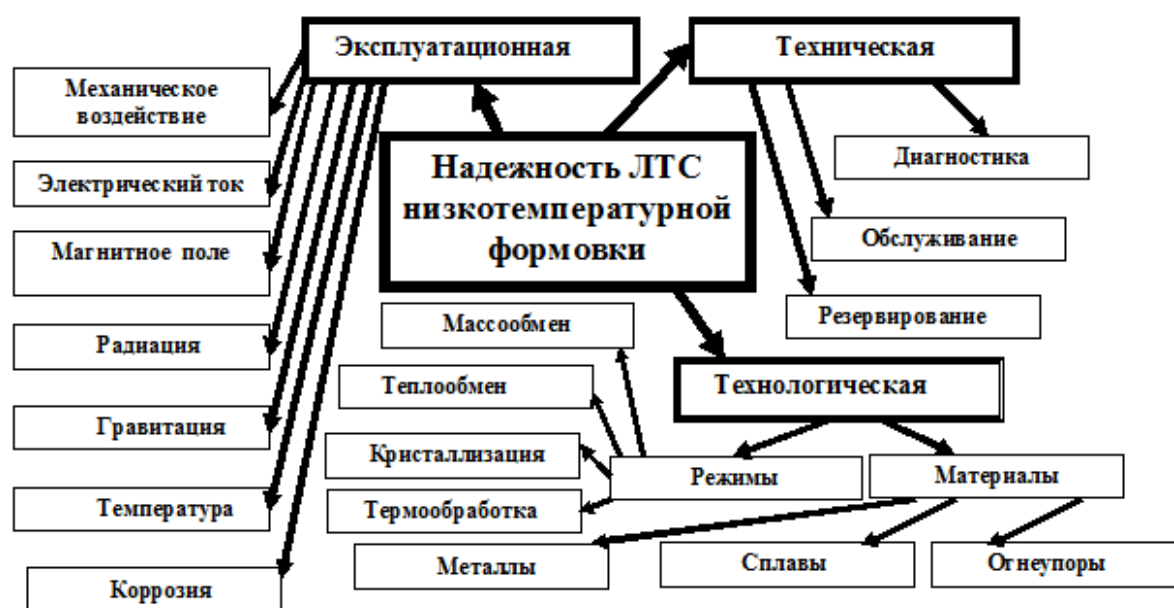


Рис. 1 Семантическая структура параметров обеспечения надежности литейно-технологической системы

Еще одной важной группой для обобщения знаний по способам обеспечения надежности является совокупность технологических параметров объекта. Данная группа включает ряд факторов, таких как, например, качество подготовки формовочных материалов, предварительную очистку и охлаждение, организацию оптимальных технологических режимов, которые в свою очередь создают благоприятные условия для тепло и массообмена, кристаллизации, термообработки и т.п.

На начальной стадии разработки экспертной системы наиболее востребованным информационно-техническим звеном будет являться модуль диагностирования – определение возможных причин неправильного функционирования и отказов ЛТС по результатам наблюдений.

Данный модуль связан с подсистемой сбора информации о неисправностях, с их классификацией и сопоставлением с гипотезами появления отказов, рис. 2.

В результате диагностирования устанавливается характер отказа и составляется нормализованная задача для решения вводной из определенных областей: технической и технологической. Далее выявляется причина возникновения отказа. Причины отказа разделяют в процентном соотношении. Например, причины связанные расчетно-

конструкторскими ошибками: 50 процентов, производственные ошибки 30 процентов, эксплуатационно-технологические отказы 20 процентов. Экспертная система должна выявлять неточность сопряжений и взаимодействий элементов при проектировании, по допустимому проценту несоответствий качества элементов при изготовлении и технологическому режиму эксплуатации агрегатов и машин взаимодействующих в линии, например, низкотемпературной формовки.

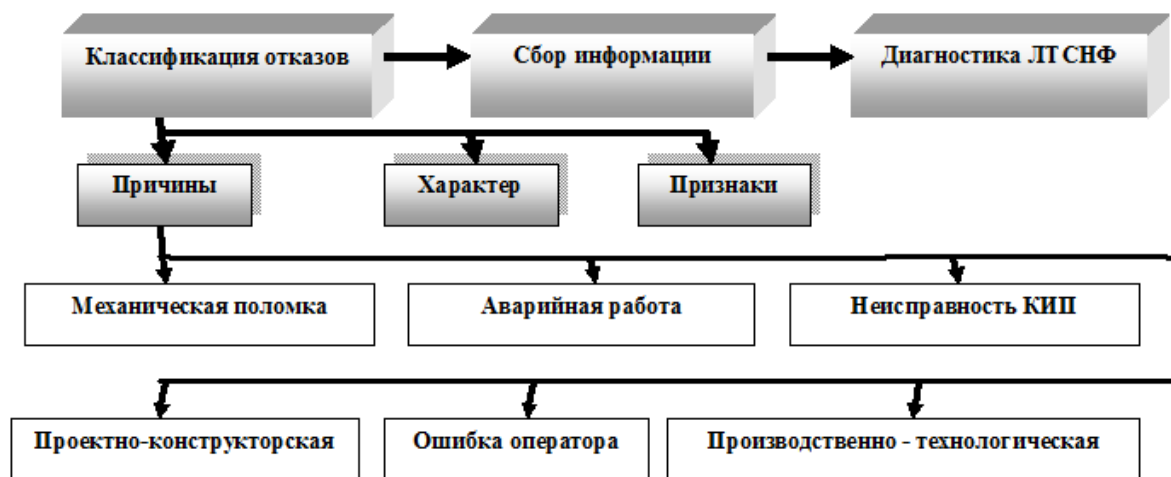


Рис. 2 Семантическая сеть диагностики отказов ЛТС

В технологических приемах обеспечения надежности наибольшее внимание уделяют системотехническому анализу технологической схемы, и процессам которые устанавливают основные параметры, определяющие надежность ЛТС.

Из определения надежности – вероятность отказа при изменении параметров (поломка в экстремальной ситуации) – вытекает основной признак классификации отказов как случайных событий изменения основного параметра объекта в преддверии возникновения отказа. Здесь в первоначальном варианте рассматривается только внезапный отказ. Далее к рассмотрению необходимо принять причинно-следственные взаимосвязи между отказами (первичные и вторичные) и учитывать изменение вероятности появления отказа (независимые, зависимые отказы). Последнюю группу отказов можно характеризовать как вторую ступень надежности: - надежность экспертной системы управления надежностью.

Дальнейшие этапы связаны с выделением из действующих технологических параметров (продолжительность, расход, температура, давление и.т.п.) изменяющихся параметров, которые играют

определяющую роль. Продолжительность не имеет второй производной, и на начальном этапе исключается из параметров, влияющих на надежность. При разработке методологии построения экспертной системы необходимо определить долговечность как продолжительность работы без отказов от ввода в эксплуатацию ЛТС до ее первого отказа. Последующее совершенствование экспертной системы учитывающей долговечность, должно включать переменную времени, которую на первом этапе развития системы достаточно рассматривать только как сопровождающий литейные процессы параметр.

В качестве примера, рассмотрим процесс разработки модели экспертной системы для управления производством отливок в низкотемпературных формах по одноразовым моделям. Системное моделирование проведем методом структурной декомпозиции, рис.3.

ЛТС включает машинные аппараты, которые по мере увеличения количества элементов и, соответственно, снижения надежности, можно расположить в следующем технологическом порядке: модельный автомат → холодильная формовочная машина → плавильный агрегат → разливочный дозатор → литейная форма → установка для термообработки. Кроме того, ЛТС дополнительно содержит контрольно измерительные приборы и автоматику, вспомогательные системы и приводы, которые влияют на надежность всей системы в целом.

Для анализа и обработки информации технологическая схема преобразуется в линейную, имеющую один корень, соответствующий выходу годного. Далее по специальной методике определяется количественный показатель надежности каждого элемента и вычисляется надежность ЛТС в целом. При этом не исключается возможность, что при соединении нескольких элементов надежность ЛТС будет превышать надежность отдельного элемента. Это может быть установлено в процессе разработки начального варианта экспертной системы.

При разработке демонстрационной версии экспертной системы, по информации, введенной в базу, на основании продукционных правил и методик расчета определяют соотношение надежностей агрегатов и с целью сбалансирования показателей по всей системы. При этом вырабатывают метод решения проблемы. В зависимости от результатов расчетов это может быть необходимое упрощение системы (уменьшение количества элементов) или добавление элементов для компенсации изменения параметров.

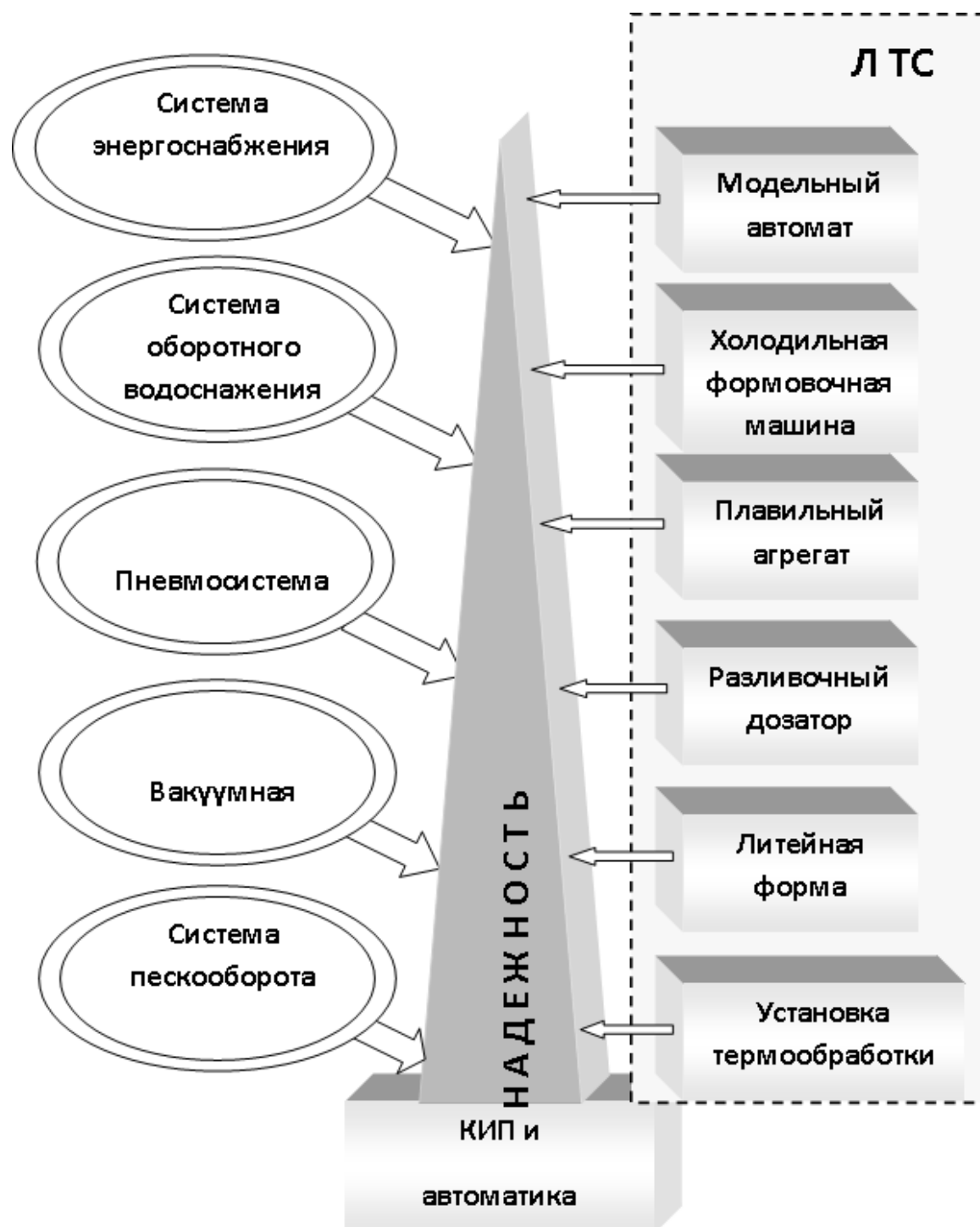


Рис. 3 Структурная схема экспертной оценки параметров оборудования ЛТС "Декомпозиция надежности"

Заклучение

Вплоть до последнего времени теория надежности занималась лишь техническими системами. Проблема надежности технических систем по-прежнему является наиболее важной и привлекает наибольшее внимание. Благодаря развитию АСУ повысился интерес к работам по надежности систем “человек и техника”. Такие исследования особенно важны для обеспечения безопасности функционирования металлургических и технологических систем литейного производства. Большое значение имеет достоверность расчетов и других способов определения надежности системы. Целесообразно применять методы оценки надежности, не требующие введения сомнительных допущений.

Возможности современной вычислительной техники позволяют также существенно расширить блок визуализации. Когнитивная графика как совокупность программных средств позволит пользователю визуально воспринимать процесс и результат поиска решений благодаря установлению взаимосвязи между изображением на экране дисплея с процессами образного мышления, протекающими при решении экспертной системы неформализуемой задачи, определения надежности ЛТС.

Литература

1. Русаков П. В., Шинский В. О. Вопросы структурирования и формализации знаний в экспертных литейно-технологических системах. // Процессы литья. 2014.- №2. С.68-74.
2. Патент України на винахід. 80073, МПК В22С7/00. Спосіб виготовлення заморожених моделей виливків з порожниною. опубл. 10.08.2007 // Заявка на винахід № а 200609125. 17.08.2006.
3. Патент Японии. JPS59166343 (A) МПК В22С9/02. PRODUCTION OF CASTING MOLD. // Заявка № JP19830040608 19830314.
4. Шинский О. И. Краснощеков М. М. "Прочность замороженных форм". // Процессы литья. 1993.- №3. С.82-87.
5. Русаков П.В. Литейно-технологические системы с отображением образов энергосилового воздействия. // Процессы литья . — 2009. — № 6. — С. 43-49.
6. Русаков П. В. Некоторые общие принципы дуального управления процессом виброформовки. // Процессы литья. 2010.- №4. С.36-45.
7. I. Bazovsky. Reliability Theory and Practice/ Dover, 2004 – p. 292.

УДК 621.744.362

ИДЕНТИФИКАЦИЯ ВЛАЖНОСТИ ПЕСЧАНОЙ СМЕСИ В ПРОЦЕССАХ НИЗКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ФОРМОВКИ

П. В. Русаков, В. О. Шинский

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

У статті аналізуються методи контролю вологості формувальної суміші при виготовленні ливарної форми. Відомі методи і моделі автоматичного контролю і управління вологістю суміші умовно розділені на дві групи. До першої відносяться методи, засновані на опосередкованому контролі вологості, до другої - сімейство електрофізичних методів.

В якості альтернативи пропонується принципово новий метод контролю та управління якістю формувальної суміші, який ґрунтується на принципах мікрохвильової вологометрії

В статье анализируются методы контроля влажности формовочной смеси при изготовлении литейной формы. Известные методы и модели автоматического контроля и управления влажностью смеси условно разделены на две группы. К первой относятся методы, основанные на опосредованном контроле влажности, ко второй - семейство электрофизических методов.

В качестве альтернативы предлагается принципиально новый метод контроля и управления качеством формовочной смеси, который основывается на принципах микроволновой влагометрии

The paper analyzes the methods of humidity control in the manufacture of the molding mixture mold. Known methods and models of automatic control and moisture mixture are divided into two groups. The first group includes methods based on indirect control of humidity, the second - a family of electrophysical methods.

As an alternative, a fundamentally new method for quality control and management of the moldable mixture, which is based on the principles of microwave moisture metering

Мониторинг и управление свойствами формовочной смеси на стадии увлажнения и смесеприготовления является обязательным условием получения качественной низкотемпературной литейной формы и,

соответственно, качественных отливок. Проблема точности оценки влагосодержания песчаной смеси остается одной из самых острых в современном литейном производстве, что связано, в первую очередь, с трудностью автоматизации контроля параметров формовочной смеси в литейной форме и наличием случайных факторов, влияющих на ее свойства. При создании систем автоматического управления процессами низкотемпературной формовки основным контролируемым параметром в большинстве случаев является влагосодержание [1,2], а основным инструментом оперативного воздействия - дозирование воды, вводимой в состав. Другие факторы, определяющие свойства приготавливаемой смеси, задаются технологией сборки низкотемпературной литейной формы и требованиями, предъявляемыми к ней. Такой подход связан с несколькими объективными причинами. Первая из них - необходимость постоянной корректировки количества воды, подаваемой в смеситель, что вызвано непрерывными колебаниями влажности оборотной формовочной смеси. Влажность, в свою очередь, определяется заранее заданными параметрами технологического процесса: режимом охлаждения и обеспыливания смеси, и кроме того, случайными переменными факторами: температурой и влажностью воздуха в цехе, остановками и перерывами в технологическом процессе, изменением номенклатуры изготавливаемых отливок и пересечением технологических потоков разных формовочных линий. Вторая причина это влияние воды, непосредственно на ряд важнейших качественных показателей песчано-глинистой смеси: прочность, газопроницаемость, поверхностную прочность или осыпаемость и т.д. (рис.1).

Известные методы и модели автоматического контроля и управления влажностью смеси условно можно разбить на две группы. К первой могут быть отнесены методы, основанные на опосредованном контроле влажности, например, путем определения текучести смеси. Устройствами, работающими на этом методе, оснащено смесеприготовительное оборудование фирмы "GISAG". Смесь непрерывно поступает из смесителя в пробоотборник, и по изменению ее текучести (способности перекрывать, не просыпаясь, щель определенного размера) определяется момент прекращения подачи воды. Этот метод имеет ряд существенных недостатков: не дает количественного определения влажности, обладает высокой инерционностью, сопряжен с необходимостью установки специального устройства для отбора проб.

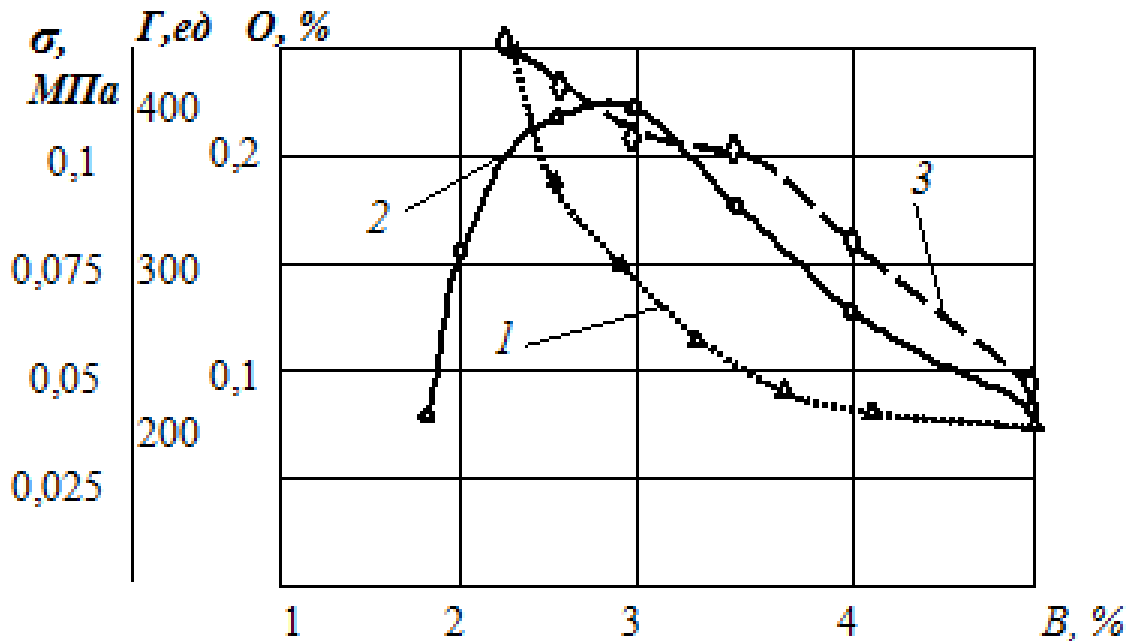


Рис. 1 Влияние влажности на качественные характеристики сырой формовочной смеси: 1- осыпаемость; 2 – прочность на сжатие; 3 – газопроницаемость

Ко второй группе методов можно отнести семейство электрофизических методов: электрокондуктометрический, емкостный, нейтронный, метод ядерного магнитного резонанса и др. [3,4]. Нейтронный метод и метод ядерного резонанса не получили широкого распространения из-за дороговизны, сложности и небезопасности. Кондуктометрический метод является, пожалуй, наиболее простым из известных электрических методов контроля влажности. Он основан на измерении электропроводности (или силы тока) влажного материала, которая изменяется в зависимости от влагосодержания. Однако, применение этого метода для контроля процесса смесеприготовления в литейном производстве, практически невозможно. Обусловлено это тем, что при низком уровне влажности готовой смеси (влажность, как правило, не превышает 4%, а исходных материалов – 0,5-1,5%), собственная проводимость формовочных материалов достаточно низка. Поэтому, в этом случае, решающее значение приобретают такие факторы, как проводимость и количество примесей, содержащихся в смеси, плотность смеси, наличие кислот, температура смеси и др. [3].

Емкостные влагомеры основаны на измерении величины емкости конденсатора, между обкладками которого находится исследуемый материал. Так как диэлектрическая проницаемость (ϵ'_B) воды в десятки раз

превышает проницаемость большинства сухих веществ (соответственно 80 ед. у воды, и 2-4 у глин и песков), то, оценив емкость конденсатора с влагонасыщенным материалом, можно определить его влажность.

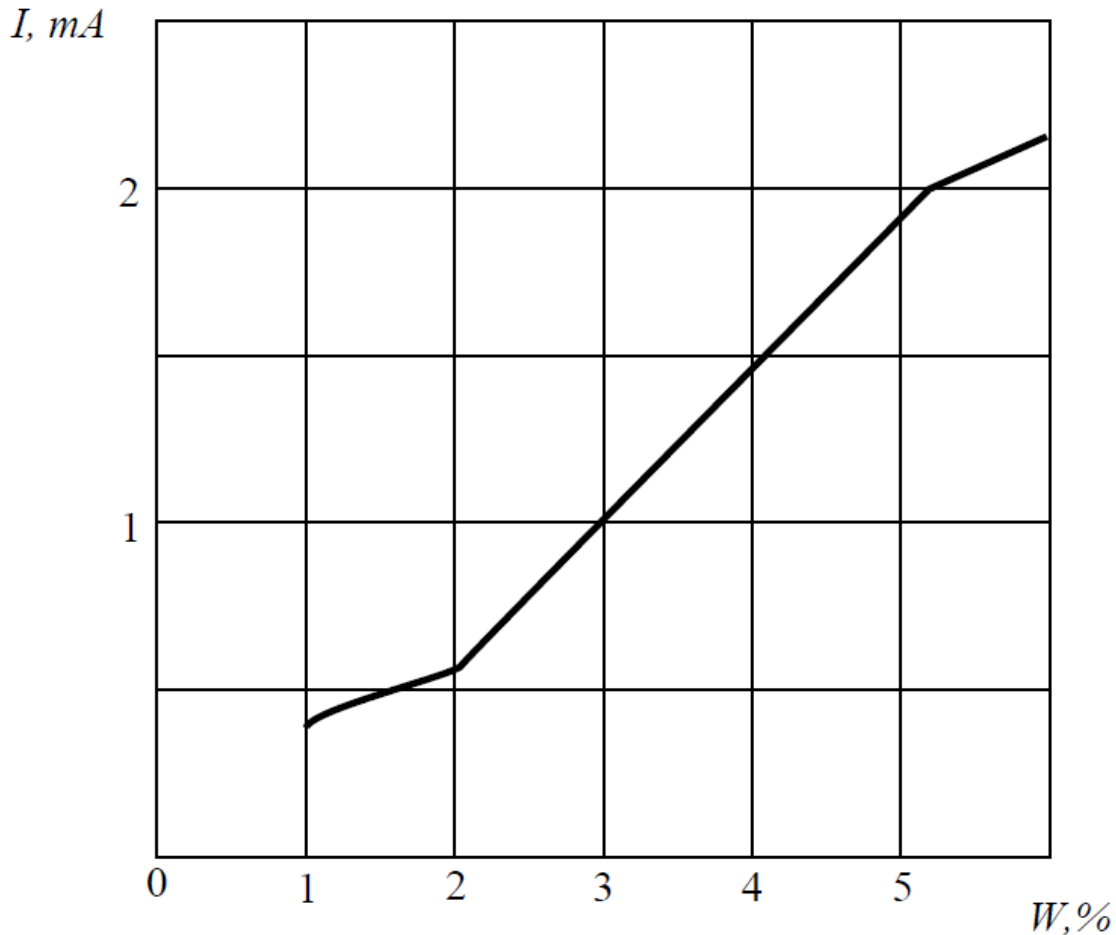


Рис. 2 Зависимость проводимости (силы тока) от влажности формовочной смеси

При этом, для обеспечения адекватности показаний необходимо обеспечить равномерное заполнение пространства между обкладками конденсатора контролируемым материалом, без зазоров и с постоянной плотностью, что фактически требует специального формования исследуемого объема. Заметим однако, что, использование емкостного метода для контроля влажности формовочной смеси затрудняется тем, что для достижения требуемой точности изменений в пределах $\pm 0,2\%$ по влажности необходимо исключить колебания диэлектрической проницаемости основных компонентов песка и глины $\epsilon'_{п+г}$ превышающие 1%. Последнее требование становится очевидным при рассмотрении структуры диэлектрической проницаемости смеси:

$$\sqrt{\varepsilon'_{CM}} = W \sqrt{\varepsilon'_B} + (1-W) \sqrt{\varepsilon'_{П+Г}}, \quad (1)$$

где ε'_{CM} - диэлектрическая проницаемость смеси;

ε'_B - диэлектрическая проницаемость воды;

W - влажность.

Так как реальный уровень влажности в процессе приготовления формовочной смеси не превышает, как правило, 4%, второе слагаемое на порядок превышает первое, и, следовательно, малейшие отклонения диэлектрических характеристик наполнителя приводят к существенным искажениям в показаниях влажности, полученных емкостным методом.

В качестве альтернативы предлагается принципиально новый метод контроля и управления качеством формовочной смеси, который основывается на принципах микроволновой влагометрии. Этот метод, так же, как и емкостной, предполагает использование аномальных диэлектрических свойств воды. А именно то, что благодаря несимметричному расположению мостиков О-Н, образующих угол 105° , молекула воды является "естественным" диполем. В связи с этим помещенная в переменное электромагнитное поле молекула воды начинает колебаться, разворачиваясь вдоль силовых линий (дипольная поляризация), что приводит к ослаблению (поглощению) электромагнитного импульса. Для абсолютного же числа других диэлектриков имеет место лишь электронная или атомная поляризация, не вызывающая заметного ослабления. Так, 1 см воды ослабляет радиоволновой сигнал (в СВЧ-диапазоне) в 10000 раз, в то же время сотни метров песка, глины, известняка и т.п. практически радиопрозрачны.

Поглощающую способность материала можно охарактеризовать, используя понятие "комплексной" диэлектрической проницаемости

$$\varepsilon''_m = \varepsilon'_m + i\varepsilon''_m. \quad (2)$$

В критическом (резонансном) диапазоне (3-30 ГГц) ε'' воды приближается к 40 ед., в то время как для абсолютного большинства сухих материалов $\varepsilon''_m \rightarrow 0$. Значение ε''_m пропорционально коэффициенту поглощения исследуемого материала a_m , который, с некоторыми допущениями, может быть представлен следующим образом [6].

$$a_{\text{м}} \cong \frac{\pi \varepsilon''}{\lambda \sqrt{\varepsilon'}}, \quad (3)$$

где λ - собственная длина волны используемого СВЧ-волновода.

Из графиков, представленных на рис.3, видно, что в диапазоне сантиметровых и миллиметровых волн ($\lambda \geq 3 \text{ ГГц}$) выполняется неравенство: $\varepsilon'' > \varepsilon'$. Учитывая сказанное, определение коэффициента поглощения смеси ($a_{\text{см}}$) сводится к решению достаточно простой практической задачи, известной в радиоинженерии как определение уровня ослабления радиоволн (N), проходящих через слой влажного материала:

$$a_{\text{см}} \cong N = 8,7 a_B W_{\rho} L \quad (4)$$

где 8,7 - поправка, связанная с переходом от измерений в „Неперах" к „ДБ";

W - влажность, исследуемого материала;

ρ - плотность материала;

L - толщина материала;

a_B - коэффициент поглощения воды.

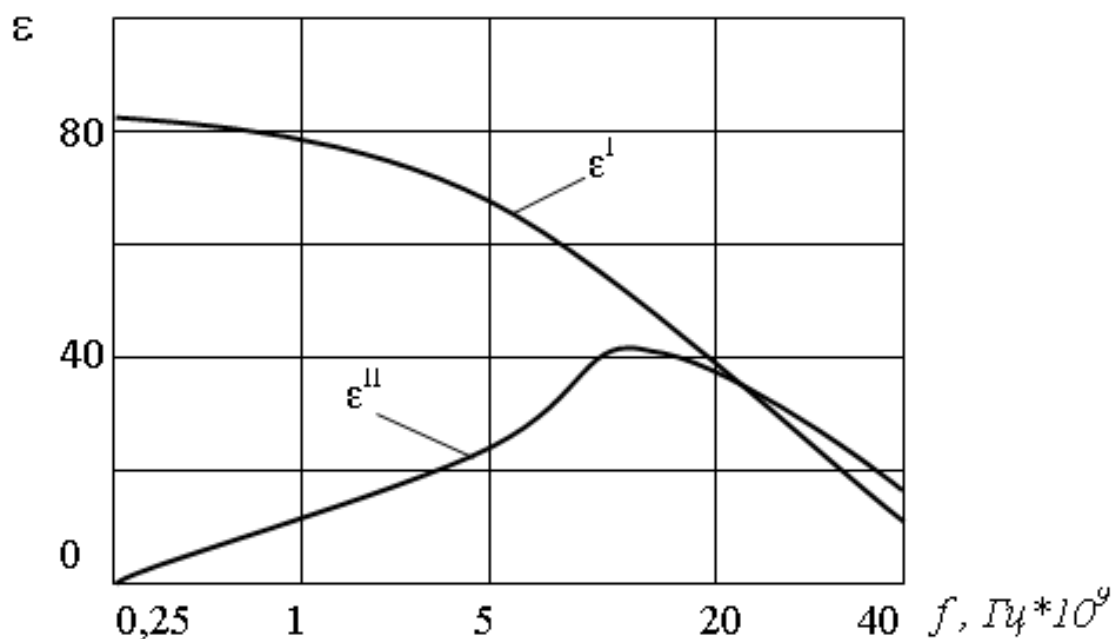


Рис. 3 Диэлектрические характеристики воды в СВЧ – диапазоне.

Так как коэффициент поглощения микроволн сухим материалом практически равен нулю, то теоретически не существует ограничений на повышение точности измерения влажности на микроволнах методом поглощения. На практике при определении предела точности необходимо учитывать: влияние температуры материала на величину коэффициента поглощения a_B (рис. 4), нестабильность плотности материала и неточность задания его толщины между передающей и приемной антеннами. Однако эти трудности преодолимы. Так как температурная зависимость коэффициента поглощения известна, она легко компенсируется введением во влагомер дополнительного канала коррекции по температуре материала. Стабильность параметра L обеспечить достаточно просто, расположив антенны на столь большом расстоянии, что его относительные флуктуации (вибрации, различные деформации и т.д) будут незначительны. Насыпная плотность формовочной смеси является функцией влажности и при конвейерных измерениях может быть интегрирована до приемлемых флуктуаций. В лабораторных измерениях « L » и « ρ » задаются условиями эксперимента.

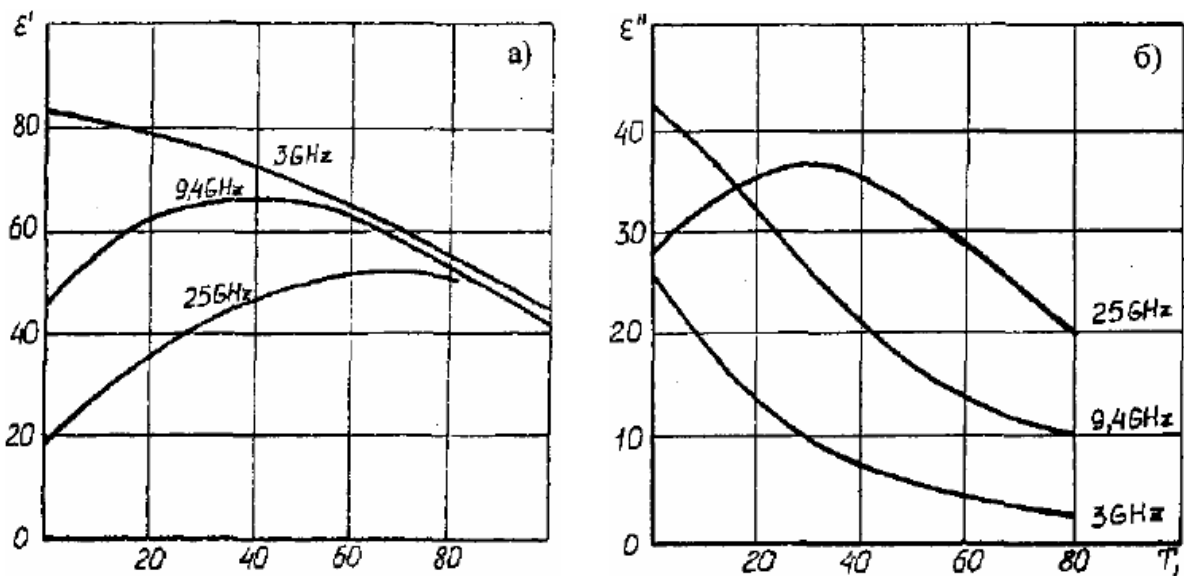


Рис. 4 Изменение диэлектрических характеристик воды в зависимости от температуры

На рис. 5 показана экспериментальная зависимость ослабления микроволн с частотой 10 ГГц от влажности формовочной смеси. Плотность формовочной смеси - 1,35 г/см³, толщина – 50мм, измерения проводились в отрезке стандартного волновода методом замещения [7]. Результаты хорошо описываются теоретическим выражением (3). Получающееся несколько завышенное значение a_{CM} по сравнению с

коэффициентом поглощения свободной воды объясняется отражениями микроволн от границ раздела сред, что не учитывает приведенное выражение. Для реализации этого метода применительно к условиям литейного производства были разработаны лабораторные устройства для контроля влагосодержания смеси непосредственно в технологическом потоке. Приборы для экспресс-анализа качества смеси в технологическом потоке выполнены в двух модификациях: прибор для контроля влажности смеси в бункере (устанавливается, как правило, в бункер-дозатор обратной смеси) и прибор для установки непосредственно на ленте транспортера. Разработанные приборы легко встраиваются в действующие системы смесеприготовления и могут стать основой для вновь создаваемых систем автоматического контроля и управления качеством смеси.

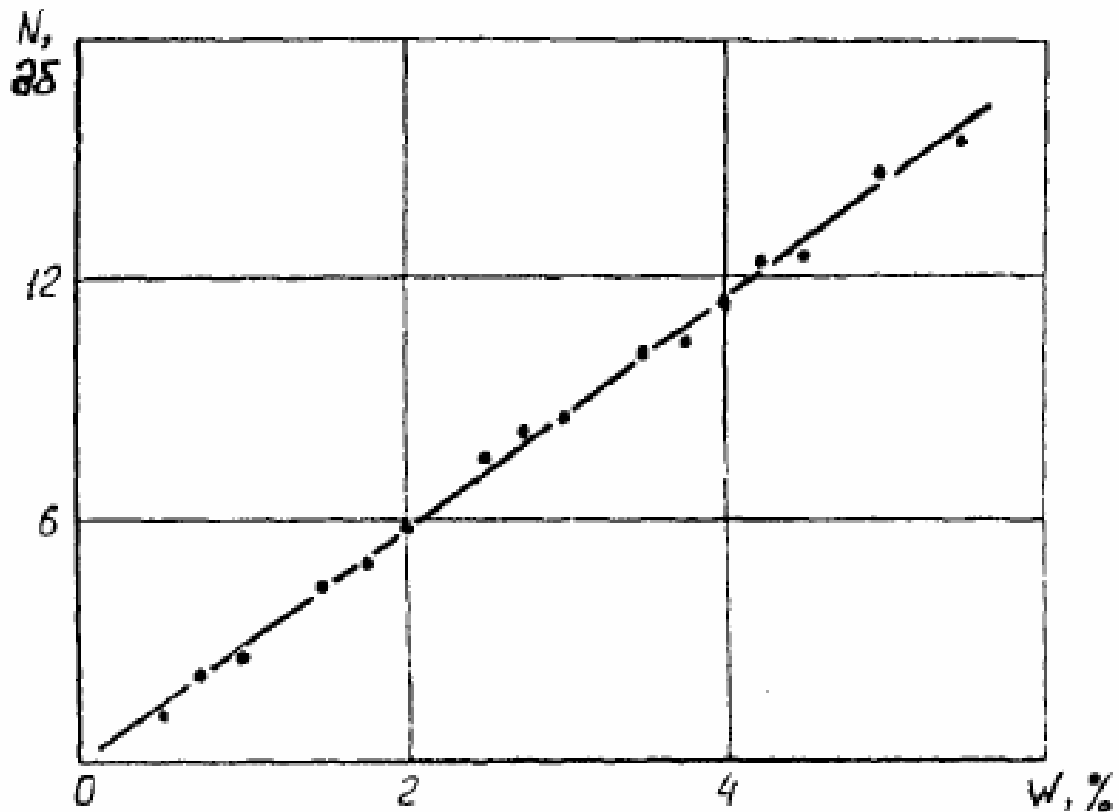


Рис. 5 Изменение ослабления радиоволн в смеси в зависимости от ее влажности

Построение экспертной системы корректировки влажности формовочной смеси

На рис. 6 представлена схема одного из возможных вариантов компоновки такой системы. Для строгого соблюдения технологических параметров применяют системы измерения влажности, температуры и консистенции формовочной смеси. Использование подобных систем направлено на улучшение качестваготавливаемой влажной песчаной смеси, а, следовательно, и качество низкотемпературной литейной формы. Для компенсации неоднородной влажности инертных материалов используют как измерение влажности исходных инертных материалов, так измерение влажности непосредственно в самом смесителе 1. Измерительная система состоит из контроллера дозирования воды 2 и микроволнового зонда 3 измерения влажности, который установлен, как измерительный датчик в смесителе. Измерение влажности основано на микроволновом поглощении при квантовом процессе измерения. Измерение влажности выполняется не только на поверхности соответствующей среды, но и на глубине до нескольких сантиметров. При этом исключается относительно часто встречающиеся ошибки в замесе из-за загрязнения поверхности датчика или смесителя.

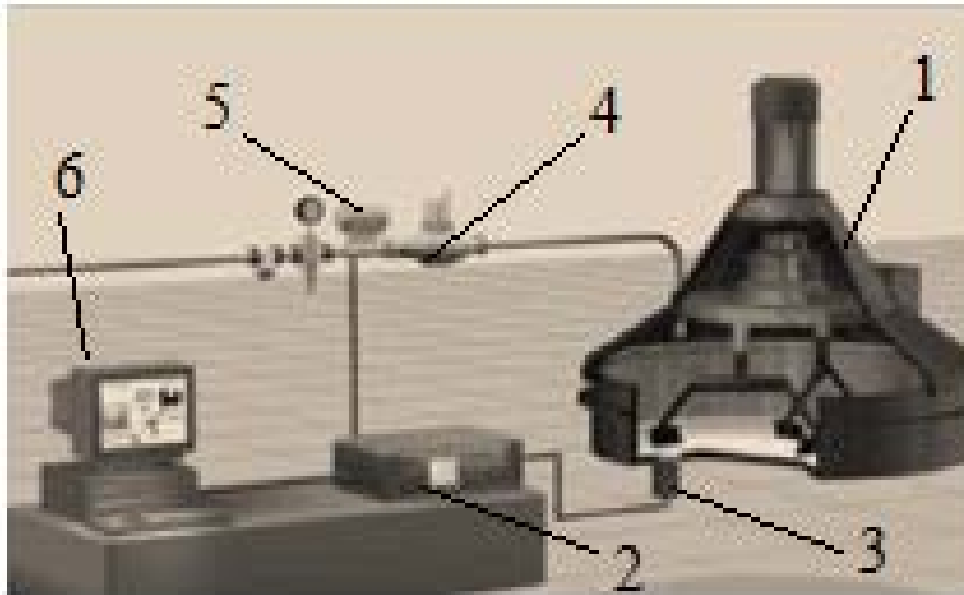


Рис. 6 Принципиальная схема построения системы экспертной оценки и автоматического управления влажностью песчаной смеси

Продуктивность смесительной установки может существенно возрасти благодаря сокращению времени сухого замеса. Во время замеса вычисленная собственная влажность вычитается из заданной влажности. Полученная разность воды через водяной регулятор, состоящий из импульсного счетчика воды 4 и вентиля 5, дозируется в один прием в смеситель 1. Устройство позволяет осуществлять автоматическую калибровку влажности смеси. Полная информация о технологическом процессе и текущих параметрах смеси поступает и обрабатывается в персональном компьютере 6. В компьютере имеется выбор до 150 вариантов влажности песка.

Выводы

Современный уровень развития общества, характеризуется повышением сложности и наукоемкости создаваемой техники и появлением компьютеризованных систем управления технологическими процессами производства. Это в высшей степени относится к совершенствованию технологии формообразования и в целом к решению задачи управления процессом изготовления литейной формы. Действенным средством решения подобных проблем выступают новые создаваемые литейно-технологические системы (ЛТС) функции которых предусматривают параметрическую адаптацию силовых воздействий с участием экспертных систем идентификации параметров формовки и изменяющихся начальных и текущих состояний процесса.

При разработке методов определения, идентификации основных параметров формообразования низкотемпературных форм предполагалось, что технологию низкотемпературного формообразования можно условно разделить, на ряд характерных технологических этапов: - приготовление сырой песчаной смеси; - уплотнение дисперсного материала в опоках; - связывание песка в форме под действием низких температур.

Литература

1. Жуковский С. С. Прочность литейной формы. - М.: Машиностроение, 1989. - 285с.
2. Гуляев Б.Б. и др. Формовочные процессы. Л.: Машиностроение, 1987. - 264 с.
3. Медведев Я. И. Технологические испытания формовочных материалов / Я.И. Медведев, И.В. Валисовский . — 2-е изд., испр. и доп. — М. : Машиностроение, 1973 . — 310с.
4. Кричевский Е.С., Бензарь В.К. и др. Теория и практика экспрессных методов контроля влагосодержания твердых и жидких материалов. М.: Энергия, 1980. — 240 с.
5. Kraszewski A. - (Микроволновая влагометрия) Microwave aguametry . G. Microwave power vor.15N4. 1980r. P.209-220.
6. Хиппель А.П. Диэлектрики и волны. Иностранная литература, 1960. — 438 с.

УДК 669.15.018.583

МЕТОДИ ВИМІРЮВАННЯ ПАРАМЕТРІВ ТЕМПЕРАТУРИ ПРИ ОБРОБЦІ СПЛАВУ АК7 ПЛАЗМОВИМ СТРУМЕНЕМ

К. О. Сергеева, К. В. Жердєв

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Вступ

Технологічні процеси рафінування сплавів по характеристикам взаємодіючих з розплавом середовищ можна звести до обробки металу газами, твердими і рідкими реагентами (шлаком, флюсом). Термодинамічний аналіз відповідних двофазних систем свідчить про можливість глибинного рафінування розплаву від неметалевих включень та домішок. Але в промислових умовах така можливість не завжди реалізується. Це пов'язано з різним складом сплаву і концентрацією домішок в ньому, способом і границею їх видалення, з тимчасовою обмеженістю процесів обробки із-за зниження температури розплаву. Усунути цей недолік дозволяє позапічна обробка розплавів з використанням плазмового нагріву, який практично може використовуватись при всіх способах обробки сплавів.

Постановка задачі дослідження

Неможливість ефективної обробки всього об'єму рідкого металу у багатотонному агрегаті призвела до необхідності безперервного процесу позапічного рафінування розплаву у невеликих установках. Разом з цим безперервність процесу накладає додаткові вимоги на організацію масопереносу газів і шкідливих домішок із розплаву у рафінуючу фазу. Це обумовлено значним скороченням часу взаємодії розплаву з рафінуючими реагентами при проходженні його через установки. І для ефективної очистки сплавів від газів та неметалевих включень обробку металу потрібно вести достатньо інтенсивно.

Мета досліджень – виконати теоретичні та експериментальні дослідження тепломасообмінних та фізико-хімічних процесів в розплавах при глибинній взаємодії їх з плазмореагентними середовищами.

Методика проведення експерименту

Проведені дослідження температурного стану розплаву при обробці його заглибленим плазмовим струменем [1]. При цьому алюмінієвий сплав

АК7 продували аргонем через плазмотрон потужністю 16 кВт при витратах газу 0,6 м³/год. Розплав обробляли в печі опору ємністю 80 кг. Схема розміщення вольфрам-ренієвих термопар і розподілення температури в розплаві при плазмовій обробці показані на рис. 1.

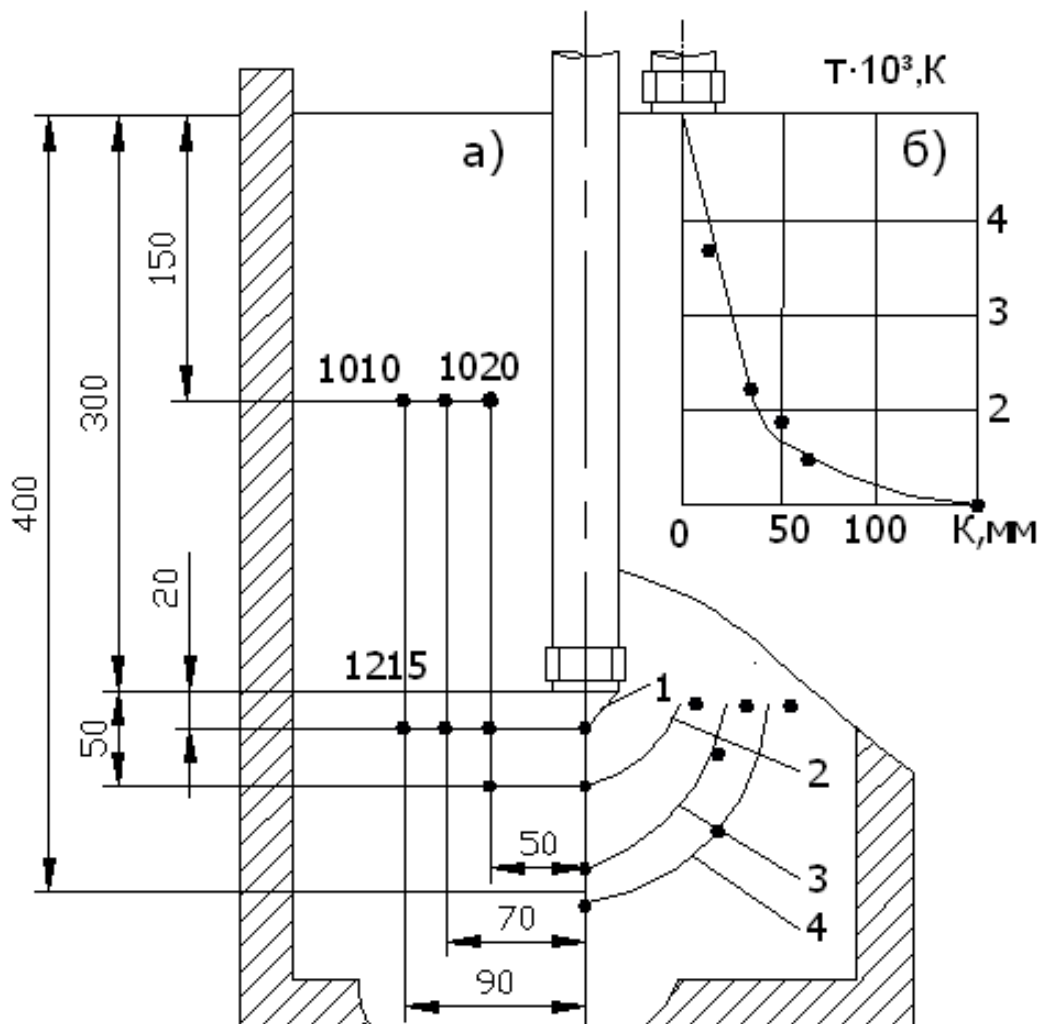


Рис. 1 Розміщення термопар (а) і температура розплаву (б) при плазмовій обробці: Ізотерми: 1 – 2160 К; 2 – 1920 К; 3 – 1330 К; 4 – 1100 К

Температуру плазмового струменя поблизу сопла плазмотрону визначали експериментально шляхом розплавлення циліндричного зразка діаметром $3 \cdot 10^{-3}$ м з карбіду титану з відомою температурою плавлення 3530 К. На різній відстані від сопла плазмотрону, що працює при таких самих енергетичних параметрах, розміщували фіксований у титановій трубці зразок. Установили, що на відстані не менше $(10 - 11) \cdot 10^{-3}$ м від сопла досліджуваний матеріал розплавляється плазмовим струменем. При

віддаленні карбиду титану від сопла на більші відстані він не плавиться, а там виникає лише часткова сублімація вуглецю із зразка. Ці експериментальні дані дозволили визначити температурний стан розплаву в реакційній зоні плазмового струменя.

Температура розплаву в реакційній зоні по мірі наближення до сопла плазмотрону підвищується і на вході газу з прикатодної зони досягає 5000 К.

Відомо [2, 3], що випаровування алюмінію виникає при температурі вище 2700 К, міді – 2820 К, магнію – 1360 К, цинку – 1180 К. Ці компоненти в різній кількості містяться в алюмінієвих сплавах систем Al-Si-Cu, Al-Si-Mg, Al-Mg. Виходячи з цього, слідую прогнозувати можливість значних змін в будові розплаву, обумовлених випаровуванням компонентів сплаву у високотемпературній зоні плазмового струменя з наступною конденсацією парів при видаленні цієї зони.

Результати досліджень

Отримані дані про температурний стан металу дозволили визначити об'єм в зоні введення плазмового струменя, де можливе випаровування алюмінію та інших компонентів сплаву. Частина цих об'ємів зайнята розплавом, інша – інертним газом. Між масою розплаву, витратою газу і кількістю газу у високотемпературному об'ємі можуть бути різні співвідношення, що залежать від режиму роботи плазмотрона, природи плазмоутворюючого газу, складу сплаву та ін.

По даним фізичного моделювання [4] для оцінки процесу випаровування прийняли швидкість зворотного потоку струменя 0,4 м/с. За середній шлях переміщення нагрітих шарів розплаву в зворотному потоці прийняли половину діаметра високотемпературного об'єму в реакційній зоні струменя і оцінили час, впродовж якого компоненти сплаву в ньому випаровуються. Визначили наближену масу випаровування компонентів сплаву в одиницю часу з рівняння:

$$G = \Delta V \cdot \rho / \tau, \quad (1)$$

де ΔV – об'єм випаровування, м³,
 ρ – густина розплавленого металу, кг/м³
 τ – час випаровування компонента, с.

Для умов експерименту розраховували масу випареного металу в дослідженому сплаві з вмістом, мас. % (Si – 6,4; Cu – 1,45; Mg – 0,31; Zn – 0,65; Mn – 0,24; Fe – 0,58; Ni + Ti ≤ 0,08; Al – ін.), яка приведена в табл. 1.

Таблиця 1 Швидкість випаровування компонентів сплаву АК7 при обробці розплаву плазмовим струменем

Компоненти сплаву	Концентрація в сплаві, мас. %	Густина розплавленого компоненту, кг/м ³	Температура випаровування, К	Час випаровування, с	Об'єм випаровування, $\Delta V \cdot 10^{-6}$, м ³	Маса випаруваного компоненту, кг/хв
Алюміній	90,3	2370	2700	0,05	24,4	0,156
Кремній	6,4	2500	2620	0,057	33,4	0,018
Мідь	1,45	7900	2820	0,04	17,12	0,0046
Магній	0,31	1700	1360	0,14	90,4	0,004
Цинк	0,65	6600	1180	0,18	123,3	0,0066
Манган	0,24	7000	2370	0,07	43,7	0,003

Із збільшенням потужності зануреного плазмотрона кількість випаруваного металу за час обробки сплаву буде також підвищуватися. Утворені пари металів частково поступають у газові пухирці і разом з ними виносяться з реакційної зони струменя в периферійний об'єм ванни. Пари, що залишилися, поступають у розплав і охолоджуються до його середньомасової температури („конденсуються”). За рахунок дроблення газових бульбашок чи злиття їх у більші, пари металів з них також поступають у розплав і охолоджуються. При охолодженні парів у розплаві утворюються частинки „конденсату” та мікрооб'єми, які в залежності від критичних розмірів, інтенсифікують процес зародкоутворення для різних компонентів сплаву, і подібно до оксидних включень, – для газових бульбашок водню. Інші мікрооб'єми можуть знаходитися у розплаві деякий час у вигляді кластерів з великою кількістю активованих атомів.

Порівняльне дослідження температурного стану розплаву в процесі плазмового нагріву проводили при однаковій електричній потужності звичайного і зануреного плазмотронів, що дорівнює 14 кВт. Для визначення температурного поля в металевій ванні при поверхневому нагріві плазмовим струменем використали метод електротеплової аналогії, який реалізували на R – сітчастому інтеграторі.

Враховуючи, що точність вирішення задач цим методом залежить від вибраних граничних умов (у нашому випадку – температура розплаву), виміряли температуру сталі 35 ХГСЛ в різних точках плавильного тигля ємністю 10 кг. Вимірювання здійснювали вольфрам-ренієвими термопарами, які встановили в захисні ковпачки з карбонітриду бору.

В початковий період після розплавлення температура в поверхневих шарах ванни інтенсивно зростає. При подальшому нагріванні зміна температури розплаву у всіх контрольованих точках відбувається повільніше.

На цьому етапі кількість тепло, що передається плазмовою дугою ванні, стає сумірним з витратами його на нагрівання металу і компенсацію теплових витрат в навколишнє середовище. По стіканню 2 хв температурний стан ванни стабілізується і температура розплаву в контрольованих точках практично не змінюється. Тому при вирішенні задачі температуру металу визначали при нагріві його плазмовою дугою в період часу 0,5 – 2,5 хв.

Для тигля і сталі, на яких проводили експеримент, була створена електрична модель наступного виду:

$$R_{\lambda} = \frac{2 \cdot (r_{\delta} - r_m) \cdot R_N}{\lambda \cdot (r_{\delta} - r_m)}; R_r = \frac{2 \cdot \Delta \tau \cdot R_N}{c \cdot \rho \cdot (r_{\delta}^2 - r_m^2)}, \quad (2)$$

де λ – коефіцієнт теплопровідності, кДж/м·К;

c – питома теплоємність металу, кДж/кг·К;

ρ – питома вага, кг/м³;

r_{δ} , r_m – більший і менший радіуси в границях одного інтервалу розбивання, м;

$\Delta \tau$ – інтервал часу, $\Delta \tau = 0,5$ хв;

R_N – масштабний коефіцієнт, $R_N = 8,4 \cdot 10^5$

Температура металу по мірі наближення до зони дії дуги збільшується і на середині радіуса тигля за час нагріву 1,5 – 2 хв і досягає 1950 – 2050 К. За цей час поблизу анодної плями розплав нагрівається до 2800 – 2900 К. Середньомасова температура металу в тиглі при цьому не змінюється і знаходиться в межах 1850 – 1900 К. Така різниця температур по об'єму ванни викликає розвиток конвективних потоків, що сприяють процесам тепло- масообміну у розплаві.

Це підтверджується тим, що для відповідності отриманих методом електротеплової аналогії температур їх вимірним значенням, при вирішенні задачі приймали коефіцієнт теплопровідності сталі, рівним 420 – 460 кДж/м·К. Прийняте значення в 5 раз перевищує коефіцієнт теплопровідності розплаву (84 кДж/м·К) в спокійному стані.

Температурний стан металевої ванни при глибинній обробці алюмінієвого сплаву холодним і плазмовим аргоновими струменями вивчили за допомогою плазмотрона.

Вольфрам-ранієві термопари встановили в титанові трубки, що дозволило заміряти температуру розплаву у фіксованих точках. Розподілення температури в розплаві з ізотермами при різних способах продувки показано рис. 2.

Суттєвий перегрів металу при плазмовій продувці спостерігається поблизу зони впровадження струменя. Температура розплаву в цій зоні на 400 – 600 град. перевищує його середньомасову. Проте великих температурних градієнтів, як при поверхневому нагріві ванни плазмовою дугою, в розплаві не спостерігається. Це обумовлено значним перемішуванням розплаву і усередненням його температури при продувці газом.

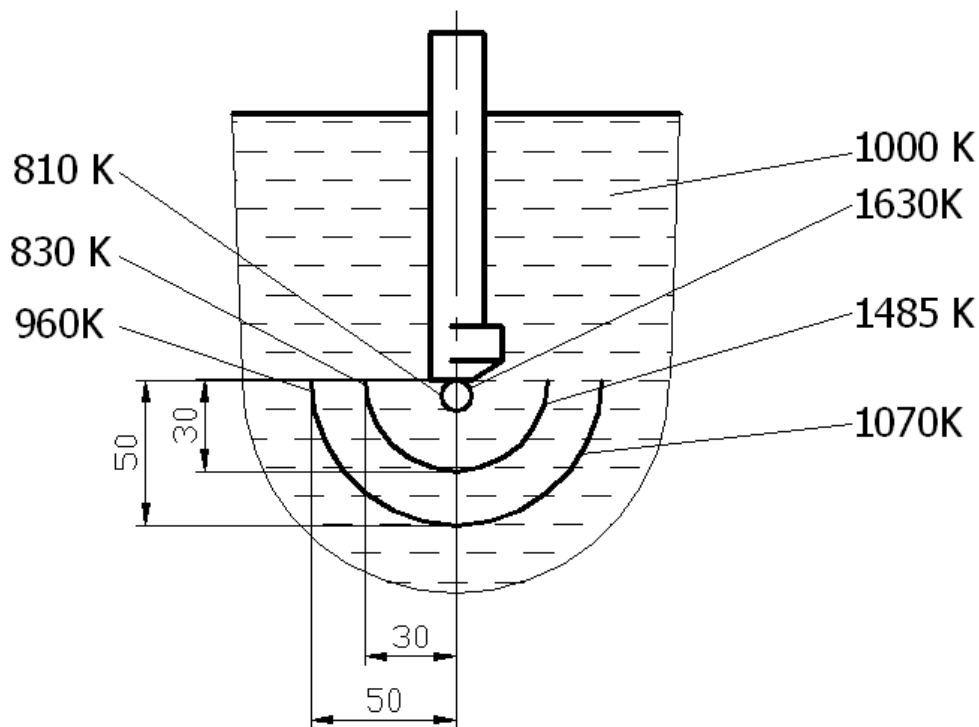


Рис. 2 Температура розплаву при обробці холодним (праворуч) і плазмовим (ліворуч) струменями

При обробці ванни холодним аргоном температура металу в зоні витікання струменя на 150 – 190 град. нижче середньомасової. Різниця температур розплаву в реакційних зонах плазмового та холодного струменя складає 600 – 900 град.

При обробці ванни холодним аргоном температура металу в зоні витікання струменя на 150 – 190 град. нижче середньомасової. Різниця температур розплаву в реакційних зонах плазмового та холодного струменя складає 600 – 900 град. Слід прогнозувати, що така різниця температурного стану розплаву в зонах витікання холодного і нагрітого газу буде впливати на фізико-хімічні процеси в сплавах.

Висновки

Виконані дослідження свідчать про взаємозв'язок між змінами в будові розплаву при різному впливі на нього з структурою і механічними властивостями виливків. Технологія глибинної обробки розплавів плазмовим струменем, дозволяє в процесі рафінування модифікувати сплави без використання спеціальних реагентів і флюсів.

Обробка плазмою також зменшує або усуває негативний вплив спадковості шихти на властивості сплавів. Тому вельми перспективним являється використання плазмової обробки у виробництві виливок з кольорових сплавів, отриманих із низькосортової шихти.

Література

1. Найдек В.Л., Наривский А.В. Влияние способа обработки расплава на структуру и свойства алюминиевых сплавов // Литейное производство. – 2003. – № 9. – С. 2 – 3.
2. Пат. 69091 (Украина). МКИ⁷ С 22 В 9/04; 9/05. Способ обработки жидкого металла / В.Л. Найдек, А.В. Наривский, Н.С. Ганжа и др. – БИ. – 2004. – №8.
3. Найдек В.Л., Наривский А.В. Технологический процесс вакуумплазменной обработки металлических расплавов // Современная спецэлектрометаллургия. – 2005. – №1. – С. 33 – 34.
4. Наривский А. В. Плазмотроны для глубинной обработки металлических расплавов // Проблемы специальной электрометаллургии. – 1997. – №4. – С. 22 – 26.

УДК 669.187.56:669.714

СПЕЦЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЧНІ МЕТОДИ ОТРИМАННЯ СПЛАВІВ ДЛЯ ВИРОБНИЦТВА ТУРБІН

Є. М. Сидоренко, Г. О. Ремізов

*Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

В даній роботі був проведений аналіз сучасних спецелектро-металургічних методів отримання сплавів для виготовлення турбін

В данной работе был проведен анализ современных спецэлектрометаллургических методов получения сплавов для изготовления турбин

In this work were analyzed modern methods of obtaining special electrometallurgic alloys for the manufacture of turbines

Україна відноситься до числа країн, які володіють виробництвом турбін різного призначення, в тому числі авіаційних.

Однією з найбільш важливих проблем вітчизняного турбобудування є повернення у виробництво відходів жароміцних сплавів, які використовуються для одержання лопаток, оскільки в країні відсутнє виробництво жароміцних сплавів і вони поставляються з-за кордону. В той же час на вітчизняних підприємствах-виробниках турбінних двигунів (ВАТ «Мотор-Січ», м. Запоріжжя та ДП НВКГ «Зоря-Машпроект», м. Миколаїв) за попередні роки накопичена велика кількість кондиційних і некондиційних відходів, які можна використати.

Плавку суперсплавів на основі нікелю зазвичай здійснюють вакуумно-індукційним методом, який дозволяє зменшити до мінімуму вміст таких газів в сплаві, як азот і кисень, та взаємодію цих елементів з Al, Ti, Cr. Вакуумно-індукційна плавка (ВІП) є ефективним засобом для видалення із розплаву водню та металевих оксидів. Цей процес є найважливішим етапом у виробництві високоякісних деталей або відливок із суперсплавів.

Працездатність турбінного двигуна, що визначається якістю створюючих його деталей, у вищій мірі залежить від вихідних властивостей відливок. Процес виплавки – це основа, яка визначає можливість забезпечити найвищу якість для дисків, валів, лопаток, камер згоряння та інших відповідальних деталей. Жодне легування, кероване

кування або вдосконалена термічна обробка не зможуть забезпечити виробництво надійної деталі з неякісного виливка [1].

Використання печей ВІП великого тоннажу і виробництво крупнотонажних відливок призвело до того, що стало можливим виготовлення більш міцних і, отже, інтенсивніше легованих матеріалів, але подібні відливки мають високу схильність до макро- і мікросергетатії в умовах розливання у нерухомі форми. Це призвело до появи дуплекс-процесу: відливки ВІП використовують як витратні електроди в процесі вакуумно-дугового переплаву (ВДП) або піддають електрошлаковому переплаву (ЕШП). Подібне комбінування у виробництві суперсплавів зменшило до мінімуму вищевказані проблеми при кристалізації.

Сучасна схема виробництва жароміцних сплавів включає в себе таку послідовність процесів: ВІП→ЕШП→ВДП або ВІП→ВДП. Технологія індукційної плавки залишається головним етапом у виробництві суперсплавів.

Вакуумно-індукційна плавка (ВІП)

ВІП – це метод, при якому використовують індукційну піч, помістивши її для цього у вакуумну камеру, забезпечивши можливість без порушення вакууму випускати метал з печі і здійснювати його розливання у відповідні форми.

При виготовленні більшості суперсплавів потрібен комплексний вміст елементів (від 8 до 20), що знаходиться в вузьких границях. Аби не перевищити максимально допустимий рівень того чи іншого елементу, необхідна висока точність розрахунку шихти і приготування шихтових матеріалів, висококваліфікована оцінка «ступеня утримання» різних елементів у готовому сплаві. Вміст багатьох легуючих елементів, наприклад С, Zr, В, повинен бути досить малим, і його також потрібно підтримувати у заданих вузьких границях. При укладанні шихти дуже важливо правильно підібрати співвідношення первинного шихтового матеріалу, брухту із нікелевого сплаву, поверненого на переплав. Це одно з критичних умов успіху в досягненні заданого складу сплаву.

При ВІП розкислення досягають, головним чином, за допомогою вуглецю, що видаляється в результаті вакуумування системи. Стадія цього бурхливого «вуглецевого кипіння» поступово переходить у стадію десорбції, під час якої тиску СО вже недостатньо для зародження бульбашок. Тому СО і в подальшому буде утворюватись лише на поверхні розплаву і десорбуватись з неї у вакуумований простір. Кінцевий вміст кисню залежить від тривалості стадії десорбції й стійкості матеріалів тигля. У вказаному режимі можливо знизити вміст кисню до 0,002% по масі.

При відсутності сильних нітридоутворювачів і ретельному підборі сировинних матеріалів для основної шихти видалення азоту відбувається на стадії інтенсивного «вуглецевого кипіння»; потім інтенсивність виходу азоту зменшується й досягає деякого сталого рівня. Розчинність азоту в розплавах невелика, але в залізо-нікелевих суперсплавах міститься Cr, Al, Ti, Nb, V, які утворюють стійкі нітриди, що дуже ускладнює видалення азоту шляхом вакуумування. Вміст азоту в суперсплавах підтримують на рівні меншому за 0,009% по масі.

Видалення сірки можна досягти за допомогою з'єднань, але реакції їх утворення йдуть дуже повільно. Ефективним способом видалення сірки є введення в розплав марганцю і РЗМ. ВІП ідеальна для видалення таких шкідливих домішок, як Pb, Se, Cu, Bi і Te. Ці домішки мають високий тиск пари. Індукційне перемішування виносить елементи, що беруть участь у реакціях, на поверхню розділу розплав-вакуум, де і можуть відбуватись реакції рафінування. As, Sn і Nb видалити вакуумуванням не вдається, тому їх вміст регулюється ретельним підбором шихтових матеріалів [2].

Також в печах ВІП існує можливість регулювання температури в ході плавки та збільшення рідко плинності сплаву, що дозволяє знизити температуру заливки металу і температуру форм, сприяючи тим самим підвищенню пластичності й жароміцності.

В той же час індукційна технологія має ряд недоліків, основним з яких є взаємодія сплаву з керамічною футерівкою і ймовірність забруднення металу матеріалом футерівки, а також випаровування марганцю, хрому й інших легуючих елементів з високою щільністю пари. Крім того, забезпечуючи достатньо високу загальну чистоту металу, ВІП не запобігає уникненню при його кристалізації дефектів ліквідаційного й усадкового походження. Температурний режим плавки лімітується стійкістю футерівки, при плавці є можливість насичення розплаву киснем із матеріалу футерівки [3]. Не дивлячись на усі переваги та недоліки, технологія індукційної плавки залишається базовою для виплавки первинних жароміцних сплавів на основі нікелю та поверненню відходів цих сплавів.

Електрошлаковий переплав (ЕШП)

Задачею ЕШП є виробництво високоякісного металу шляхом хімічного очищення і керованої кристалізації. Електрошлаковий процес являє собою одержання відливка в результаті переплаву литого або кованого електрода, зануреного в розплавлений шлак. Плавку виконують у повітряному середовищі, а роль захисної атмосфери виконує рідкий шлак. Відливки поступово формується у водо охолодженому мідному кристалізаторі по мірі того, як електрод оплавляється у розплавленому

шлаку. Виділення тепла контролюється електроопором шлаку. Джерело енергії у даному процесі універсальне, може бути використаний постійний струм з прямою або оберненою полярністю, а також однофазний або багатофазний струм. Щоб підвищити якість продукту, найбільш сучасні печі експлуатують як установку однофазного змінного струму. Звичайно використовують змінний струм з напругою 40-50 В і силою від 5000 до 30000 А [4]. Глибину занурення електроду треба ретельно регулювати для збереження заданого теплового балансу і проходження струму; її визначають за допомогою амплітуди реєстрованого сигналу напруги.

В процесі електрошлакового переплаву виділяють три рафінуючі зони: перша знаходиться на торці електроду, що переплавляється, де формується крапля рідкого металу; друга рафінуюча зона являє собою перехід краплі рідкого металу від торця електроду до ванни рідкого металу через плавлений шлак; третя або реакційна зона – це поверхня ванни рідкого металу [5].

Під час ЕШП в металі істотно зменшується вміст сірки, кисню та неметалевих включень. Шлак захищає рідкий метал від насичення воднем і можливість зберегти цінні легуючі елементи, що мають велику спорідненість до хімічних реакцій з киснем. Склад шлаку повинен забезпечувати металургійну якість металу, не допускаючи угару елементів, що легко окислюються, і переходу елементів нестабільних з'єднань зі шлаку в метал. Тому суперсплави, що містять титан і алюміній, переплавляють за допомогою шлаків, що не містять нестабільних оксидів. Процес ЕШП має властивість виштовхувати із суперсплавів деякі домішки малої концентрації, особливо домішки сірки, за рахунок застосування шлаків з великою кількістю вапна.

Процес ЕШП вважається складним через множину реакцій між робочою атмосферою, шлаком і металом. Але ЕШП дає можливість керувати хімічним складом, хоч і в вузьких межах, і чистотою за неметалевими включеннями. В результаті ЕШП отримують відливки з діаметром перерізу від 30 до 76 см. Можливим є одержання відливків і не круглого перерізу, наприклад сляби розрізом 30x120 см. Ця можливість вважається однією з головних переваг ЕШП, оскільки плоскі зливки зручніші при виробництві суперсплавів у вигляді листа і полос.

Іншою перевагою ЕШП є якість їх поверхні. При оптимальних швидкостях плавлення і якості шлаку поверхня відливка вдається настільки гладенькою, що не потрібна додаткова обробка перед гарячим деформуванням. Багато виробників вважають хорошу гарячу реформованість відливок ЕШП наслідком сприятливого орієнтування поверхневої мікроструктури або деяких незначних змін у хімічному складі.

До недоліків ЕШП можна віднести такі фактори: електроди для електрошлакового процесу повинні мати кінцевий хімічний склад, ускладнений процес підготовки шихтових матеріалів, технологічний процес обмежується швидкістю наплавлення відливка, корегування хімічного складу ускладнене і відбувається лише за присадкою домішок в шлакову ванну, витримка металу в рідкому стані обмежена можливістю виникнення дефектів структури і поверхні відливка, структура відливка схильна до дендритної ліквіації, введення процесу при атмосферному тиску і ймовірність сходження водню і кисню до рідкого металу шлакової ванни [4].

Вакуумно-дуговий переплав (ВДП)

ВДП – це один з існуючих методів рафінуючого переплаву, базується на перетворенні електричної енергії в теплову при дуговому розряді у вакуумі чи у розрядженій захисній атмосфері. Відливочний поступово виростає в водо охолоджуваному кристалізаторі, по мірі того, як швидко оплавляється електрод. Постійний струм подають від випрямлячів при вимірюваній напрузі від 30 до 70 В, відповідно робочому струму від 3 до 75 кА. Звичайно використовують пряму залежність з від'ємним полюсом на електроді і додатнім полюсом на поду кристалізатора.

ВДП дає прекрасну можливість знизити вміст кисню, водню і азоту (у деяких випадках). Виділення СО в умовах ВДП відіграє складну і не дуже зрозумілу роль. Хоча деяка декарбонізація повинна призводити до зниження концентрації кисню в сплаві. Водень, завдяки своїй хімічній природі й умовам плавки, видаляється легко. Азот також вдається видалити, однак не в такому високому ступені. Утворення стійких нітридів заважає видаленню великої кількості азоту в газоподібному стані. Виведення азоту з суперсплавів в процесі ВДП пов'язане з флотацією нітридів на поверхню рідких ванни і, отже, поступовим їх відходом до поверхні зливка. ВДП покращує чистоту матеріалів за виключеннями, які негативно впливають на властивості.

Оскільки метал лише короткочасно піддається дії низького тиску і високої температури, більшість включень оксидного типу, очевидно, радше фізично видаляються на поверхню ванни, ніж зникають за рахунок дисоціації оксидів.

Основною перевагою процесу є те, що його робоче середовище інертне по відношенню до хімічно активних елементів, а також те, що він дозволяє керувати формуванням структури зливка, що кристалізується.

Цей процес був найголовнішим серед способів переплаву, що використовуються при виробництві суперсплавів. Розміри (діаметр) зливків суперсплавів після ВДП становлять 300-760 мм. Більшість зливків

заготовляють з діаметром 51-640 мм і середньою масою від 4700 до 5500 кг. Всі зливки мають у поперечному перерізі коло, що вважається недоліком, зокрема, при необхідності подальшої прокатки на лист чи полосу. Виробництво інших перерізів, замість круглих, викликає проблеми в управлінні процесом. У зливків, що одержують у результаті ВДП одним з головних недоліків вважається невисока якість поверхні; через необхідність усунення цього недоліку зростає вартість матеріалу. Підвищена концентрація домішок, що потрапляють до розплаву, і утворення конденсату з летючих домішок на поверхні зливка часто змушують зачищати його поверхню перед гарячою обробкою тиском. Неможливість виконання цієї операції може зашкодити гарячому деформуванню зливка і суттєво збільшити виробничі затрати. Зливки після ВДП поступаються зливкам після ЕШП за якістю поверхні. Вважається, що зливки ВДП за гарячою реформованістю гірші ніж зливки ЕШП. В деяких випадках ця відмінність пов'язана з якістю поверхні, але під поверхнева структура також відіграє в цьому свою роль [6].

Недоліки процесу ЕШП повною мірою стосуються і процесу ВДП. До них можна віднести: електроди дугового процесу повинні мати кінцевий хімічний склад, ускладнений процес підготовки шихтових матеріалів, технологічний процес підготовки шихтових матеріалів, технологічний процес обмежується швидкістю наплавлення відливки, корегування хімічного складу обмежене, можливість забруднення відливка внаслідок опадання «корони», обмежена і витримка металу в рідкому стані, підвищене газоутворення в зоні горіння дуги.

Вакуумно-дугова піч у технологічному ланцюжку є ключовою ланкою, тому що в ній остаточно формуються структура і склад сплаву [1].

Плазмово-дуговий переплав (ПДП)

При ВДП не вдається втримати у сплаві такі модифікатори, як церій чи магній, а поверхню відливка не можна назвати якісною. При ЕШП проходить часткове окислення шлаком титану та алюмінію, яке супроводжується відновленням із шлаку кальцію, що призводить до нерівномірного розподілення цих елементів по висоті відливка.

Плазмово-дуговий переплав позбавлений цих недоліків. При переплаві жароміцних сплавів у плазмово-дугових печах хімічний склад сплаву за основними елементами залишається незмінним [7].

Враховуючи здатність жароміцних сплавів до утворення TiO_2 та Al_2O_3 , переплавний процес ведуть з додаванням на поверхню рідкої ванни спеціального шлаку, який повинен розчиняти дані оксиди. Шлак має велику спроможність щодо видалення сірки, в ході плавки вдається видалити близько 20-35% її початкового вмісту.

В ході плавки сплави очищуються від азоту (9-17%), кисню (10-40%) і неметалевих включень. Ступінь рафінування суперсплавів залежить від швидкості процесу (що нижча швидкість переплаву, то глибше очищення металу).

Специфічні умови кристалізації металу при ПДП обумовлюють одержання щільного й однорідного відливка. Макроструктура вздовж відливка ПДП має більш виражену, ніж відміну від відливків ВДП, направлену знизу вгору кристалізацію. Мікроструктура відливків ПДП практично не відрізняється від відливків ВДП, за винятком характеру розподілу карбонітридних включень. Карбонітридна фаза розподілена в металі ПДП більш рівномірно, а сам метал ПДП характеризується більш високою технологічною пластичністю ніж метал ВДП [7].

До недоліків ПДП можна віднести залежність від якості шихти, ведення плавки при надлишковому тиску, можливість випаровування основних компонентів сплаву, використання шлаків та інертних газів, вартість проведення самого процесу.

Електронно-променевий переплав (ЕПП)

Однією з головних позитивних ознак ЕПП й ПДП є наявність незалежних джерел теплоти, що дозволяє в більшій мірі впливати на напрямок і ступінь завершеності процесів рафінування металів чи сплавів та корегувати процес його кристалізації [7].

Електронно-променевий переплав проходить у вакуумі, при чому ступінь розрідженості газової фази плавильної камери більша, ніж у переплавних вакуумних процесах. Тому рафінуючий ефект за рахунок дегазації та дистиляції більший, що пояснюється створенням сприятливих термодинамічних умов для проходження реакцій дегазації за механізмом екстракції газів, ВВР та дисоціації НВ.

При ЕПП рафінування нікелевих сплавів від кисню інтенсивно відбувається на першій стадії плавки, при розплавленні шихти і наведенні рідкої ванни. При цьому домішки кольорових металів видаляються на 75-80%, а азот з міддю – на 40-50%.

Високі вакуум та температура сприяють випаровуванню свинцю, сурми, міді, олова, телуру, талію, які присутні у нікелевих сплавах у вигляді слідів. Ці метали важко видаляються при ВДП, а при ЕПП – повною мірою. Зменшення цих елементів при одноразовому переплаві становить в середньому не менше 60% вихідного вмісту.

Випаровування сірки відбувається з поверхні рідкої ванни, однак хром і залізо мають близькі до сірки константи швидкості випаровування, а потенційні можливості десорбції марганцю значно вищі. Тому використання з метою десульфурації обов'язково призведе до втрат

легуючих елементів. В цілому, відносне зменшення концентрації сірки становить біля 5-10%.

Видалення водню, як дифузійно-активного газу, при ЕПП проходить повною мірою. Видалення менш активного азоту виявляється залежним від вибору режиму електронно-променевої плавки, що пояснюється особливостями процесу деазотації.

Чистота металу при ЕПП за НВ може бути різною. Розчинення гомогенних оксидних фаз кремнію, марганцю, алюмінію, лімітоване дифузією кисню в рідкому металі, проходить достатньо швидко. Неметалеві включення, термодинаміка видалення яких ускладнена, видаляються на межі поділу газ-метал. Загальні показники щодо рафінування жароміцних сплавів ЕПП від НВ досягає 50-60%, що не є межею.

Головним недоліком електронно-променевої плавки у виробництві жароміцних сплавів є втрати металу-основи і легуючих елементів з високою пружністю пари.

Література

1. Суперсплавы: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок/ Под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К.: Пер. с англ. В 2т./ Под ред. Шалина Р.Е. – М.: Металлургия, 1995. – Е.2. – 384.
2. Производство стали и сплавов в вакуумных индукционных печах. / Огороков Г.Н., А.Г. Шалимов, В.М. Антипов, Н.А. Тулин. – М.: Металлургия, 1972. – 187 с.
3. Технологія та устаткування спеціальної металургії (Електрошлакові печі, конструкції та характеристики): Методичні вказівки до виконання самостійної роботи, курсового та дипломного проектування для студентів напряму підготовки 0504 «Металургія» спец. 6.050401 «Спеціальна металургія» / Уклад.: Г.О Ремізов, Л.Б. Медовар, В.Ю. Сухенко. – К.: НТУУ «КПІ», 2008. – 136 с.
4. Основы металлургийного виробництва металів та сплавів: Підручник / Д.Ф. Чернега, В.С. Богушевський, Ю.Я. Готвянський та ін.. / За ред.. Д.Ф. Чернеги, Ю.Я. Готвянського. – К.: Вища школа, 2000 – 503 с.
5. Симе Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы: Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1976. – 568 с.
6. Лакомский В.И. Плазменнодуговой переплав /Под ред. Б.Е. Патона. – К.: Техніка, 1974. – 336 с.
7. Латаш Ю.В., Матях В.Н. Современные способы производства сплавов особо высокого качества /Под ред. Б.Е. Патона, Б.И. Медовара. – К.: Наук. Думка, 1987. – 336с.

УДК 629.4.084.14

ПРО ФОРМУВАННЯ НАУКОВИХ ОСНОВ ТЕХНОЛОГІЙ ОТРИМАННЯ МАТЕРІАЛІВ В ГРАНИЧНИХ СТАНАХ

С. І. Сидоренко, Є. В. Іващенко, В. Є. Панарін, Н. В. Франчик

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Однією із сучасних тенденцій металознавства є створення, обробка і застосування матеріалів у граничних станах і з граничними параметрами. Маються на увазі способи та режими виготовлення, склад, геометричні форми, кристалічна та дефектна структура, функції в екстремальних умовах експлуатації. За Р. Каном [1], можна навести такі приклади формування граничних станів як швидке затвердіння (в якому граничними є "глибина" та швидкість охолодження), наноструктурування матеріалів (в якому граничними є елементи об'єму матеріалу, які ще зберігають вихідну структуру), конструювання поверхні (для чого необхідні граничні ступені розрідження – надвисокий і ультрависокий вакуум), тонкі шари (в яких граничність проявляється хоча б через один із геометричних розмірів – товщину), квазікристали (у яких граничність кристалічної структури проявляється через властивості симетрії), обробка надвисокими тисками (в яких граничність проявляється в наближенні до гранично можливих рівнів стискування).

Під граничними станами (зокрема, – просторово-композиційними граничними станами) та параметрами розуміються різні типи високоградієнтних структурних, структурно-концентраційних і концентраційно-фазових неоднорідностей, а також обумовлені ними нерівноважність станів, "граничність" параметрів, властивостей та характеристик.

В якості прикладів металевих матеріалів складної просторово-композиційної природи можна навести квазішарові покриття на металевих виробах – гетероструктури, в яких кожен з компонентів або фаз розподіляються різко неоднорідно за товщиною, при цьому чітка границя між квазішарами відсутня, а кожний квазішар функціонально формує свій внесок до інтегральних параметрів, властивостей і характеристик виробу в цілому. Відсутність різкої границі між квазішарами забезпечує високу адгезію між ними і відповідно – високі динамічні характеристики при експлуатації виробу (функціонально-градієнтні матеріали). Граничність проявляється в тому, що дослідники прагнуть досягти екстремальних

механічних властивостей в найоптимальнішій комбінації з усіх можливих (наприклад, максимальні твердість, зносостійкість, міцність, мінімальна крихкість і т.ін.).

Як наслідок – сьогодні уявлення про металеві матеріали формуються концептуально як уявлення про матеріали з граничними (критичними) станами та з граничними параметрами, що виникають за умов екстремальних значень термодинамічних та кінетичних факторів, екстремальних впливів і які ще більш суттєво відхиляються від рівноважних, ніж стани і параметри, з якими дослідники і технологи стикаються при термічній обробці матеріалів традиційними методами. При цьому розвиток технологічних прийомів спрямованого формування структури та властивостей обумовлюється необхідністю досягнення граничних станів і властивостей шляхом застосування екстремальних фізико-технологічних умов процесів отримання та обробки: надвисоких градієнтів температур, ударних впливів, термоударів, радіаційних потоків, – складним легуванням, насиченням в аномальних кількостях домішками та дефектами, забезпеченням надвисоких швидкостей гартування високотемпературних станів, високоградієнтних концентраційних розподілів і фаз і т.ін.

Дослідження впливу згаданих умов на структуру та властивості є актуальною науковою задачею, яка має і значну практичну цінність.

Розвиваються і інші новітні сучасні підходи до керування структурою та властивостями через фізико-технологічні параметри процесів отримання, наприклад, - способи підвищення кінетичної стійкості термодинамічно нерівноважних фаз з бажаними властивостями через створення особливих структурно-концентраційних неоднорідностей – "стабілізаторів" нерівноважності.

Фізико-матеріалознавча природа охарактеризованих вище граничних станів в матеріалах, підданих екстремальним термічним та іншим високоенергетичним навантаженням, визначається тим, що, по-перше, після впливу матеріал швидко проходить ряд проміжних станів з різною стійкістю. По-друге, за умов великих переохолоджень процес супроводжується гартуванням безлічі дефектів кристалічної будови, щільність яких на кілька порядків перевищує щільність дефектів у масивних матеріалах металургійного походження або спеціального вирощування при кімнатних температурах та температурах експлуатації. Тому дефекти кристалічної будови дуже сильно впливають на процеси перетворень, які відбуваються після швидкоплинного термічного або іншого високоенергетичного навантаження. По-третє, суттєвий вплив на швидкоплинні процеси формування структури при високоенергетичних обробках чинять домішки.

Необхідно звернути увагу також на роль кінетики протікання взаємопов'язаних процесів в моделях багатостадійних перетворень. Можна припустити, що ця роль є визначальною для прояву особливостей багатостадійних моделей в системах металів з різними типами діаграм фазової рівноваги.

Експериментальне підтвердження наведених вище уявлень та інших гіпотез, а також закономірності, які будуть при цьому встановлені, відкривають нові технологічні можливості керованого формування наперед заданих структурно-концентраційно-фазових станів та досягнення нового, – підвищеного – ступеня керованості, відтворюваності процесів виробництва матеріалів з поліпшеними властивостями (твердості, міцності, зносостійкості і т.і.) і досягнення якісно нових властивостей і характеристик, збільшення продуктивності виробництва.

На кафедрі фізики металів НТУУ "КПІ" під керівництвом к.т.н., доцента Є.В. Іващенка розвиваються уявлення про визначальну роль процесів на поверхні сплавів заліза під дією високоенергетичних впливів для розвитку дифузійного масопереносення, структуро- та фазоутворення в об'ємі приповерхневих шарів [2-21]. Треба відзначити, що в традиціях кафедри фізики металів НТУУ "КПІ" – дослідження і технології з використанням високоенергетичних методів обробки металів і сплавів, закладені ще засновником підготовки в НТУУ "КПІ" фахівців за спеціальністю "Фізика металів" академіком В.Н. Гриднєвим (високошвидкісні електротермічні методи обробки).

Об'єктами досліджень в цих роботах виступають процеси формування зміцнених приповерхневих шарів в сплавах заліза і титана за умов екстремальних термічних обробок, індукованих високоенергетичними впливами, та іншими шляхами. Так, зміцнюючі ефекти можуть досягатися шляхом цілеспрямованого формування мікро- і нанооб'єктів в приповерхневих об'ємах, наприклад, – високодисперсних фаз проникнення або, також наприклад, – вуглецевими нанотрубками на сплавах титану (ці роботи виконуються за участю д.т.н., проф. В.Є. Панаріна) [24-26].

Досліджуються механізми та кінетика фазових перетворень при комбінованій лазерній та хіміко-термічній обробці, зокрема:

- встановлення закономірностей формування структури поверхнево-легованих об'ємів матеріалу деталей машин та інструменту на стадії охолодження із рідинного стану та в результаті фазових перетворень;
- встановлення кореляційних залежностей між дифузійними та сегрегаційними процесами на зовнішніх та внутрішніх поверхнях розділу;
- розробка методів прогнозування наперед заданого типу градієнтних структур в приповерхневих об'ємах матеріалу виробів завдяки

високоенергетичним впливам на поверхню і індукуванню таким шляхом дифузійного фазоутворення в приповерхневих об'ємах.

Отже, це – важливий і актуальний науковий напрямок.

Досліджуються системи із складними діаграмами фазової рівноваги, із великою кількістю карбідних, нітридних і карбонітридних фаз; із компонентами, термодинамічні, кристалофізичні і кристалохімічні властивості яких суттєво відрізняються, що обумовлює не тільки складність процесів дифузійного структуро- і фазоутворення, але і складність їх аналітичної реєстрації в експерименті (особливо, якщо фази – дрібнодисперсні, нанодисперсні).

По-друге. В цих експериментах термічні впливи продукуються специфічними шляхами: лазерного, електроіскрового та іншими високоенергетичними діями на речовину, – що викликає екстремальні термічні та механічні навантаження на матеріал. Причому ці навантаження здійснюються протягом дуже коротких (порядку мілісекунд) проміжків часу і в малих об'ємах речовини, що обумовлює високоградієнтні (за часом і просторовими параметрами) впливи на речовину, внаслідок чого структурно-фазові перетворення відбуваються за умов, дуже далеких від рівноважних.

Це означає, що наші уявлення про розвиток процесів структурно-фазових перетворень, які відбуваються при підвищених температурах за долі секунди тривалості термічного впливу, базуються не на прямих "вимірюваннях" того, що відбувається, а на підставі експериментального дослідження станів після їх фактичного загартування від високих температур (і точно не відомо – від яких саме температур, і з якою саме швидкістю).

Тому підходи, які зазвичай використовуються для характеристики структурно-фазових перетворень в масивних матеріалах на основі діаграм фазової рівноваги, для досліджуваних науковою групою Є.В. Іващенко процесів не можуть бути застосованими в повній мірі.

Безумовно, це робить завдання експериментатора-аналітика вкрай важким.

По-третє. Високоенергетичні (і швидкісні) впливи на поверхню породжують низку фізико-хіміко-механічних ефектів різної природи; вони визначають різні впливи на речовину, з урахуванням синергетичного ефекту. – в залежності від того, який ефект на який накладається, в який момент часу і протягом яких (дуже коротких) проміжків часу – порядку мілісекунд.

Наведене підтверджує складність як самих досліджень, так і їх інтерпретації – часто несподіваних – результатів. Експериментальні дані щодо комбінованої лазерної та хіміко-термічної обробки сплавів заліза в

реакційних насичуючих середовищах, представлені в роботах наукової групи доц. Є.В. Іващенко, містять багато прикладів цього.

Як відомо з літератури, лазерне легування елементами V, Mo, Al, Cr з метою зміцнення приповерхневих об'ємів матеріалу проводять в захисній атмосфері або на повітрі. При таких технологіях зміцнення не ставиться завдання сформувати в приповерхневих об'ємах високодисперсні, нанорозмірні карбідні, нітридні та карбонітридні фази проникнення. В той же час наявність великої кількості таких фаз в приповерхневому шарі є сприятливим фактором для підвищення твердості та зносостійкості.

Ідея Є.В. Іващенко полягає в тому, що можна досягти підвищення рівня зазначених властивостей завдяки тим технологічним прийомам, які дозволять збільшити вміст високодисперсних фаз проникнення в приповерхневих об'ємах матеріалу.

В якості таких технологічних прийомів обрано високоенергетичний вплив на процес формування структури приповерхневого шару шляхом лазерної обробки поверхні, використання в якості джерел фазоутворюючих елементів азот- та вуглецьвміщуючі середовища, різноманітних комбінацій насичуючих середовищ, поєднання лазерної обробки поверхні з хіміко-термічною та іншими технологічними прийомами. Саме при цих запропонованих технологічних прийомах можна очікувати формування покриттів з високодисперсними фазами проникнення за градієнтними розподілами.

В роботах по дослідженню комбінованої лазерної та хіміко-термічної обробки поверхні сплавів заліза в реакційних насичувальних середовищах розвинуто уявлення про те, що ускладнення складів і формування складних хімічних потенціалів, малі шляхи дифузії, суперпозиція і (або) дистанціювання за часом різних механізмів дифузії, – сукупна дія цих та ряду інших факторів, зумовлюють металознавчі ефекти, дослідження яких продовжує залишатися актуальною науковою задачею металознавства.

Можуть вважатися практично важливими для формування наукових основ створення нових технологій такі уявлення:

- про формування – за умов високоенергетичного впливу при лазерній та комбінованій лазерній хіміко-термічній обробці поверхні, – складних польових високонпружених станів, високодисперсних карбідних, нітридних та карбонітридних фаз проникнення, нерівноважних дискретно (локально)-неоднорідних структур, що забезпечує підвищення зносостійкості та твердості в порівнянні із властивостями матеріалу у вихідному стані;

- про вплив різного складу вуглець- та азотвміщуючих реакційних середовищ та їх агрегатного стану (газове, тверде, маслоподібне) на формування зміцнюючих приповерхневих квазішарових структур за

наявності нерівноважних станів, зумовлених швидкоплинними високоенергетичними навантаженнями (уявлення про такі квазішарові структури – наукова основа технологій створення перспективних функціонально-градієнтних матеріалів);

- про формування структури та властивостей як про багатостадійні процеси (наприклад, – при лазерній обробці сплавів Fe-Ti, що призводить до зміцнення азотованого шару при лазерній обробці);

- про те, що формування структури та властивостей на поверхні сплавів заліза в зоні лазерної дії може відбуватися за різними якісними моделями, які визначаються фізико-технологічними параметрами обробки (товщиною обмазки, густиною потужності, енергією та тривалістю імпульсу та ін.).

В якості прикладу модельні уявлення про формування нерівноважної дискретно-неоднорідної структури (на прикладі сплаву заліза, легованого Ti, у вуглецевонасичувальному середовищі) наведено на рис. 1.

В процесі дифузійних перерозподілів компонентів сплавів в таких системах градієнти концентрації не зникають, концентраційна однорідність не досягається; формуються кінетично стійкі квазішарові розподіли структурно-концентраційних та концентраційно-фазових неоднорідностей. В результаті суперпозиції ряду фізичних і хімічних ефектів і механізмів дифузії, під час високоенергетичної обробки поверхні, результуючі процеси набувають багатостадійного характеру.

Аналогічні уявлення розвиваються вченими кафедри фізики металів НТУУ "КПІ" в рамках тонкоплівкового металознавства (проф. Ю.М. Макогон, проф. С.М. Волошко), об'єкти дослідження якого формуються також за умов граничних значень термодинамічних і кінетичних параметрів процесів "випаровування – конденсація" в вакуумі [22, 23].

Звичайно, багато питань ще не з'ясовані, є "відкритими". Але і вже розвинуті уявлення і встановлені закономірності, на наш погляд, представляють значний науковий і практичний інтерес.

На завершення можна ще раз підкреслити, що для розвитку нових високоінтенсивних технологій на основі результатів металознавчих досліджень повинен бути задіяний весь арсенал способів спрямованого формування металевих матеріалів з граничними станами і параметрами: багатокомпонентність, квазібагатошаровість і нанорозмірність, наноструктурованість і нанофазність, використання екстремальних впливів в процесах отримання (енергетична активація, зовнішні поля, спрямоване легування і введення домішок) і обробки для створення термодинамічно нерівноважних, але кінетично стійких високоградієнтних структурних, концентраційних і фазових неоднорідностей.

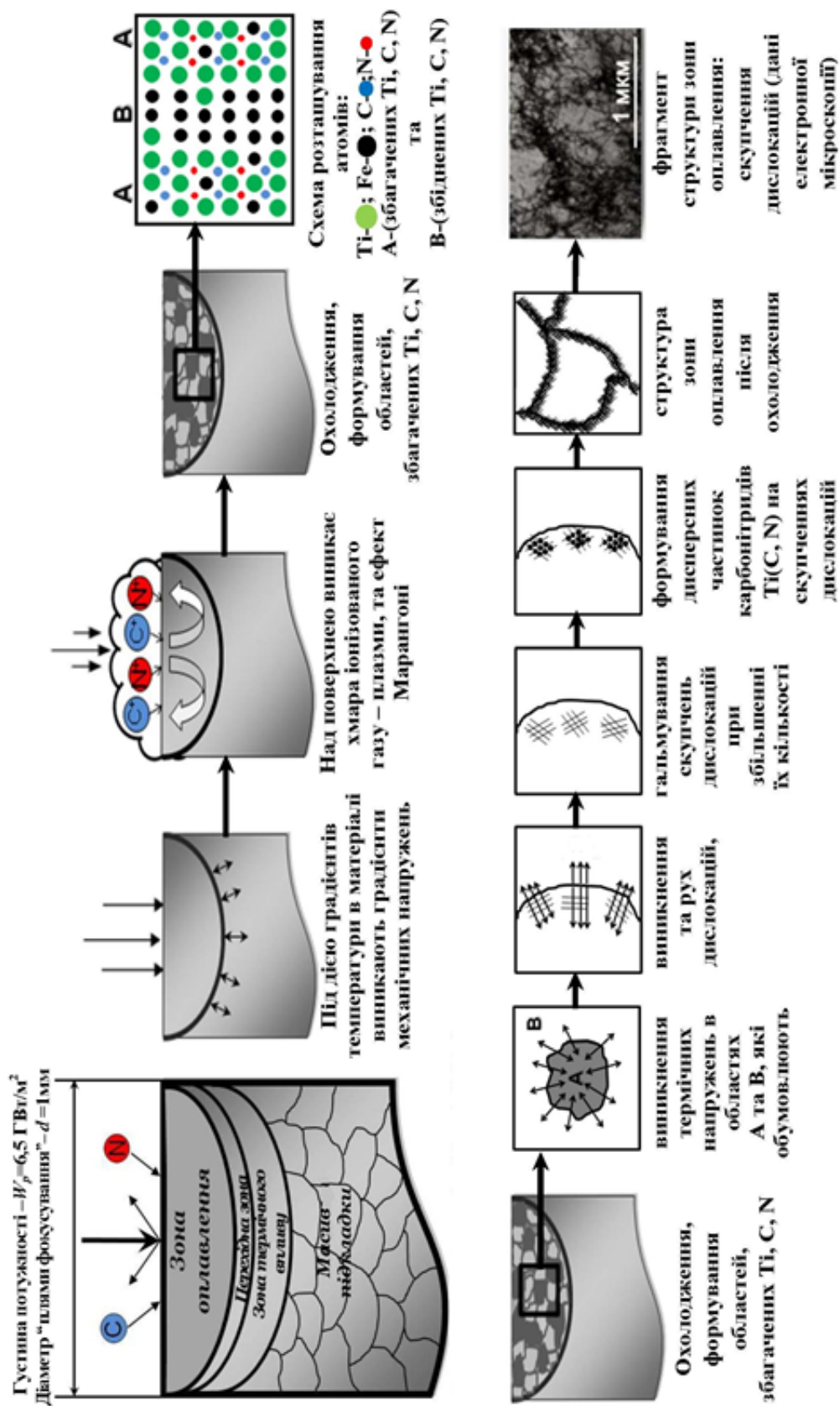


Рис.1 Модельні уявлення про формування нерівноважної дискретно-неоднорідної структури (на прикладі сплаву заліза легованого Ti у вуглецевонасичувальному середовищі)

Розширити спектр досяжних на практиці граничних станів і параметрів металевих матеріалів і їх стабілізація – таке в найбільш загальному вигляді сьогодні актуальне завдання в цьому секторі металознавчої науки та технологій.

Стаття підготовлена в рамках держбюджетної теми №2510-ф, яка фінансується МОН України в 2012-2014 роках.

Література

1. Robert W. Cahn. The Coming of Material Science. Pergamon Materials Series. – Pergamon, 2001. – 568 pp.
2. Сидоренко С.І., Іващенко Є.В., Мазанко В.Ф., Лобачова Г.Г. Структура та властивості поверхневих шарів сплавів заліза після комбінованого постадійного насичення азотом та вуглецем. *Металознавство та обробка металів* 2004. № 3. – с. 27 – 32.
3. Сидоренко С.І., Іващенко Є.В., Лобачова Г.Г. Зміна структури та властивостей поверхні заліза після електроіскрового легування. *Збірник тез міжнародної конференції “Современные проблемы физики металлов”*, Київ, Україна, 7-9 жовтня 2008 р. – с. 247.
4. Сидоренко С.І., Іващенко Є.В., Марченко Н.В., Ходаківський А.С. Модифікація поверхні сплавів заліза з титаном і хромом під дією лазерного випромінювання. *Тезиси міжнародної конференції “Современные проблемы физики металлов”*, 7-9 жовтня 2008г, Киев, Украина, – с. 245.
5. Сидоренко С.І., Чернега С.М., Демченко Л.Д., Іващенко Є.В. Поєднання дисперсійного твердіння при відпуску загартованих сплавів заліза із поверхневим іонним азотуванням та попередньою фізико-механічною обробкою поверхні. *Матеріали Міжнародної науково-технічної конференції "Сучасні аспекти металознавства та термічної обробки металів"*. 2010, м. Маріуполь. – сс. 107-110.
6. Сидоренко С.І., Франчік Н.В., Іващенко Є.В. Лазерна хіміко-термічна обробка сплавів заліза з Сг та Ті в реакційноактивних середовищах. *Тезиси доповіді на міжнародній науково-технічній конференції “Матеріали для роботи в екстремальних умовах-3”*, Україна, Київ, 28-29 грудня, 2010 р., сс. 184-186.
7. Сидоренко С.І., Франчік Н.В., Іващенко Є.В. Формування структури в сплавах заліза з хромом та титаном при лазерній хіміко-термічній обробці. *Металознавство та обробка металів* 2011, №2, – сс. 36-39.
8. Сидоренко С.І., Франчік Н.В., Іващенко Є.В. Формування евтектичної структури в приповерхневих шарах в сплавах заліза методом лазерного легування. *Тези II Всеукраїнської конференції молодих вчених «Сучасне металознавство: матеріали та технології»*, Україна, Київ, 16-18 листопада, 2011 р., – С. 279.
9. Сидоренко С.І., Іващенко Е.В., Головкин Л.Ф., Красавин А.П., Марченко Н.В. Структура и свойства покрытий полученных методом лазерного легирования карбидом титана сплавов железа в насыщающих средах. *Тезиси п'ятої міжнародної конференції “МЕЕ-2008”*, 22-26 вересня 2008г., Большая Ялта, Жуковка, Автономная республика Крым, Украина, – С. 217.
10. Сидоренко С.І., Іващенко Е.В., Лобачова Г.Г. Формирование структуры и фазового состава поверхностного слоя при термомеханическом воздействии в процессе

электроискрового легирования. Тезисы докладов “Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов”, Россия, Москва, 27 – 29 октября 2009. – С. 66.

11. Сидоренко С.И., Иващенко Е.В., Франчик Н.В. Термомеханическое воздействие на поверхность сплава Fe+1% Ti при лазерной обработке в жидкой углеродсодержащей среде. Тезисы “Бернштейновские чтения” – по термомеханической обработке металлических материалов, 27-29 октября, 2009г, Москва, Россия, – С.67.

12. Сидоренко С.И., Иващенко Е.В., Лобачова Г.Г., Мазанко В.Ф., Миронов Д.В., Храновская Е.Н. Формирование и свойства поверхностного слоя при сочетании процессов азотирования и электроискрового легирования титаном, хромом сплавов железа. Сборник докладов 6-ой Международной конференции “Взаимодействие излучений с твердым телом” (ВИТТ-2005), Минск, Беларусь, 28-30 сентября 2005 г. – сс. 430 – 432.

13. Сидоренко С.И., Иващенко Е.В., Марченко Н.В., Лобачова Г.Г. Электронно-микроскопическое исследование зоны термического воздействия после лазерной обработки сплавов железа в азот- и углерод содержащей атмосфере. Тезисы докладов международной конференции "HighMatTech". Киев, 2007, – С.181.

14. Сидоренко С.И., Иващенко Е.В., Лобачова Г.Г., Мазанко В.Ф. Структура и свойства покрытий, полученных методом электроискрового легирования железа титаном и хромом в насыщающих средах. Тези доповідей п'ятої міжнародної конференції “Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий”, Жуковка, АР Крим, Україна, 22-26 вересня 2008 р. – с. 211.

15. Sidorenko S.I., Ivashchenko E.V., Lobachova G.G., Mazanko V.F. Diffusive redistribution of Ti, Zr and Cr at the electro-sparking alloying. 4-th international workshop “Diffusion and Diffusional phase transformations in alloys DIFTRANS-2007”, Uman, Cherkasy region, Ukraine, 16-21 July 2007. – pp. 146 – 147.

16. Sidorenko S.I., Ivashchenko Ie.V., Marchenko N.V. Structure of diffusive area after the saturation of alloys of iron by a carbon and nitrogen under the action of laser irradiation. 4-th international workshop “Diffusion and Diffusional phase transformations in alloys DIFTRANS-2007”, Uman, Cherkasy region, Ukraine, 16-21 July 2007. – p. 140.

17. Sidorenko S.I., Ivaschenko E.V., Lobachova G.G., Mazanko V.F. The influence of Ti and Zr on the diffusion of isotope ^{63}Ni in the iron surface layer at Electric-spark alloying in carbon containing environment. Defect and Diffusion Forum Vol. 277. Switzerland, 2008, – pp. 87-90.

18. S.I. Sidorenko, E. Ivashchenko, G. Lobachova Diffusion Distribution of Elements in Nearsurface Zone of Fe-alloys at the Electric-spark Alloying and Subsequent Chemical Heat Treatment. Тезисы докладов. International workshop Svitanok. Diffusion, Stress, Segregation and Reactions (DSSR-2012). Cherkasy region, June 1-7, 2012, – pp. 156-159.

19. S.I. Sidorenko, Ye.V. Ivashchenko, N.V. Franchik Stresses and structure effects in Fe-alloys with Cr and Ti under combined laser, chemical and thermal treatment with reactionary saturating agents. Abstracts of the E-MRS Fall Meeting. Symposium B. Stress, structure and stoichiometry effects on the properties of nanomaterials II. Num. B 16. Warsaw University of Technology, Poland, September 16-20, 2013.

20. S.I. Sidorenko, Ye.V. Ivashchenko, G.G. Lobachova Quasilayered composite materials formation in Fe-alloys by electric-spark alloying with Zr, Ti, Cr. Abstracts of the E-MRS Fall Meeting. Symposium E. Perspective composites: materials, production, design,

analysis, applications and markets. Num. E 40. Warsaw University of Technology, Poland, September 16-20, 2013.

21. С.І. Сидоренко, Є.В. Іващенко, Н.В. Франчік, Комбінована лазерна та хіміко-термічна обробка сплавів заліза в реакційних насичувальних середовищах. – Київ: Наукова думка, 2013. – 137 стор.

22. С.И. Сидоренко. Предельные состояния в тонких металлических пленках. Неорганическое материаловедение: Энциклопед. изд.: В 2 т. / Под ред. В.В. Скорохода, Г.Г. Гнесина. – Киев: Наук. думка, 2008. – Т. 1: Основы науки о материалах. – С. 459–481.

23. С.І. Сидоренко, М.О. Васильєв, С.М. Волошко. Дифузія в металевих плівках з мікро- та нанорозмірною структурою. – Київ: Наукова думка, 2011. – 567 с.

24. V.E.Panarin, I.L.Oborsky, Wear-resistant coatings on the iron basis, obtained at nonequilibrium conditions of electrospark method. Вісник Київського національного університету технологій і дизайну. 2012, №4, с.52-55.

25. В. Є. Панарін, М. Є. Свавільний, М. В. Кіндрачук, Є. В. Корбут, До питання організації міжфазної взаємодії у композиційних покриттях, зміцнених вуглецевими нанотрубками. Проблеми тертя та зношування.-К.:НАУ, 2013.-№1(60). с.86-90.

26. В.Є. Панарін, М.Є. Свавільний, М.В. Кіндрачук, Є.В. Корбут, Обмеження міжфазної взаємодії у композиційних покриттях, зміцнених вуглецевими нанотрубками, створенням дифузійного бар'єра. 11 Міжнародний симпозіум українських інженерів-механіків у Львові.15-17 Травня, 2013р. м. Львів. стор.197-198.

УДК 669.147:536.243

МАТЕМАТИЧНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ВЗАЄМОДІЇ ПЛАВКОГО ІНОКУЛЯТОРА З МЕТАЛЕВИМ РОЗПЛАВОМ ПРИ БЕЗПЕРЕРВНОМУ РОЗЛИВАННІ СТАЛІ

Є. В. Синегін, Б. М. Бойченко, В. Г. Герасименко, Л. С. Молчанов

Національна металургійна академія України

Авторами розглянуто один зі способів зовнішнього впливу на метал у передкристалізаційний період, спрямований на підвищення якості твердого металу та пришвидшення його тверднення через ініціацію об'ємної кристалізації – використання порошкового інокулятора-мікрохолодильника. Стаття присвячена вирішенню задачі плавлення залізного порошку змішаного гранулометричного складу, розв'язання якої неможливе у лабораторних або промислових умовах через значну швидкоплинність процесу та екстремальні температури. Розроблений та реалізований авторами алгоритм дозволив дослідити процес теплообміну між мікроскопічними часточками порошку та рідким розплавом, а також визначити раціональну витрату та гранулометричний склад залізного порошку для умов безперервного розливання сталі низьковуглецевих марок

Авторами рассмотрен один из способов внешнего воздействия на металл в предкристаллизационный период, направленный на повышение качества твердого металла и ускорение его затвердевания посредством инициации объемной кристаллизации – использование порошкового инокулятора-микрохолодильника. Статья посвящена решению задачи плавления железного порошка смешанного гранулометрического состава, решение которой невозможно в лабораторных или промышленных условиях вследствие значительной скоротечности процесса и экстремальных температур. Разработанный и реализованный авторами алгоритм позволил изучить процесс теплообмена между микроскопическими частичками порошка и жидким расплавом, а также определить рациональный расход и гранулометрический состав железного порошка для условий непрерывной разливки стали низкоуглеродистых марок

Considered one of ways of external influence on metal right before its crystallization in order to improve the quality of solid metal and speed up its solidification by initiation of volume crystallization – application of powder

inoculators-microfrigerators. The article describes the solution of problem of fusion of a granulometric heterogeneous iron powder that cannot be solved by laboratory or industrial experiment because of significant rapidity of process and extreme temperatures. The algorithm developed and instrumented by authors has allowed to study process of heat exchange between microscopic particles of the powder and liquid melt, and also to determine the rational consumption and particle-size distribution of the iron powder for continuous casting of low-carbon steel

Вступ

За головними показниками: продуктивності і якості готової продукції - безперервне розливання сталі набагато випереджає технології розливання у зливки [1]. Проте, безперервнолитій заготовці, як і будь-якому великому зливку, властиве утворення хімічної і структурної неоднородності, що виникає в процесі кристалізації рідкого металевого розплаву. Швидкість тверднення заготовки, що визначає продуктивність машини безперервного лиття заготовки, також досягла своїх меж і наразі лімітується внутрішнім тепловим опором заготовки [2].

Об'ємна кристалізація металевого розплаву, яка ініційована присутністю в об'ємі металу зародків твердої фази, дозволяє не лише вирішити обидві задачі, пригнічуючи процеси ліквідації розчинених у металі домішок та істотно збільшуючи поверхню теплопередачі, але й істотно збільшити енергоефективність процесу безперервного розливання сталі, за рахунок підвищення продуктивності МБЛЗ і зниження частки бракованої продукції.

Постановка задач дослідження

В умовах безперервного розливання сталі найбільш технологічно виправданим є застосування у якості інокулятора порошкового мікрохолодильника у формі залізного порошку, що відповідно до ДСТУ 9849-86 "Порошок залізний" [3] поставляється з різним гранулометричним складом. Введення його в рідку сталь призводить до нерівномірної зміни теплофізичних параметрів останньої внаслідок поступового плавлення різних фракцій порошку, що, відповідно, впливає й на імовірність існування та росту центрів кристалізації.

Процес плавлення часточок залізного порошку фракцією до 1 мм у металевому розплаві є надто швидкоплинним (за сприятливих умов його тривалість трохи більша за 1 секунду) для його вивчення методами фізичного моделювання чи в умовах промислового експерименту. Тому найкраще для дослідження цього складного процесу підходить математичне моделювання, яке дозволяє визначити найбільш значущі з

технологічного погляду параметри взаємодії залізного порошку з металевим розплавом.

Основною задачею застосування інокулятора-мікрохолодильника є зняття перегріву рідкої сталі і створення в її об'ємі достатньої для ініціювання об'ємної кристалізації кількості зародків твердої фази. Для цього витрату і гранулометричний склад інокулятора слід підбирати таким чином, щоб після зниження температури сталі до температури плавлення порошку в його об'ємі зберігалася висока концентрація твердої фази, а діаметр часточок перевищував критичний, за якого вони розплавляються в рідкому металі.

Методика проведення експериментів

Для моделювання плавлення порошку змішаного гранулометричного складу розроблений циклічний алгоритм реалізований у редакторі сценаріїв *Visual Basic*, що включає вирішення задачі нагріву і плавлення сферичних часток різної фракції (рис. 1).

Після початку розрахунку (блок №1) здійснюється введення фізико-хімічних сталих металевого розплаву і твердих часточок порошку (блок вводу №2): густини ρ , питомої теплоємності c , теплопровідності λ , в'язкості розплаву ν , коефіцієнта температуропровідності a , теплоти плавлення L , температури ліквідус порошку і розплаву $t_{лікв}$, питомої масової витрати порошку G .

Для наступного вирішення задачі процес плавлення порошку умовно поділяємо на k етапів, закінчення кожного з яких відповідає часу τ_i повного розплавлення часточок найменшої фракції порошку, що лишилися в розплаві. По завершенні кожного етапу відбувається зниження температура рідкої сталі до t'_{cm} , нагрів великих фракцій порошку до температури t'_{ni} та часткове оплавлення дрібніших до діаметра d'_{ni} . Зміна цих параметрів враховується на наступному етапі, реалізованому блоком циклу №3.

Блок циклу включає операції по введенню (блок №4) початкових умов (початкової температури кожної фракції t_{ni} та її діаметра d_{ni} , і початкової температури сталі t_{cm}) і розрахунок (блок №5) цих же величин для кожної фракції порошку наприкінці i -ого етапу. У випадку зниження температури рідкої сталі нижче температури ліквідус порошку $t_{н.лікв}$ (блок умови №6) його плавлення повністю зупиняється, цикл обривається достроково, а розрахунок охолодження сталі за рахунок нагрівання нерозплавлених фракцій порошку виконується блоком №7. Якщо ж температура сталі більша за температуру ліквідус порошку, виконується наступний етап циклу. За будь-якого варіанту завершення циклу результат розрахунку виводиться на екран (блок №8).

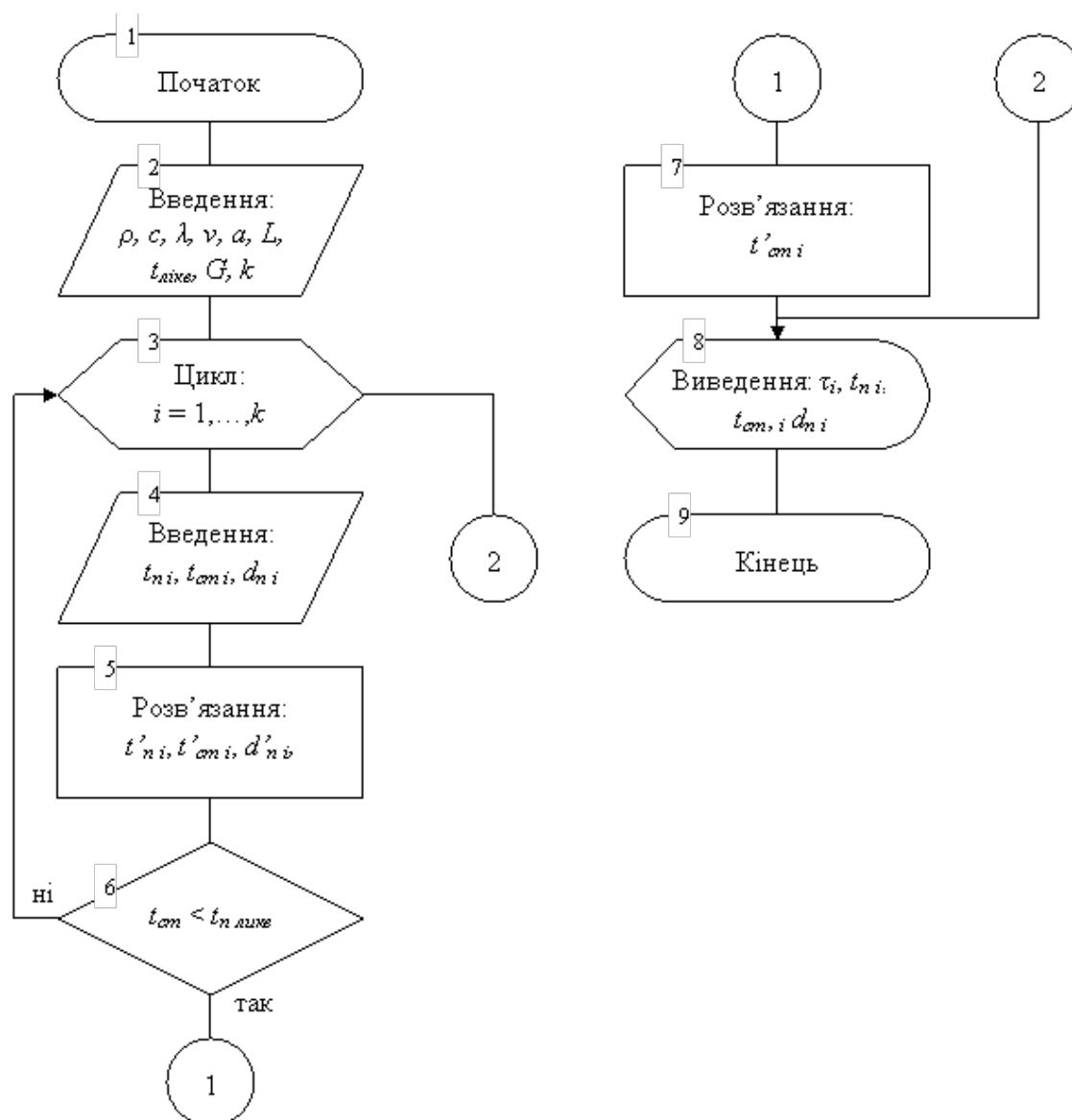


Рис. 1 Алгоритм вирішення задачі плавлення залізного порошку змішаного гранулометрического складу в металевому розплаві

У блоці №5 закладене вирішення задачі нагріву сферичного тіла обмеженої теплопровідності $\lambda \neq \infty$ за умови сталості температури навколишнього середовища $t_{ef} = \text{const}$ [4], а також задача плавлення рівномірно прогрітої сфери з безперервним видаленням рідкої фази з її поверхні (за рахунок конвекційних потоків металевого розплаву, що омивають часточку) [5]. Вибір методики вирішення задачі нагріву часточок обумовлений виконанням за умов природної конвекції ($Nu \approx 2$) умови $Bi \geq 0,25$ [4].

Вирішення задачі нагріву тіла до температури плавлення виконували за методом теплової діаграми проф. І.Д. Семикіна [4]. Щільність теплового

потоків від рідкої сталі до поверхні часточки після досягнення її поверхнею температури плавлення визначається за рівнянням

$$q_{тв.нов.поч} = \alpha(t_{ст} - t_{н.лікв}), \text{ Вт/м}^2, \quad (1)$$

де α – коефіцієнт тепловіддачі, що розраховується для умов природної конвекції ($Nu \approx 2$), або у випадку відомої швидкості руху часточки у потоці сталі з числа Нуссельта [6]

$$Nu = 2 + 0,03 \cdot Pr^{1/3} \cdot Re^{0,54} + 0,35 \cdot Pr^{0,36} \cdot Re^{0,58}, \quad (2)$$

або спрощеного варіанту [7]

$$Nu = 2 + 0,6 \cdot Pr^{0,5} \cdot Re^{1/3}, \quad (3)$$

де Pr , Re – відповідно числа Прандтля та Рейнольдса.

Різниця температури часточки порошку на поверхні та у центрі складає

$$\Delta t_{тв.поч} = \frac{q_{тв.нов.поч} R_{ij}}{K_2 \lambda_{тв}}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (4)$$

де R_{ij} – радіус часточки j -ої фракції на i -ому етапі плавлення, м;

K_2 – коефіцієнт усереднення щільності теплового потоку по товщині тіла у даний момент часу;

$\lambda_{тв}$ – теплопровідність твердої часточки, Вт/(м·°C).

Середньомасова температура часточки

$$\bar{t}_{тв.поч} = t_{н.лікв} - \frac{K_3 - 1}{K_3} \Delta t_{тв.поч}, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (5)$$

де K_3 – коефіцієнт усереднення щільності теплового потоку по товщині тіла у даний момент часу.

Тривалість нагріву поверхні часточки від початкової температури до температури плавлення становить

$$\tau_{\text{наг}} = \frac{\Delta I_{\text{наг}}}{q_{\text{тв.пов.поч}} F}, \text{ с} \quad (6)$$

де F – площа поверхні сферичної частки, м^2 ;

$\Delta I_{\text{наг}}$ – приріст тепловмісту часточки за час $\tau_{\text{наг}}$

$$\Delta I_{\text{наг}} = mc_n (\bar{t}_{\text{тв.поч}} - t_{\text{н.поч}}), \text{ Дж}, \quad (7)$$

де m – маса часточки, кг ;

c_n – теплоємність часточки, $\text{Дж}/(\text{кг} \cdot ^\circ\text{C})$;

Після нагріву поверхні часточки до температури плавлення відбувається остаточний догрів решти її об'єму до температури плавлення. Впродовж догріву тепловміст часточки збільшується на величину, що може бути визначена за рівнянням (8). Тоді тривалість догріву $\tau_{\text{догр}}$ визначають за рівнянням, яке аналогічне рівнянню (6).

$$\Delta I_{\text{догр}} = mc_n (t_{\text{н.лікв}} - \bar{t}_{\text{тв.поч}}), \text{ Дж}. \quad (8)$$

Тривалість безпосередньо процесу плавлення частки визначаємо для умов безперервного видалення рідкої фази з поверхні часточки конвекційними потоками рідини

$$\tau_{\text{пл}} = \frac{R_{i1} \rho_n L}{q_{\text{тв.поч.пов}}}, \text{ с}, \quad (9)$$

де R_{i1} – радіус часточки порошку найменшої фракції на i -ому етапі розрахунку, м ;

ρ_n – густина порошку, $\text{кг}/\text{м}^3$;

L – теплота плавлення часточки, $\text{Дж}/\text{кг}$.

Загальний приріст питомого тепловмісту часточки j -ої фракції на i -ому етапі за весь час її існування в об'ємі рідкого розплаву складає

$$\Delta i_{ij} = \frac{\Delta I_{\text{нагр}} + \Delta I_{\text{догр}}}{m} + L + c_n (t_{\text{ст}} - t_{\text{н.лікв}}), \text{ Дж}/\text{кг}. \quad (10)$$

Розрахунок за рівняннями (1-10) виконується для часточок порошку найменшої фракції, що існують у об'ємі розплаву. Більші за розміром фракції

порошку можуть в залежності від їх розмірів або нагріватися до певної температури, або нагріватися до температури плавлення і частково розплавлятися. У першому випадку приріст її питомого тепловмісту знаходимо з виразу (6), а кінцеву температуру – з виразу (7). У разі ж, якщо тривалість догріву часточки менше загальної тривалості i -ого етапу $\tau_{нагр} + \tau_{догр} < \tau_i$, відбувається її часткове розплавлення до розміру

$$R_{i(j>1)кін} = R_{i(j>1)поч} - \frac{q_{тв.пов.поч}}{\rho_n L} (\tau_i - \tau_{нагр} - \tau_{догр}), \text{ м.} \quad (11)$$

Змінення питомого тепловмісту частково розплавленої часточки розраховується за рівнянням

$$\Delta i_{i(j>1)} = \frac{\Delta I_{нагр} + \Delta I_{догр} + \frac{4}{3} \pi \rho_n [R_{i(j>1)поч}^3 - R_{i(j>1)кін}^3] [L + c(t_{ст} - t_{н.лікв})]}{m}, \text{ Дж/кг} \quad (12)$$

За отриманими величинами зміни питомого тепловмісту, використовуючи рівняння теплового балансу системи «розплав-порошок», розраховуємо зменшення температури розплаву наприкінці i -ого етапу плавлення

$$\Delta t_i = \frac{G_i}{10 c_{ст}} \sum_{j=1}^k p_j \Delta i_j, \text{ } ^\circ\text{C}, \quad (13)$$

де G_i – масова концентрація порошку на i -ому етапі, кг/т сталі;
 $c_{ст}$ – питома теплоємність рідкої сталі, Дж/(кг·°C);
 p_j – частка j -ої фракції порошку у суміші.

Повне розплавлення найменшої фракції порошку і відповідне збільшення маси розплаву на кожному етапі вимагає перерахунку масової концентрації порошку за рівнянням

$$G_{i>1} = \frac{1 - p_{i-1}}{10 \left(\frac{10}{G_{i-1}} + p_{i-1} \right)}, \text{ кг/т}, \quad (14)$$

де G_{i-1} – масова концентрація порошку на попередньому ($i-1$)-ому етапі циклу, кг/т;

p_{i-1} – масова частка порошку, що розплавився на попередньому етапі циклу.

Окрім цього блоком №5 виконується розрахунок питомої поверхні $S_{\Sigma i}$ часток порошку, віднесеної до одиниця об'єму металу і числа центрів кристалізації в одиниці об'єму рідкого металу ($ЧЦ$), що розраховуються за наступними рівняннями:

$$S_{\Sigma i} = 3 \cdot 10^{-7} \cdot G_i \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j}, \text{ м}^2/\text{м}^3 \text{ (1/м)}, \quad (15)$$

$$ЧЦ_{i=1} = 7,5 \cdot 10^{-14} \frac{G_1}{\pi} \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \sum_{j=1}^k \frac{p_j}{R_j^3}, \text{ см}^{-3}, \quad (16)$$

$$ЧЦ_{i>1} = \left(ЧЦ_{i-1} - \frac{3p_{j-1}G_{i-1}}{4\pi R_{j-1}^3} \cdot \frac{\rho_{cm}}{\rho_n} \right) (1 + p_{j-1} \cdot G_{i-1})^{-1}, \text{ см}^{-3}, \quad (17)$$

де ρ_{cm} – густина рідкої сталі, кг/м³;

R_j, R_{j-1} – радіус часточки порошку відповідно j -ої фракції та фракції, що повністю розплавилася на попередньому етапі розрахунку, мкм.

Після завершення розрахунку (блок №5) програма перевіряє, чи зменшилася температура сталі нижче температури плавлення порошку, і у разі невиконання цієї умови виконує розрахунок наступного етапу плавлення порошку з урахуванням падіння температури сталі та концентрації порошку у ній, а також підвищення температури часточок порошку і їх часткового розплавлення.

Замість математичних виразів (1-13) можливо також застосування в блоці №5 математичних моделей, запропонованих у роботах [8-10], які, однак, несуттєво ускладнюють рішення задачі і знижують точність результату. Шляхом перевірки адекватності розробленого алгоритму за балансовими рівняннями теплообміну в системі «порошок-розплав» отримана похибка кінцевої температури у 1-1,5 °С.

Результати досліджень

Моделювання здійснювали для умов розливання на МБЛЗ низьковуглецевої сталі марки 09Г2С з введенням інокулятора у формі залізного порошку, отриманого методом розпилення розплаву (ПЖР3.200.26, ПЖР3.315.26, ПЖР3.450.26) та відновлення (ПЖВ3.71.26,

ПЖВ3.160.26, ПЖВ3.450.26), гранулометричний склад якого представлено на рис. 2 [3].

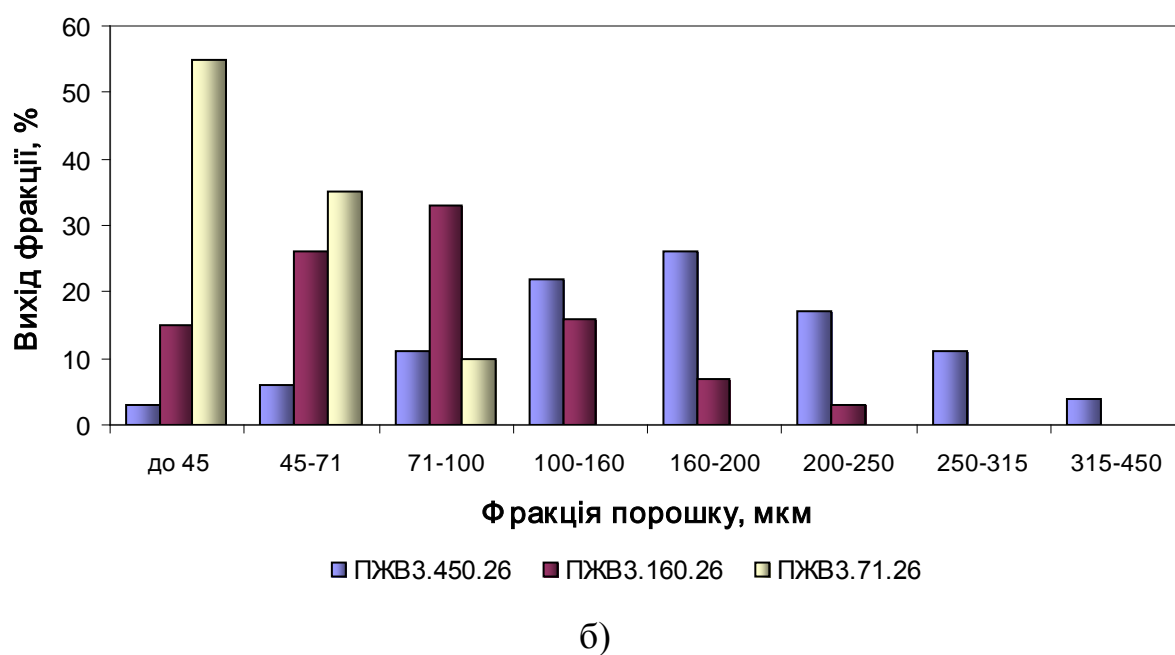
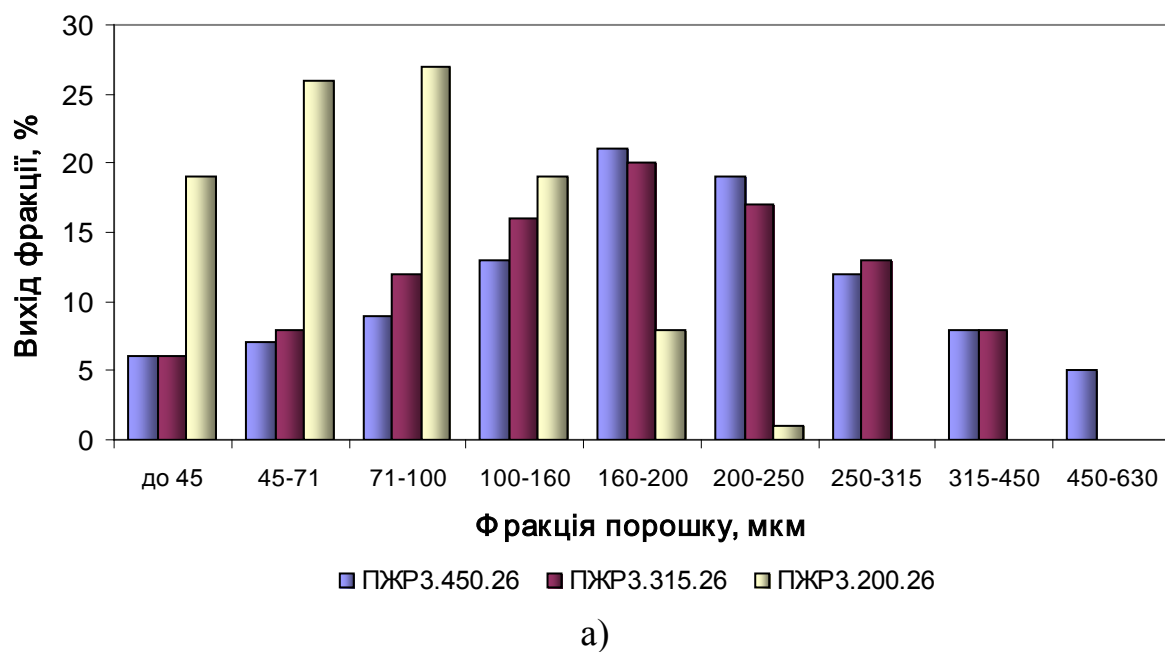


Рис. 2 Гранулометричний склад залізного порошку, отриманого:
а) методом розпилення металевого розплаву водою високого тиску чи стиснутим повітрям, б) відновленням

Витрату порошку змінювали в межах 2÷6 кг/т сталі. Температура ліквідус сталі і залізного порошку отриманого розпиленням і відновленням, що розрахована за методикою [11], склала відповідно 1510, 1527, 1525 °С. Перегрів сталі обраної марки перед розливанням на МБЛЗ за нашими даними складає 25°С. Інші фізико-хімічні параметри рідкої сталі і порошку прийняті з довідкової літератури [6,10,11].

На рисунку 3 наведено динаміку падіння температури сталі внаслідок нагріву і плавлення інокуляторів у формі залізного порошку різних марок, отриманого розпиленням та відновленням. З метою візуалізації швидкоплинних процесів на початку плавлення порошку графіки наведено в залежності від десятичного логарифму часу у мілісекундах, починаючи з 1 мс. Аналіз плавлення порошку до 1 мс не піддається розрахунку через відсутність даних щодо гранулометричного складу порошку фракцією менше 45 мкм, оскільки плавлення саме цих фракцій порошку відбувається протягом першої мілісекунди процесу.

Логарифмічна шкала, однак не дає змогу адекватно проаналізувати зміну швидкості охолодження сталі впродовж обробки інокуляторами. Цей показник $\frac{\partial t_{cm}}{\partial \tau} = f(\tau)$, отриманий шляхом диференціювання функції температури від часу, графічне зображення якої наведено на рис. 3, представлено на рис. 4 також у логарифмічній системі координат.

З аналізу графіків на рис. 4 можна помітити, що процес охолодження розплаву порошковим інокулятором змішаного гранулометричного складу нагадує криву Гауса і може бути умовно поділений на 3 фази, тривалість яких залежить від гранулометричного складу порошку: 1) період прискореного охолодження, 2) період максимальної швидкості охолодження, 3) період уповільненого охолодження.

Перший період прискореного охолодження сталі дрібними фракціями порошку, найбільш чітко виражений у порошках з незначною часткою дрібних фракцій (рис. 4 г, д, е). Його тривалість для порошків цих марок не перевищує 10 мс, протягом яких швидкість охолодження розплаву зростає до 200÷750 °С/с в залежності від витрати порошку.

Збільшення масової частки дрібних фракцій розміром до 45 мкм пригнічує період прискореного охолодження, зменшуючи його тривалість менш ніж до 1 мс, протягом якої швидкість охолодження зростає до максимальної величини (до 1600 °С/с) і далі монотонно зменшується до 0. Наявність цього періоду можна пояснити великими значеннями щільності теплового потоку через межу «розплав-часточка» внаслідок великої різниці температури, що призводить до плавлення маси часточок, яка постійно збільшується через зростання масової частки більших фракцій (див. рис. 2).

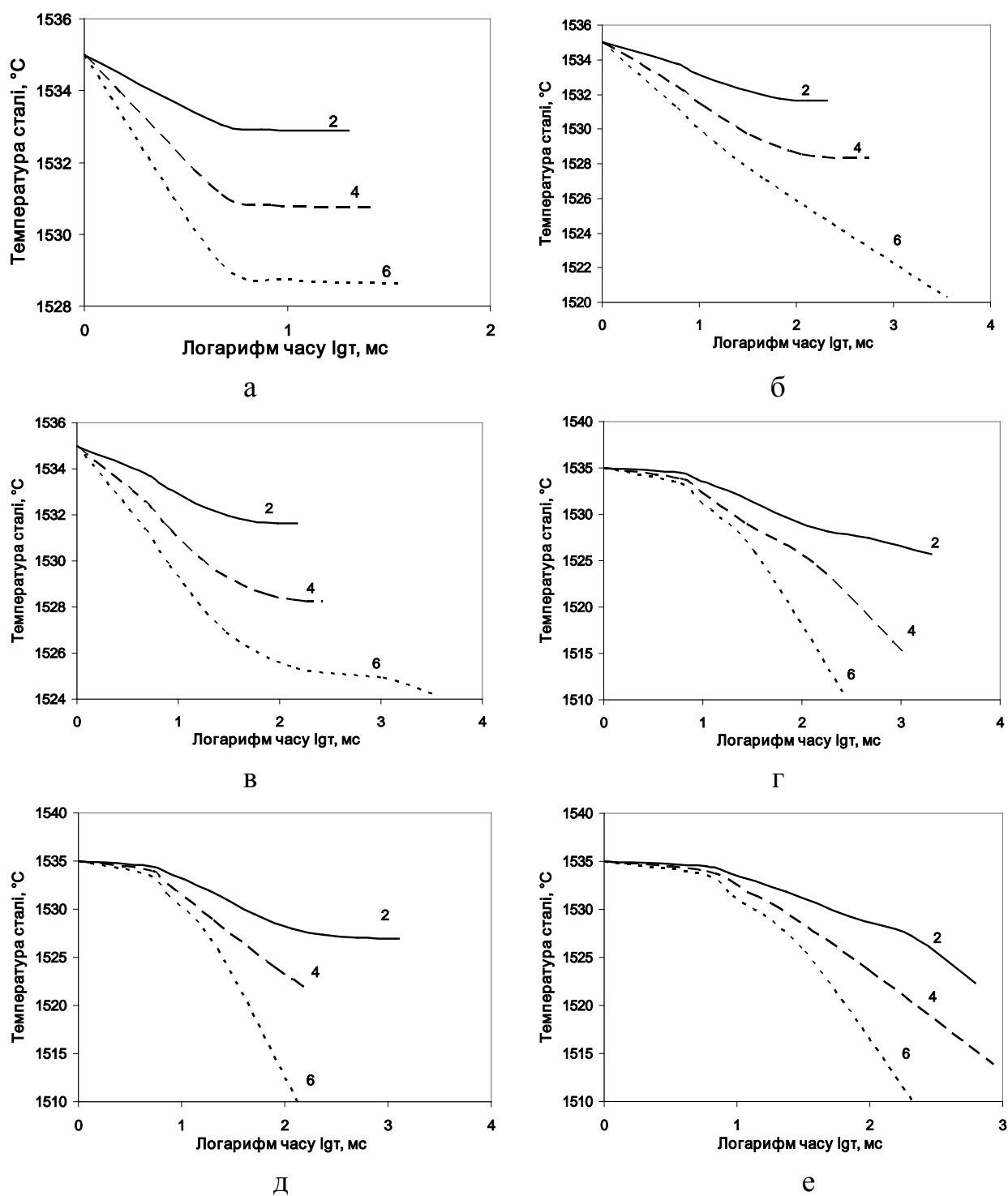


Рис. 3 Динаміка падіння температури сталі при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрата залізного порошку, кг/т сталі)

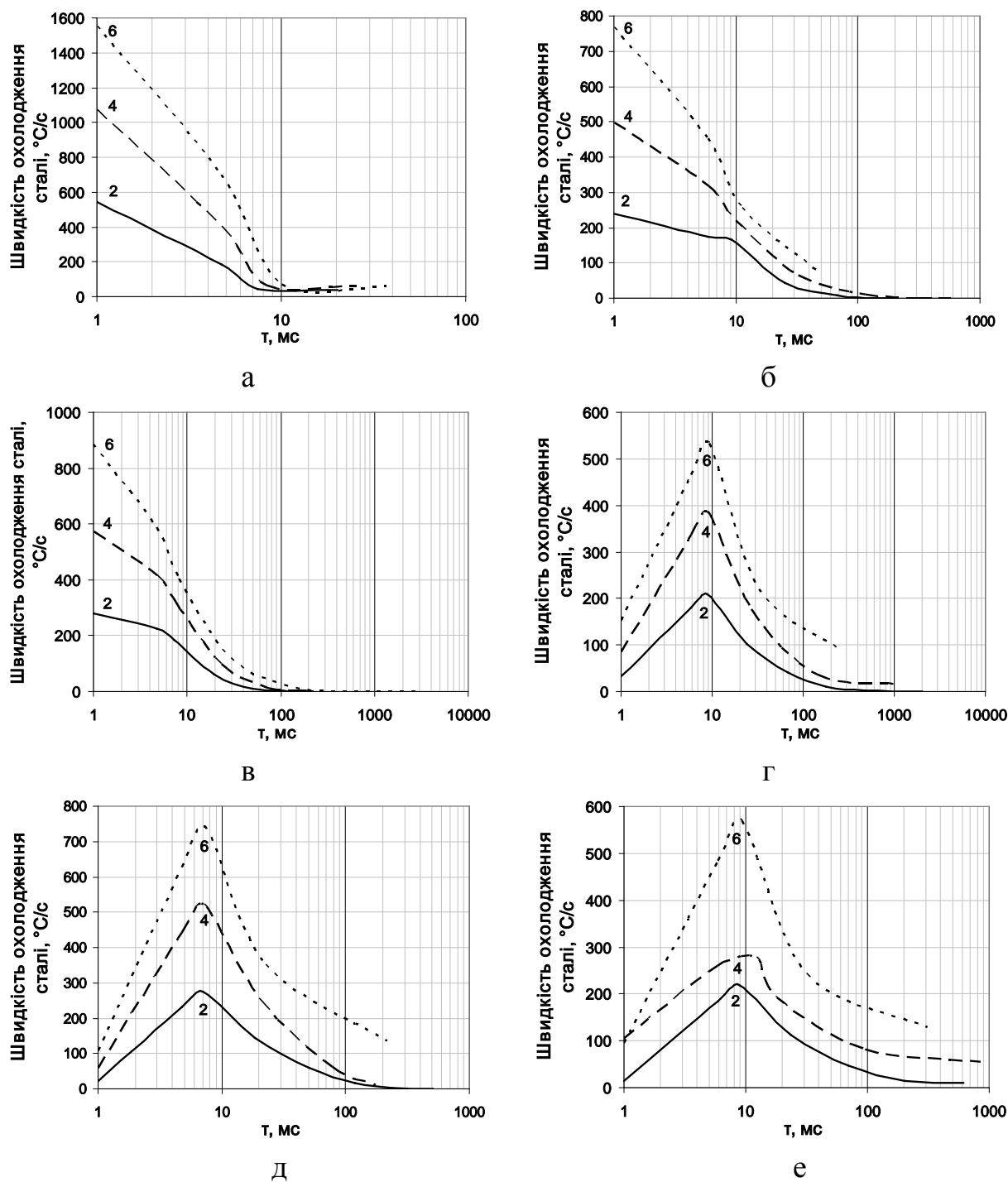


Рис. 4 Швидкість падіння температури сталі при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрата залізного порошку, кг/т сталі)

Через деякий час у розплаві лишаються лише часточки середніх та великих розмірів, тривалість плавлення яких особливо більша в умовах

зменшення теплового потоку від сталі внаслідок їх прогріву. Максимальна швидкість охолодження триває протягом кількох мілісекунд при використанні крупнодисперсних порошків та частки мілісекунди – при використанні дрібнодисперсних, після чого починає монотонно зменшуватися.

Наступне зменшення тепловмісту охолодженої сталі відбувається в умовах низького теплового потоку від добре прогрітих часточок порошку великих розмірів (рис. 5), масова частка яких в розплаві незначна. Уповільнення плавлення часточок за цих умов призводить до монотонного уповільнення швидкості охолодження сталі.

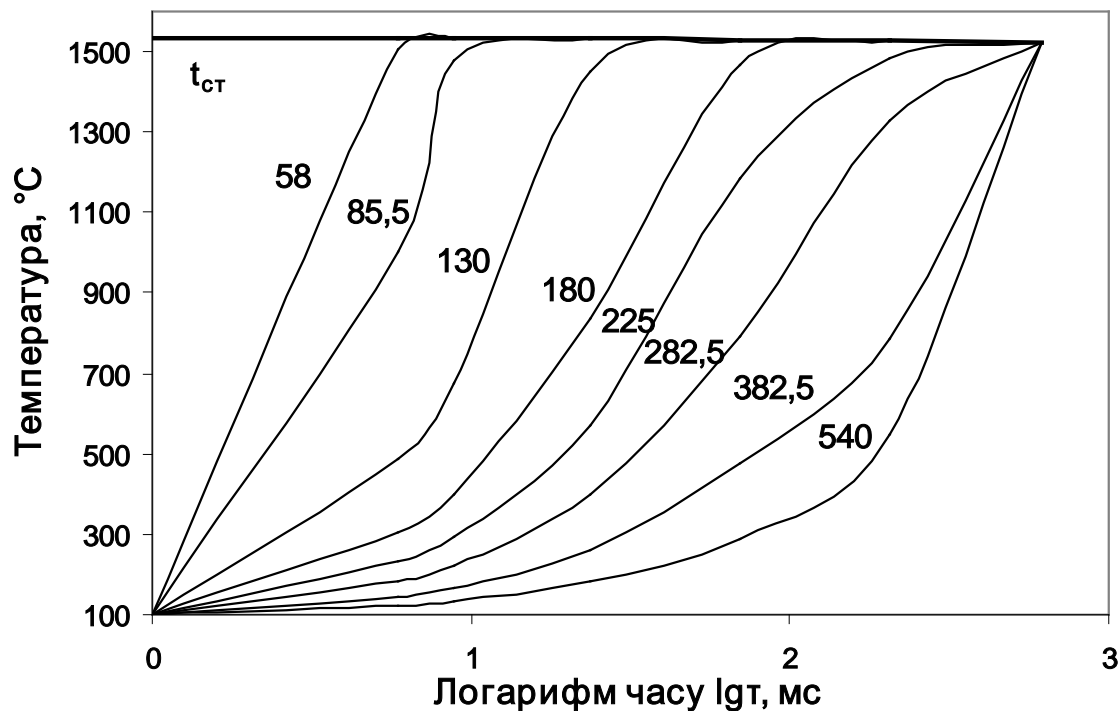


Рис. 5. Температурна діаграма плавлення кожної фракції порошку марки ПЖР3.450.26 при його витраті 2 кг/т (цифри біля кривих – розмір фракції)

Окрім зменшення перегріву сталі над температурою ліквідус іншою метою використання інокуляторів у формі залізного порошку є створення у об'ємі розплаву штучних центрів кристалізації, які ініціюватимуть об'ємну кристалізацію розплаву. Існування у об'ємі розплаву стійких центрів кристалізації є можливим за умови, коли фактична температура сталі менша за температуру плавлення порошку. Динаміка зменшення кількості центрів кристалізації у об'ємі розплаву наведена на рисунку 6.

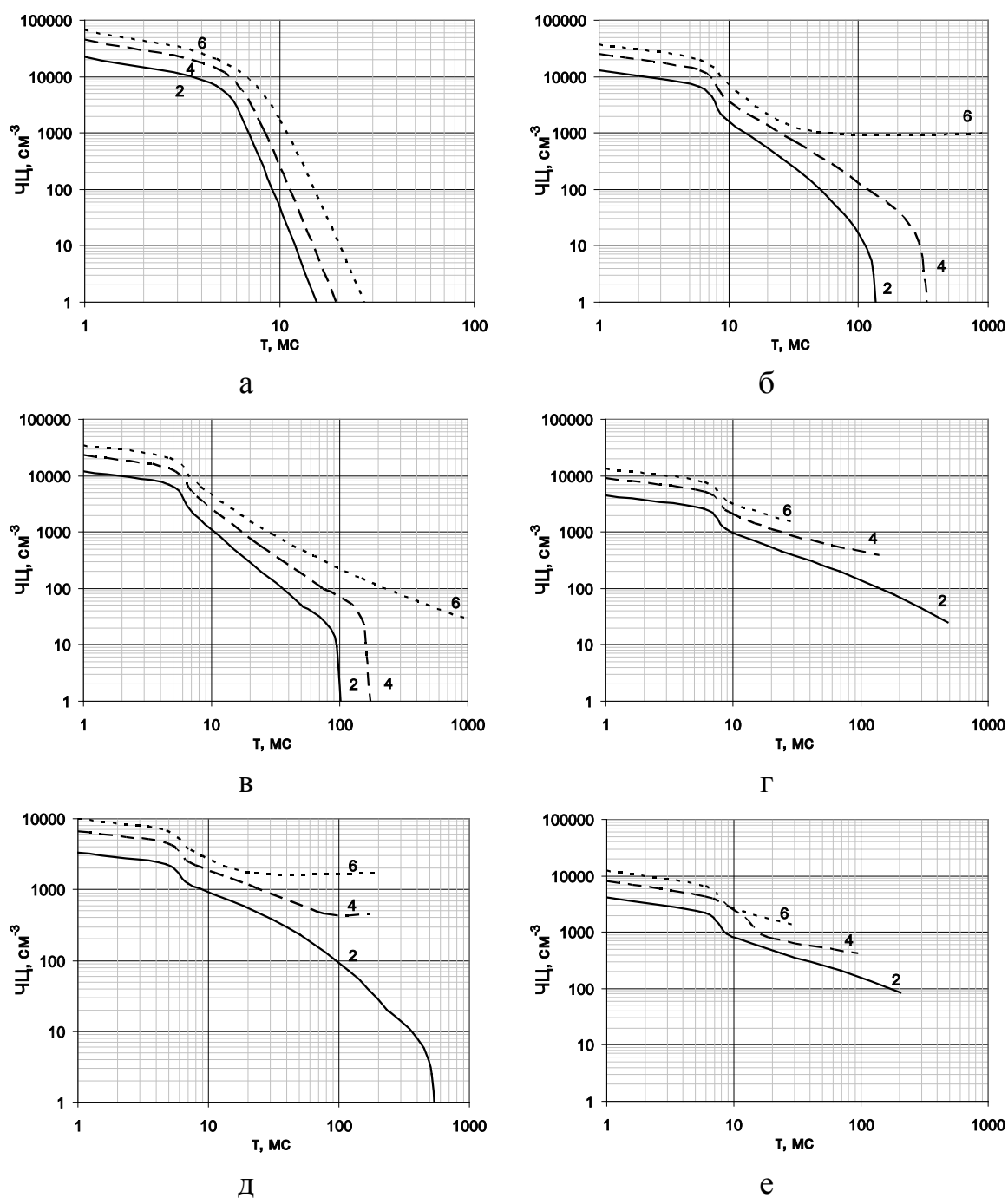


Рис. 6 Кількість центрів кристалізації у 1 cm^3 об'єму розплаву при обробці залізним порошком марок: а) ПЖВ3.71.26; б) ПЖР3.200.26; в) ПЖВ3.160.26; г) ПЖР3.315.26; д) ПЖВ3.450.26; е) ПЖР3.450.26 (цифри біля кривих – витрата залізного порошку, кг/т сталі)

З аналізу графіків на рис. 6 видно, що, незважаючи на велику (близько 10^5 cm^{-3}) початкову концентрацію центрів кристалізації, властиву

дрібнодисперсним порошкам, найбільша кількість ($30 \div 1100 \text{ см}^{-3}$) залишкових центрів кристалізації у розплаві спостерігається при використанні крупнодисперсних порошків. Для визначення раціональної витрати порошку та його гранулометричного складу можна скористатися графіком залежності кількості залишкових центрів кристалізації від масової витрати порошку (рис. 7).

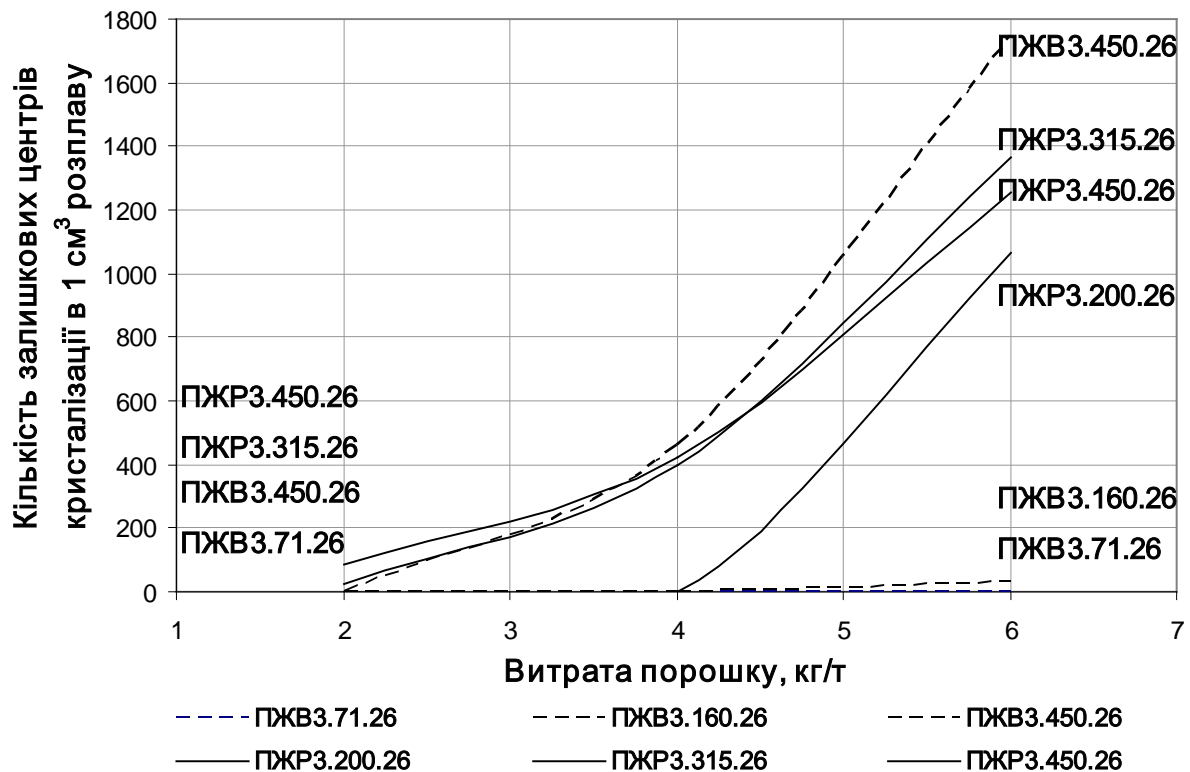


Рис. 7 Вплив витрати порошку різних марок на кількість залишкових центрів кристалізації у об'ємі розплаву

Найбільша кількість залишкових центрів кристалізації у розплаві спостерігається при використанні залізного порошку марок ПЖР3.315.26, ПЖР3.450.26 та ПЖВ3.450.26. Помітно, що при витраті залізного порошку понад $3,8 \text{ кг/т}$ сталі раціональним є використання залізного порошку марки ПЖВ3.450.26, а при витраті до $3,8 \text{ кг/т}$ – марки ПЖР3.450.26. Слід зауважити, що при обробці сталі середньо- і високовуглецевих марок залізним порошком розглянутих марок з нижчою температурою ліквідус кількість залишкових центрів кристалізації буде на декілька порядків вищою. Це викликано відсутністю можливості плавлення порошку, чия температура плавлення є вищою за фактичну температуру сталі. Зменшення перегріву таких марок сталі можливе лише за використання

залізного порошку з температурою плавлення більшою на $5\div 15$ °С за температуру ліквідус сталі.

За умов безперервного розливання сталі найбільш раціональним є введення інокуляторів у формі порошку через порожнистий стопор-інжектор проміжного ковша у струмені інертного газу. Змішування порошку з рідкою сталлю за цих умов буде відбуватися безпосередньо у струмені рідкої сталі, що витікає з проміжного ковша у кристалізатор, а саме, у порожнині стакану-дозатору та заглибного стакану, загальна довжина яких в залежності від конструкції МБЛЗ становить близько 1 м. При швидкості потоку розплаву у стакані дозаторі близько 4 м/с за умов розливання блюмової заготовки перерізом 335×400 мм плавлення переважної кількості порошку відбуватиметься у порожнині стакану-дозатору та на початку заглибного стакану. За цих умов надмірні швидкості охолодження, що досягаються за великої витрати дрібно-дисперсних порошоків, можуть призвести до локального переохолодження сталі та утворення на внутрішній поверхні вогнетривів небажаних металевих конгломератів, усунення яких можливе шляхом тимчасового вдування інертного газу без порошку. Усуненню цієї загрози також сприяє використання крупнодисперсного порошку.

Висновки

За результатами роботи авторами шляхом математичного моделювання досліджено процес плавлення у металевому розплаві металевого порошку змішаного гранулометричного складу. Для вирішення задачі нестационарного теплообміну у системі «часточка-розплав» було складено та апаратно реалізовано циклічний алгоритм, використання якого дозволило визначити динаміку плавлення металевого порошку та охолодження сталі у часовому інтервалі $10^0\div 10^3$ мс. Визначено марки порошоків відповідно до ГОСТ 9849-86, використання яких є раціональним за умов безперервного розливання сталі. Доцільним вважаємо вдосконалення розрахункового блоку алгоритму з метою визначення впливу масообмінних процесів на процес розчинення інокулятору у розплаві при температурі останнього меншої за температуру плавлення порошку. Також велике значення має встановлення термодинамічної стабільності залишкових центрів кристалізації у перегрітому металі та швидкості об'ємної кристалізації, що ними ініційована.

Література

1. Steel Statistical Yearbook 2012 / Worldsteel Association. Economics Committee. – Brussels, 2012. – 112 p.

2. Затуловский С.С. Суспензионная разливка [Текст] / С.С. Затуловский. – К.: «Наукова думка», 1981. – 260 с.
3. ГОСТ 9849-86. Порошок железный. Технические условия – Введ. 1987-07-01. – М.: Изд-во стандартов, 1999. – 10 с.
4. Румянцев В.Д. Теория тепло- и массообмена: Учебное пособие [Текст] / В.Д. Румянцев. – Днепропетровск: Пороги, 2006. – 532 с.
5. Гольдфарб Э.М. Теплотехника металлургических процессов [Текст] / Э.М. Гольдфарб. – М.: Металлургия, 1987. – 440 с.
6. Кутателадзе С.С. Справочник по теплопередаче [Текст] / С.С. Кутателадзе, В.М. Боришанский. – Ленинград, М.: Государственное энергетическое издательство, 1958. – 416 с.
7. Айронз Г.А. Научный и практический аспекты конструирования фурм для вдувания порошков [Текст] / Г.А. Айронз // Труды конференции «Инжекционная металлургия». – М.: Металлургия, 1990. – С. 44–62.
8. Мочалов А.А. Математическая модель физических процессов кристаллизации слитков и сварных швов при наличии микрохолодильников [Текст] / А.А. Мочалов, А.А. Гайша, Н.А. Шаповал // Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування. – 2008. – №6(423). – С. 76-80.
9. Мочалов А.А. Математическая модель намораживания металла на микрохолодильник [Текст] / А.А. Мочалов, Н.А. Шаповал // Математичне моделювання. – 2009. – №1(20). – С. 78-80.
10. Журавлёв В.А. Теплофизика формирования непрерывного слитка [Текст] / В.А. Журавлёв, Е.М. Китаев. – М.: Металлургия, 1974. – 216 с.
11. Процессы непрерывной разливки [Текст] / А.Н. Смирнов, В.Л. Пилюшенко, А.А. Минаев [и др.]. – Донецк: ДонНТУ, 2002. – 536 с.
12. Безперервне розливання сортних заготовок [Текст]: Навч. посібник: в 3-х ч. / В.Г. Герасименко, О.П. Чуванов, Є.В. Синегін, К.Ф. Чмиров. – Дніпропетровськ: НМетАУ, 2012. Ч. 1. – 58 с.

УДК 669.18.046.546.2.001.57

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ОКСИДНЫХ МАРГАНЕЦСОДЕРЖАЩИХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ПРОИЗВОДСТВЕ ВЫСОКОМАРГАНЦОВИСТЫХ СТАЛЕЙ

Р. В. Синяков

Донецкий Национальный технический университет

В роботі представлені результати імітаційного моделювання технології прямого легування сталі. Показана можливість отримання марок сталі з вмістом марганцю до 13-15% з використанням агломерату з карбонатної марганцевої руди та алюмінію в якості відновника

В работе представлены результаты имитационного моделирования технологии прямого легирования стали. Показана возможность получения марок стали с содержанием марганца до 13-15% с использованием агломерата из карбонатной марганцевой руды и алюминия в качестве восстановителя

The paper presents the results of a simulation technology for direct steel alloying. The possibility of producing steels with manganese content of 13-15% using an agglomerate of manganese carbonate ore, and aluminum as the reducing agent

Введение

Мировая металлургия претерпевает серьёзные структурные изменения, ориентируясь на стали с высокой дополнительной стоимостью. Основной тенденцией является снижение себестоимости производства таких сталей.

Самый востребованный легирующий элемент в сталеплавильном производстве это марганец, содержание его в стали колеблется от 0,5-0,8% для рядовых марок и до 13-15% для высоколегированных. Изучая различные способы производства высокомарганцевистых марок стали авторы [1] выделяют следующие факторы, влияющие на эффективность того или иного способа: сложность процессов, возможность снижения содержания углерода, фосфора и кремния в металле и других примесей, возможность использования недорогих шихтовых материалов.

Состояние вопроса и постановка задачи исследования

В качестве перспективного варианта производства высокомарганцовистых сплавов исследователи [1] предлагают способ, основанный на использовании экзотермического восстановления марганцевых руд силикомарганцем. Результаты имитационного моделирования, приведенные в статье, показали экономическую эффективность технологии, однако применение силикомарганца снижает предполагаемые преимущества использования оксидных материалов. Во-первых, извлечение марганца находится на уровне 70-75%, что гораздо ниже существующих достижений в технологии прямого легирования [2] (оценка выполнена на основе приведенных составов конечного шлака и металла); во-вторых, в металл вводится дополнительный кремний, который впоследствии необходимо удалять в шлак в виде оксида кремния, а затем снижать активность SiO_2 в шлаке присадками извести.

Более интересные результаты приведены в работе [3]. Новым направлением в методах прямого легирования (ПЛ) стали марганцем стала разработка технологии производства марок стали, в которых из-за ограничений по кремнию и углероду, в качестве легирующей марганецсодержащей добавки используют металлический марганец. Для замены дорогого металлического марганца был предложен более дешевый материал – агломерат из карбонатной марганцевой руды [3]. Легирование стали осуществляли в процессе выпуска металла в сталеразливочный ковш. После наполнения ковша частью металла подавали марганцевый агломерат и алюминий. Весь процесс восстановления марганца заканчивался до окончания выпуска металла. При этом получали извлечение марганца 90-95%, при таком же усвоении алюминия. Содержание марганца в готовом металле находилось в пределах от 0,5 до 1,5%. В сталеплавильных агрегатах осуществляли легирование описанным способом с содержанием марганца до 5%.

Широкое использование карбонатных марганцевых руд сдерживается повышенным содержанием фосфора. Но, как было установлено, использование представленных руд не ухудшает качества стали, поскольку сквозное извлечение марганца от концентрата до готовой стали на 35,0 – 50,0 % превышает сквозное извлечение марганца при легировании стандартными марганцевыми ферросплавами. Соответственно, на 35,0 – 50,0% снижается переход фосфора на единицу введенного марганца в готовую сталь.

Представляет интерес получения высокомарганцовистого сплава (до 13-15% Mn) с использованием представленного материала. Таким образом, в данной работе поставлена задача оценить возможность получения стали

с высоким содержанием марганца, используя в качестве легирующего материала агломерат из карбонатной марганцевой руды.

Материалы исследования

В технологии прямого легирования используют два основных материала – один содержащий в своём составе легирующий элемент, как правило, в виде оксида, другой – восстановитель, в качестве которого может быть использован любой материал, содержащий в своём составе элемент, сродство которого к кислороду выше, чем у легирующего элемента. Ограничением для применения того или иного материала может служить недостаточная термичность.

Самым напряжённым в энергетическом плане технологическим процессом прямого легирования стали марганцем является вариант ПЛ в сталеразливочном ковше. Напряжённый – потому что при выпуске металлического расплава из сталеплавильного агрегата не предусмотрен подогрев металла, поэтому суммарная термичность подаваемых в ковш материалов должна обеспечить самопроизвольное протекание процесса восстановления. Поэтому в данной работе сначала оценили технологичность получения стали с содержанием марганца до 1,5 % в ковше на выпуске.

Имитацию прямого легирования стали марганцем выполняли с помощью программного комплекса «DesigningMelt» [4], позволяющего разрабатывать новые технологические процессы, оценивать применение новых видов материалов и оборудования. Ранее, в представленном продукте, авторами была реализована модель прямого легирования металла [5,6].

Для моделирования прямого легирования марганцем в ковше на выпуске сначала создали проект технологического процесса (рис. 1). Согласно нашим наблюдениям и исследованиям, проведенным в работе [7], скорость поступления металла в ковш из сталеплавильного агрегата постоянна и практически не меняется до окончания выпуска. Приняв длительность выпуска металла в ковш равную 4 минутам получили, что скорость поступления металла в ковш составляет около 1500 т/час. Известно, что в зависимости от состояния выпускного отверстия сталеплавильного агрегата в ковш может попадать печной шлак. В данной работе приняли, что в первые секунды выпуска в ковш попадает 1 т. печного шлака (рис. 1).

Ввод марганецсодержащих материалов осуществляли при наполнении 10% ковша. Восстановление марганца осуществляли алюминием, поэтому в технологии предусмотрели вместе с агломератом ввод алюминия в виде

материала АВ-87. Ковш оборудован пробками для вдувания инертного газа аргона со средним расходом $27 \text{ м}^3/\text{час}$ для перемешивания металла.

В качестве материала, содержащего в своём составе марганец в количестве 40,0 %, использовали марганцевый агломерат, полученный из карбонатной марганцевой руды, химического состава, мас. %: MnO 52, CaO 18,7, MgO 2,9, SiO_2 19,1, Al_2O_3 2,1, S 0,017, P_2O_5 0,51. Восстановитель марганца - чушковый алюминий (АВ-87), мас. %: Si 2-5, Al 86-88, Mg 1-1,5.

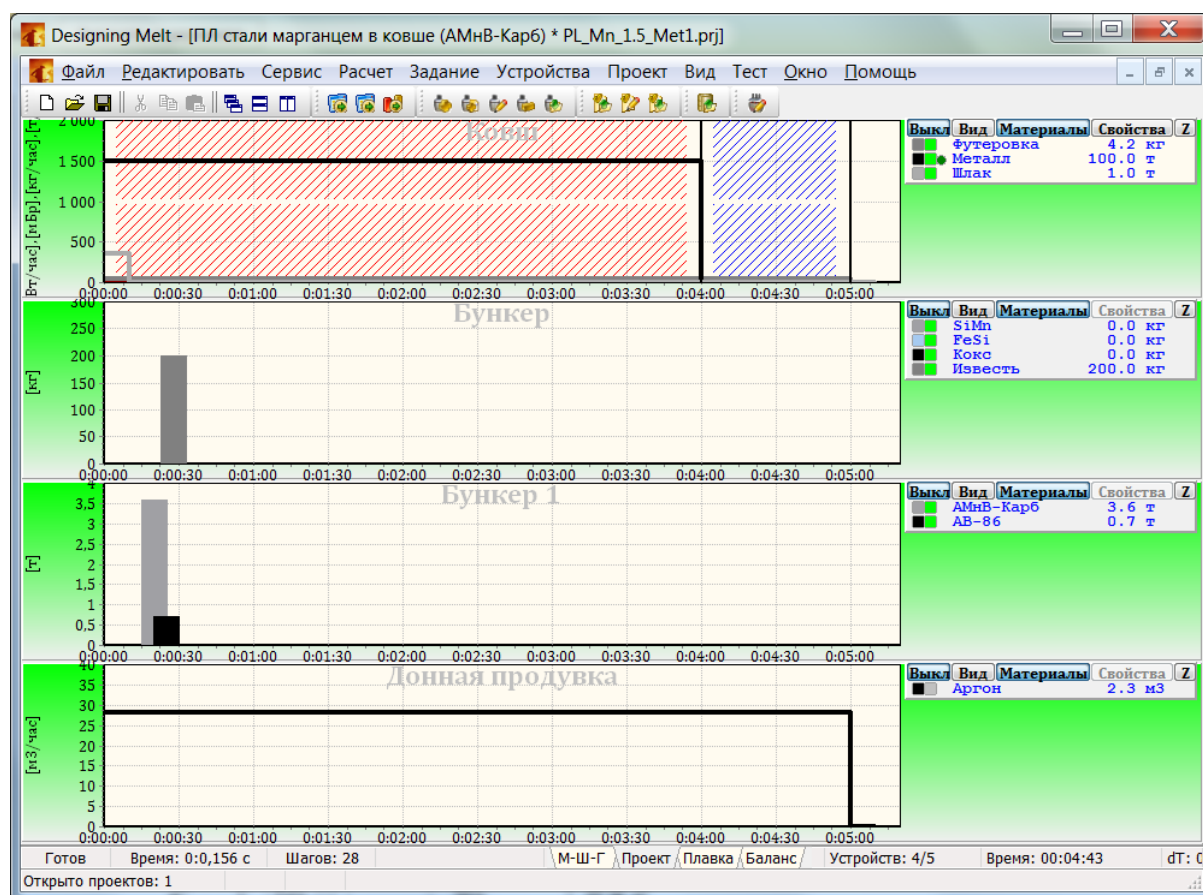


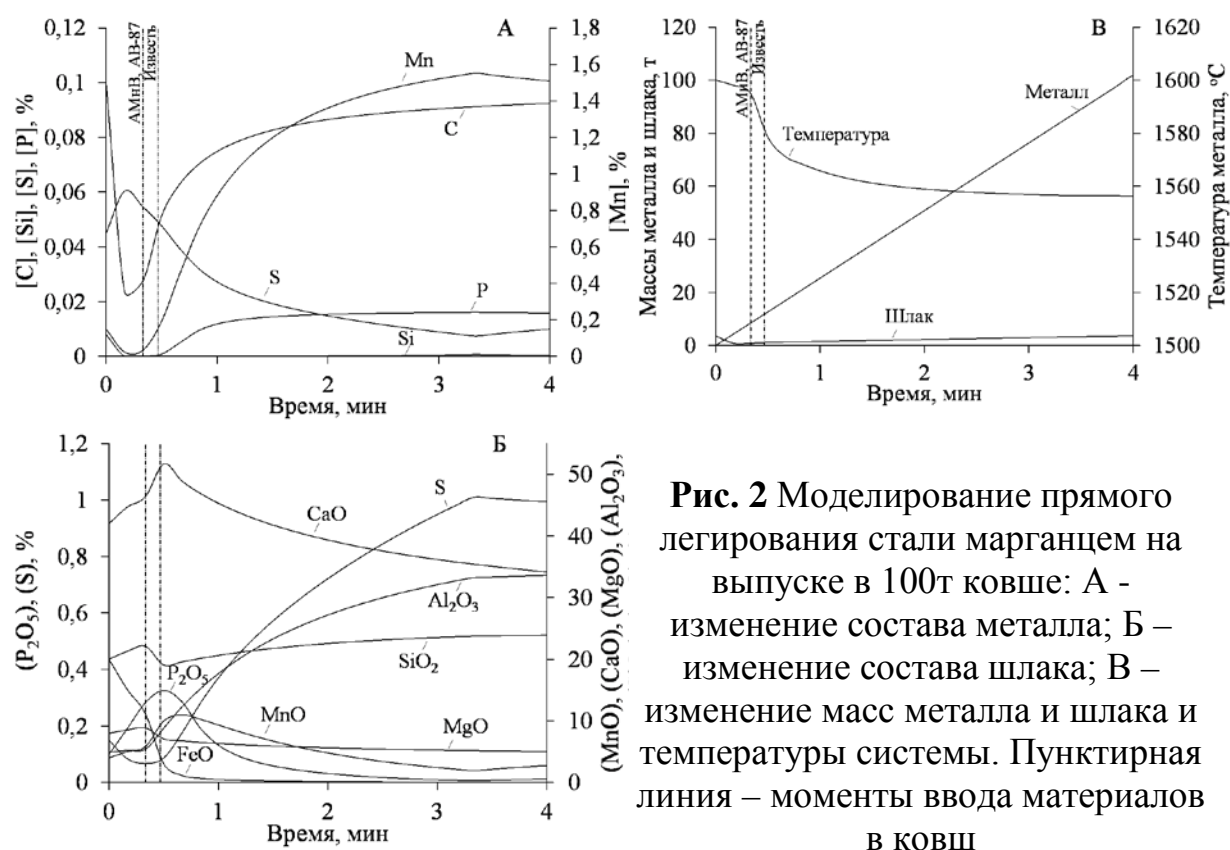
Рис. 1 Проект технологического процесса прямого легирования стали марганцем в ковше на выпуске

Расход материалов составил: агломерата – 36 кг/т, чушкового алюминия – 7 кг/т, извести – 2 кг/т.

При моделировании приняли следующий средний химический состав металла на выпуске, мас. %: C - 0,1; Mn - 0,15%; Si – 0; S – 0,045; P - 0,008. Температура металла 1600 °C, масса металла – 100 т. Как отмечалось ранее, в ковш попадает 1 тонна шлака следующего состава, мас. %: FeO – 20; CaO – 42; SiO₂ - 20; MgO – 8; MnO – 4, Al₂O₃ – 4,9, P₂O₅ – 0,1.

Траектория технологического процесса, полученная в результате моделирования, представлена на рис. 2. В первые секунды выпуска до

ввода агломерата в ковш наблюдается интенсивное удаление углерода из металла и восстановление серы из шлака. Это обусловлено попадающим в ковш окисленным печным шлаком. Так как перед выпуском металл и шлак в сталеплавильном агрегате не находятся в равновесии, то при поступлении в ковш происходит интенсивное их взаимодействие. Следствием этого является и изменение химического состава шлака образующегося в ковше - снижается содержание оксида железа. При этом фосфор из шлака не восстанавливается, так как FeO шлака находится все еще на высоком уровне при наличии необходимой основности (больше 2).



После введения марганцесодержащего агломерата и восстановителя (алюминия) в ковш поведение некоторых элементов меняется на противоположное: в металле повышается содержание марганца и фосфора, снижается концентрация серы. Наблюдаемый процесс десульфурации металла связан с особенностями технологии прямого легирования стали марганцем [5]. В исследовании показано, что в процессе прямого легирования металла марганцем в ковше создаются условия при которых возможно удаление серы в шлак в виде сульфидов марганца, что существенно повышает эффективность десульфурации.

Также в шлак поступают продукты восстановления марганца из агломерата – оксид алюминия, а также оксид кремния из агломерата (рис. 2, Б). Ввиду этого в шлак периодически необходимо добавлять известь для поддержания в шлаке необходимой основности (не менее 2) и соотношения CaO/Al_2O_3 близким или большим единицы. Так как в представленном технологическом процессе используется агломерат, полученный из карбонатной марганцевой руды, добавки шлакообразующих материалов минимальны.

За 20-30 секунд до окончания выпуска процесс плавления введенных материалов и восстановления марганца практически завершается. Некоторые изменения в содержании элементов связаны с продолжением поступления металла в ковш и разбавлением.

Как видно (рис. 2, А), при заданном содержании марганца 1,5% содержание кремния и углерода в стали не увеличилось по сравнению с исходными концентрациями в металле. Заметно возросло содержание фосфора до 0,016%, но это гораздо меньше, чем было бы введено при условии легирования марганецсодержащими ферросплавами (исключением является металлический марганец). Как отмечалось выше, существенно снизилась концентрация серы в стали.

Как и ожидалось (рис. 2, В), вследствие недостаточной термичности шихты, наблюдается снижение температуры металла в ковше приблизительно на 40°C. Но этого вполне достаточно для проведения прямого легирования металла марганцем в ковше до 1,5 % *Mn*. Количество образующегося шлака не существенно и составляет 3,6% от массы металла.

Таким образом, приёмы прямого легирования стали марганцем в ковше не вносят изменений в технологический регламент выплавки и внепечной обработки стали с содержанием марганца до 1,5 %. Качество получаемой стали не снижается, а по некоторым показателям (содержанию примесных элементов) даже повышается.

Отдельно стоит отметить экономическую сторону представленного процесса. При практически любом соотношении цен на шихтовые материалы, используемые при выплавке и обработке стали в металлургии, эффективность прямого легирования стали марганцем с использованием агломерата из карбонатной марганцевой руды всегда будет выше любого другого способа легирования [8].

Для оценки получения стали с содержанием марганца более 2% выполнили проектирование процесса прямого легирования в сталеплавильном агрегате – дуговой сталеплавильной печи. Как было сказано выше из-за недостаточной термичности шихты технологический процесс необходимо перенести из ковша в сталеплавильный агрегат.

При проектировании приняли следующие допущения (рис. 3): существует возможность подвода энергии для компенсации потерь тепла по ходу прямого легирования в ДСП, поэтому температуру приняли постоянной и равной 1600°C; перед введением марганецсодержащих материалов и восстановителя из рабочего пространства сталеплавильного агрегата удалили шлак и оставили около 1 тонны. В остальном проект процесса аналогичен представленному для ковша. Отличием является расход аргона для продувки через пробки на перемешивание металла и расход материалов: агломерата - 400 кг/т, чушкового алюминия – 67 кг/т, извести – 40 кг/т.

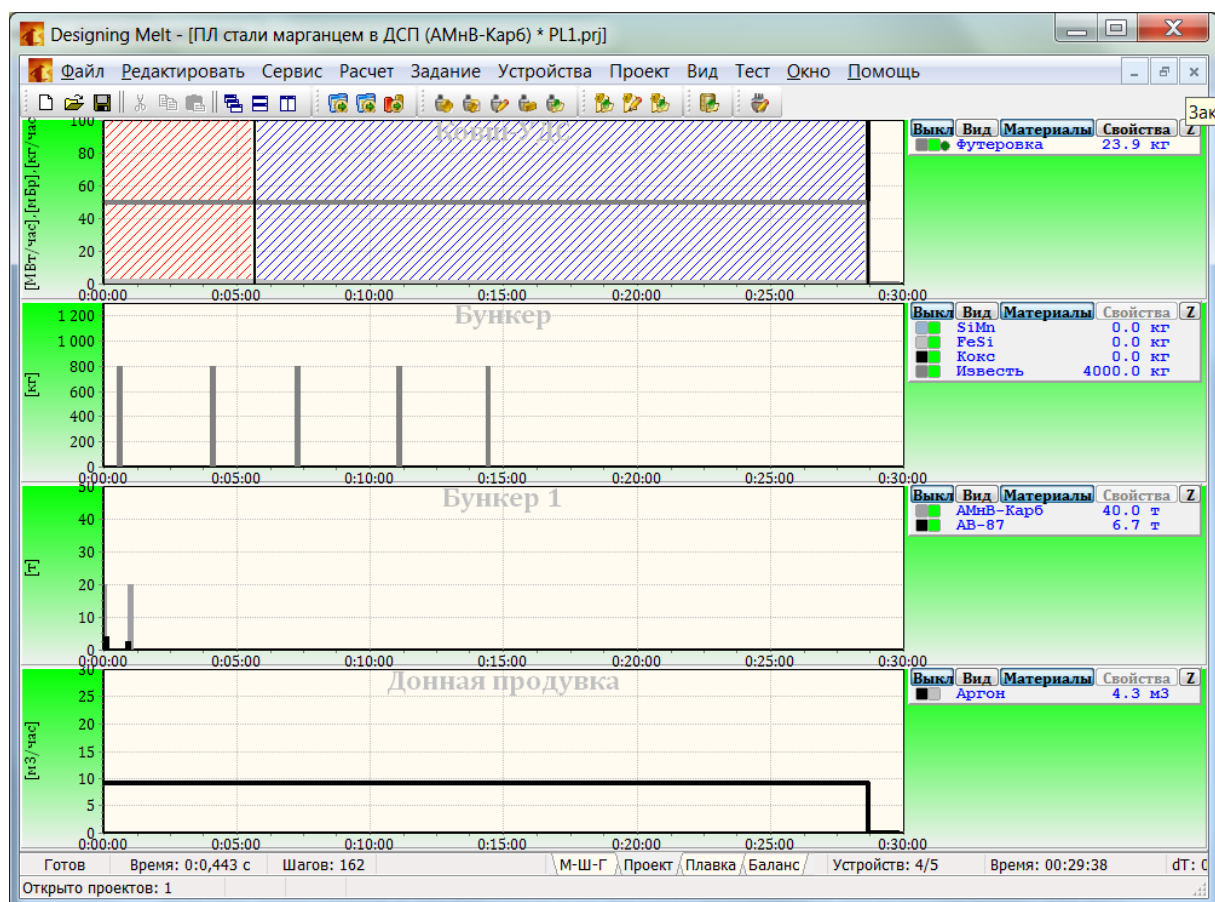
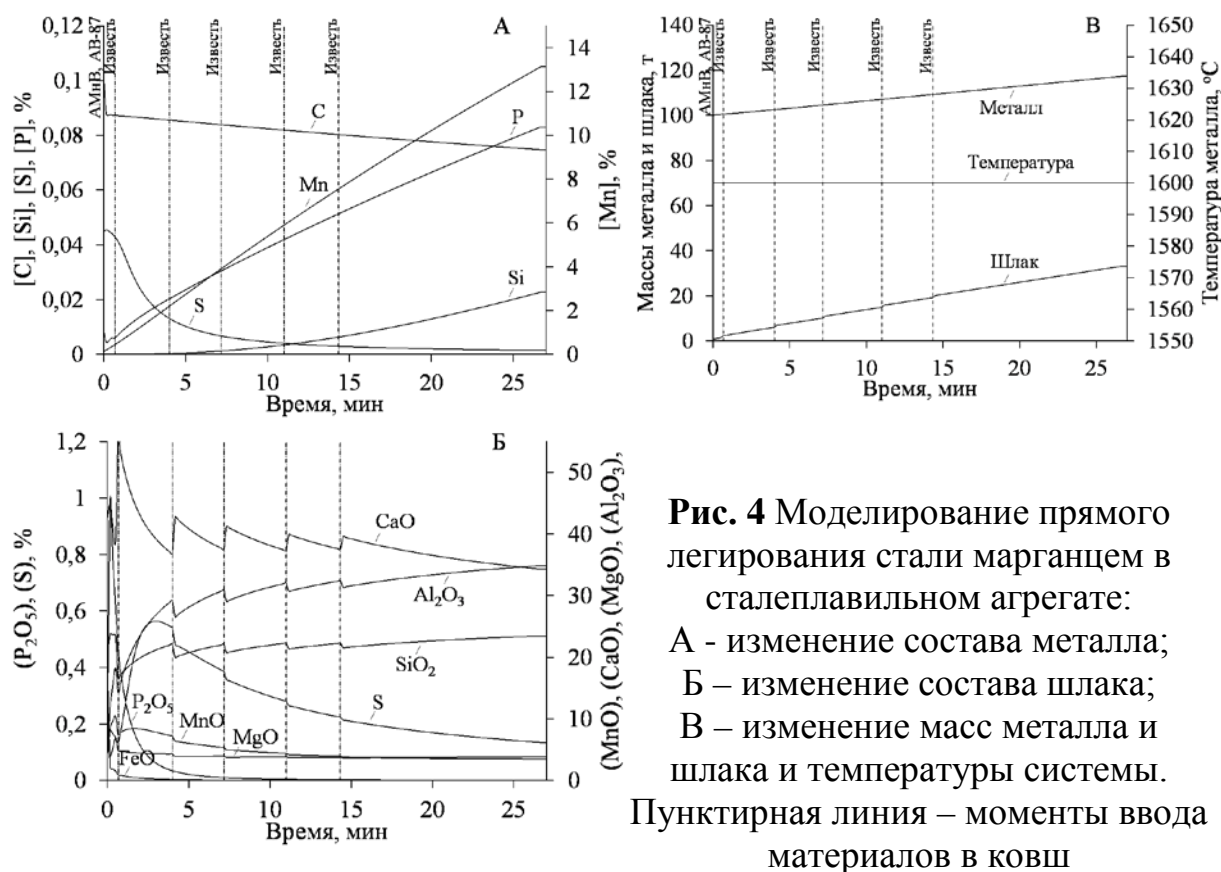


Рис. 3 Проект технологического процесса прямого легирования стали марганцем в сталеплавильном агрегате

Как видно (рис. 4), траектории поведения элементов в металле и шлаке в условиях прямого легирования в сталеплавильном агрегате практически аналогичны таким для процесса ПЛ в ковше на выпуске. Стоит отметить небольшое увеличение содержания кремния в металле до

0,02% (рис. 4, А), что связано с глубокой раскисленностью системы. При 13% марганца в металле содержание фосфора составило 0,08%.

Существующие технологии для выплавки стали с содержанием марганца 13-15% позволяют получать металл с содержанием фосфора от 0,09 до 0,12%. Для снижения концентрации фосфора в металле (для некоторых марок стали до 0,035%) необходимо понижение его концентрации в марганцевых ферросплавах. За последнее время допустимая концентрация фосфора в ферросплавах возросла практически вдвое с 0,35 % до 0,6% как в углеродистом ферромарганце так и в силикомарганце [9]. Поэтому использование различных способов понижения содержания фосфора в марганцевых ферросплавах или применение дорогостоящего металлического марганца существенно повышает себестоимость выплавленной стали.



Исследуемый агломерат из карбонатной марганцевой руды имеет отношение фосфора к марганцу равное 0,09. Даже при таком содержании фосфора в агломерате, в условиях представленного технологического процесса существует возможность получения стали с содержанием фосфора на 10-30% меньше, чем в стандартной технологии.

В настоящее время при производстве ферросплавов используют сырьё с фосфористым модулем $P/Mn < 0,0040-0,0045$. Очевидно, снижение содержания фосфора в агломерате должно положительно сказываться и на конечном содержании его в металле.

На рисунке 5 представлены результаты моделирования прямого легирования стали марганцем в сталеплавильном агрегате при различном исходном содержании фосфора в агломерате. Как показал анализ (рис. 5), применение агломерата с меньшим содержанием фосфора существенно снижает концентрацию последнего в стали. При соотношении $P/Mn < 0,0040$ представленная технология позволяет получать марки стали с содержанием фосфора до 0,035%.

Из-за большого количества образующегося шлака в конце процесса прямого легирования (рис. 4, В), представленная технология носит гипотетический характер, кратность шлака составила 28%. Однако даже такой подход показал существенные преимущества использования агломерата из карбонатной марганцевой руды в сочетании с алюминием в качестве восстановителя. Организовав промежуточное скачивание шлака и порционный ввод легирующих материалов, представленный технологический проект может являться отправной точкой для разработки реального механизма использования традиционных шихтовых материалов для прямого легирования стали марганцем до 13-15% и более.

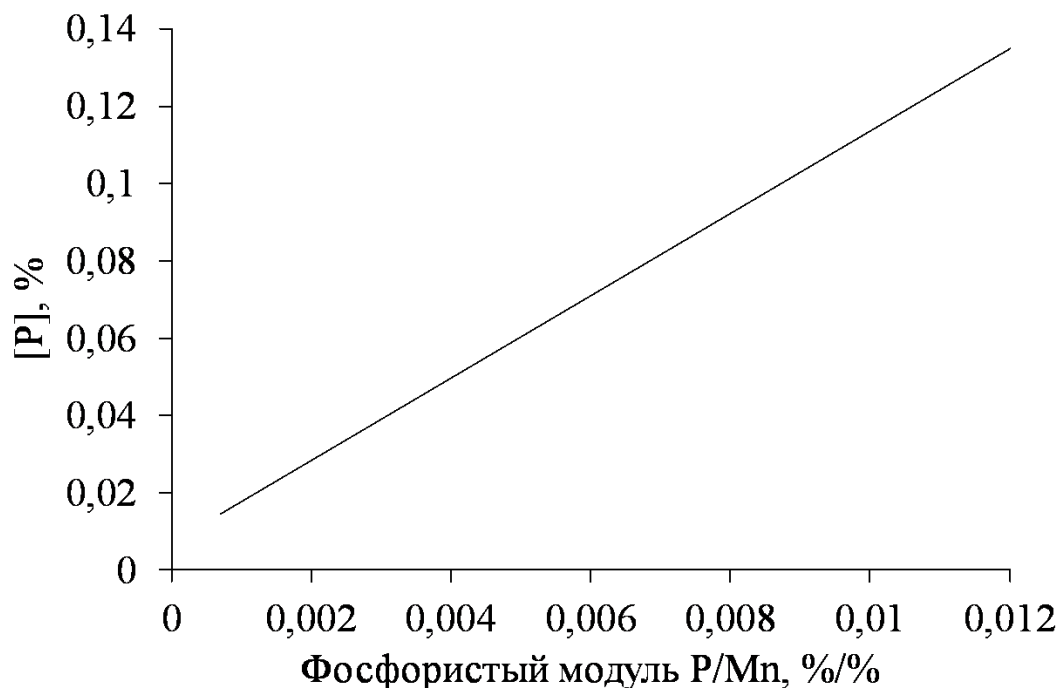


Рис. 5 Конечное содержание фосфора в металле в зависимости от его содержания в агломерате

Выводы

Таким образом, одним из основных мероприятий снижения себестоимости получения высокомарганцовистых сталей является поиск шихтовых материалов, позволяющих повысить экономическую эффективность производства, не снижая качество продукта.

Результаты имитационного моделирования технологии прямого легирования стали показали, что использование агломерата из карбонатной марганцевой руды и алюминия в качестве восстановителя является технологически выгодным мероприятием. При легировании в ковше на выпуске возможно получение сталей с содержанием до 1,5% марганца, с приемлемым содержанием фосфора и заметной десульфурацией металла. Падение температуры при этом не является критичными и легко восполняется на установке ковш-печь.

При прямом легировании металла в сталеплавильном агрегате возможно получение высокомарганцовистой стали с содержанием марганца до 13-15% и более. Концентрация фосфора в стали будет на 10-30% меньше чем при легировании стандартными марганцовистыми ферросплавами. Также рассматриваемый марганцевый агломерат выгодно отличается от стандартных марганцевых ферросплавов массового назначения, поскольку не вносит при легировании углерод и кремний.

Литература

1. Георгиу, З. Металлургические процессы производства высокомарганцовистых сталей / Георгиу З., Шёттлер Й., Рорберг Д., Шпитцер К.-Х., Невирковец А., Нистрём Р. // Черные металлы. – 2013. - № 1. – С. 28-35.

1. Наконечный, А.Я. Прямое легирование стали марганцем – один из эффективных элементов организации комплексных ресурсосберегающих технологий / Наконечный А.Я., Урцев В.Н., Синяков Р.В. Хабибулин Д.М., Кудрин В.А., Шмаков А.В. // Сталь. - 2009.- № 11.- С. 17-22.

2. Наконечный, А.Я. Замена металлического марганца агломератом из карбонатной руды / Наконечный А.Я., Урцев В.Н., Афонин С.З., Хабибулин Д.М., Шмаков А.В. // Труды десятого конгресса сталеплавыльщиков. – М.: ОАО Черметинформация. – 2009. - С. 97-99.

3. Синяков, Р.В. Разработка технологии выплавки и внепечной обработки стали с использованием программного комплекса «DesigningMelt» // Современная электрометаллургия. – 2011. – № 2. – С. 34 – 37.

4. Наконечный, А.Я. Десульфурация стали марганцем в процессе прямого легирования / Наконечный А.Я., Урцев В.Н., Хабибулин Д.М., Синяков Р.В., Шмаков А.В. // Бюллетень «Чёрная металлургия».- 2009. - № 9. – С.47 – 57.

5. Синяков, Р.В. Описание особенностей поведения элементов в металлическом расплаве с использованием понятия «квазилокальное равновесие» // Металл и литье Украины. – 2012. – № 5. – С. 19 – 24.

6. Свяжин, А.А. Перемешивание металла и массообмен при выпуске полупродукта из конвертера / Свяжин А.А., Крушке Э. // *Металлург*, - 2005. – № 11. – С. 42-44.

7. Романенко, В.И. Экономическая эффективность технологии прямого легирования стали / Романенко В.И., Наконечный А.Я., Синяков Р.В., Урцев В.Н // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 3. – С. 96 – 101.

8. Нохрина, О.И. Легирование и модифицирование стали с использованием природных и техногенных материалов / Нохрина О.И., Рожихина И.Д., Дмитриенко В.И., Платонов М.А.; Юргинский технологический институт - Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2013. – 320 с.

УДК 669.187.2:537.533.9:66.8.001.5

ТИГЛІ ТА КРИСТАЛІЗАТОРИ З СИСТЕМАМИ ЕЛЕКТРОМАГНІТНОГО ПЕРЕМІШУВАННЯ ДЛЯ ЕЛЕКТРОННО- ПРОМЕНЕВОЇ ГАРНІСАЖНОЇ ПЛАВКИ

Ю. О. Смашнюк, С. В. Ладохін, В. І. Мірошніченко

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

Наведено стислий огляд тиглів та кристалізаторів з системами електромагнітного перемішування, розроблених для установок електронно-променевої гарнісажної плавки. Розглянуто особливості конструктивного виконання плавильних ємностей та показано основні схеми живлення систем електромагнітного перемішування

Приведен краткий обзор тиглей и кристаллизаторов с системами электромагнитного перемешивания, разработанных для электронно-лучевой гарнисажной плавки. Рассмотрены особенности конструктивного исполнения плавильных емкостей и показаны основные схемы питания систем электромагнитного перемешивания

A brief review of crucibles and molds with systems of electromagnetic stirring developed for electron beam skull melting are described. The construction of the melting vessel are scrutinized and the main power supply schemes of electromagnetic stirring is shown

Тиглі з системами електромагнітного перемішування (ЕМП) розплаву почали використовувати з 70 -х років минулого сторіччя. Численні дослідження, проведені з вказаного часу при плавці жароміцних сплавів на основі нікелю, нержавіючих сталей, сплавів титану, цирконію та ніобію, показали, що застосування ЕМП дозволяє в 3-4 рази збільшити об'єм рідкої металевої ванни в гарнісажному тиглі, на 20-30 % зменшити питому витрату електроенергії, на 10-20 % скоротити втрати металу внаслідок випаровування. Важливою перевагою застосування ЕМП є можливість виплавки багатокомпонентних сплавів, у тому числі тих, які містять леткі елементи, оскільки наявність перемішування забезпечує можливість введення таких елементів в розплав в ході плавки [1].

Показником ступеня досконалості гарнісажних тиглів є коефіцієнт зливу металу, який визначається як відношення маси розплаву, зливаемого з тигля, до загальної маси наплавленого в ньому металу з урахуванням

гарнісажу [2]. В даний час в найбільш досконалих в конструктивному відношенні гарнісажних тиглях цей показник при плавці тугоплавких металів досягає значень 0,8.

Основними елементами тиглів для ЕПГП є власне тигель, який прийнято називати плавильної ємністю або охолоджувачем, і система електромагнітного перемішування, що включає котушки індукторів і магнітопроводи.

Системи електромагнітного перемішування являють собою котушки індукторів, що виготовляються з мідної профільованої трубки, розташовані навколо плавильної ємності і охоплені магнітопроводом, який збирається з електротехнічного заліза. Електроживлення котушок здійснюють струмами промислової частоти при відносно невисокій напрузі і підвищеній силі струму.

Перший аналіз придатності різних систем ЕМП для електронно-променевої плавки наведено в роботах [3-4], в яких зроблено висновок про те, що певні переваги мають двофазні донно-бічні системи, що використовують зсунуті по фазі на 90° електромагнітні поля. Однак подальші дослідження та практика експлуатації різних тиглів з системами ЕМП показали, що трифазні системи і бічне розміщення котушок також забезпечують досить ефективне перемішування розплаву. Тому в схемах на рис.1 показані можливі варіанти використання двофазних і трифазних систем ЕМП залежно від розміщення котушок індукторів навколо плавильної ємності. Вибір варіанту розміщення котушок (бокове, донне або комбіноване донно-бічне) визначається технологічним завданням і геометрією плавильної ємності. Слід зазначити, що бічна система ЕМП дозволяє розробляти тиглі з донним зливом розплаву [5].

Для забезпечення досить ефективного перемішування розплаву принципове значення має зменшення ступеня екранування електромагнітних полів, що наводяться системою ЕМП, стінками ємності.

З цієї точки зору матеріал, з якого виконуються ємності, повинен мати достатньо високий електроопір, а стінки ємності повинні бути малої товщини. З іншого боку, зважаючи на особливості гарнісажної плавки тугоплавких металів, ємність повинна інтенсивно охолоджуватися і не виходити з ладу при випадковому короткочасному попаданні на стінки електронного променя, що вимагає її виконання з матеріалу з високою теплопровідністю і з досить великою товщиною стінки. Суперечливість зазначених вимог зумовила необхідність диференційованого підходу до створення тиглів для ЕПГП, а саме до вибору матеріалу і до розробки конструкції ємності залежно від виплавляемого матеріалу.

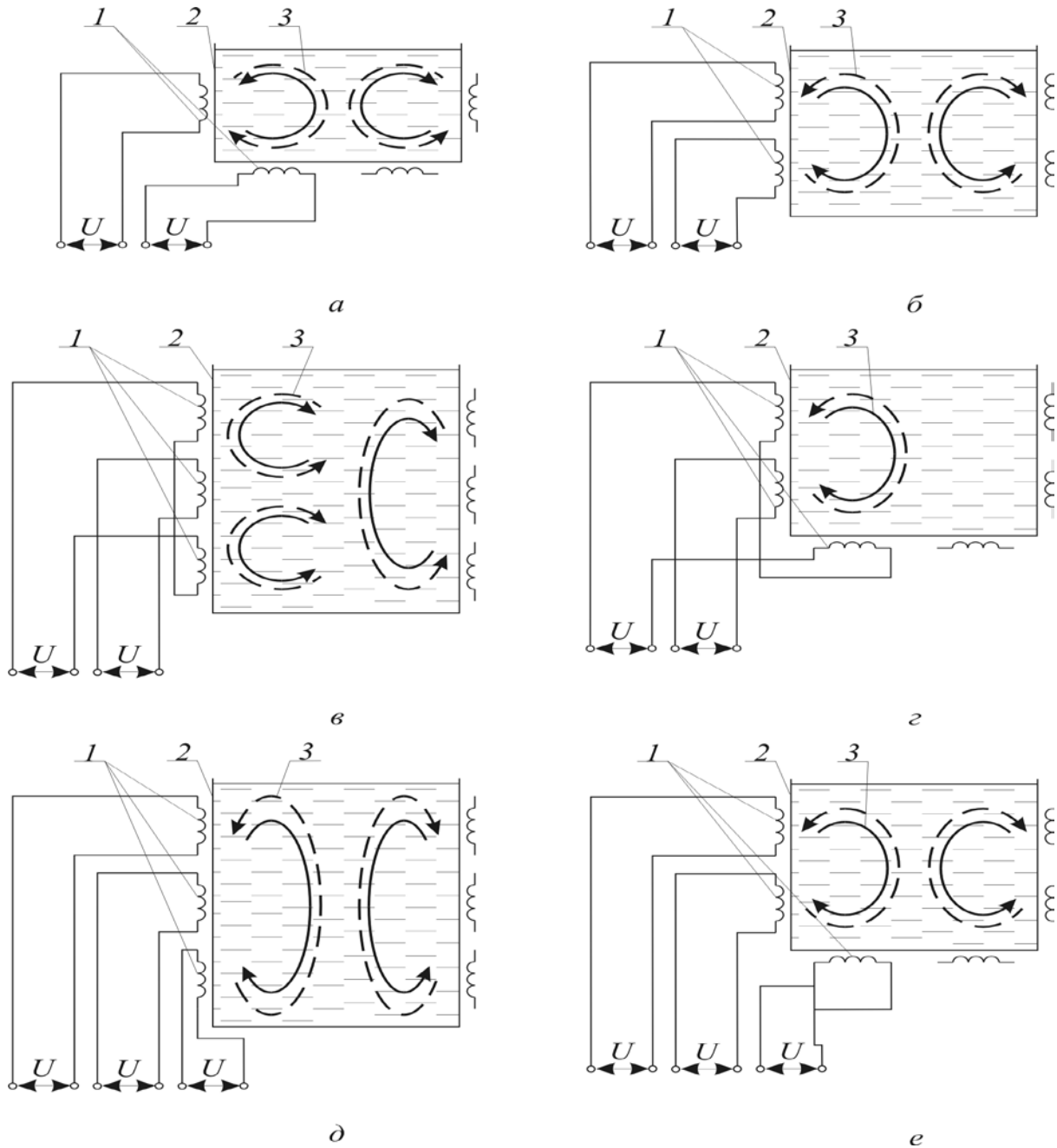


Рис.1 Схеми електроживлення систем електромагнітного перемішування:
а, б – двофазна система ЕМП; *в, г* – двофазна система ЕМП зі зсувом фази на 90° ; *д, е* – трифазна система ЕМП;

1 – індуктори систем ЕМП; *2* – охолоджувач; *3* – рідкий метал.

Стрілками показані можливі контури циркуляції

При плавці тугоплавких металів орієнтуватися на плавильні ємності з нержавіючої сталі не представляється можливим, так як питомі теплові потоки на стінки ємності будуть перевищувати значення, допустимі для

цього матеріалу. Тому плавильні ємності для таких тиглів доцільно виготовляти з міді, але конструктивно виконувати їх таким чином, щоб звести до мінімуму екрануючий вплив стінок і днища ємності. Мінімізація екранування електромагнітних полів досягається за рахунок виконання ємностей з декількох водоохолоджуємих секцій, ізольованих одна від одної високотемпературною ізоляцією, або розрізними в зоні розміщення індукторів системи ЕМП, причому число розрізів вибирається таким чином, щоб забезпечити достатню ефективність впливу електромагнітних полів на розплав в тиглі і одночасно звести до мінімуму поля розсіювання, які мають значний вплив на електронний промінь. Останнє досягається також за рахунок виконання частини ємності, що знаходиться вище рівня металу, без розрізів, тобто у вигляді короткозамкнутого витка.

Перевагою описаних конструкцій ємності є те, що при такому їх виготовленні відпадає потреба в обмеженні товщини стінок і з'являється можливість збільшення діаметра каналів для охолоджуючої води. Крім того, в розрізи в бічних стінках і в днище можна укласти неелектропровідну вогнетривку тканину (наприклад, з волокнистого окису алюмінію), завдяки чому збільшується електричний опір при одночасному попередженні затікання розплаву в щілини.

Як приклад на рис. 2, 3 наведені використовувані на даний час у ФТІМС НАН України тиглі для плавки тугоплавких металів.

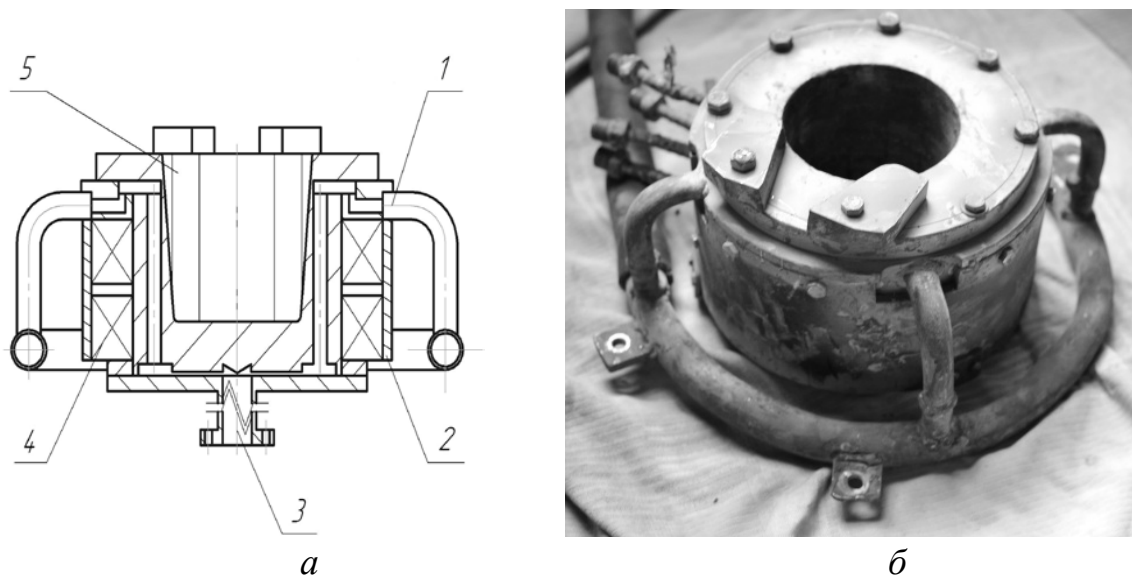


Рис.2 Схема (а) і загальний вигляд (б) тигля зі зливом розплаву шляхом нахилу:

1 – подавальний колектор; 2 – магнітна система; 3 – зливний колектор; 4 – котушка індуктора; 5 – мідний стакан з каналами охолодження

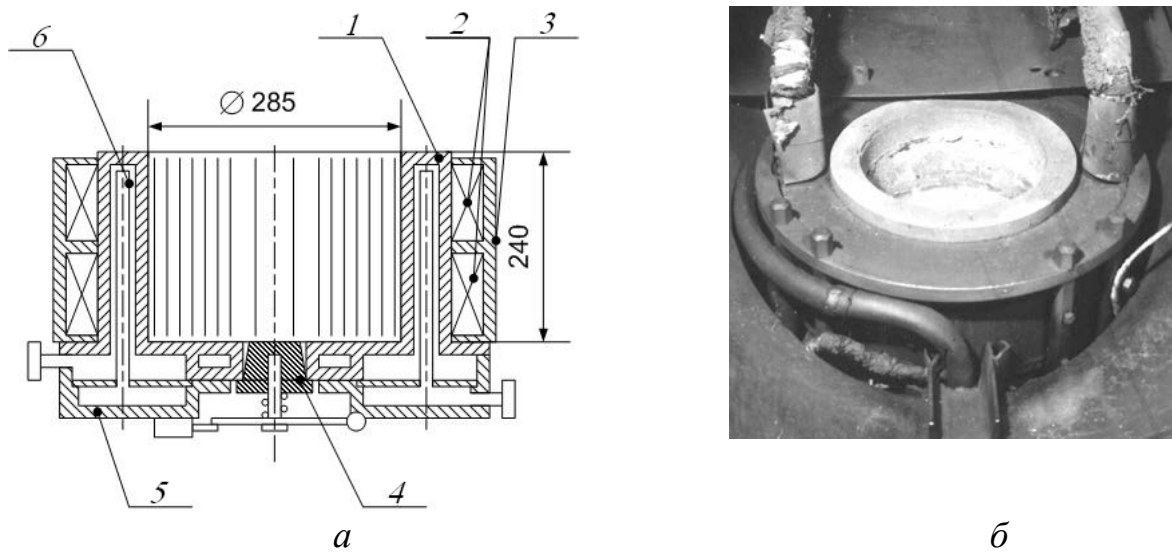


Рис. 3 Схема (а) і загальний вигляд (б) тигля зі зливанням розплаву через отвір у днищі:

1 – водоохолоджувана ємність; 2 – котушки; 3 – магнітопровід; 4 – пробка зливного отвору; 5 – зливний колектор; 6 – канал охолодження

Позитивний досвід експлуатації гарнісажних тиглів з системами ЕМП призвів до перевірки можливості використання цих систем для впливу на розплав при формуванні злитків в кристалізаторах ковзання в процесі електронно-променевої плавки. Використання електромагнітних впливів для покращення кристалічної будови досить широко застосовується, наприклад, при безперервній розливці сталі та алюмінію [6], а також у вакуумно-дугових і електрошлакових печах при отриманні злитків титану [7]. Однак у практиці електронно-променевої плавки який-небудь досвід в цьому напрямку відсутній, оскільки прийнято вважати, що наявність сильного електромагнітного поля може негативно впливати на керованість процесом електронно-променевого нагріву.

Перевірку можливості використання систем ЕМП було здійснено як у кристалізаторах ковзання при формуванні злитків, так і у кристалізаторах з глухим дном при формуванні литих заготовок в електронно-променевих установках [8].

Кристалізатор з глухим дном був розроблений для одержання литих трубних заготовок з цирконію і сплавів на його основі при проведенні плавки в гарнісажному тиглі зі зливанням розплаву через днище. Схема і загальний вигляд кристалізатора приведені на рис. 4. Кристалізатор представляє собою мідну циліндричну ємність діаметром 156 мм і висотою

290 мм. Товщина стінки – 30 мм. Ємність виконана водоохолоджуваною і має 18 наскрізних розрізів по висоті в місці установки системи ЕМП, що складається з трьох бічних котушок по 12 витків в кожній. Система ЕМП живиться від джерела промислової частоти при напрузі 18 В і силі струму 600 А. Схема підключення – трифазна зірка з заземленою нейтраллю. Кристалізатор встановлюється в ливарну камеру на одній осі зі зливним отвором плавильного тигля.

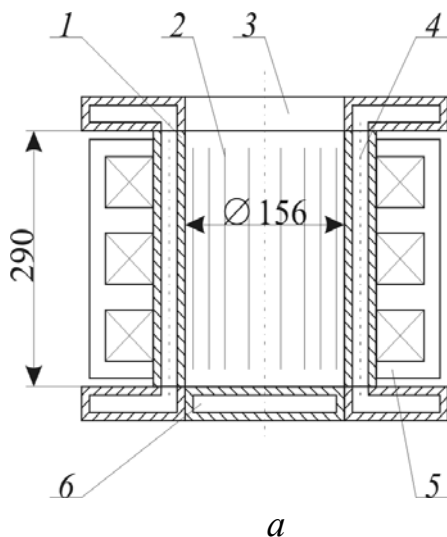


Рис. 4 Схема (а) і загальний вигляд (б) кристалізатора для одержання трубної заготовки:

1 – корпус кристалізатора; 2 – розріз в стінці кристалізатора; 3 – верхній фланець; 4 – отвір для охолоджуючої води; 5 – котушка індуктора;
6 – нижній фланець

Працездатність кристалізатора перевіряли при плавці і литті відходів міді марки М1. Було сформовано три заготовки з використанням ЕМП розплаву, що кристалізується, і без нього. Макроструктури отриманих заготовок представлені на рис. 5.

Видно, що заготовки, сформовані з накладенням електромагнітних впливів, мають порівняно невеликі зони дендритних утворень, які повернуті в напрямку впливу електромагнітного перемішування. В ході проведення дослідних плавок усадочні раковини не виводили з метою визначення їх величини і характеру в різних умовах твердіння.

У цілому отримані дані показують, що розроблені кристалізатори забезпечують можливість формування злитків і литих заготовок в

електронно-променевих установках з накладенням електромагнітних полів на розплав в процесі твердіння.

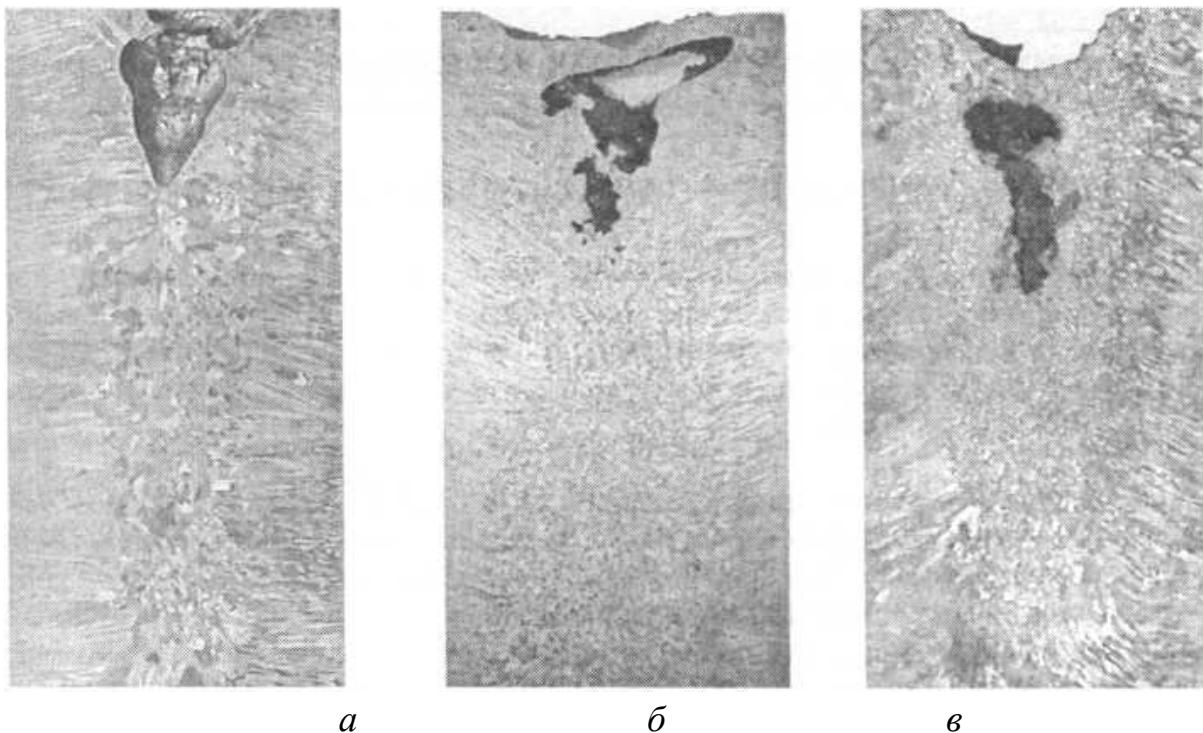


Рис. 5 Макроструктури мідних заготовок, отриманих без (а) і з електромагнітним впливом на процес кристалізації - перемішування розплаву від стінки до центру (б) і від центру до стінки кристалізатора (в)

Описані вище технології відкривають перспективу створення нових технологічних процесів плавки і лиття металів і сплавів в електронно-променевих установках. У той же час очевидна необхідність удосконалення конструкції кристалізаторів, в першу чергу, з точки зору підвищення ефективності електромагнітного впливу на розплав. Актуальним може бути накладання електромагнітних полів безпосередньо на ливарну форму під час кристалізації розплаву в ній.

Література

1. Электронно-лучевая плавка в литейном производстве / С.В. Ладохин, Н.И. Левицкий, В.Б. Чернявский и др. – К.: Изд. «Сталь», 2007. – 626 с.
2. Панасюк, Л.С., Электромагнитное перемешивание металла в гарнисаже при электронно-лучевой плавке / Л.С. Панасюк, В.Л. Ульянов, В.Е. Явич // Литье тугоплавких металлов. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1970. – С. 76-87.

3. Панасюк, Л.С. Электромагнитное перемешивание расплава в гарнисажных тиглях/Л.С.Панасюк, В.Л. Ульянов, А.Э. Микельсон, В.Е. Явич // Автоматизация процессов плавки и разливки. – Киев: ИПЛ АН УССР, 1971.– С. 42-46.
4. Тир Л.Л., Столов М.Я. Электромагнитные устройства для управления циркуляцией расплава в электропечах.– М.: Металлургия, 1975. – 224 с.
5. Патент України 68272А, МПК⁸ C21C5/56. Плавильний тигель/ Мірошніченко В.І, Левицький М.І, Ладохін С.В. та ін. — Опубл. 15.07.2004.
6. Самойлович Ю.А. Кристаллизация слитка в электромагнитном поле. - М.: Металлургия, 1986. – 168 с.
7. Плавка и литье титановых сплавов / А.Л. Андреев, Н.Ф. Аношкин, К.М. Борзцовская и др. - М.: Металлургия, 1978. – 384 с.
8. Чернявский, В.Б. Плавильные тигли и кристаллизаторы с системами электромагнитного перемешивания для электронно-лучевой плавки металлов и сплавов/ В.Б. Чернявский, С.В Ладохин, А.С. Гладков // Процессы литья. - 2005. – № 1. – С. 48–55.

УДК 669.184.244

УДАЛЕНИЕ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ В ПРОМЕЖУТОЧНОМ КОВШЕ ПРИ ПРОДУВКЕ МЕТАЛЛА АРГОНОМ ЧЕРЕЗ ПОРИСТЫЙ КОЛЬЦЕВОЙ БЛОК

А. Н. Смирнов¹, В. Г. Ефимова², А. В. Кравченко¹, К. Е. Писмарев³

¹ *Донецкий национальный технический университет*

² *Национальный технический университет Украины
«Киевский политехнический институт»*

³ *ПАО «ММК им. Ильича»*

У роботі проведено аналітичний аналіз, фізичне моделювання та промислові випробування основних технологічних факторів, що впливають на кількість неметалевих включень, які видаляються при продувці рідкої сталі інертним газом у проміжному ковші. В результаті проведених досліджень встановлено оптимальні параметри продування рідкої сталі при використанні кільцевої фурми, а саме, витрата газу і діаметр бульбашок аргону в момент їх відриву від пори, при яких досягається найкращий ефект рафінування

В работе проведен аналитический анализ, физическое моделирование и промышленные испытания основных технологических факторов, влияющих на количество удаляемых включений при продувке жидкой стали инертным газом в промежуточном ковше. В результате проведенных исследований установлены оптимальные параметры продувки стали при использовании кольцевой продувочной фурмы, а именно, расход газа и диаметр пузырьков аргона в момент их отрыва от поры, при которых достигается наилучший рафинирующий эффект

In work the analytical analysis, physical modeling and industrial tests of basic technological factors affecting the number of inclusions removed under a stream of inert gas liquid steel in the tundish. These studies established the optimal parameters by using steel purging purge annular tuyere, namely, gas flow rate and the diameter of the argon bubbles at the time of separation from the pores during refining which yields the best effect

Мировые тенденции увеличения спроса на марки стали ответственного назначения обуславливают для производителей

металлопродукции необходимость увеличения требований к ее чистоте по содержанию неметаллических включений.

Известно, что неметаллические включения могут иметь размеры от нескольких сотен до нескольких микрометров. Они являются как продуктами раскисления и вторичного окисления стали, так и результатом захвата частиц шлака и огнеупоров при перемешивании металла в ходе внепечной обработки и технологических переливов. Безусловно, именно крупные неметаллические включения оказывают наибольшее влияние на возникновения дефектов в готовой продукции. Однако их количество в стали не так уж велико (несколько сотен или тысяч на килограмм стали), что затрудняет их обнаружение в отобранных образцах. Мелкие включения имеют более высокую концентрацию (например, 10^6 - 10^7 штук на килограмм стали и более). Однако по распределению этих включений в отобранных образцах нельзя судить о характере распределения крупных включений, которые не всегда попадают в исследуемое поле. Проблематика моделирования поведения неметаллических включений в жидкой ванне промежуточного ковша также требует учета плотности неметаллических включений, их конфигурации, уровня их смачиваемости жидкой сталью и пр. Постановка задачи и ее решение в виде математической модели на таком уровне в настоящее время не представляется возможным.

Важнейший элемент, обеспечивающий рафинирование стали, — промковш, в который жидкая сталь попадает из сталеразливочного ковша. Как правило, жидкая сталь находится в промковше 5 – 10 мин, после чего вытекает через стаканы-дозаторы в кристаллизаторы МНЛЗ. Основные требования к организации движения конвективных потоков стали в промковше — обеспечение всплытия в шлак неметаллических включений, а также предотвращение захвата шлаковых включений потоками металла [1 – 8].

Для глубокого рафинирования стали широко применяется продувка аргоном через блоки (балки), установленные в днище промковша [3, 8, 9 – 11]. По данным исследователей [12, 13] продувка инертным газом в ковше позволяет сократить количество неметаллических включений размером более 50 мкм на 70 %, а включений размером 25 – 50 мкм — на 40 %. В промышленных условиях эффект удаления неметаллических включений достигается преимущественно при продувке стали в пузырьковом режиме со сравнительно низким расходом вдуваемого аргона. Увеличение расхода аргона более определенных (критических) значений приводит к снижению эффекта рафинирования вследствие интенсификации перемешивания металла и шлака в области выхода пузырьков аргона на поверхность жидкой ванны. Поэтому на практике стремятся обеспечить

рафинирующую продувку стали аргонem в промежуточном ковше путем рационального размещения продувочных узлов и оптимизации параметров продувки[13-15].

Целью данной работы является аналитический анализ и оценка на физической модели основных технологических факторов, влияющих на количество удаляемых включений за счет механизма их прикрепления к газовым пузырям и вероятности адгезии, зависящих от размера пузыря и расхода газа, а также подтверждение данных аналитических расчетов и физического моделирования проведением промышленных испытаний с целью создания наиболее эффективных рафинирующих условий в 60 т промковше двухручьевои слябовой МНЛЗ.

Из практики продувки металла инертным газом известно, что на эффективность флотации большое влияние оказывает размер пузыря, расход газа и количество столкновений неметаллических включений с пузырьком газа. Так, количество столкновений включений с пузырьком газа можно представить как [16]:

$$N_I = V_{cm} \cdot \rho_r \cdot P_{np} = \frac{\pi}{4} \cdot d_g^2 H \cdot \rho_r \cdot P_{np}, \quad (1)$$

где V_{cm} – объем жидкой стали перемещаемый пузырем в процессе флотации на свободной поверхности, m^3 ;

ρ_r – плотность включения во времени, $kg \cdot m^{-3}$;

H – высота металлической ванны, m ;

d_g – диаметр включения, m ;

P_{np} – вероятность прикрепления, определяемая из выражения:

$$P_{np} = \frac{2U_n D}{9(U_g + U_n)Y} \left(\frac{d_g}{d_n} \right) \left[\sqrt{(X + C)^2 + 3Y^2} + 2(X + C) \right]^2, \quad (2)$$

где U_g , U_n – скорость всплытия включения и пузыря соответственно, $m \cdot s^{-1}$;

d_n – диаметр пузыря, m ;

X, Y, C, D – безразмерные параметры, находящиеся из следующих соотношений:

$$X = \frac{3}{2} + \frac{9Re_n}{32 + 9,888Re_n^{0,694}};$$

$$Y = \frac{3Re_n}{8 + 1,736Re_n^{0,694}};$$

$$C = \frac{U_{\epsilon}}{U_n} \left(\frac{d_n}{d_{\epsilon}} \right)^2;$$

$$D = \frac{\sqrt{(X + C)^2 + 3Y^2} - (X + C)}{3Y},$$

где Re_n – число Рейнольдса для пузыря.

Тогда количество пузырьков, поставляемых в жидкую сталь в единицу времени и объема составит:

$$N_2 = \frac{6Q_{\epsilon}}{\pi d_n^3} \cdot \frac{T_0}{T_{\infty}} \cdot \frac{1}{V_{cm}}, \quad (3)$$

где Q_{ϵ} – расход газа, $\text{м}^3 \cdot \text{с}^{-1}$;

T_0 и T_{∞} – температура газа на входе и в промковше соответственно, $^{\circ}\text{C}$.

Общее количество эффективных прикреплений в секунду составит:

$$N_{об} = N_1 \cdot N_2 = \frac{3}{2} \frac{H}{V_{cm}} \cdot \frac{T_0}{T_{\infty}} \cdot Q_{\epsilon} \frac{3}{d_n} \rho_{\epsilon} = K_3 \cdot \rho_{\epsilon}. \quad (4)$$

Тогда процент удаления неметаллических включений можно представить как:

$$\delta = 100[1 - \exp(-K_3\tau)]. \quad (5)$$

Данные расчетов, проведенные с использованием уравнений (4) и (5) приведены на рис. 1 (а, б), которые свидетельствуют, что наилучшая эффективность удаления неметаллических включений наблюдается при диаметре пузырей 1,0 – 3,25 мм и расходе газа 10 – 12 л·мин⁻¹. При этом следует учесть тот факт, что применение пузырей меньших размеров сопровождается определенными технологическими недостатками, которые следует учитывать при реализации метода продувки в промышленных

условиях. К ним относится большое время всплытия пузыря, а также возможность захвата пузырями конвективными потоками затягивания их вглубь жидкой ванны и в зону выпускного отверстия стакана-дозатора. Следовательно, при выборе оптимального размера пузырей необходимо учитывать не только высокую эффективность удаления включений, а также минимальные значения времени рафинирования (времени необходимого пузырям для всплытия через 1 м столба стали) при высокой скорости всплытия. Так, по данным работы [11] горизонтальная составляющая скорости жидкой стали в зоне выпускного отверстия стакана-дозатора составляет $0,1\text{--}0,25\text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$, а скорость всплытия пузыря диаметром 1,0 мм и 3,25 мм – $0,09\text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$ и $0,3\text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$, соответственно.

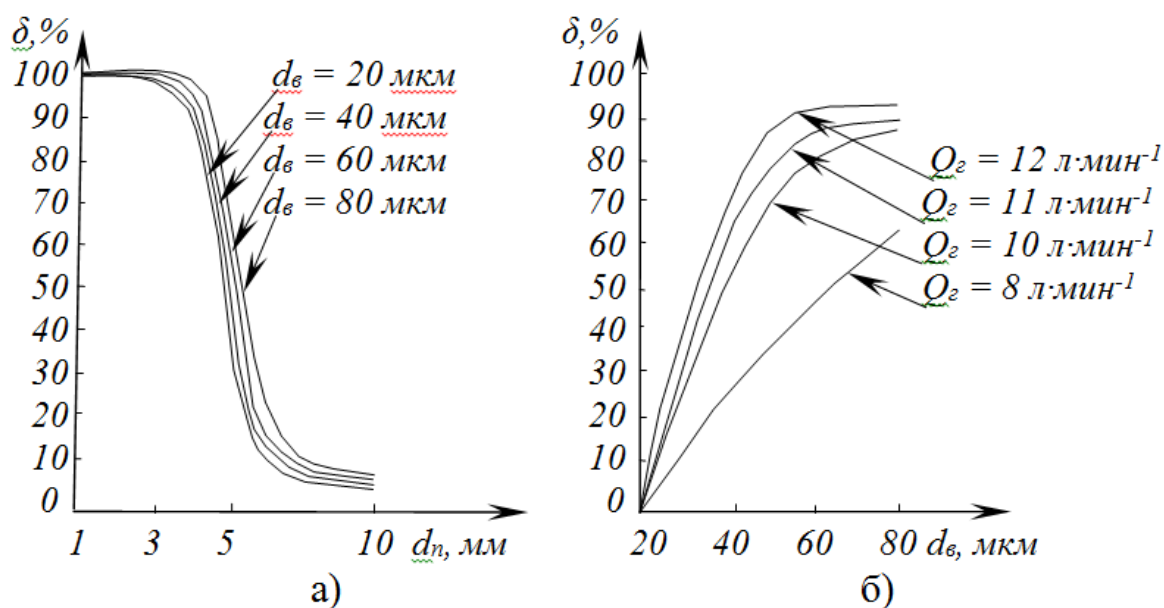


Рис.1 Эффективность удаления неметаллических включений от: а – размера пузыря; б – расхода газа.

Исходя из выполненных расчетов, можно сделать заключение, что для процесса флотации неметаллических включений в ванне промежуточного ковша можно рекомендовать размер всплывающих пузырей аргона диаметром приблизительно равным 3,0–3,25 мм и расход газа $10\text{--}12\text{ л}\cdot\text{мин}^{-1}$.

Дальнейшие исследования эффективности продувки жидкой ванны в промежуточном ковше на всплытие неметаллических включений выполнялись на физической модели. Масштаб модели составлял 1:4, а в качестве базовых критериев подобия были приняты критерий Фруда и гомохронности. Схема модельного стенда приведена на рис. 2. В качестве рабочей жидкости использовалась вода, которая имеет близкую к жидкой стали по величине кинематическую вязкость. Имитация покровного шлака

на поверхности металла в промковше осуществлялась с помощью силиконового или трансформаторного масла, которые имеют высокое значение величины поверхностного натяжения. При этом вязкость масла может изменяться в значительных пределах в зависимости от его температуры. Это позволяет изучать процесс перемешивания жидкости в промежуточном ковше в совокупности с явлением вовлечения покровного шлака в перемешивание.

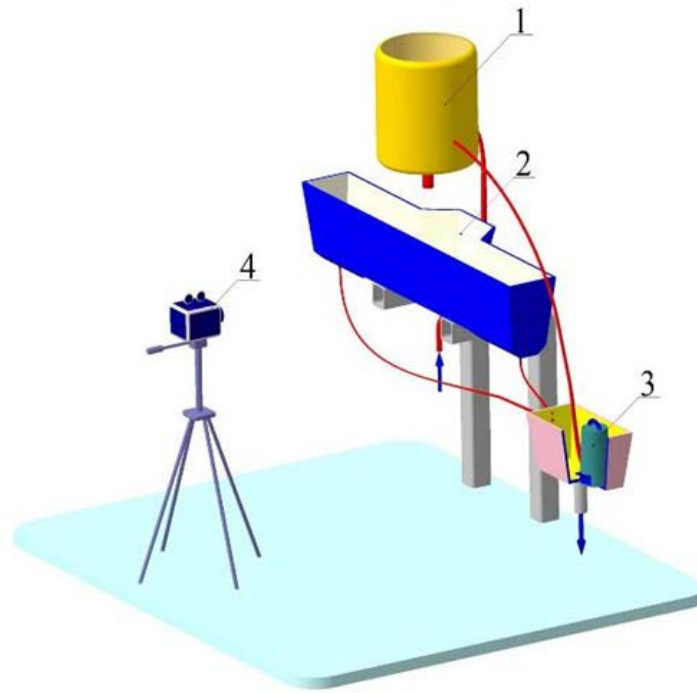


Рис. 2 Схема лабораторного стенда, для исследования процессов перемешивания, которые происходят в промежуточном ковше:

1 – сталеразливочный ковш; 2 – промковш; 3 – емкость для сбора воды, вытекающей из промковша с насосом для возвращения ее в сталеразливочный ковш; 4 – цифровая видеокамера

Характер поведения и всплытия неметаллических включений изучался с помощью введения в защитную трубу, устанавливаемой между сталеразливочным и промежуточными ковшами, специальной механической смеси (взвеси) гидрофобных частиц, имеющих плотность несколько меньше, чем вода. Для этих целей в работе разработана специальная многокомпонентная смесь, включающая в себя смесь нескольких типов масла и эмульсий и очень мелких твердых частиц.

При этом в ходе экспериментов выполнялась оценка траектории движения частиц «шлака» в жидкой ванне промковша, а также примерная

доля частиц, всплывших на поверхность и вытекших из промковша с водою. Движение конвективных потоков жидкости в промежуточном ковше, вызванных ее перемещением от места внедрения струи, падающей из сталеразливочного ковша, до истечения жидкости из стаканов-дозаторов, фиксировалось с помощью цифровой видеокамеры.

Общий вид промежуточного ковша лабораторной установки, имитирующей промковш слябовой МНЛЗ с основными функциональными элементами, которые оказывают управляющее воздействие на развитие конвективных потоков в жидкой ванне, приведен на рис. 3. Для вдувания воздуха в жидкую ванну использовались специальные продувочные элементы (диаметр отверстий 0,15 мм), обеспечивающие мелкодисперсную структуру газовых пузырьков, которые устанавливались в днище промковша.

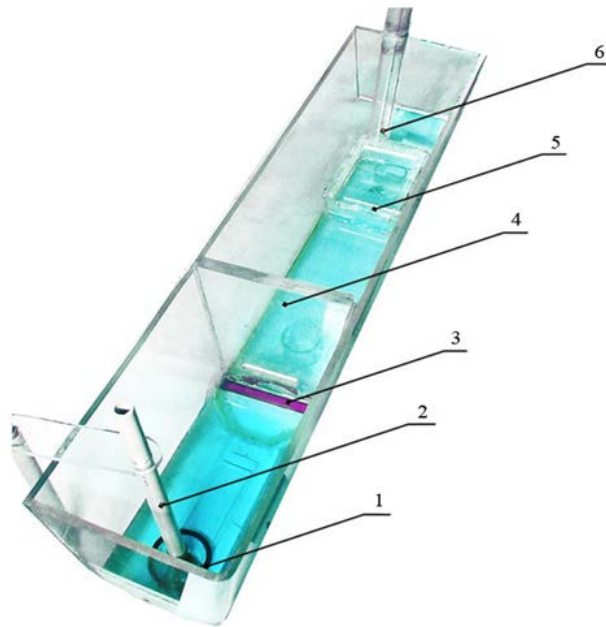


Рис. 3 Общий вид лабораторного стенда промковша (вид сверху):

- 1 – кольцевая фурма для вдувания арго на; 2 – стопор; 3 – продувочная балка; 4 – фильтрационная перегородка; 5 – металлоприемник;
6 – защитная труба

На первом этапе исследований на физической модели было выполнено сравнение эффективности различных конструктивных приемов на рафинирование металла в промковше. Для этого в защитную трубу вводилось 200 г субстанции, для загрязнения стали неметаллическими включениями. Затем жидкость, которая вытекала из

промежуточного ковша, собиралась в специальной емкости, отстаивалась в течение нескольких часов и вещество, имитирующее неметаллические включения, взвешивалось. Каждый эксперимент повторялся по три раза, а результаты находились как среднее арифметическое. Эффективность отделения включений определялась по следующей формуле:

$$\Xi = \frac{M - m}{M} \cdot 100\%; \quad (6)$$

где M – масса вводимого в защитную трубу вещества, имитирующего неметаллические включения, г;

m – масса вводимого вещества, всплывшего на поверхность жидкости промежуточного ковша, г.

Обобщение полученных экспериментальных результатов (табл. 1) позволяет акцентировать внимание на том факте, что применение кольцевого продувочного блока по совокупности достигаемых эффектов может рассматриваться как достаточно эффективный технологический прием для обеспечения флотации неметаллических включений.

Таблица 1 Оценка эффективности удаления неметаллических включений из промковша при различных вариантах организации движения циркуляционных потоков

№ п/п	Элементы управления потоками, установленные в промежуточном ковше				Доля вещества, удаленного в шлак, %
	Металлопри- емник типа «turbostop»	Перегородка	Продувочный блок–балка	Кольцевая фурма	
1	●	—	—	—	75-80
2	●	●	—	—	84-89
3	●	●	● (6) *	—	86-90
4	●	●	● (10)	—	82-86
5	●	—	—	● (6)	88-93
6	●	●	—	● (2)	86-90
7	●	●	—	● (4)	93-96
8	●	●	—	● (6)	91-95
9	●	●	—	● (8)	88-92
10	●	●	—	● (10)	84-88

*В скобках указан расход вдуваемого газа (л·мин⁻¹).

При этом важнейшее значение в достижении максимального рафинирующего эффекта имеет величина расхода вдуваемого газа и диаметр пузырьков. Установлено, что при увеличении расхода газа выше определенного предела (примерно $5\text{--}6\text{ л}\cdot\text{мин}^{-1}$) происходит интенсивное перемешивание частиц масла с водой (рис. 4). При этом более мелкие частицы масла вовлекаются конвективными потоками в жидкую ванну промежуточного ковша. Это следует рассматривать как лимитирующий фактор, ограничивающий интенсивность продувки. Для повышения эффективности работы кольцевой фурмы необходимо контролировать характер выхода пузырьков газа на поверхность жидкости в промковше, так этот выход может приводить к перемешиванию металла и шлака.

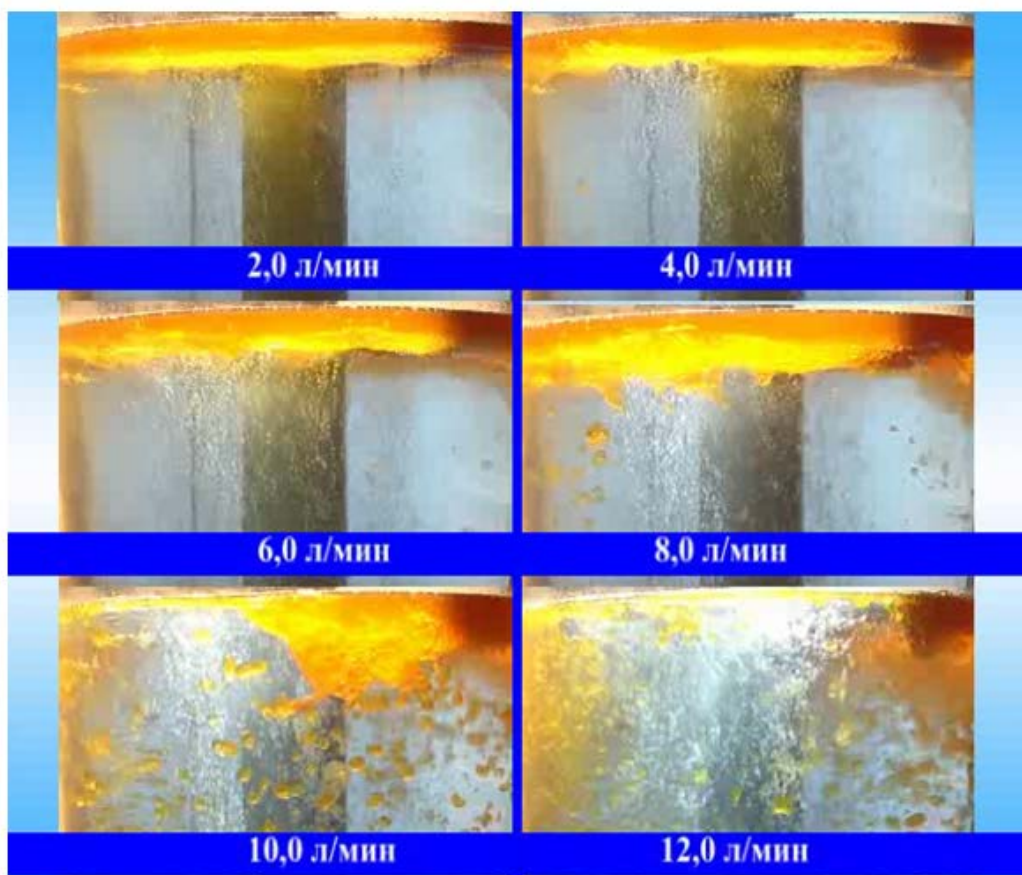


Рис. 4 Влияние интенсивности продувки через кольцевую фурму на характер перемешивания воды и масла при физическом моделировании (вид сбоку)

В подтверждение данных физического моделирования и аналитических расчетов нами были проведены промышленные испытания в условиях конвертерного цеха ПАО «Алчевский металлургический

комбинат» на 60-тонном двухручьевом проковше слябовой МНЛЗ с целью определения оптимального расхода газа при продувке металла через кольцевую фурму и создания наиболее эффективных рафинирующих условий.

Конструкция футеровки проковша включает в себя теплоизоляционный слой, расположенный между стальным кожухом и слоем высокоглиноземистого бетона, который работает, по меньшей мере, 800-1000 плавов (рис. 5). Рабочий слой футеровки (на основе магнезита) наносится методом холодного торкретирования. Дозирование стали и ее подача в кристаллизатор осуществляется с помощью системы огнеупоров «стопор-моноблок»–«стакан-дозатор»–«погружной стакан». Замена погружного стакана (при возникновении необходимости) осуществляется с помощью устройства для быстрой замены, которое расположено под днищем промежуточного ковша и предполагает подачу аргона в стакан-дозатор.

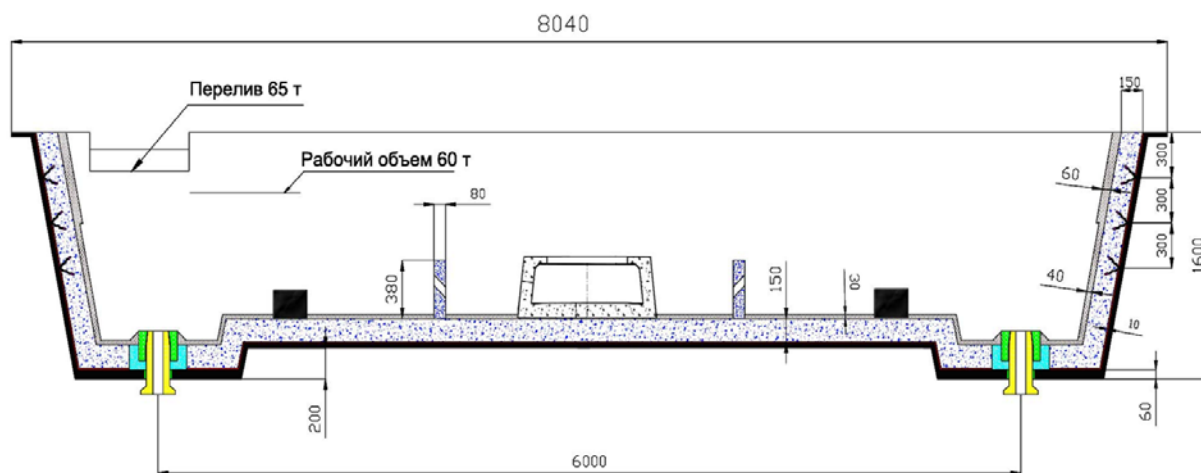


Рис. 5 Схема проковша слябовой МНЛЗ

Известно, что на практике размеры пузырьков аргона зависят от размеров отверстий огнеупора, через который вдувается инертный газ. Поэтому весьма важным фактором для промышленной реализации метода продувки металла инертным газом в проковше является применение пористых огнеупорных блоков с очень мелкими порами. К эксплуатационным свойствам и прочности таких блоков предъявляются достаточно жесткие требования, поскольку они работают в крайне тяжелых условиях, сопряженных с длительным контактом с жидким металлом, теплосменами, механическим воздействием вследствие контакта с конвективными потоками и т. п. Помимо этого продувочные блоки должны обеспечивать стабильную газопроницаемость в течение

длительного периода эксплуатации (нескольких десятков часов) и возможность оперативной корректировки величины расхода газа при продувке.

Существенным недостатком пористых элементов, применяемых в настоящее время в металлургической практике, является значительное колебание размеров отверстий, что соответственно обуславливает образование пузырьков различных размеров. Эффективность продувки через пористые блоки в значительной степени зависит от реального соотношения крупных и мелких пор, поскольку через крупные поры может проходить большая часть вдуваемого аргона. На рис. 6 представлен внешний вид фрагмента пористого блока и керамического элемента с регламентируемым диаметром отверстий, который использовался в конструкции продувочного блока в настоящих исследованиях.

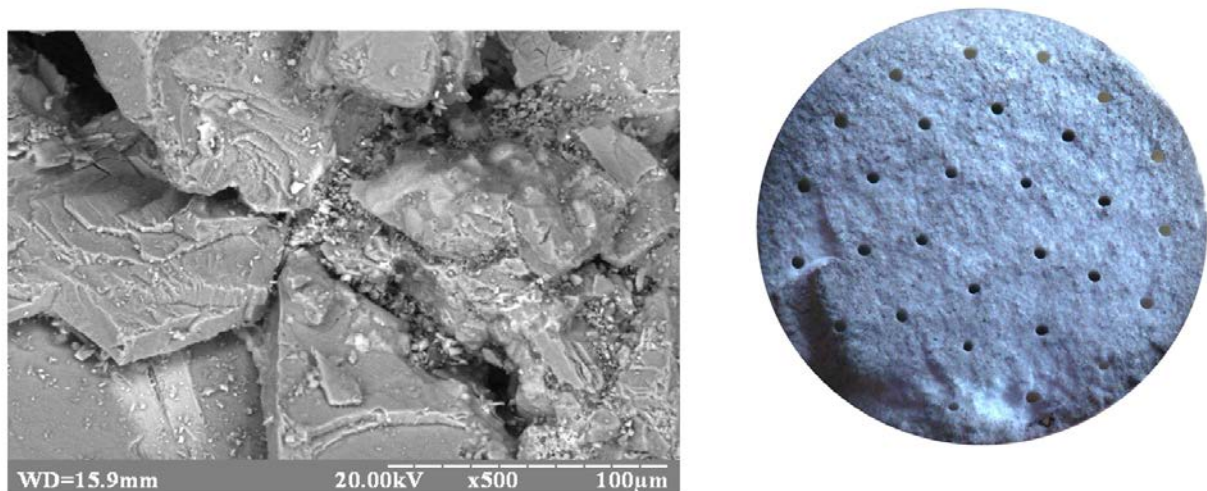


Рис. 6 Внешний вид пористого продувочного блока:
а – микроструктура (x500); б – торец керамической трубки с
регламентированными продувочными каналами (диаметр трубки 10 мм,
диаметр продувочных отверстий 0,14-0,16 мм)

В настоящей работе разработана оригинальная конструкция продувочной фурмы, выполненной в виде кольца. При этом в тело кольца, выполненного из жаропрочного бетона, устанавливались керамические элементы (трубки), в которых выполнены каналы (диаметр 0,14-0,16 мм) для подачи аргона. Расстояние между керамическими продувочными трубками выбиралось таким образом, чтобы восходящие газожидкостные потоки перекрывались между собой на высоте 0,30-0,40 от высоты налива металла в промежуточном ковше (рис. 7). В технологическом плане применение продувочных элементов с малым диаметром отверстий

позволяет диспергировать пузырьки газа и обеспечить продувку в пузырьковом режиме, не вовлекая в перемешивание покровный шлак.

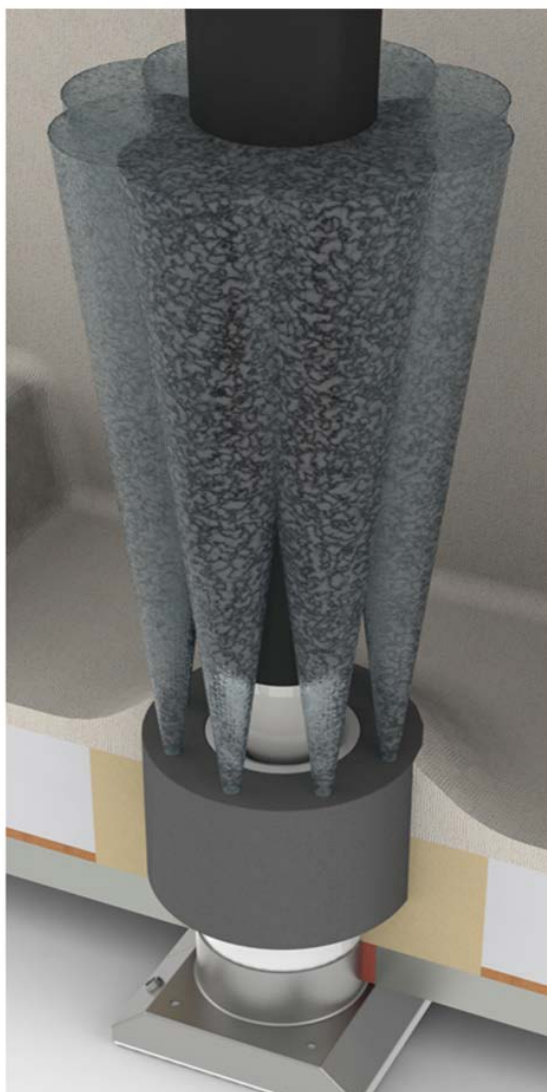


Рис. 7 Расположение продувочных трубок в гнездовом блоке на основе результатов физического моделирования

Выбор схемы расположения и геометрических параметров продувочного блока в днище промежуточного ковша осуществлялся в соответствии с результатами физического моделирования. Конструкция кольцевой продувочной фурмы предусматривала ее установку вместо гнездового блока, фиксирующего стакан-дозатор (рис. 8). Установка продувочной фурмы в днище промежуточного ковша (рис. 9) и подвод аргона не вызывали дополнительных монтажных трудностей и была соизмерима по сложности со штатными операциями его футеровки.

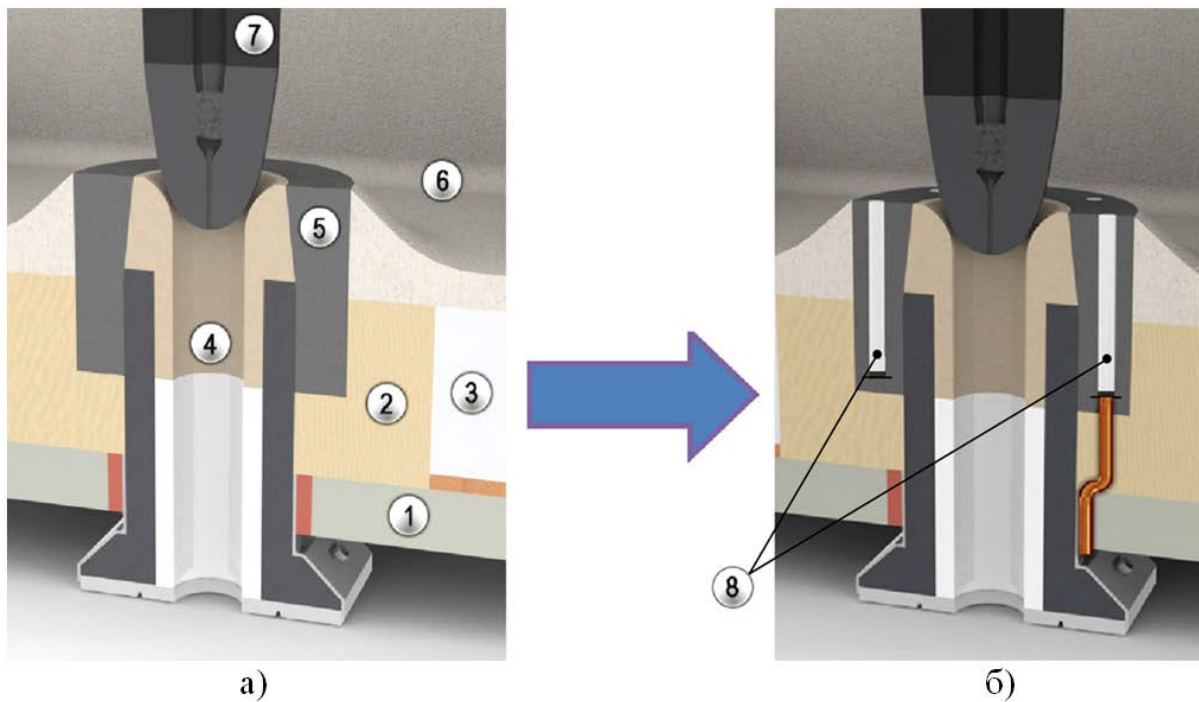


Рис. 8 Схематическое изображение трансформации разливочного узла промежуточного ковша (а) с установкой продувочных элементов в виде кольцевого блока (б): 1 – кожух промковша; 2 – набивная масса; 3 – арматурный слой; 4 – стакан-дозатор; 5 – гнездовой блок; 6 – рабочий слой; 7 – стопор-моноблок; 8 – продувочные элементы

Всего было разлито 4 серии по 6-8 плавов в каждой серии, что составило примерно 8,5 тыс. тонн слябов. В процессе исследований разливалась сталь марки BVA ($C=0,14-0,17\%$, $Mn=0,7-1,0\%$; $Si=0,15-0,35\%$; $S<0,015\%$; $P<0,020$; $Al=0,020-0,040\%$) на слябы сечением 200x1245 мм. Сталь предварительно обрабатывалась на установке ковш-печь (в том числе продувалась аргоном) и затем подвергалась вакуумной обработке на установке VD/VOD.

Продувочные блоки устанавливались на один из ручьев, а второй ручей (без кольцевой продувки) использовался как сравнительный. Как показали испытания и визуальные наблюдения, продувка через кольцевой блок обеспечивала стабильный процесс перемешивания металла в промежуточном ковше в течение всего периода эксплуатации и возможность оперативной корректировки величины расхода газа при продувке в диапазоне от 6 до 16 л·мин⁻¹. При этом поверхность покровного шлака, расположенного около стопора, практически не подвергалась возмущениям и разрушениям, а выход аргона в атмосферу происходил через отверстия и трещины, образовавшиеся в слое шлака. Вдувание аргона через кольцевой продувочный блок не оказывало существенного

влияния на процесс работы стопора и не приводило к его дополнительным вибрациям и колебаниям. Осмотр поверхности стопоров после окончания разливки позволил установить, что характер износа тела стопоров в верхней их части (в том числе шлаковый пояс) не отличается для стопора, работавшего с кольцевым продувочным блоком и для сравнительного стопора.



Рис. 9 Порядок монтажа и фиксации кольцевого продувочного блока в днище промковша слябовой МНЛЗ ПАО «АМК»

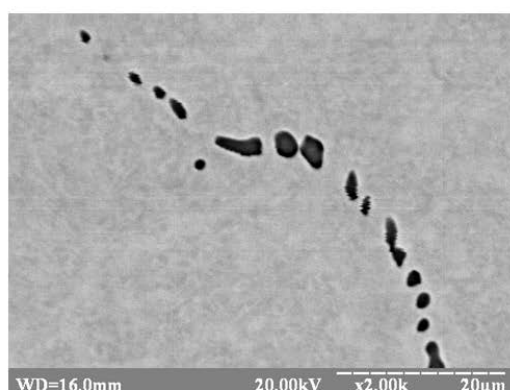
Контроль работы продувочных блоков осуществлялся во временные отрезки, соответствующие замене сталеразливочного ковша. Так, при падении уровня металла в промковше на 250-300 мм наблюдалось интенсивное бурление и разбрызгивание шлака в области выхода пузырьков аргона в атмосферу.

В целом продувочные блоки обеспечивали стабильную газопроницаемость в течение всего периода эксплуатации и возможность оперативной корректировки величины расхода газа при продувке в

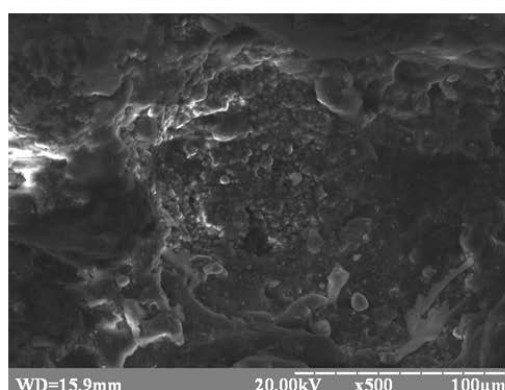
диапазоне от 6 до 16 л·мин⁻¹. Износ материала продувочного блока по высоте составлял 10-15 мм после разливки 6 плавов, то есть прохождения примерно 900 т стали через разливочный узел.

Для оценки влияния продувки аргоном на температуру стали осуществлялся замер температуры стали непосредственно в кристаллизаторах МНЛЗ. Всего было выполнено 46 замеров. Установлено, что сталь, попадающая в кристаллизатор с продувкой аргоном, в среднем имеет температуру на 2,0-2,5° ниже, чем в кристаллизаторе без продувки. Максимальные отклонения по ручьям составили 5°.

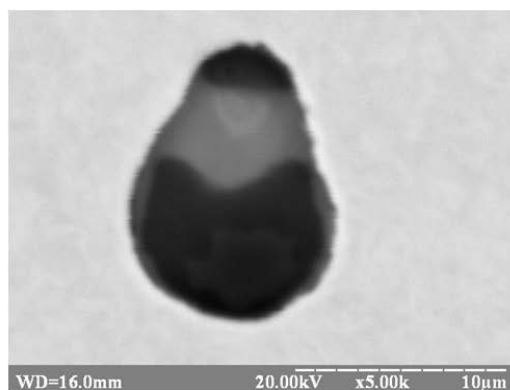
Основные типы неметаллических включений опытного и сравнительного металла представлены на рис. 10.



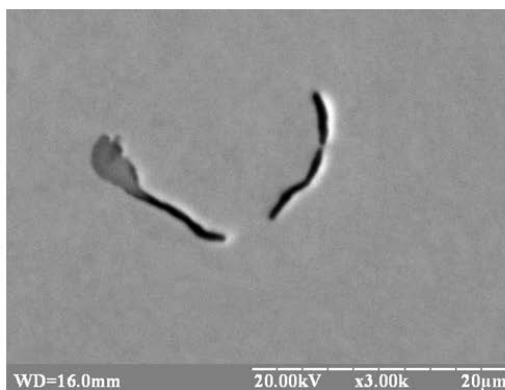
а)



б)



в)



г)

Рис. 10 Неметаллические включения опытного (а,б) и сравнительного металла (в,г)

Как показали количественные оценки в образцах из слябов, отлитых с продувкой аргоном через кольцевую фурму, количество крупных

неметаллических включений (размер более 50 мкм) уменьшается в среднем 40-80%. При этом меньшие значения уменьшения количества включений характерны для слябов, отлитых после замены сталеразливочного ковша. Для включений меньшего размера (20-45 мкм) уменьшение их количества в опытных слябах составляет 14-26%. При этом отмечено, что с увеличением скорости разливки разница между количеством неметаллических включений в образцах из опытного и сравнительного слябов возрастает.

Выводы

В результате экспериментов на физической модели показано, что максимальный рафинирующий эффект при продувке в промковше достигается при использовании кольцевой продувочной фурмы, расположенной в месте истечения стали из промковша при пузырьковом режиме продувки с расходом $10-12 \text{ л} \cdot \text{мин}^{-1}$ и диаметре пузырьков в момент их отрыва от поры на уровне 1,75 мм.

Промышленные испытания технологии продувки стали аргоном в промежуточном ковше через кольцевую фурму, расположенную в области установки стакана-дозатора в условиях двухручьевых слябовых МНЛЗ ПАО «Алчевский металлургический комбинат» позволили установить, что применение кольцевой фурмы и вдувание аргона в пузырьковом режиме обеспечивает определенный рафинирующий эффект в части удаления крупных неметаллических включений. В ходе количественных оценок показано, что в образцах из слябов, отлитых с продувкой аргоном через кольцевую фурму, количество включений размером более 50 мкм снижается на 40 – 80 %, а включений размером 25 – 45 мм – на 14 – 26%, соответственно.

Литература

1. Birat J.-P., Marchionni C. Continuous Casting, Past, Present and Future // *Revue de Métallurgie*. 2005. – № 11. – P. 732 – 737.
2. Flick A., Stoiber C. Trends in continuous casting in steel — yesterday, today and tomorrow / *Proc. 7th European Continuous Casting Conference*. Dusseldorf, Germany. 27th – 1st July 2011. — Dusseldorf : METEC, 2011.
3. Sahai Y., Emi T. *Tundish Technology for Clean Steel Production* / New Jersey : World Scientific, 2008. — 329 p.
4. Jani S. Solid inclusion Separation at the Steel - Slag interface for Tundish Condition in the Continuous Steel Casting Process. — Master's Thesis in Scientific Computing at Stockholm University, Sweden 2007. department of Numerical Analysis and Computer Science Royal Institute of Technology SE-10044.
5. Zhang L., Thomas B. G. State of the Art in Evaluation and Control of Steel Cleanliness // *ISIJ International*. 2003. – Vol. 43– № 3– p. 271 – 291.

6. Tanaka H., Nishihara R., Miura R. et al. Technology for Cleaning of Molten Steel in Tundish // *ISIJ International*. 1994. Vol. 34, № 11. p. 868 – 875.
7. Kimura H., Mori M., Miura R. et al. Innovative Technologies in Continuous Casting Tundish // *Nippon Steel Technical Report*. 1994. № 61. P. 22 – 28.
8. Zhong L. C., Li L. Y., Wang B. et al. Fluid flow behaviour in slab continuous casting tundish with different configurations of gas bubbling curtain // *Ironmaking and Steelmaking*. 2008. –Vol. 35– № 6.– p. 436 – 440.
9. Zhu J., Li J., Sun L. et al. Effect of gas Injection Condition on Fluid Flow in a Two-strand Tundish // *Advanced Materials Research*. 2011. –Vol. 291 – 294.– p. 255 – 258.
10. Högl W., Riepl K., Klapka A. et al. Gasspüler in Tundish // *Stahl and Eisen*. 1994. –Vol. 114.– № 2. –P. 65 – 67.
11. Satish Kumar D., Rajendra T., Prasad R. et al. Forced flotation of inclusions in tundish // *Ironmaking and Steelmaking*. 2009. –Vol. 36.–№ 6.- p. 470 – 475.
12. Chattopadhyay K., Hasan M., Isac M., Guthrie R. I. L. Physical and mathematical modeling of inert gas-shrouded ladle nozzles and their role on slag behaviour and fluid flow pattern in a deltashaped, four-strand tundish // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2010.– Vol. 41– № 1. –P. 225 – 233.
13. Nguyen A. V., Ralston J., Schulze H. J.. On modelling of bubble-particle attachment probability in flotation// *International Journal of Mineral Processing*. 1998– vol. 53. –№ 4. – 1p. 225–249.
14. Garcia-Hernandez S., J. de Barreto J., Ramos-Banderas J. A., Solorio-Diaz G. Modeling study of the vortex and short circuit flow effect on inclusion removal in a slab tundish// *Steel ResearchInternational*. 2010.– vol. 81. – №36. – p. 453–460.
15. Kumar D. S., Rajendra T., Prasad R., Sarkar A., Ranjan M. Forced flotation of inclusions intundish// *Ironmaking and Steelmaking*. 2009.– vol. 36.– 6.–p. 470–475.
16. Zhang L., Taniguchi S., Matsumoto K. Water model study on inclusion removal from liquid steel by bubble flotation under turbulent conditions// *Ironmaking and Steelmaking*. 2002.– Vol. 29– № 5. – p.326–336.

УДК 669.18: 621.746

МАТЕМАТИЧНЕ ОБГРУНТУВАННЯ БАЗИ ДАНИХ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕННЯ ТЕПЛОВИХ ПРОЦЕСІВ ТВЕРДНЕННЯ ТА ПЛАВЛЕННЯ

Л. А. Соколовська, В. А. Мамішев

Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України

*Сформульовані теплові задачі тверднення зливоків та плавлення
дробинок для створення інформаційно-пошукової бази даних*

*Сформулированы тепловые задачи затвердевания слитков и
плавления дробинок для создания информационно-поисковой базы данных*

*It has been formulate heat problems of solidification the ingots and melting
of the small shots for creation of information-search base date*

Прогресивний процес суспензійного лиття з введенням в рідкий метал дробинок-мікрохолодильників дозволяє поліпшити якість металу для потреб металургії та машинобудування. З метою вибору раціональних температурних режимів суспензійного лиття сталей необхідно вивчити характер зовнішнього теплообміну між розплавом і виливницею та внутрішнього теплообміну між розплавом і мікрохолодильниками. Для комплексного дослідження умов зовнішнього і внутрішнього теплообміну доцільно проводити [1] математичне моделювання процесів тверднення і плавлення в системах зливок – виливниця та мікрохолодильник – розплав.

Для проведення на ПЕОМ варіантних розрахунків нестационарних температурних полів розроблена [1] узагальнена теплофізична постановка задач тверднення і плавлення. Щоб виявити особливості формування ковальських і прокатних зливоків з дробом, необхідно проаналізувати задачі тверднення зливоків у виливницях і плавлення литих дробинок в розплаві.

Математичне формулювання важливих для практики задач включає:

- 1) диференціальні рівняння (1) нестационарної теплопровідності для теоретичного вивчення систем зливок – виливниця і дробинка – розплав;
- 2) початкові умови (3) для твердіючого сталюого зливка і чавунної виливниці та початкові умови (4) для сталей дробинок і розплаву;
- 3) граничні умови (5), (6) і (7) на поверхні охолодження твердіючого зливка, на внутрішній (робочій) і зовнішній поверхнях виливниці, граничні умови (8), (9) на поверхнях контакту розплаву з литими дробинками та

граничні умови (10) теплової симетрії нестационарних температурних полів на осі сталюого зливка і в центрі дробинок-мікрохолодильників.

Рівняння теплопровідності можна записати в узагальненому вигляді:

$$\frac{\partial T}{\partial t} = a_e(T) \left[\left(\frac{\partial^2 T}{\partial r^2} + \frac{\Gamma-1}{r} \frac{\partial T}{\partial r} \right) - K_\lambda(T) \left(\frac{\partial T}{\partial r} \right)^2 \right]. \quad (1)$$

Тут коефіцієнти $a_e(T)$ і $K_\lambda(T)$ обчислюються по співвідношенням:

$$a_e(T) = \frac{\lambda(T)}{c(T)\rho(T)} \quad \text{і} \quad K_\lambda(T) = -\frac{1}{\lambda(T)} \frac{d\lambda(T)}{dT}. \quad (2)$$

В початковий момент часу слід прийняти такий розподіл температур:

$$T_3(r)|_{t=0} = T_p, \quad T_B(r)|_{t=0} = T_{п.б.}; \quad (3)$$

$$T_d(r)|_{t=0} = T_x, \quad T_p(r)|_{t=0} = T_{п.п.}. \quad (4)$$

Умови теплообміну на поверхнях зливка і виливниці є наступними:

$$-\lambda_3(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_3^-} = \alpha(t) \left(T|_{r=R_3^-} - T|_{r=R_3^+} \right), \quad (5)$$

$$-\lambda_B(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_3^+} = \alpha(t) \left(T|_{r=R_3^-} - T|_{r=R_3^+} \right), \quad (6)$$

$$-\lambda_B(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_B} = \alpha(T) \left(T|_{r=R_B} - T_c \right). \quad (7)$$

Умови контактного теплообміну в системі дробинка – розплав:

$$-\lambda_d(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_x^-} = \alpha_0 \left(T|_{r=R_x^-} - T|_{r=R_x^+} \right), \quad (8)$$

$$-\lambda_p(T) \frac{\partial T}{\partial r} \Big|_{r=R_x^+} = \alpha_0 \left(T|_{r=R_x^-} - T|_{r=R_x^+} \right). \quad (9)$$

Умови температурної симетрії на осі зливка та в центрі дробинок:

$$\left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r_3=0} = 0, \quad \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r_x=0} = 0, \quad \left. \frac{\partial T}{\partial r} \right|_{r_x=R_x} = 0, \quad (10)$$

де T – температура рідкої фази, двофазної зони та твердої фази, °С;
 r – радіальна координата в поперечному перерізі зливка і дробинки,
 м;

t – поточний час в умовах плавлення дробинки і тверднення зливка, с;
 Γ – геометричний параметр (для плоских зливків і заготовок $\Gamma=1$,
 для циліндричних зливків $\Gamma=2$, для сферичних дробинки $\Gamma=3$);

$\lambda(T)$ – коефіцієнт теплопровідності сталі і чавуну, Вт/(м·К);

$a_e(T)$ – ефективний коефіцієнт температуропровідності сталі, м²/с;

$K_\lambda(T)$ – температурний коефіцієнт приросту теплопровідності, К⁻¹;

λ_p – теплопровідність розплаву при кристалізації сталі $\lambda_p = \varepsilon_{\text{конв}} \lambda_T$;

$\varepsilon_{\text{конв}}$ – коефіцієнт конвекції в рідкій серцевині твердіючого зливка;

$\alpha(t)$ – коефіцієнт теплопередачі від розплаву до виливниці в
 залежності від часу, Дж/(м²·с·К);

$\alpha(T)$ – коефіцієнт тепловіддачі від виливниці в оточуюче середовище
 в залежності від температури, Дж/(м²·с·К);

α_0 – коефіцієнт теплопередачі від розплаву до дробинки, Дж/(м²·с·К).

В процесі тверднення прокатних і ковальських зливків у виливницях та плавлення дробинки в рідкому металі їх температурний стан залежить від технологічних параметрів відливання зливків з введенням в розплав дробу, в тому числі від розмірів зливка, типу структури чавуну виливниці, температури розливання сталі та температурного інтервалу кристалізації ліквідус – солідус, початкової температури литих дробинки, наявності окисної плівки на дробинках, оптимальної дози мікрохолодильників.

В розроблених для персональних ЕОМ програмних модулях “Тверднення” і “Плавлення” використовуються спеціалізовані бази даних: “Зливки”, “Виливниця”, “Мікрохолодильник”, “Теплофізичні властивості”, які є частиною загальної інформаційно-пошукової системи [2]. Розрізнені експериментальні та розрахункові дані систематизуються для формування комп’ютерного банку даних і результатів математичного моделювання температурних полів в системах зливок – виливниця і розплав – добавка.

До переліку параметрів, які утворюють спеціалізовані файли даних, відносяться: маса і товщина (радіус) та висота зливка і виливниці, марка сталі та чавуну, фракція дробу, початковий перегрів сталі, температури ліквідуса і солідуса, теплота кристалізації, коефіцієнт теплопровідності, щільність і теплоємність сталі та чавуну, коефіцієнти теплопередачі в зоні контакту зливка і виливниці та тепловіддачі з поверхні виливниці та інші.

Для вибору раціональних режимів суспензійного розливання сталі в прокатні і ковальські зливки та одержання литого і деформованого металу високої якості виявлена роль теплофізичних властивостей литого дробу та параметрів теплової взаємодії мікрохолодильників з рідкою сталлю [3]. Аналогічний підхід використовується при створенні бази даних для процесів отримання якісних безперервнолитих заготовок та виливків [4].

Література

1. Соколовская Л.А., Мамишев В.А. О математическом моделировании задач с фазовыми переходами в металлургии и литейном производстве // Процессы литья. – 2009. – № 2. – С. 23 – 29.
2. Соколовская Л.А., Мамишев В.А., Шепелев В.В. Применение ПЭВМ к анализу массивов технологических параметров производства листового металла // Проблемы кристаллизации сплавов и компьютерное моделирование. – Ижевск: Изд. УдГУ, 1990. – С. 70 – 71.
3. Соколовская Л.А. О выборе рациональных тепловых режимов отливки стальных слитков с дробью // Металл и литье Украины. – 2013. – № 9. – С. 32 – 35.
4. Мамишев В.А. О повышении эффективности теплообмена в системе литая заготовка – форма – окружающая среда // Металл и литье Украины. – 2012. – № 11. – С. 31 – 35.

УДК 680.18:669.71

КОРОЗІЙНОСТІЙКІ ТА АНТИФРИКЦІЙНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ, ЗМІЩЕНІ КВАЗІКРИСТАЛАМИ

О. В. Сухова

Дніпропетровський національний університет ім. Олеся Гончара

Досліджені структура і властивості композиційних матеріалів, отриманих методом пічного просочення. Як наповнювачі використані квазікристалічні сплави Al–Co–Cu і Al–Co–Ni. Зв'язками слугували сплави на основі міді. Рекомендований склад композиційних матеріалів, що експлуатуються в умовах сухого тертя і дії кислих середовищ

Исследованы структура и свойства композиционных материалов, полученных методом печной пропитки. В качестве наполнителей использованы квазикристаллические сплавы Al–Co–Cu и Al–Co–Ni. Связками служили сплавы на основе меди. Рекомендованы составы композиционных материалов, эксплуатирующихся в условиях сухого трения и воздействия кислых сред

The structure and properties of composites fabricated by furnace infiltration were investigated. Quasicrystal Al–Co–Cu and Al–Co–Ni alloys were used as fillers and copper-based alloys were applied as binders. The compositions of the composites working in acids or under dry friction were recommended

Вступ

Застосування квазікристалічних сплавів, що мають високу твердість, низький коефіцієнт тертя, підвищену корозійну стійкість, відкриває широкі можливості для створення композиційних покриттів [1]. Поєднуючи квазікристали з пластичною металевою матрицею, можна подолати їх основний недолік – крихкість, що обмежує використання квазікристалів у виробках сучасної техніки.

Розробка технологій отримання композиційних матеріалів проводиться в декількох основних напрямках. Один із них пов'язаний із застосуванням метода напрямленого твердіння [2–4]. У вигляді порошків квазікристалічні сплави використовують для виготовлення композиційних покриттів методами газотермічного [5] або газодинамічного напилювання [6,7]. Для отримання композиційних матеріалів автори [8,9] рекомендують

метод механічного перемішування. Незважаючи на поліпшення механічних властивостей зразків, метод дозволяє забезпечити вміст квазікристалічного сплаву-наповнювача, що не перевищує 10 % маси. Порошкові композиційні матеріали також виготовляють методами холодного або гарячого статичного пресування [10,11]. Попередньо на порошки наносять металічні покриття [12] або виконують механоактивацію [13,14]. Це дозволяє отримувати вироби з підвищеними триботехнічними характеристиками. Для подолання недоліків методів порошкової металургії, пов'язаних із недостатньою щільністю зразків при холодному пресуванні або укрупненням структури внаслідок фазових перетворень при гарячому пресуванні, автори [15] пропонують поєднувати механічне сплавлення і динамічне компактування.

Для виготовлення деталей авіакосмічної та автомобільної промисловостей розроблений спосіб просочення частинок квазікристалічного сплаву-наповнювача розплавленими металічними зв'язками під тиском газу [16,17]. Після просочення отримують зразки композиційних матеріалів, вміст наповнювача в яких складає 50 % об'єму.

Постановка задач дослідження

Застосування метода просочення для отримання композиційних матеріалів, зміцнених квазікристалічними сплавами-наповнювачами, можна суттєво розширити завдяки використанню метода пічного просочення [18]. Для здійснення процесу не потребується спеціальне обладнання, а за рахунок так званого «автовакуумного» ефекту забезпечується обмежений доступ кисню до поверхонь контактуючих фаз при просоченні.

Враховуючи відсутність відомостей про застосування метода пічного просочення для отримання композиційних матеріалів із квазікристалічними сплавами-наповнювачами, в роботі подані результати дослідження структури і властивостей цього класу макрогетерогених матеріалів, що мають підвищені антикорозійні та антифрикційні властивості.

Методика проведення експериментів

Для отримання композиційних матеріалів методом пічного просочення спочатку виготовляли вихідні структурні складові. Квазікристалічні сплави-наповнювачі Al-Co-Cu і Al-Co-Ni виплавляли з хімічно чистих елементів (> 99,99 %) у печі Таммана. Швидкість їх охолодження складала 50 К/с. Склад сплавів-наповнювачів контролювали методами хімічного та рентгенофлюоресцентного аналізів. Потім сплави подрібнювали до отримання частинок розмірами 0,2 – 2,0 мм. Як металічні

сплави-зв'язки слугували сплави на мідній основі (марки Л62 і БрОЦ 10-2). Композиційні матеріали просочували за температури, яка на 50 – 100 К перевищувала температуру плавлення зв'язки, протягом 40 – 60 хвилин. Потім зразки охолоджували разом із піччю.

Металографічні дослідження структури сплавів і композиційних матеріалів здійснювали на мікроскопах «GX-51», «Neophot» і структурному аналізаторі «Epiquant». Рентгеноструктурний аналіз виконували на апараті ДРОН-УМ у характеристичному випромінюванні $\text{Cu-K}\alpha$. Дослідження методом рентгеноструктурного мікроаналізу проводили на растровому електронному мікроскопі РЭММА102-02 із застосуванням енергодисперсійного аналізатора. Мікромеханічні характеристики фаз визначали на приладах ПМТ-3 і «DuraScan 20».

Швидкість корозії композиційних матеріалів визначали в розчинах кислот $5\text{н}\cdot\text{H}_2\text{SO}_4$, $5\text{н}\cdot\text{H}_3\text{PO}_4$, $0,8\text{н}\cdot\text{HNO}_3$ і $1\text{н}\cdot\text{HCl}$. Експерименти проводили за температури 295 ± 2 К на протязі 4-х годин. Швидкість корозії вимірювали щогодини. Еталоном слугували композиційний матеріал із латунною зв'язкою, зміцненою гранулами карбідів вольфраму (гранульований сплав марки “реліт”). Триботехнічні випробування здійснювали за схемою вал–втулка в умовах тертя без змощування по сталі 45 за швидкості ковзання 20 м/с і навантаженні 4 МПа на устаткуванні, створеному на основі конструкції [19].

Результати досліджень

Сплав-наповнювач Al-Co-Cu до просочення має трифазну структуру (рис. 1).

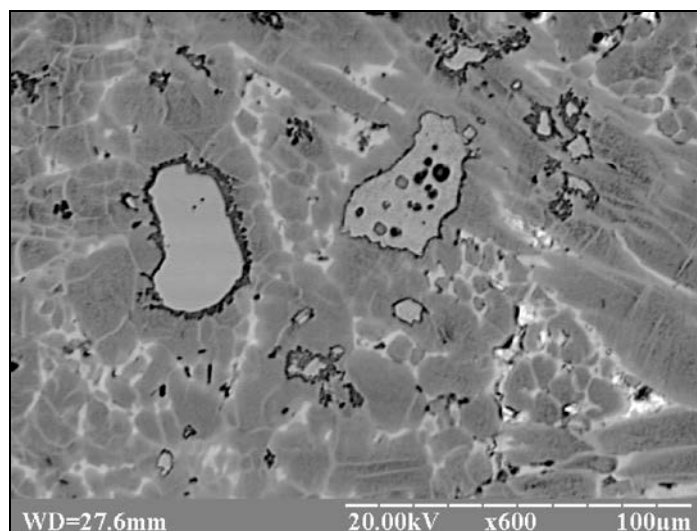


Рис. 1 Сканована мікрограма сплаву Al-Co-Cu у відбитих електронах, $\times 600$

Її утворюють кристали квазікристалічної декагональної D-фази, що має за даними рентгеноспектрального мікроаналізу стехіометричний склад $\text{Al}_{63}\text{Co}_{24}\text{Cu}_{13}$. Вони ростуть у вигляді декагональних призм переважно вздовж напрямку, паралельному осі симетрії 10-го порядку [20]. Вздовж цієї осі спостерігається періодичне розташування атомів, а у перпендикулярному їй напрямку вздовж осі симетрії 2-го порядку – квазіперіодичне.

У поперечному перерізі квазікристали мають вигляд п'ятикутників розмірами 90 – 100 мкм. Сторони п'ятикутників гладкі, а їх довжина змінюється в межах 40 – 60 мкм, що викликано різницею локальних умов росту. Відносний вміст квазікристалічної фази складає 64,2 % від об'єму сплаву. В центрі кристалів D-фази розташовані включення фази $\text{Al}_4(\text{Co},\text{Cu})_3$ (β' -фаза). Ця фаза є вакансійно-впорядкована β -фаза, що являє собою твердий розчин міді в конгруентній фазі AlCo . β -фаза має структурний тип CsCl і кристалізується безпосередньо з рідини за температури, яка на 15 К перевищує температуру перитектичної реакції $\text{P} + \beta \rightarrow \text{D}$. Морфологічні ознаки підтверджують перитектичне походження квазікристалічної D-фази в досліджуваному сплаві Al-Co-Cu (рис. 1). По її границях спостерігаються ділянки третьої гексагональної фази $\text{Al}_3(\text{Cu},\text{Co})_2$ (H-фаза). Описаний фазовий склад сплаву підтверджують результати рентгеноструктурного аналізу.

У структурі сплаву Al-Co-Ni виявлені дві фази (рис. 2).

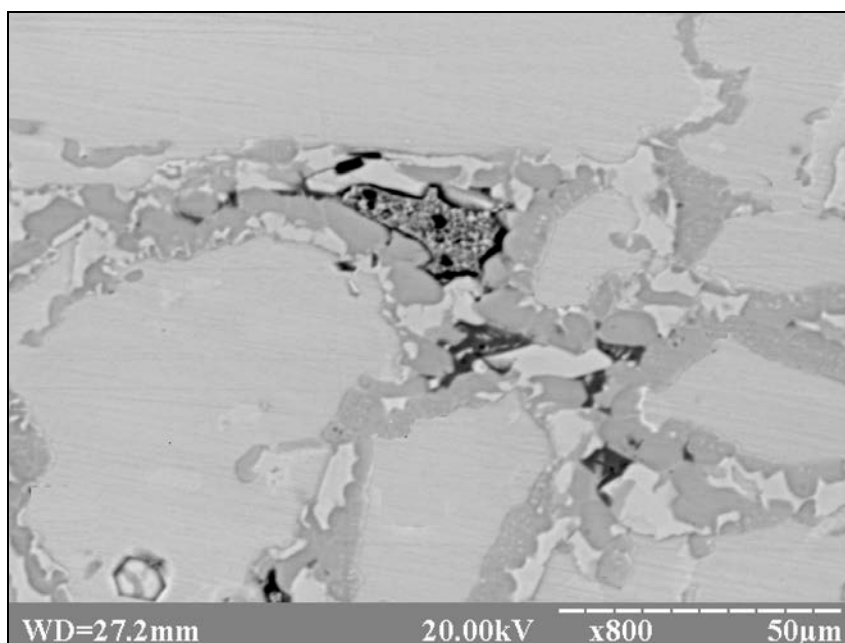


Рис. 2 Сканована мікрограма сплаву Al-Co-Ni у відбитих електронах, x800

Приблизно 59,2 % від його об'єму займають кристали первинної квазікристалічної D-фази розмірами 50 – 80 мкм. За результатами рентгеноспектрального мікроаналізу її стехіометричний склад описує формула $Al_{72}Co_{9,5}Ni_{18,5}$. Навколо кристалів D-фази спостерігаються ободки фази $Al_9(Co,Ni)_2$. Вона утворюється за перитектичною реакцією $P + D \rightarrow Al_9(Co,Ni)_2$ [21]. З огляду на різну ступінь завершеності перитектичної реакції склад фази $Al_9(Co,Ni)_2$ знаходиться в межах (за масою): 54,18 – 63,95 % Al; 11,22 – 30,66 % Ni; 15,16 – 24,83 % Co.

Після просочення частинок сплавів-наповнювачів Al–Co–Cu і Al–Co–Ni зв'язками, виготовленими зі сплавів на основі міді, макроретерогенна будова композиційних матеріалів зберігається тільки у випадку застосування латунної зв'язки (марка Л62) (рис. 3).

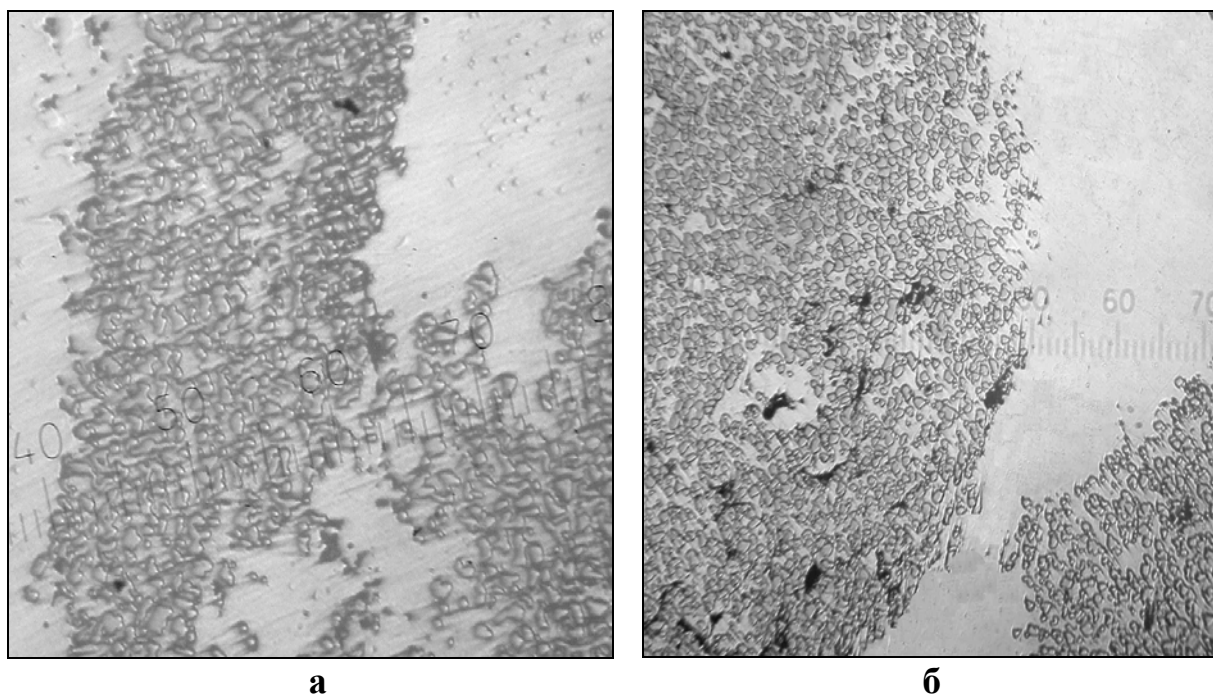


Рис. 3 Мікроструктура композиційних матеріалів зі зв'язкою Л62, зміцнених сплавом-наповнювачем:
а – Al–Co–Cu, x100; б – Al–Ni–Co, x100

У структурі композиційних матеріалів, просочених бронзовою зв'язкою (марка БрОЦ 10-2), фази наповнювача, що не розчинилися, розподілені більш рівномірно (рис. 4). Це свідчить про значну інтенсивність процесів контактної взаємодії між частинками наповнювачів і розплавленою бронзою за температури просочення.

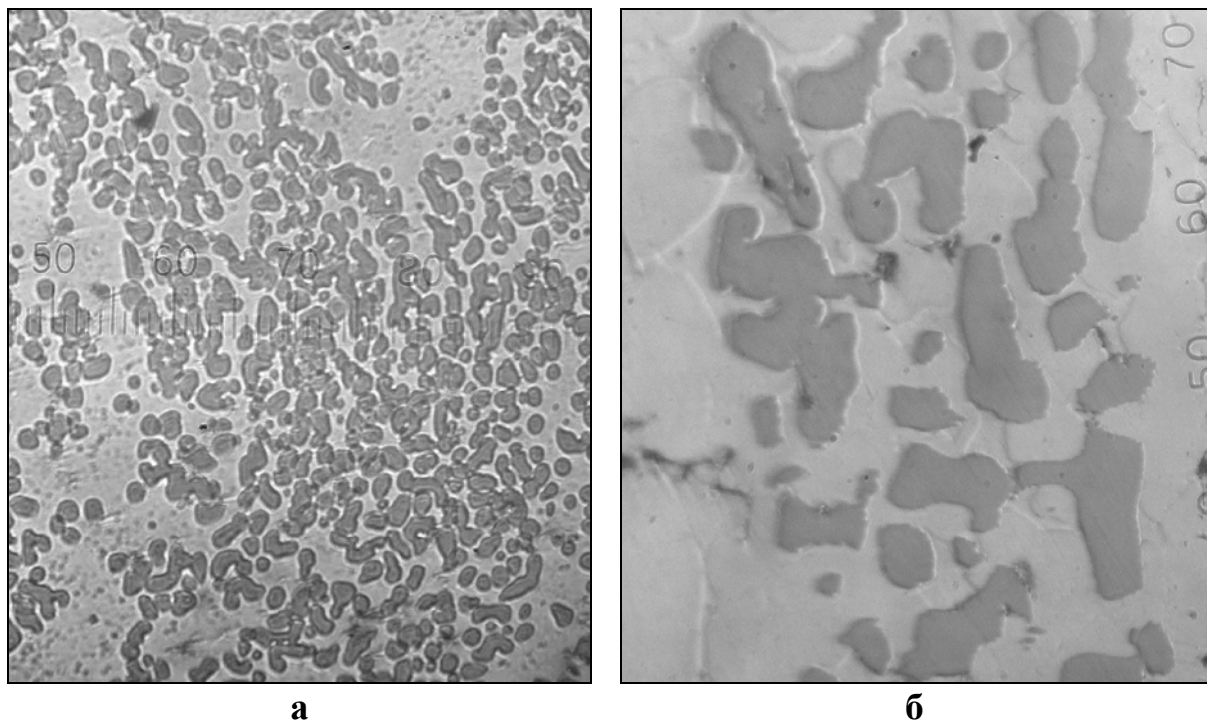


Рис. 4 Мікроструктура композиційних матеріалів зі зв'язкою БрОц 10-2, зміцнених сплавом-наповнювачем:
а – Al–Co–Cu, x100; б – Al–Ni–Co, x800

На відміну від бронзи розплавлена латунна зв'язка під час контакту з частинками наповнювача викликає лише часткове їх розчинення (рис. 3). Причому з більшою швидкістю розчиняються кристалічні фази $Al_3(Cu,Co)_2$ або $Al_3(Co,Ni)_2$ сплавів Al–Co–Cu або Al–Co–Ni відповідно. В результаті спостерігається так зване «наскрізне» просочення, за якого просочуючий метал проникає по границях квазікристалічної D-фази по всьому перерізу частинок наповнювача. Це викликає розчинення поверхневих шарів квазікристалічної фази та зміну її морфології при наступному охолодженні. Замість огранених кристалів спостерігаються заокруглені вclusions квазікристалічної фази розмірами 30 – 40 мкм у матриці на основі міді.

При просоченні квазікристалічна D-фаза перитектичного походження у сплаві-наповнювачі Al–Co–Cu розчиняється швидше, ніж та ж фаза, що кристалізується безпосередньо з рідини, у сплаві Al–Co–Ni. Як наслідок, після просочення об'єм нерозчиненої квазікристалічної фази у структурі цих композиційних матеріалів складає ~ 15 і ~ 30 % відповідно.

Результати випробувань показують, що швидкість корозії у кислих середовищах зменшується у випадку застосування для просочення сплава-наповнювача Al–Co–Cu латунної зв'язки (таблиця). Для зменшення

коефіцієнта тертя та інтенсивності зношування слід використовувати бронзову зв'язку. Коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування композиційних матеріалів знижуються у випадку зміцнення мідних сплавів-зв'язок сплавом-наповнювачем Al–Co–Ni, що можна пояснити збільшенням вмісту квазікристалічної фази у структурі.

Таблиця 1 Властивості композиційних матеріалів, зміцнених квазікристалічними сплавами-наповнювачами

Наповнювач	Зв'язка	Коефіцієнт тертя	Інтенсивність зносу, мкм/км	Швидкість корозії, г/м ² ·год			
				0,5 н H ₂ SO ₄	5 н H ₃ PO ₄	0,8 н HNO ₃	1 н HCl
Al–Co–Cu	Л62	0,09	7,9	1,95±0,06	0,43±0,04	9,92±0,03	0,79±0,01
	БрОц 10-2	0,06	4,3	2,14±0,05	0,60±0,07	13,28±0,04	0,84±0,03
Al–Co–Ni	Л62	0,08	7,3	2,42±0,01	0,52±0,04	13,11±0,08	0,89±0,03
	БрОц 10-2	0,04	3,0	2,55±0,03	0,73±0,05	13,90±0,05	0,93±0,02

Висновки

Застосування метода пічного просочення дозволяє отримувати композиційні матеріали на основі міді, зміцнені квазікристалічними сплавами-наповнювачами Al–Co–Cu і Al–Co–Ni. При просоченні в розплавлених зв'язках переважно розчиняються кристалічні фази сплавів-наповнювачів. Незважаючи на часткове розчинення квазікристалічної фази її вміст у структурі композиційних матеріалів досягає 15 – 30 % від їх об'єму залежно від складу наповнювача.

Композиційні матеріали, зміцнені квазікристалічними сплавами-наповнювачами, відрізняються корозійною стійкістю в розчинах кислот і високими триботехнічними властивостями. Ці характеристики корелюють із вмістом квазікристалічних фаз, досягаючи максимальних значень у випадку композиційних матеріалів складу (Л62)/(Al–Co–Cu) і (БрОц-10-2)/(Al–Co–Ni) відповідно.

Література

1. Dubois, J. - M. Properties and applications of quasicrystals and complex metallic alloys [Text] / J. - M. Dubois // Chem.Soc.Rev. – 2012. – No. 41. – P. 6760 – 6777.
2. Krawczyk, J. X-ray topography study of deformed composites obtained by directional solidification of Al–Cu–Co alloy [Text] / J. Krawczyk, W. Bogdanowicz, T. Goryszka // Cryst. Res. and Technol. – 2010. – V. 45, No. 12. – P. 1321 – 1325.

3. Bogdanowicz, W. X-Ray topography study of deformed crystal-quasicrystal composites of Al–Cu–Fe alloy [Text] / W. Bogdanowicz, J. Krawczyk // Solid State Phenom. – 2010. – No. 163. – P. 278 – 281.
4. Krawczyk, J. Temperature influence on stress-strain relationship of Al–Cu–Fe crystal-quasicrystal composites [Text] / J. Krawczyk, W. Gurdziel, W. Bogdanowicz, K. Flisinski // Solid State Phenom. – 2010. – No. 163. – P. 282 – 285.
5. Борисов, Ю. С. Газотермічні покриття, що містять квазікристалічну фазу, властивості та застосування [Текст] / Ю. С. Борисов, А. Я. Борисова, Я. І. Адєєва та інш. // Фізика і хімія твердого тіла. – 2005. – Т. 6, № 1. – С. 124 – 136.
6. Шайтура, Д. С. Композиты, армированные квазікристаллическими частицами Al–Cu–Fe, с медной матрицей и их триботехнические свойства [Текст] / Д. С. Шайтура, А. А. Теплов, Е. А. Чикина и др. // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2010. – № 11. – С. 87 – 91.
7. Чердніченко, В. В. Еволюція структури та механічних властивостей квазікристалічних Al–Fe–Cr сплавів під дією температури та тиску [Текст] / В. В. Чердніченко, О. В. Бякова, О. І. Юркова, О. І. Сірко // Металлофізика и новейшие технологии. – 2010. – Т. 3. – С. 331 – 341.
8. Zhenyuan, L. Microstructure and mechanical properties of Al–7%Si matrix composites reinforced with Al₆₃Cu₂₅Fe₁₂ icosahedral quasicrystal particles [Text] / L. Zhenyuan, G. Haoran, Q. Haiou // Applied mechanics and materials. – 2011. – V. 55 – 57. – P. 1022 – 1027.
9. Zhu, M. Microstructure and mechanical properties of Al-base composites by addition of Al–Ni–Co decagonal quasicrystalline particles through a mechanical stirring route [Text] / M. Zhu, G. Yang, L. Yao etc. // J. Mater. Sci. – 2010. – V. 45, No. 14. – P. 3727 – 3734.
10. Tang, F. Microstructures and mechanical properties of pure Al matrix composites reinforced by Al–Cu–Fe particles [Text] / F. Tang, I. E. Anderson, S. B. Biner // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – V. 363. – P. 20 – 29.
11. Eckert, J. Synthesis and mechanical properties of high strength aluminium-based quasicrystalline composites [Text] / J. Eckert, F. Schurack, L. Schultz // J. Metast. Mater. – 2003. – V. 15 – 16. – P. 245 – 252.
12. Иванов, А. С. Получение и исследование микрокомпозитов на основе порошков квазікристалів с никелевым покрытием [Текст] / А. С. Иванов, В. С. Круглов, А. Ф. Паль и др. // Письма в ЖТФ. – 2011. – Т. 37, № 19, С. 57 – 64.
13. Чердынцев, В. В. Структура и свойства механоактивированных композиционных материалов Al/квазікристал Al–Cu–Fe [Текст] / В. В. Чердынцев, С. Д. Калошкин, И. А. Томилин и др. // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 104, № 5. – С. 517 – 524.
14. Kaloshkin, S. D. Mechanical alloying of metal matrix composites reinforced by quasicrystals [Text] / S. D. Kaloshkin, V. V. Tcherdyntsev, T. S. Stepashkin etc. // J. Metast. Nanocryst. Mater. – 2005. – V. 24 – 25. – P. 113 – 116.
15. Гульбин, В. Н. Исследование композита алюминий + наноквазікристал [Текст] / В. Н. Гульбин, В. В. Чердынцев, Б. В. Жалнин, С. Д. Калошкин // Наноиндустрия. – 2010. – № 1. – С. 28 – 33.
16. Laplanche, G. Microstructures and mechanical properties of Al-base composite materials reinforced by Al–Cu–Fe particles [Text] / G. Laplanche, A. Joulain, J. Bonneville etc. // J. Alloys Comp. – 2010. – V. 493. – P. 453 – 460.

17. Carreno-Morelli, E. Processing and characterization of aluminum based MMCs produced by gas pressure infiltration [Text] / E. Carreno-Morelli, T. Cutard, R. Schaller, C. Bonjour // Mat. Sci. Eng. A. – 1998. – No. 251. – P. 48 – 57.

18. А.с. 562393 СССР, МПК В 23 К 9/04, В 22 D 19/08. Способ износостойкой наплавки / И. В. Нетеса, Д. А. Дудко, Б. И. Максимович, Б. В. Филимонов, В. Д. Кудинов. – Заявл. 18.07.75; Опубл. 08.06.1977, Бюл. № 23.

19. Мамыкин, Э. Т. Комплекс машин и методика определения антифрикционных свойств материалов при трении скольжения [Текст] / Э. Т. Мамыкин, М. К. Ковпак, А. И. Юга и др. // Порошковая металлургия. – 1973. – № 1 (121). – С. 67 – 72.

20. Tsai, A. -P. A stable decagonal quasicrystal in the Al-Cu-Co system [Text] / A. -P. Tsai, A. Inoue, T. Masumoto // Materials Transactions, JIM. – 1989. – V. 30, No. 4. – P. 300 – 304.

21. Godecke, T. Phase equilibria in the aluminum-rich portion of the binary system Co-Al and in the cobalt/aluminum-rich portion of the ternary system Co-Ni-Al [Text] / T. Godecke, M. Ellner // Z. Metallkd. – 1996. – V. 87. – P. 854 – 864.

УДК 669.714

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРИ ДЕФОРМОВАНОГО ВИСОКОМІЦНОГО ЧАВУНУ

Р. О. Ткач

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

До матеріалів, які застосовуються в сучасному машинобудуванні, ставиться ряд вимог по механічним властивостям, опору корозії, оброблюваності. Одним з новітніх методів отримання високоякісних машинобудівних матеріалів є виготовлення залізо-графітних композицій із застосуванням металургійного способу. Надання графіту певної форми та орієнтоване розміщення його в залізній матриці, структуру якої можна змінювати термічною обробкою, дозволяє отримати в виробах потрібні властивості. Для утворення таких структур використовують термомеханічну дію на чавун. В зв'язку з цим дослідження впливу механічної дії на рідкий та твердий чавун з метою розробки способів управління структурою і властивостями чавунних виробів треба вважати актуальним як з наукової, так і з практичної точки зору

К материалам, которые применяются в современном машиностроении, относится ряд требований по механическим свойствам, сопротивлению коррозии, обрабатываемости. Одним из новейших методов получения высококачественных машиностроительных материалов является изготовление железографитовых композиций с применением металлургического способа. Предоставление графита определенной формы и ориентированное размещение его в железной матрице, структуру которой можно изменять термической обработкой, позволяет получить в изделиях нужные свойства. Для образования таких структур используют термомеханическое действие на чугун. В связи с этим исследование влияния механического воздействия на жидкий и твердый чугун с целью разработки способов управления структурой и свойствами металлических изделий следует считать актуальным как с научной, так и с практической точки зрения

The materials that are used in modern engineering include a number of requirements in terms of mechanical properties, corrosion resistance, machinability. One of the newest methods of obtaining high quality engineering

materials is manufacturing iron-graphite compositions using a metallurgical process. Providing graphite certain shape and oriented placing it in an iron matrix, the structure of which can be changed by heat treatment, allows to obtain the desired product properties. For the formation of such structures using thermomechanical effect on iron. In connection with this study of the effect of mechanical impact on solid and liquid cast iron in order to develop ways to control the structure and properties of metal products should be considered relevant both from a scientific and practical point of view

Вступ

Одним з новітніх методів отримання якісних високоміцних чавунних заготовок є їхня гаряча пластична деформація. Після неї у структурі чавуну відбуваються зміни форми графітних включень, подрібнюється розмір зерен металічної матриці. Все це сприяє підвищенню міцності таких чавунів у 1,5-2 рази. У даній роботі показано зміну структури високоміцного чавуну після пластичної деформації.

Постановка задач дослідження

Головна задача – провести дослідження зміни структури високоміцного чавуну після пластичної деформації. Виявити закономірності у зміні форми графітних включень та зерен металічної матриці. Показати вплив зміни структури високоміцного чавуну на покращення його механічних властивостей.

Методика проведення експериментів

Для експерименту була обрана марка ВЧ45 з ферито-перлітною основою, легованою нікелем. Пластична деформація проводилася шляхом видавлювання на пресі із зусиллям в 100 тон. Ступінь деформації регулювався зміною діаметру вихідної литої заготовки. Всього було обрано 4 фіксовані ступені деформації: 20, 40, 60, 80%.

Результати досліджень

У вихідному стані структура високоміцного чавуну представлена на рисунку 1. Графітні включення мають правильну округлу форму, їх діаметр не перевищує 50 мкм. Кількість графіту в структурі – близько 8%. Металева матриця складається з фериту і перліту. Ферит оточує графітні включення.

Після видавлювання деформуються графітні включення. Їхня форма змінюється з кулеподібної на голчасту. Графітні включення витягуються у напрямку дії деформації (рис. 2). Значно зменшується діаметр графітних включень (до 15-20 мкм). Це пояснюється зародженням нових графітних

включень на місцях, де скупчені дефекти кристалічної ґратки (дислокації), кількість яких значно зростає із ростом рівня пластичної деформації.

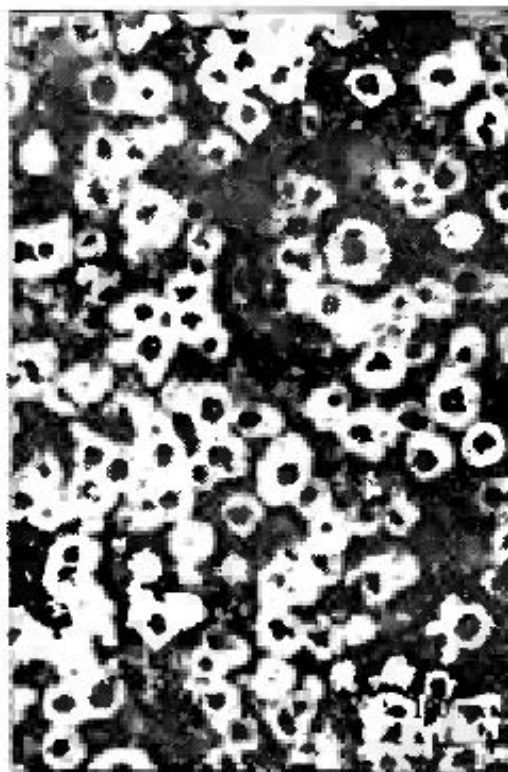


Рис. 1 Структура литого високоміцного чавуну

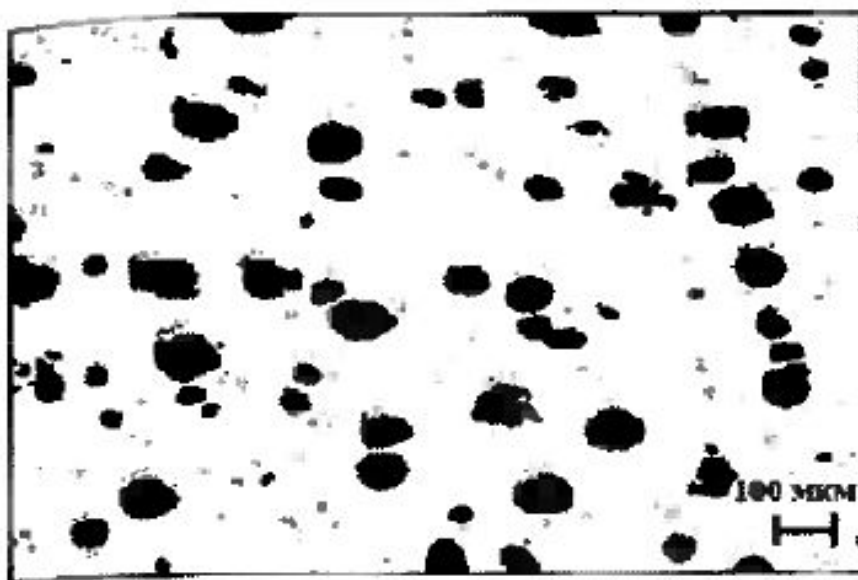


Рис. 2 Структура деформованого високоміцного чавуну зі ступенем деформації 20%



Рис. 3 Структура деформованого високоміцного чавуну зі ступенем деформації 80%

При ступенях пластичної деформації більших за 60% графітні включення починають розгалужуватись і подрібнюватись (рис. 4).



Рис. 4 Мікроструктура деформованого чавуну зі ступенем деформації 80%

Висновки

Пластична деформація призводить до глибоких змін у структурі чавуну. Ці зміни торкаються і металевої матриці, і графітних включень.

При деформації утворюється яскраво виражена текстура. Графітні включення змінюють форму на голкоподібну. Зміна форми тим сильніша, чим більший ступінь деформації.

В результаті того, що деформування проходить при високих температурах, починаються рекристалізаційні процеси, що призводить до зменшення розміру зерен металевої матриці.

Література

1. Покровський А.І. Горяча пластична деформація чавуну: структура, властивості, технологічні основи / А.І.Покровський – Мінськ: Беларус, Навука, 2010. – 256 с.
2. Ю.М. Лахтін, В.П. Леонтьєва Матеріалознавство. — М.: Машинобудування, 1990. — 528 с.

УДК 669.18:621

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЇ ЕШП НА ЯКІСТЬ СТАЛІ ШХ15

О. В. Топіха, М. П. Волкотруб

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Представлені дані про вплив методу виплавки початкової сталі і застосування різних флюсів на якість шарикопідшипникових сталей після ЕШП. Дані рекомендації по технології ЕШП

Представлены данные о влиянии метода выплавки исходной стали и применения различных флюсов на качество шарикоподшипниковой стали после ЭШП. Даны рекомендации по технологии ЭШП

The data on the impact of the initial method of smelting steel and the use of different fluxes on the quality of ball bearing steels after ESR. Recommendations for ESR Technology

У цьому дослідженні вивчали вплив складу флюсу при ЕШП на якість сталі ШХ15.

Для переплавок використовували метал двох вихідних плавок, проведених в 60-тонних дугових електропечах з повним окисленням. Кінцеве розкислення сталі виконувалося алюмінієм (1 кг/т). Катані електроди діаметром 180 мм переплавляли методом ЕШП в кристалізаторах діаметром 300 мм.

Метал однієї вихідної плавки (І) переплавляли із застосуванням: флюсів АНФ-6, АН-291 і АНФ-7, другий (ІІ) - на флюсах АНФ-6 і АНФ-1П (флюоритовий концентрат). Параметри ЕШП наведені в таблиці 1. Злитки ЕШП після торцювання і обдирання переплавляли в вакуумних дугових печах в кристалізатори діаметром 370 мм на струмі 6,0 кА.

Вивчали вплив переплавки на склад шлаку. Аналізували пробу вихідного флюсу, а також усереднені проби від шлакової шапки після переплавки і корочки шлаку, знятої з поверхні злитка ЕШП. Результати аналізу наведені в таблиці 2.

Для всіх випадків переплавки сталі ШХ15 характерний приріст в шлаці вмісту SiO_2 ; в шлаках АНФ-6 і АНФ-1П збільшився вміст CaO , а в шлаках АНФ-6 і АН-29 – кількість MgO . У безгліноземних шлаках має місце приріст вмісту Al_2O_3 . В основних шлаках АН-291 і АНФ-7

спостерігається накопичення сірки, у той час як у шлаків на фторидній основі в ході переплавки відбувається вигар сірки.

Таблиця 1 Параметри ЕШП

Групи плавов	Флюс	Витрати флюсу, кг	Робочий режим		Середня швидкість наплавлення злитку	
			I , кА	U , В	Фактична, кг/хв	Відносна
1	АНФ-6	31-34	8,3-9,0	45-50	4,0	1,00
2	АН-291	38-42	6,0-7,5	52-58	5,4	1,35
3	АНФ-7	38-42	9,2-9,5	49-52	2,6	0,64
4	АНФ-1П	38-42	9,5	47-52	2,4	0,60

Таблиця 2 Результати аналізу початкових флюсів і шлаків після переплаву сталі ШХ15

Марка флюсу	Місце відбору проб	Вміст, %									
		SiO ₂	Al ₂ O ₃	FeO	CaO	MgO	TiO ₂	MnO	CaF ₂	Fe ₂ O ₃	S
АНФ-6	Флюс	1,56	28,00	0,21	4,03	0,26	сліди	0,04	65,76	-	0,030
	Шапка	2,22	25,95	0,72	4,57	0,65	сліди	0,25	65,26	-	0,016
	Гарнісаж	1,22	45,61	1,37	7,93	0,78	сліди	0,25	43,70	-	0,020
АН-291	Флюс	2,00	38,32	0,25	31,80	14,40	сліди	0,05	14,53	-	0,077
	Шапка	2,92	38,36	0,43	28,58	16,14	0,14	0,09	13,16	0,18	0,096
	Гарнісаж	2,28	37,22	0,35	28,61	16,14	0,17	0,09	14,91	0,15	0,100
АНФ-7	Флюс	1,01	2,11	0,14	24,28	1,05	0,20	0,10	66,51	0,26	0,040
	Шапка	5,37	3,74	0,26	23,92	1,05	0,28	0,11	61,10	0,27	0,106
	Гарнісаж	2,68	2,80	0,30	26,49	1,57	0,19	0,11	61,10	0,19	0,042
АНФ-1П	Флюс	0,83	0,57	0,30	2,80	0,53	-	-	91,90	-	0,053
	Шапка	2,24	2,02	0,36	5,36	-	-	-	85,64	-	0,031
	Гарнісаж	1,82	1,45	2,96	3,56	-	-	-	88,40	-	0,030

При переплаві під всіма флюсами, крім АНФ-1П, досягнуто також зниження вмісту сірки на 0001 % ваги.

Характерна поведінка алюмінію при ЕШП. Після переплавок під шлаками АНФ-7 і АНФ -1П, що не містять Al₂O₃, концентрація алюмінію в металі знизилася відповідно в 2 і 3 рази. Після переплаву під шлаком АНФ-6 (28% глинозему) вміст алюмінію зменшився на 12% відн., а після переплавки під шлаком АН-291 (38,3% глинозему) пригар алюмінію склав 21,0% відн. Поведінка кисню також значною мірою залежить від складу шлаку. Так, після ЕШП на флюсах АНФ-6 і АНФ-1П концентрація кисню в металі знизилася відповідно на 7 і 25% відн., на флюсі АН-291 – в 2 рази, а переплав під шлаком АНФ-7 привів до збільшення вмісту кисню на 55% відн. Концентрація азоту після ЕШП знизилася в залежності від складу флюсу на 2-30% відн.

Забрудненість сталі даних плавок неметалевими включеннями визначали шляхом оцінки по еталонним шкалам ГОСТ 801-60 і електролітичним виділенням.

Результати оцінки наведені в таблиці 3 та на рисунках 1 і 2. При оцінці включень по еталонним шлакам і методом підрахунку в сумі за всіма видами включень найбільш чистим метал ЕШП опинився в разі використання флюсів АНФ-6 і АН-291.

Таблиця 3 Хімічний склад і забрудненість по еталонним шлакам сталі ШХ15

№ плав-ки	Метод виплавки	Марка флюсу ЕШП	Вміст, %										
			C	Mn	Si	P	S	Ni	Al	Ti	Cr	[O]	[N]
I	Електро-дугова	-	1,04	0,32	0,25	0,012	0,005	0,09	0,042	0,0065	1,46	0,0043	0,0133
	ЕШП	АНФ-6	0,95	0,33	0,22	0,007	0,004	0,07	0,037	0,005	1,46	0,0040	0,0130
	ЕШП	АН-291	0,98	0,34	0,24	0,008	0,004	0,15	0,051	0,005	1,42	0,0021	0,0125
	ЕШП	АНФ-7	0,98	0,35	0,10	0,012	0,003	0,07	0,021	0,005	1,46	0,0067	0,0091
II	Електро-дугова	-	1,04	0,39	0,33	0,010	0,005	0,10	0,068	0,005	1,45	0,0028	0,0093
	ЕШП	АНФ-1П	1,03	0,30	0,27	0,009	0,005	0,10	0,021	0,005	1,44	0,0021	0,0087

Так як використовували вихідний метал двох плавок, то для об'єктивної оцінки впливу складу флюсу на поведінку включень різного виду при переплавах віднесли кількість включень даного виду, підрахованих в об'ємних відсотках, для кожного флюсу до кількості тих же включень після переплавки під флюсом АНФ-6, прийнявши цю кількість за одиницю для металу кожної вихідної плавки (рис.3).

Так як використовували вихідний метал двох плавок, то для об'єктивної оцінки впливу складу флюсу на поведінку включень різного виду при переплавах віднесли кількість включень даного виду, підрахованих в об'ємних відсотках, для кожного флюсу до кількості тих же включень після переплавки під флюсом АНФ-6, прийнявши цю кількість за одиницю для металу кожної вихідної плавки (рис.3).

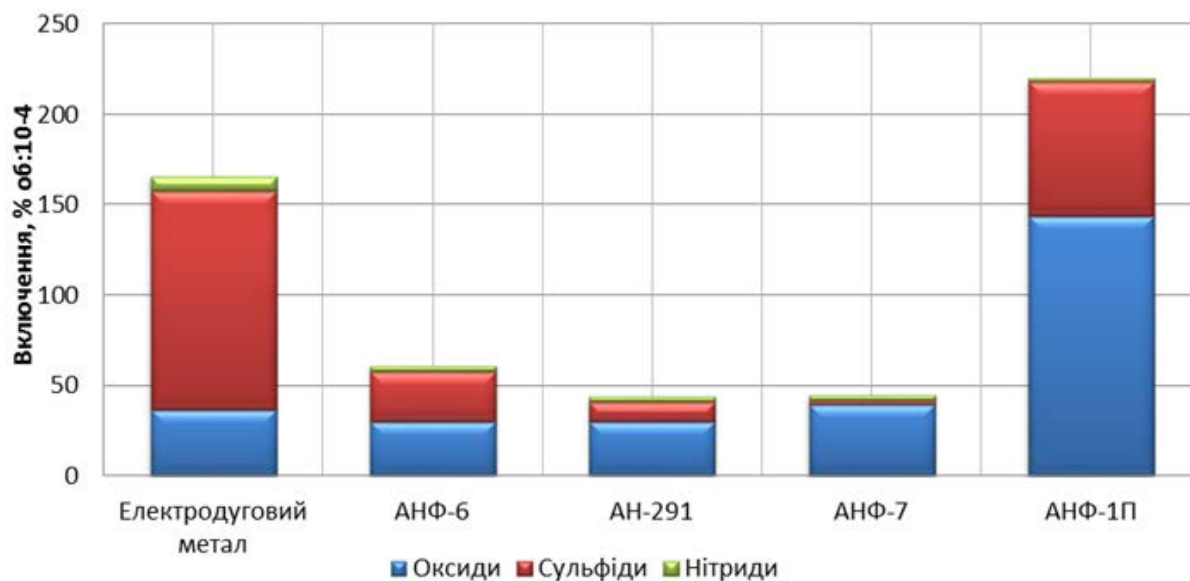


Рис. 1 Вміст неметалевих включень в сталі ШХ15 після ЕШП

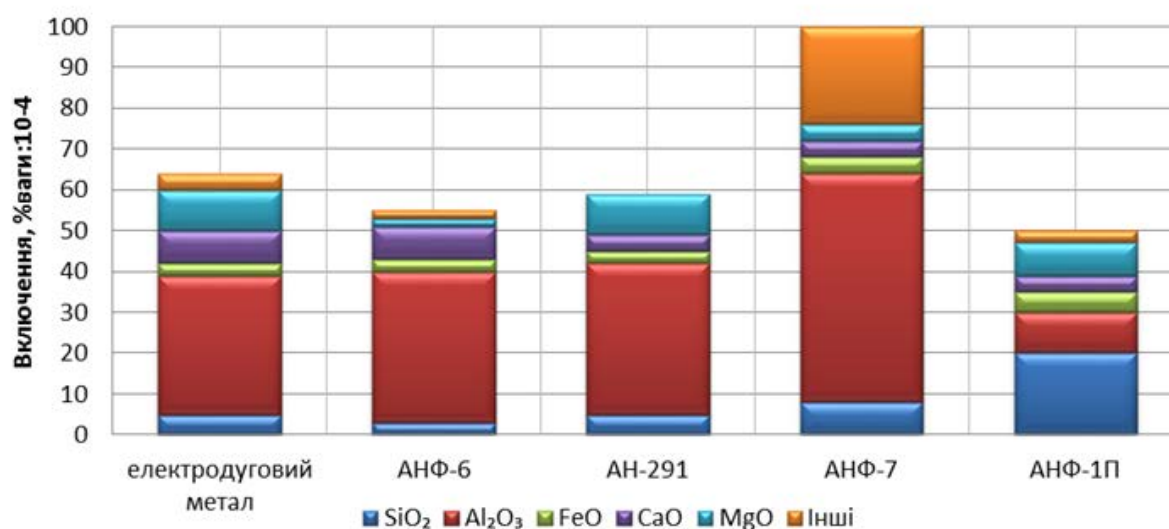


Рис. 2 Кількість і склад оксидного осаду в сталі ШХ15 після ЕШП

Ступінь рафінування металу від оксидних включень при ЕШП під флюсами АНФ-6 і АН-291 практично однакова, після переплавки під флюсом АНФ-7 кількість оксидів дещо зросла навіть в порівнянні з вихідною електродуговою плавкою, після ЕШП під флюсом АНФ-1П кількість оксидів в 1,7 рази більше, ніж при флюсі АНФ-6.

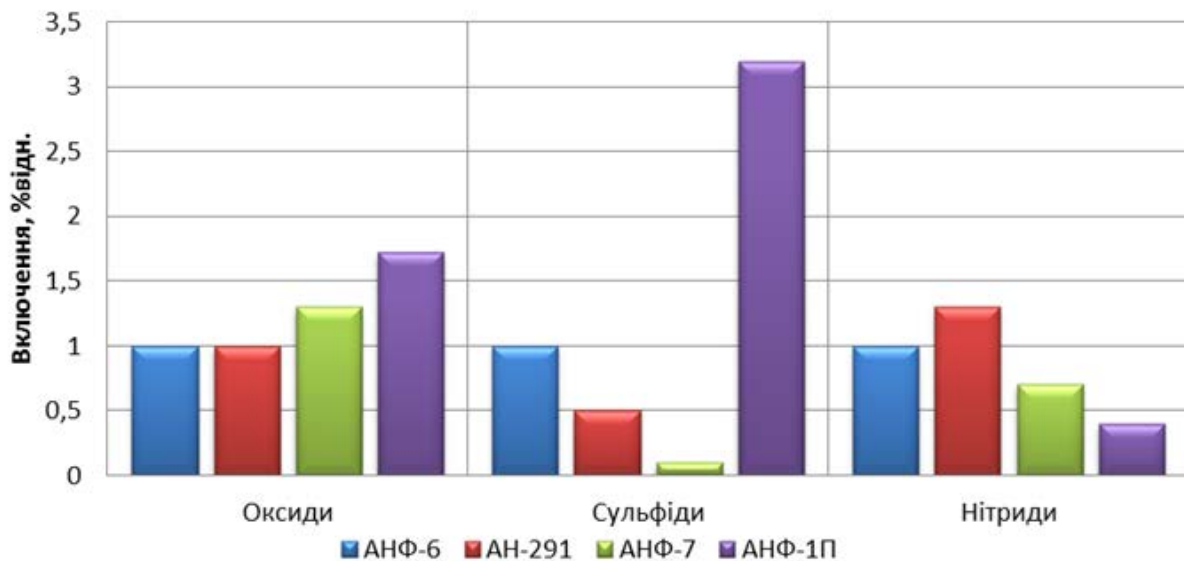


Рис. 3 Відностний об'ємний склад включень в сталі після ЕШП

Збільшення вмісту оксидних включень при ЕШП на флюсах АНФ-7 і АНФ-1П, мабуть, пов'язано з підвищенням окисленості шлаку в ході переплавки за рахунок оксидів, що вносяться з поверхні електрода (в даному випадку використані великі струми, ніж при флюсах АН-291 і АНФ-6), і збільшенням тривалості контакту поверхні шлаку з атмосферою при малій швидкості наплавлення зливка [2,3,4].

За сульфідними включеннями найбільше рафінування досягається після ЕШП під флюсами АНФ-7 і АН-291, найменше – під флюсом АНФ-1П; флюс АНФ-6 по десульфуруючій здатності займає проміжне положення. Максимальний ефект обезсірчування досягається при високому вмісті вільного окису кальцію в шлаці (флюси АНФ-7, АН-291).

За ступенем збільшення рафінування металу ЕШП від нітридних включень флюси розташовуються в наступній послідовності: АН-291, АНФ-6, АНФ-7, АНФ-1П. Видалення нітридних включень при ЕШП відбувається за рахунок окислення титану в металі і переходу його в шлак [5]. Природно, окислення титану відбуватиметься у більшій мірі при використанні флюсів, через які відбувається велике перенесення кисню з атмосфери і з поверхні електрода.

Таким чином, на підставі проведеної роботи можна зробити висновок, що найбільш повне рафінування електрошлакового металу відбувається при використанні флюсів АН-291 і АНФ-6.

Найбільш чистий метал ЕШП отриманий після переплавки під флюсом АНФ-6 вихідного металу, обробленого синтетичним шлаком.

Таким чином, для виробництва приладової шарикопідшипникової сталі можна рекомендувати таку технологію: виплавка вихідної сталі в

дугових електропечах з обробкою металу в ковші рідким вапняно-глиноземистим синтетичним шлаком – ЕШП, під флюсом АНФ-6 – ВДП.

При відсутності можливості обробки вихідної сталі синтетичним шлаком доцільно попередній ЕШП виробляти під флюсом АН-291, при цьому вихідна сталь повинна містити мінімальну кількість титану.

Література

1. Патон Б. Е., Медовар Б.И., Бойко Г.А. Электрошлаковое литье. Киев: Наукова думка, 1980. 121 с.
2. Шалимов А.Г., Готин В.Н., Тулин Н.А. Интенсификация процессов специальной металлургии. . М.: Металлургия, 1988. 334с.
3. Клюев М.М., Волков С.Е. Электрошлаковый переплав. М.: «Металлургия», 1984. 208 с.
4. А.А. Никулин и др. Тепловой баланс и температурное поле расходуемого электрода. В кн. «Электрошлаковый переплав. Труды III Всесоюзной конференции по ЭШП», ч. II. Киев, «Наукова думка», 1969, стр." 127—132.
5. Тепловые процессы при электрошлаковом переплаве./ Под ред. Медовара Б.И. Киев: Наукова думка, 1978. 304 с.

УДК 669.621.9

ВИТРАТИ МЕТАЛУ ПІД ЧАС ПОВЕРХНЕВОЇ ОБРОБКИ ЗЛИТКІВ

Р. В. Ученко, Ю. Я. Готвянський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Описаний процес втрат металу під час обробки злитків методом лезової зачистки та наведені найпоширеніші дефекти поверхневого шару

Описанный процесс потерь металла при обработке слитков методом лезвийной зачистки и приведены распространенные дефекты поверхностного слоя

Described the loss of metal during processing of ingots by lezovym stripping and the most common defects in the surface layer

Важливим етапом металургійного виробництва є очистка поверхні виробу від дефектів отриманих безпосередньо під час виплавки металу і його розливання.

Обробка поверхні зливків і, перш за все, їх зачистка є значним гальмом у технічному прогресі у чорній та кольоровій металургії. Для цих технологічних операцій характерним є значні втрати металу, несприятливі екологічні умови, низький рівень автоматизації. На сьогодні широко відомі такі методи обробки зливків: силове шліфування, швидкісне шліфування абразивними сегментами та кругами, лезова обробка поверхні в нагрітому стані. Однак, для усіх без винятку указаних методів характерним є один принциповий недолік - високопродуктивне перетворення частини добротного за хімічним складом металу у відходи. При цьому з промислового обороту виводяться сотні, якщо не тисячі тонн дорогоцінних і гостродефіцитних металів - вольфраму, молібдену, хрому, нікелю та ін.

Під час твердіння рідкого металу у поверхневому шарі зливка неминуче виникають дефекти – газові бульбашки, оксидні плівки, значні за розміром неметалеві домішки і т. ін. Фронт кристалізації, що переміщується усередину зливка, відтісняє ці домішки на значну глибину, що призводить у багатьох випадках до формування неякісного поверхневого шару зливка [1].

При виробництві міді та її сплавів, нержавіючих сталей, жароміцних і прицевійних сплавів дефектні шари зливків, як правило, вилучають.

Існуючі методи вилучення дефектного поверхневого шару зливків, які широко застосовуються в металургії, запозичені з машинобудування та зводяться, головним чином, до механічного зрізування цього шару. За техніко - економічними показниками це не влаштовує металургійну промисловість та призводить до утворення відходів.

Лезовим способом зачищається близько половини всіх злитків і заготовок високолегованих сталей і сплавів перед їх подальшим перерозподілом. Погіршення оброблюваності сталей і сплавів пов'язано зі збільшенням вмісту в них легуючих елементів і з переходом від залізної основи до нікелевої і кобальтової. Тому в сучасних цехах ВДП встановлено по кілька десятків злиткообдирочних верстатів. Операції обдирання пов'язані із застосуванням великої кількості важкої ручної праці [2].

Одним із шляхів підвищення продуктивності лезових способів є обробка в нагрітому стані при температурі 900-1100°C за рахунок різкого зниження міцності оброблюваного металу. Прикладом цього є термофрезерна зачистка. Продуктивність 2-х спарених машин термофрезерної зачистки становить близько 20 т за годину знятої стружки. Разом з тим через нерівномірність шару металу, що знімається і високих затрат на інструменти, які складають близько 60% від експлуатаційних витрат, термофрезерна зачистка не знайшла застосування.

Поряд з цим найбільш серйозним недоліком є високі втрати металу у відходи у вигляді стружки. Відходи металу при обдиранні електродів перед ВДП становлять від 80 до 140 кг на тонну чистових електродів, а втрати в стружки при обдиранні злитків ВДП становлять 70-80 кг/т. Слід зазначити, що вартість металу виплавленого у вакуумних дугових печах майже в 3 рази перевищує вартість металу відкритої виплавки, тому втрати металу для зачищення поверхні злитків ВДП приносять найбільші збитки.

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 шк., 2006. – 503 с.: іл.
2. Крупный слиток : [Електронний ресурс]/ А.Н. Смирнов, С.Л. Макуров, В.М. Сафонов, А.Ю. Цупрун // Монография – 2005 – Режим доступу до кн.: <http://uas.su/books/2011/kslitok/61/razdel61.php>

УДК 669.1

ПЛАЗМОВІ ТЕХНОЛОГІЇ У БЕЗВІДХОДНОМУ ВИРОБНИЦТВІ ЗЛИТКІВ МЕТАЛІВ

Р. В. Ученко, Ю. Я. Готвянський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Розглянуто плазмові технології у безвідходному виробництві злитків металів, а також представлені всі суттєві переваги використання даної технології у чорній та кольоровій металургії

Рассмотрены плазменные технологии в безотходном производстве слитков металлов, а также представлены все существенные преимущества использования данной технологии в черной и цветной металлургии

We consider plasma cleaner production technologies in bullion metals, as well as a list of all substantial benefits of using this technology in ferrous and non-ferrous metallurgy

Проблема поверхневої обробки охоплює як чорну так і кольорову металургію. Новий етап розвитку технологій для відновлення поверхні металевих виробів відбувся відносно недавно. І зважаючи на новітні технології, реалізація проектів безвідходного металургійного виробництва стала можливою.

На сьогоднішній день існує багато способів відновлення поверхні металевих виробів. Всі вони відрізняються технологічними особливостями, а особливо якістю відновлення.

У міру вивчення властивостей плазмового розряду і вдосконалення конструкцій плазмотрона з'явилися можливості нового методу нагріву, з яких слідувало, що його застосування може підвищити технологічні переваги існуючих металургійних процесів і дозволить створювати нові оригінальні технології, що володіють винятковими специфічними перевагами.

В умовах зростаючого дефіциту та підвищення вартості сировинних матеріалів у металургії дуже актуальним є пошук нових технологічних процесів, що забезпечують економію цих матеріалів. У зв'язку з цим заслуговує на увагу новий безвідходний спосіб видалення дефектів

поверхні злитків, вперше запропонований для обробки поверхні зливків титанових сплавів і отримав назву - спосіб плазмово-дугового рафінування поверхні (ПДРП) [1].

Особливість способу ПДРП полягає в локальному розплавлюванні поверхні злитка плазмовою дугою в атмосфері інертного газу на глибину дефектного шару без його видалення. При цьому газові бульбашки та неметалеві включення в зоні розплавлення спливають на поверхню, а дефекти у вигляді тріщин або раковин заварюються і виходить щільна макроструктура.

Аналіз даних показує, що рафінування поверхневого шару злитків у цьому процесі, також як і рафінування металу в плазмово-дугових печах, відбувається внаслідок розплавлення металу плазмовими джерелами нагрівання і витримки рідкого металу в контрольованій атмосфері або вакуумі [2].

Тому, при дослідженні цього процесу слід враховувати наявні досягнення і результати досліджень в області плазмової металургії.

При плазмово-дуговому переплаві поверхневого шару відбувається формування якісно нової поверхні зливків: переплавлений шар щільний, тріщини, завороти, плівки, шпарини та інші макродефекти в процесі переплаву зникають.

За вмістом домішок легуючих елементів переплавлений шар практично не відрізняється від основного металу [3].

Плазмово-дуговий переплав поверхневого шару зливків дозволяє отримувати високу якість поверхні без зрізування цього шару, при цьому витратний коефіцієнт металу зменшується в середньому на 20%.

Література

1. Латаш Ю. В., Торхов Г. Ф. Плазменно-дуговой переплав поверхностного слоя слитков и заготовок — безотходная технология в металлургии // Пробл. сварки и спец. электрометаллургии: Сб. науч. тр. Ин-та электросварки им. Е. О. Патона АН УССР. — Киев: Наук, думка, 1990. — 299 с.
2. Бурнашев В.Р. Плазменно-дуговой переплав отходов тантала / Современная электрометаллургия.- Киев : Международная ассоциация "Сварка", 2008. - №4. - С. 44-47;
3. Плазменно-дуговая обработка поверхностного слоя слитков ВДП / Ю. В. Латаш, Г. Ф. Торхов, Ю. И. Моделкин и др.//Сталь.—1984.—№ 7.—С. 24—26.

УДК 669.183

АНАЛИЗ ПРОЦЕССОВ ДЕСОРБЦИИ ВОДОРОДА ИЗ ЖЕЛЕЗОУГЛЕРОДИСТЫХ РАСПЛАВОВ

П. С. Харлашин¹, А. В. Явойский², А. Н. Яценко¹

¹ *Государственное высшее учебное заведение
«Приазовский государственный технический университет»*

² *Национальный исследовательский технологический университет
«Московский институт стали и сплавов»*

В статті представлений аналіз процесів десорбції із залізовуглецевих розплавів, наведені дані про різні режими його видалення із металу. Розглянуті особливості адсорбції на поверхні контакту із газовою фазою і десорбція його молекул з поверхні металу

В статье проанализированы процессы десорбции водорода из железоуглеродистых расплавов, приведены данные о различных режимах его удаления из металла. Рассмотрены особенности адсорбции водорода на поверхности контакта расплава с газовой фазой и десорбция его молекул с поверхности металла

The article presents an analysis of hydrogen desorption from the iron-carbon melts, shows the different modes of its removal from the metal. The problems of hydrogen adsorption on a contact surface of the melt with the gas phase and desorption of molecules are considered from the surface of metal

Вопросы внепечной обработки металлов в настоящее время являются очень актуальными. Традиционно во всех технически развитых странах наиболее ответственная, легированная сталь перед разливкой подвергается вакуумированию и обработке инертными газами. Широко применяются также различные микролегирующие и модифицирующие элементы, ослабляющие или даже устраняющие вредное влияние газов на готовый металл. Широкое развитие получили специальные методы термической обработки стали, обеспечивающие ее дегазацию, или, по крайней мере, устранение таких пороков, как "флокены". Все это создало условия для обеспечения в заводской практике той или иной, необходимой для данной марки стали, степени ее дегазации и остаточных концентраций водорода.

Многие работы [1,2] посвящены исследованиям взаимодействия водорода с расплавленным металлом, влияния водорода на свойства

готового металла и методам "борьбы" с водородом, в особенности путём вакуумировании расплавленного металла и извлечения водорода в несодержащую его газовую фазу при термической обработке металла. Важно также отметить, что в последние годы при неуклонно растущих требованиях к эксплуатационным свойствам всех марок сталей, довольно часто наблюдаются случаи отрицательного влияния водорода на свойства низкоуглеродистой спокойной стали ($[C]=0,06-0,10\%$), который заметно влияет на образование дефектов в еще не деформированном металле.

Цель работы – исследование процессов кинетики растворения и выделения водорода из железоуглеродистых расплавов.

В практических условиях носителем водорода, определяющим его переход в жидкий металл в процессе плавки, является не молекулярный водород, а водяной пар, содержащийся в газовой фазе по тем или иным причинам. С другой стороны, десорбция водорода из металла в газовую фазу при вакуумировании или при обработке металла инертным газом является более чистым вариантом "распределения водорода" между контактирующими фазами (жидким металлом и газом).

Можно сделать вывод, что процесс десорбции водорода из металла проходит через три последовательные стадии, поддающиеся количественной оценке [3]:

1. Массоперенос водорода внутри металла к его поверхности.
2. Адсорбция атомов водорода на поверхности контакта металла с газовой фазой, молизация атомов водорода и десорбция его молекул с поверхности металла.
3. Массоперенос молекул водорода в газовой фазе.

Исследования проводились с помощью плавки металла во взвешенном состоянии с последующей "закалкой" образца. Каждый образец сначала насыщался водородом: во время предварительной выдержки он омывался газовой смесью $Ar+H_2$. Парциальное давление водорода строго удерживалось на заданном уровне в пределах 0,010-0,013 МПа, температура металла поддерживалась на уровне 1600 (± 20) °С. Экспериментально было установлено, что при этих условиях для достижения полного равновесия распределения водорода между газовой фазой и металлом достаточно выдержки металла в течение ~300 секунд.

Для исследования кинетики собственно процесса десорбции водорода переключением газовых кранов отключали источник водорода и реакционную трубку продували потоком аргона. При этом строго контролировали температуру металла, время выдержки образца и характеристики потока экстрагирующего газа: скорость, частоту пульсации, суммарное давление и среднюю температуру в реакционной ампуле. Скорость десорбции водорода контролировалась двумя методами:

1. Путем определения остаточного содержания водорода в закаленных образцах. В этом случае применялись все известные и оправдавшие себя методы уменьшения потерь металлом водорода до его поступления в газоанализатор. Многократные опыты показали, что здесь теряется не более 5-6% от исходного содержания водорода. Содержание водорода в металле определяли на специальной установке (чувствительность 0,01 1/млн, точность определения $\pm 0,1$ 1/млн воспроизводимость опытных данных $\pm 10-15$ %).

2. Путем непрерывного анализа, выходящего из реакционной ампулы газа с использованием термокондуктометрического датчика, выполненного на базе серийного катарометра Г-43. Одновременно фиксировался и объем отходящего газа. Таким образом, фиксировали общее количество водорода, переходящего в газовую фазу и скорость его экстрагирования в различные моменты процесса десорбции.

Процесс десорбции водорода из металла встречает общее сопротивление, складывающееся из суммы сопротивлений отдельных его стадий, то есть:

$$1 / K_{\Sigma} = 1 / K_{жс} + 1 / K_{а.к} + 1 / K_r, \quad (1)$$

где K_{Σ} – наблюдаемая константа скорости процесса удаления водорода;

$K_{жс}$ – константа скорости массопереноса (водорода) в расплаве;

$K_{а.к}$ – константа скорости адсорбционно-кинетической стадии процесса десорбции;

K_r – константа скорости массопереноса в газовой фазе.

Экспериментальные данные, представленный на рис. 1, показывают некоторую зависимость "остаточной" концентрации водорода в металле от температуры при постоянных исходном содержании водорода и всех прочих условиях опыта. Эти данные отвергают предположение о нулевом порядке процесса десорбции водорода, т.к. здесь не соблюдаются необходимые для этого линейная зависимость $[H]$ от τ и постоянство V_H при различных значениях τ . С другой стороны, если бы удаление водорода определялось его "внутренним массопереносом", то как и для реакций первого порядка, для него было бы справедливо выражение:

$$\ln([H]_0 / [H]_{\tau}) = K\tau. \quad (2)$$

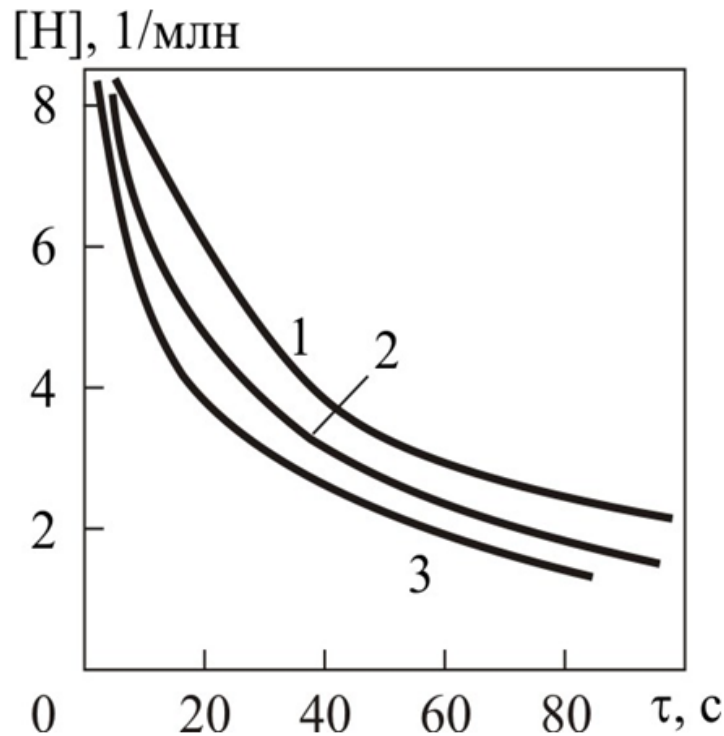


Рис. 1 Кинетические кривые процесса удаления водорода из однограммовых капель расплава Fe – 0,43 % С при температурах, °С:
1 - 1560; 2 - 1600; 3 - 1650

Для всех исследованных температур: 1560, 1600 и 1650 °С обнаруживается линейная зависимость:

$$1/[H]_{\tau} = K\tau. \quad (3)$$

Эта зависимость следует также из общеизвестной формулы [3], типичной для кинетики реакции второго порядка:

$$1/[H]_{\tau} - 1/[H]_0 = K\tau \text{ и } d[H]_{\tau} / d\tau = -K[H]_{\tau}^2, \quad (4)$$

где $[H]_0$ и $[H]_{\tau}$ – исходная и соответствующая моменту времени τ концентрации водорода в металле;

K – константа скорости процесса десорбции (зависящая от температуры).

Во всем исследованном интервале температур (1500-1650° С) энергия

активации процесса десорбции водорода составила 138-170 кДж/моль, т.е. значительно выше, чем это наблюдается для процессов, лимитируемых "внутренним массопереносом".

Скорость адсорбционно-кинетического акта в значительной мере определяется способностью поверхностного слоя металла адсорбировать атомарный водород, находящиеся растворенным в металле. На рис. 2 на основании экспериментов показано отрицательное влияние кислорода и серы на скорость десорбции водорода. Объяснением этого отрицательного влияния сильных поверхностно-активных компонентов на скорость десорбции водорода является положение об ограниченном числе в поверхностном слое металла активных центров, обеспечивающих адсорбцию. Когда какая-то часть этих центров оккупирована кислородом или серой, то уменьшает число таких центров доступных для водорода, что аналогично уменьшению поверхности контакта металла и газовой атмосферы и, следовательно, приводит к уменьшению скорости процесса десорбции водорода.

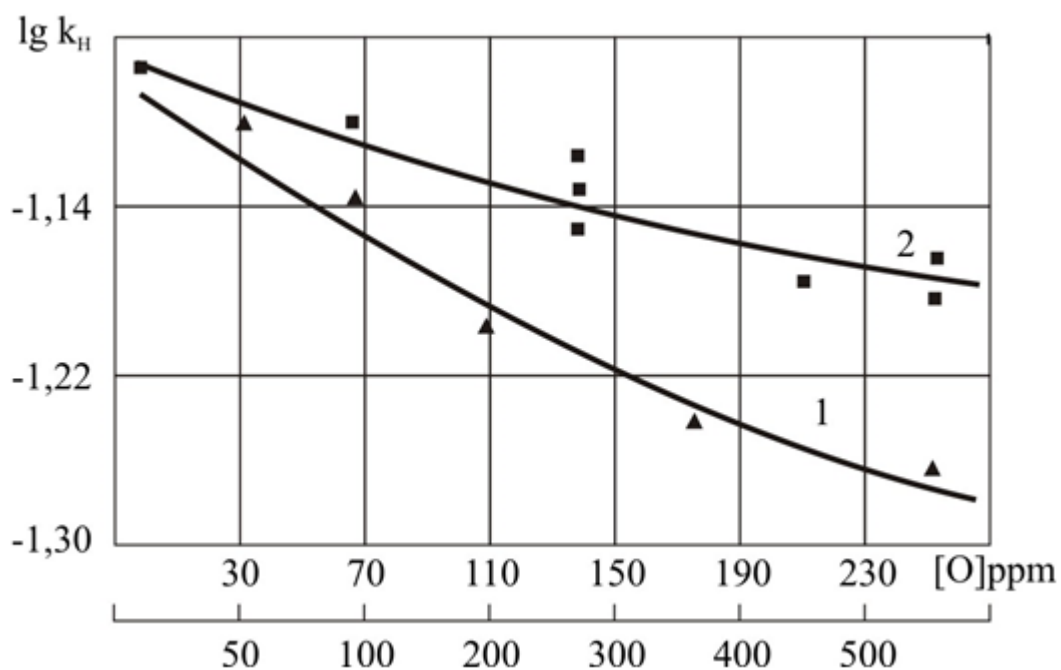


Рис. 2 Зависимость константы скорости процесса удаления водорода из расплавов Fe – 0,5% С от концентрации кислорода (1) и серы (2)

Таким образом, в условиях наших экспериментов адсорбционно-кинетическое звено имеет значительно большую вероятность играть ведущую роль в процессе десорбции водорода, чем внутренний массоперенос. Очевидно это положение применимо не только к таким,

исследованным авторами ситуациям, когда имеется высокоразвитая поверхность контакта металл-газ.

Для более полного выявления природы процесса удаления водорода из металла авторы исследовали также и 3-й этап этого процесса, т.е. массоперенос молекулярного водорода в газовой фазе. Было установлено, что скорость обдувающего металл аргона и частота пульсация этого газа оказывает значительное влияние на константу скорости десорбции водорода. Подтверждением этого служит рис.3, демонстрирующий влияние скорости обтекания металлической капли инертным газом. Такое влияние имеет большое значение, т.к. хорошо известно, что реакции, скорость которых контролируется внешним массопереносом, протекают относительно быстро и состояние, близкое к равновесию, достигается за относительно короткое время.

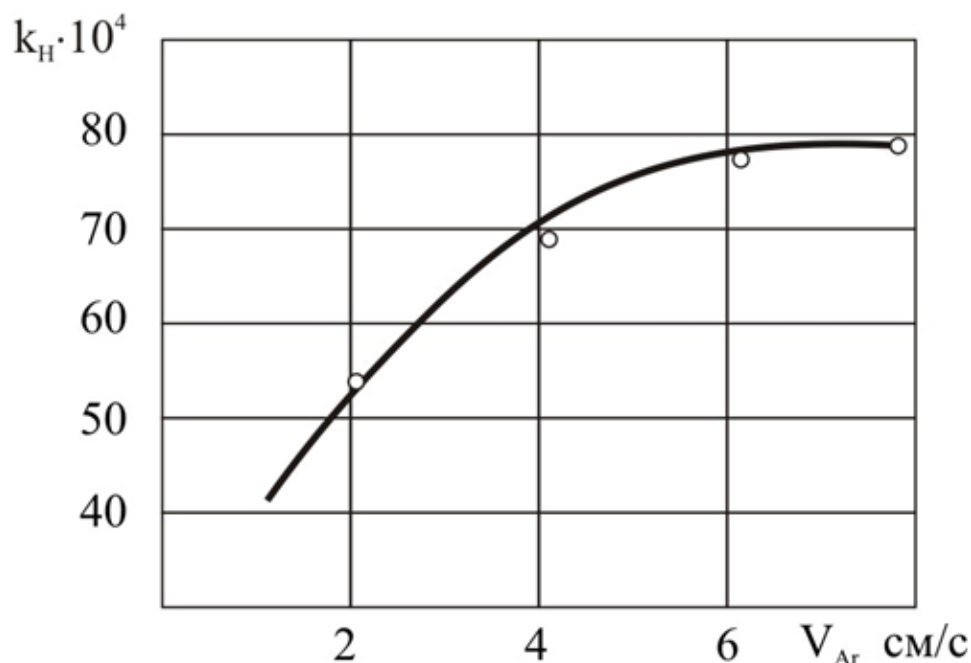


Рис. 3 Зависимость константы скорости процесса удаления водорода от расхода инертного газа

Действительно [4], применение пульсирующего потока аргона для транспортирование металла в восходящем рукаве установки циркуляционного вакуумирования стали, привело к заметному понижению остаточной концентрации водорода в металле по сравнению с использованием обычного потока аргона при том же относительном расходе его.

На основании выполненных исследований можно сделать следующие

ВЫВОДЫ:

1. Подтверждается гипотеза, в соответствие с которой удаление водорода из расплавленного металла может проходить, в зависимости от его концентрации и ряда других условий, в трех различных режимах: адсорбционно-кинетическом, диффузионном и смешанном.

2. наряду с существующими способами понижения парциального давления водяных паров в атмосфере сталеплавильных агрегатов, эффективным средством удаления водорода из металла продолжает оставаться барботирование пузырьками инертного газа.

Литература

1. Гельд П.В. Водород в металлах и сплавах. /П.В. Гельд, Р.А. Рябов. – М.: Металлургия, 1970. – 240 с.

2. Поведение водорода в сплавах железа, находящихся в жидком состоянии, а также в процессе их кристаллизации и дальнейшего охлаждения. /В.И. Явойский, Л.Б. Костерёв, В.Л. Сафонов и др.// Кинетика и термодинамика взаимодействия газов с жидкими металлами. – М., 1974. – С. 5 -15.

3. Рафинирование стали инертным газом. /Под ред. А.Ф. Каблуковского. – М.: Металлургия, 1975. – 230 с.

4. Харлашин П.С. Перемешивание расплава и удаление водорода при продувке металла аргоном в сталеразливочном ковше/ П.С. Харлашин, А.Н. Яценко, В.Я. Бакст // Збірник наукових праць ДонНТУ. – 2010. – Випуск 12 (177). – С. 114-119.

УДК 621.745.55

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ ОТРИМАННЯ МЕТАЛІЗОВАНИХ КОТУНІВ ДЛЯ ДОМЕННОГО ВИРОБНИЦТВА

Д. Ф. Чернега, В. М. Нецадим, П. Д. Кудь, Д. В. Іванченко

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В даній статті експериментально досліджені процеси згрудкування і випалення залізорудних котунів по різних технологічним варіантам

В данной статье экспериментально исследованы процессы окомкования и обжига железорудных окатышей по разным технологическим вариантам

Experimental pelletizing processes and sintering processes of iron ore pellets at different technological options were studied in this article

Вступ

Останніми роками до якості шихтових матеріалів для доменного виробництва чавуну як в Україні, так і за кордоном висуваються підвищені вимоги. Це передусім пов'язано з економічними чинниками, оскільки використання природного газу для виробництва чавуну в доменних печах через його високу вартість стає економічно не вигідним, а збільшення вартості коксу вимагає вживання заходів по зниженню його витрати на виплавку чавуну.

Знизити витрати на виробництво чавуну можна, в першу чергу, за рахунок використання металізованих котунів, отриманих із концентратів залізної руди родовищ України. При плавленні у доменній печі металізованих котунів продуктивність її підвищується на 7,6-10,3%; зменшуються витрати коксу на 6-7% на кожні 10% ступеня металізації шихти в його межах від 0 до 40-50% [1]. Одночасно знижується об'єм викидів діоксину в атмосферу, що значно поліпшує екологію навколишнього середовища.

В роботах [1,2] відзначається позитивний вплив застосування металізованих котунів і брикетів, виготовлених у сполученому процесі спікання і відновлення за рахунок використання твердого палива в складі шихти, на економічність і ефективність ведення доменного процесу. Дослідженнями [1,3,4] встановлено, що наявність порохнявого твердого

палива в складі шихти в якості джерела тепла і відновника дозволяє суттєво підвищити ступінь металізації випалених котунів і брикетів, забезпечити їх достатню міцність і зменшити вихід дріб'язку у спеченому продукті. Технологічне моделювання процесу металізації твердопаливних котунів по технології "решітка-трубна піч" для прямого отримання заліза [5] дозволило отримати достатньо високий ступінь металізації шихтового матеріалу. Після охолодження випалених металізованих котунів в захисній інертній атмосфері ступінь їх металізації коливався у межах 89-90% [5].

Базуючись на вище зазначених перевагах металізованих котунів можна прогнозувати в подальшому високий попит на металізовану доменну шихту, а тому розробка технологічних схем отримання частково металізованих котунів є великим актуальним завданням.

Постановка задачі

Мета роботи – дослідити ступінь металізації котунів з рудно-флюсо-паливних композицій, що виготовлені по різних варіантам з концентрату залізної руди ВАТ "Центральний гірничо-збагачувальний комбінат", і на основі цих досліджень розробити оптимальну технологію отримання частково металізованих котунів для доменного виробництва.

Дослідження процесів згрудкування і випалювання залізородних котунів по різних технологічним варіантам з метою визначення ступеня їх металізації

На відміну від прямого отримання заліза по технології ITmk-3 до котунів, що використовуються для доменної плавки, висуваються менш жорсткі вимоги по показникам міцності, ступеня окислення і металізації. В попередніх дослідженнях при спіканні котунів з підвищеним вмістом твердого палива було встановлено, що міцність гранул на стиснення коливалась у межах 1,5-2,35 кН/котун, а ступінь металізації не перевищував 28% [2]. Із приведених даних видно, що котуни з такими показниками міцності і металізації можна використовувати лише для доменного виробництва чавуну. Разом з тим очевидно, що для підвищення продуктивності доменних печей, зниження витрати коксу і природного газу, необхідним є проведення подальших досліджень по удосконаленню режимів термічної обробки котунів з підвищеним вмістом твердого палива для отримання спеченого продукту з більш високим ступенем металізації.

З метою покращення якісних показників випалених котунів, особливо ступеня металізації, було вирішено дослідити три технологічні варіанти створення пошарової системи з рудно-флюсо-паливних композицій, направлених на підвищення ступеня металізації шихтових матеріалів для доменного процесу.

В якості об'єкта досліджень використовувались котуни з рудно-флюсо-паливних композицій, що виготовлені з концентрату залізної руди (76-77 %) ВАТ "Центральний гірничо-збагачувальний комбінат", негашеного вапна (11-12%), порохнявого коксу (12%). Концентрат залізної руди по основним компонентам мав наступний хімічний склад, %: 66,7 $\text{Fe}_{\text{заг.}}$; 24,6 FeO ; 7,8 SiO_2 і невелику кількість домішок. До даної суміші сировинних шихтових матеріалів в якості в'язучої речовини добавляли 1% бентоніту. Офлюсовані сирі котуни основністю 1,4, як з наявністю зовнішнього захисного шару, так і без нього, після попереднього підігріву до 573К протягом 5 хвилин випалювали у печі Таммана протягом 8-10 хвилин при температурі 1593-1598 К і тиску повітря просмоктування 2-4 мм. вод. ст. Після короткої витримки котунів у печі при зазначеній температурі випалювання їх охолоджували сумісно з піччю до температури 973 К (як в захисній атмосфері азоту, так і без неї), а потім видаляли з печі і охолоджували потоком холодного повітря.

В першому варіанті в процесі змішування сировинних шихтових матеріалів додавалося 12% порохнявого коксу, як палива відновника, а 3,3 % коксового дріб'язку, який потім у процесі спікання буде знаходитись у міжгранульному просторі, накочувалось на поверхню гранул. Такий перерозподіл твердого палива характеризується тим, що, на нашу думку, сприятиме більш суттєвому підвищенню відновлювального потенціалу.

По другому варіанту процес згрудкування і випалювання офлюсованих котунів проводився по аналогічній схемі, різниця полягає лише в тому, що на поверхню підсушених гранул наносився захисний поверхневий шар із суміші негашеного вапна і залізорудного концентрату (у співвідношенні 1:1) товщиною 2 мм.

В третьому варіанті з метою запобігання повторного окиснення відновленого заліза було запропоновано охолодження до температури 973 К розжареного спеченого матеріалу в атмосфері азоту і лише потім потоком холодного повітря.

Випалені котуни піддавали механічним випробуванням на стиснення на машині МР-0,5-1, визначенню виходу придатного матеріалу (≥ 5 мм) та хімічному і рентгеноструктурному аналізу з метою визначення ступеня металізації спеченого продукту.

Результати досліджень

Результати визначення окремих показників металургійної цінності випалених котунів приведені у табл. 1.

Таблиця 1 Результати досліджень металургійних властивостей котунів, виготовлених за різними технологічними варіантами

Варіанти виготовлення котунів	Температура спікання, К	Міцність на стиснення, кН/котун	Вихід придатного, %	Ступінь металізації, %
Варіант 1	1593	2,15	74	34,8
Варіант 2	1598	2,25	78	37,5
Варіант 3	1598	2,34	82	39,0

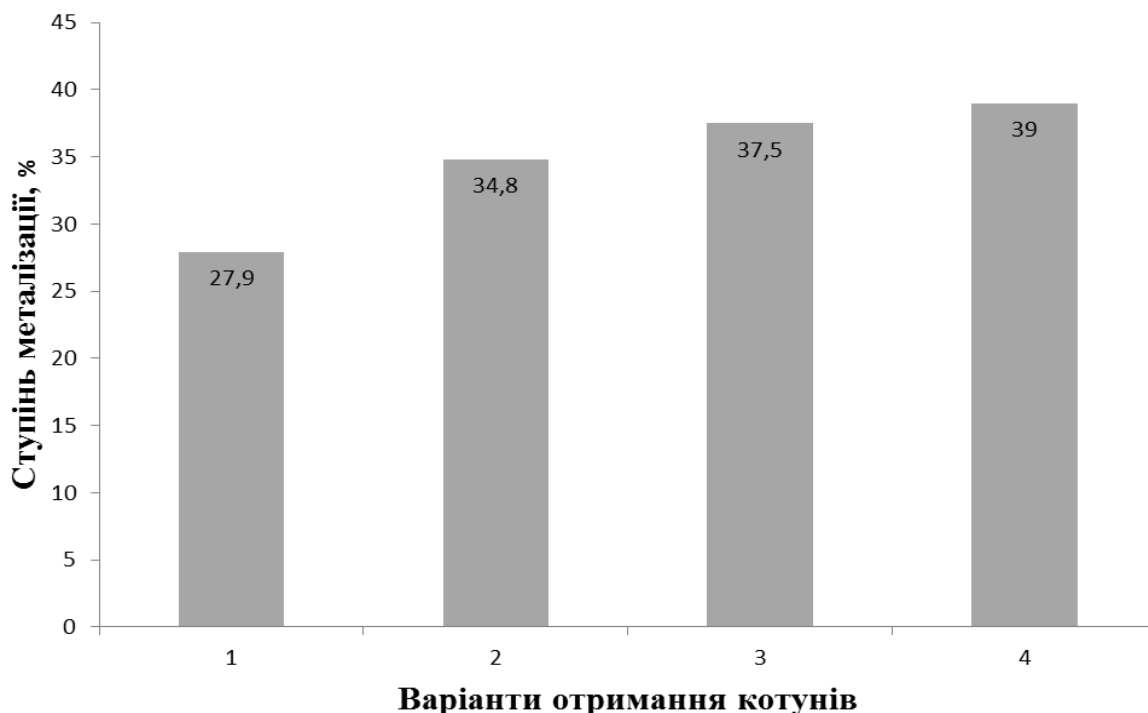
Із табл. 1 випливає, що найбільш якісними показниками металургійної цінності характеризуються котуни виготовлені за третім технологічним варіантом. Так, після випалювання котунів при температурі 1598 К протягом 10 хвилин і наступним охолодженням в атмосфері азоту міцність їх досягає 2,34 кН/котун, ступінь металізації 39 %, а вихід придатного складає 82%, що значно перевищує вимоги Держстандарту до котунів виготовлених із концентрату залізної руди ВАТ "Центральний гірничо-збагачувальний комбінат".

З метою більш наглядного підтвердження такого показника металургійної цінності спеченого продукту, як ступінь металізації, приведена порівняльна характеристика ефективності дослідних варіантів та результатів роботи [2] (рис. 1).

З рисунку видно, що при вдосконаленні технологічного процесу підготовки і випалу котунів ступінь їх металізації постійно підвищується і наближається до економічно обґрунтованого для доменного процесу. Перерозподіл твердого дисперсного палива в пошаровій системі, яка характеризується тим, що переважна кількість палива знаходиться всередині гранул (12%) і лише 3,3% у міжгранульному просторі (варіант 2 з рис. 1), призводить до підвищення ступеня металізації спеченого продукту при незначному зниженні його міцності (у порівнянні з варіантом позначеним як 1 на рис.1). Пояснюється це тим, що значна кількість частинок твердого палива, яка знаходиться всередині гранул, в результаті повільного окиснення створює у ядрі гранул надлишок СО і сприяє росту відновлювального потенціалу, який супроводжується збільшенням концентрації металевого заліза у вигляді "глобульних часток" всередині гранул і монооксиду заліза FeO у поверхневому шарі.

Нанесення зовнішнього захисного покриття із суміші вапна і концентрату на поверхню гранул призводить до подальшого підвищення ступеня металізації випалених котунів (рисунок 1, поз. 3). Пояснюється така закономірність тим, що нанесений захисний шар на поверхню гранул перед їх спіканням слугує додатковим бар'єром, який уповільнює доступ кисню до частинок вуглецю в процесі спікання і охолодження котунів, і

тим самим ще в більшій мірі підсилює відновлювальний потенціал системи.



1. - ступінь металізації котунів основністю 1,4 з вмістом твердого палива 10% випалених протягом 10 хвилин [2];
2. - ступінь металізації котунів основністю 1,4 з вмістом твердого палива всередині гранул 12% і 3,3% у міжгранульному просторі (розрахунок від маси гранул), випалених протягом 8 хвилин;
3. - ступінь металізації котунів основністю 1,4 з вмістом твердого палива всередині гранул 12% і 3,3% у міжгранульному просторі, з наявністю на їх поверхні захисного шару із суміші вапна і залізорудного концентрату, випалених протягом 10 хвилин;
4. - ступінь металізації котунів основністю 1,4 з вмістом твердого палива всередині гранул 12% і 3,3% у міжгранульному просторі, з наявністю на їх поверхні захисного шару із суміші вапна і залізорудного концентрату, випалених протягом 10 хвилин і охолоджених в атмосфері азоту;

Рис. 1 Ступінь металізації котунів основністю 1,4 з підвищеним вмістом твердого палива, отриманих по чотирьох варіантах і випалених протягом 8 і 10 хвилин при температурі 1593-1598 К

Одночасно поверхнева оболонка перешкоджає витіканню розплаву із гранул і сплавленню їх у вигляді великих шматків, що призводить до підвищення міцності при нормальних умовах і зменшення дріб'язку спеченого залізорудного матеріалу (таблиця 1).

Створення пошарової системи, яка підлягала спіканню і металізації, відбувалось шляхом завантаження суміші поверхнево захищених котунів з твердим порохнявим паливом, що відігрівало роль як паливо запалювання, так і робочого.

Охолодження розжарених котунів в атмосфері азоту, як в захисному інертному середовищі, запобігає повторному окисненню металевого заліза, т тим самим підвищує ступінь металізації спеченого залізорудного матеріалу до 39% (рисунок 1, поз.4).

Результати досліджень показують, що кращі показники металургійної цінності спеченого залізорудного матеріалу отримані при вмісті 12 % твердого палива всередині гранул, наявності захисного шару на їх поверхні і охолоджені випалених котунів в захисній інертній атмосфері .

З урахуванням цього, розроблено технологічну схему виготовлення частково металізованих котунів для доменного процесу, яку можна з удосконаленнями реалізувати на випалювальних конвеєрних машинах (рисунок 2).

Схема технологічного процесу виготовлення частково металізованих котунів, що відображена на рисунку 2, включає наступні стадії: змішування сировинних матеріалів і їх згрудкування, підсушування сирих гранул, нанесення захисного шару на поверхню гранул, накочування на поверхню гранул твердого палива, випалювання і металізацію, охолодження спеченого залізорудного матеріалу в атмосфері азоту, відбір готового продукту і відсів дріб'язку.

Застосування такої технологічної схеми виготовлення частково металізованих котунів дозволить підвищити показники металургійної цінності спеченого залізорудного матеріалу, особливо ступінь металізації, що неодмінно призведе до зменшення витрати коксу і природного газу з одночасним підвищенням продуктивності доменної печі.

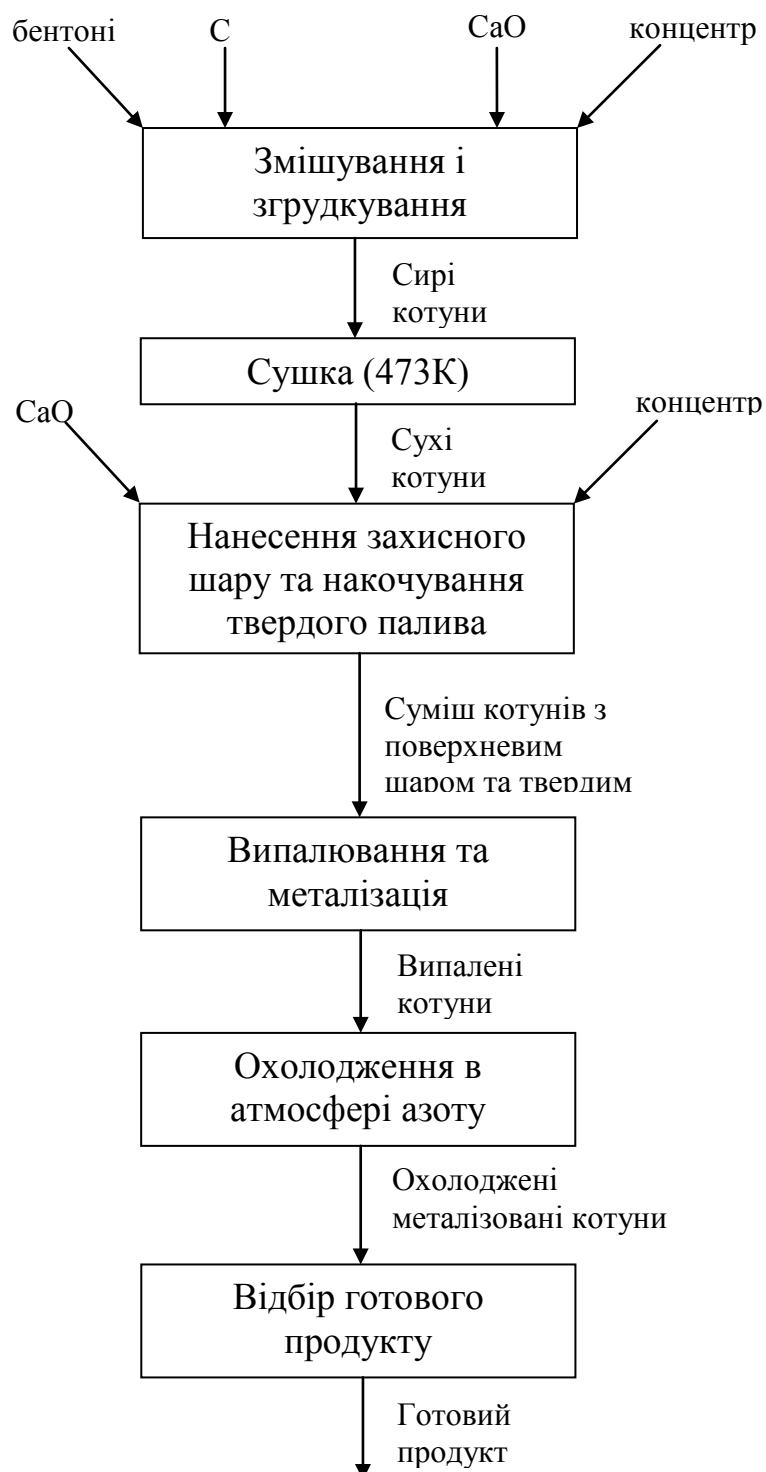


Рис. 2 Технолгічна схема виготовлення частково металізованих котунів для доменного процесу

Висновки

Встановлено, що кращими металургійними властивостями характеризуються котуни третього варіанту, у яких міцність на стискання досягає 2,34 кН/котун, ступінь металізації – 39%, а вихід придатного 82%.

З'ясовано ефективність різних варіантів отримання котунів щодо ступеня їх металізації у порівнянні з результатами роботи [2], і встановлено, що максимальним ступенем металізації характеризуються котуни з вмістом твердого палива всередині гранул 12%, з наявністю на їх поверхні захисного шару і з охолодженням в захисній інертній атмосфері.

Запропоновано технологічну схему виготовлення частково металізованих котунів для доменного процесу з підвищеним ступенем металізації.

Література

1. Сато Г., Машида С., Нуширо К. Производство металлургического сырья и применение его в доменной плавке // "Черметинформация", Новости черной металлургии за рубежом. – 2007. – №6. – С. 23–33.
2. Чернега Д. Ф., Нецадим В. М., Кудь П. Д., Иванченко Д. В. Дослідження процесу спікання залізрудних котунів з підвищеним вмістом твердого палива // Наукові вісті НТУУ "КПІ". – 2013. – №2. С. 124 – 129.
3. Юсфин Ю. С., Спирин Н. А. Металлургия чугуна и стали. М.: МИСиС, 2005. - 311 с.
4. Журавлев Ф. М., Лялюк О. В., Бережной Н. Н., Технология термоупрочнения железорудных окатышей с частичной заменой природного газа твердым топливом // Труды международной научно-практической конференции "Стратегия качества в промышленности и образовании". Варна, 2-9 июня. – 2006 г. – С. 87–89.
5. Рыбкин В. С., Леонтьев Л. И., Леушин В. Н. Разработка технологических схем металлургической качканарских окатышей. // Сталь. – 2008. – №7. – С. 17–19.

УДК 669.715.018.028

ОСОБЛИВОСТІ ОТРИМАННЯ ДОМІШОК В МДМ ДЛЯ ПОДАЛЬШОГО ВИКОРИСТАННЯ ЇХ В КОВШОВІЙ МЕТАЛУРГІЇ

*Я. Д. Чернушевич**

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В даній роботі наведений основний напрямок розвитку позапічної обробки сталі і особливості теплофізичної взаємодії твердих металевих матеріалів з рідкою сталлю

В данной работе представлено основное направление развития внепечной обработки стали и особенности теплофизического взаимодействия твердых металлических материалов с жидкой сталью

In this work the main direction of the secondary treatment of steel and features a thermal physical interaction of solid metal materials with liquid steel

Вступ

Україна за обсягами металургійного виробництва входить у першу десятку держав світу.

При виробництві сталі широке поширення в світі та Україні набули методи позапічної обробки, в першу чергу ковшова металургія. Вони при порівняно невеликих витратах і в ряді випадків незначному ускладненні технологічного процесу дозволяють істотно збільшити якість литої сталі. Провідна роль у цьому належить обробці сталі в ковшах металодобавками.

Постановка задачі

Дослідити основні присадки, їх підготовку до контакту зі сталлю та особливості теплофізичної взаємодії.

Результати досліджень

В даний час склад металевих присадок для сталі в основному визначається їх виробниками, насамперед феросплавним виробництвом. При цьому базовими критеріями є установлений попит ринку на основні

* Робота виконана під керівництвом:
к.т.н., старшого викладача В. Ю. Сухенко, НТУУ «КПІ»

типи сплавів, наявність сировини та інші виробничі фактори. В Україні немає ефективних джерел сировини для виплавки багатьох легованих сталей і відсутнє виробництво феросплавів, призначених для легування і мікролегування сталі (FeV, FeW, FeB і т. п.) . У зв'язку з цим актуальна розробка ефективних методів обробки конструкційних сталей, особливо ливарних низьколегованих, з урахуванням сучасної практики вибору складу та кількості добавок, що вводяться, а також техніки їх введення в розплав. Зокрема, актуальне застосування металевих сплавів, що дозволяють досягати поліпшення якості сталі значно меншими масами, ніж це традиційно встановлено, створення умов для зменшення розкиду величин засвоєння металевих елементів сталлю і поліпшення екологічної обстановки при її ковшовій обробці легкоокиснюваними компонентами.

Етап підготовки ковшових металевих домішок до взаємодії зі сталлю має вельми важливий вплив на кінцеві результати обробки сталі. Сформоване в країні положення з позапічної обробкою сталі [1, 2] може бути покращено за рахунок нового покоління ефективних металургійних агрегатів і технологій і, зокрема, для підготовки ковшових металевих домішок до результативного взаємодії зі сталлю.

Застосовується розплавлення одного або декількох видів металевих матеріалів при отриманні однорідних або композиційних домішок для ковшевої обробки сталі. Для цих цілей використовуються газові пальники, індукційні тигельні печі (ІТП) ємністю до 6 т [3], плазмово-дугові печі місткістю до 1 т, дугові сталеплавильні печі (ДСП) ємністю до 30 т. Однак ефективність переплаву феросплавів у рідкий стан знижується при використанні печей, розроблених для плавки сталі й чавуну (ДСП, ІСТ, ІЧТ) і допускають великі втрати на угар легуючих елементів при розплавленні і витримці рідких високолегованих сплавів. Такі печі мають відносно невисокий коефіцієнт передачі енергії в сплав і великі габарити, характеризуються складністю регулювання витрати злитого сплаву при легуванні різних марок різними масами розплаву [4]. Подібних недоліків позбавлений магнітодинамічний агрегат (рис.1), спеціально створений для економної плавки і регульованої порційної подачі в сталь рідких феросплавів в процесі легування сталі в ковші методом змішування.

Багатокомпонентні сплави для позапічної обробки сталі отримують не тільки в електропечах, але і методом змішування в ковшах.

У легкоплавку присадку розплавлену в ковші (як правило, Al за допомогою газових пальників) зливається з електропечі рідкий більш тугоплавкий компонент сплаву або в порожній ківш зливаються металеві інгредієнти сплаву, розплавлені в різних печах. Більш складні технологічні завдання вирішуються на етапі попередньої обробки металевих домішок при отриманні композиційних матеріалів.

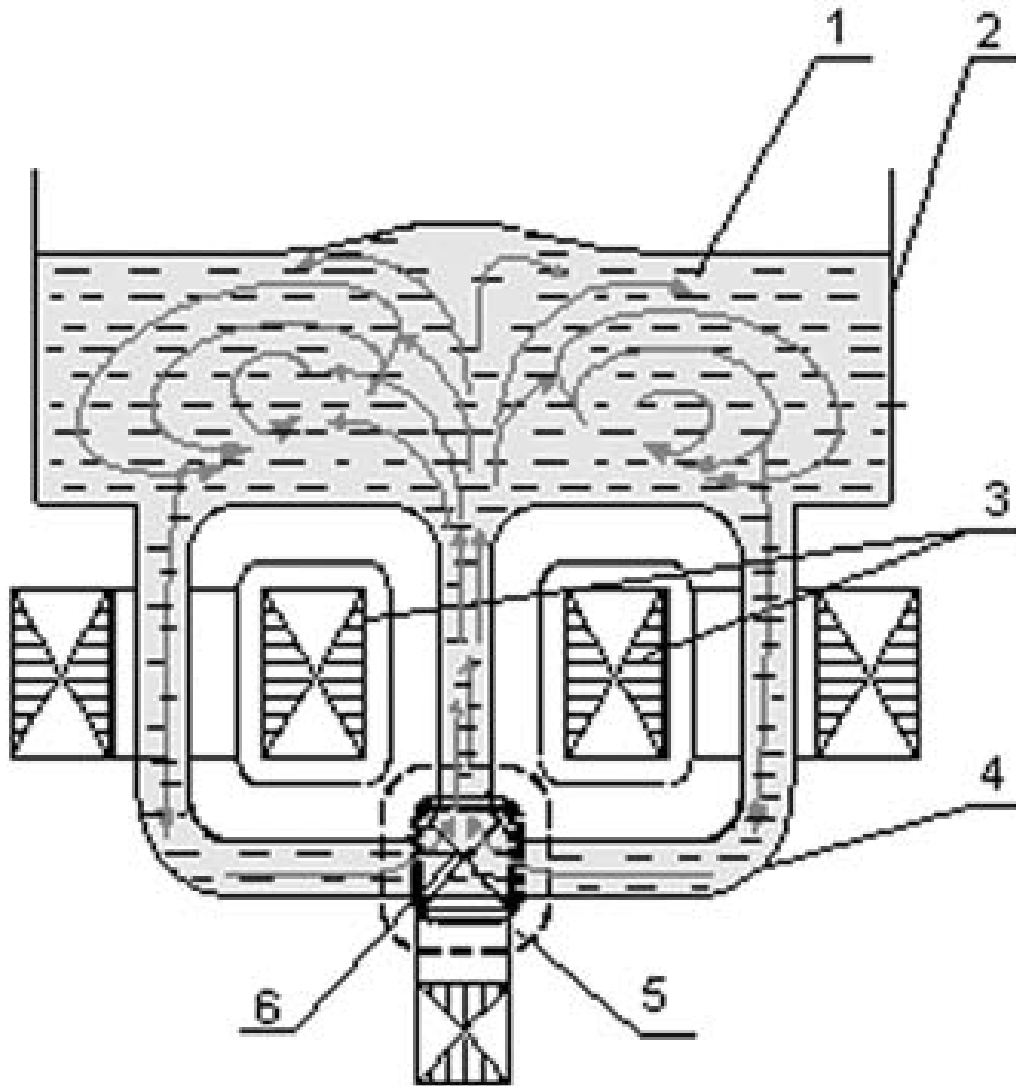


Рис. 1 Механізм магнітогідродинамічної та гідродинамічної обробки рідких металів в установці МДН-6А: а - гідродинаміка алюмінієвого розплаву в магнітодинамічній установці МДН-6А:

1 - розплавлений метал; 2 - тигель; 3 - індуктори; 4 - Ш-подібний канал;
5 - електромагніт; 6 - робоча зона

Розглянуті способи попередньої обробки ковшових металевих домішок мають як переваги, що визначають їх використання у виробництві, так і недоліки, що обмежують область застосування або стабільність одержуваних результатів [4].

В період обробки сталі металлодобавками протікають складні фізико-хімічні процеси. У загальному випадку цей період включає стадії теплового взаємодії, розчинення, хімічної взаємодії і утворення продуктів реакції. В залежності від умов обробки і властивостей металевих матеріалів вони можуть взаємодіяти як із сталлю, так і зі шлаком,

футеровкою ковша і атмосферою. Продукти хімічних реакцій можуть як надходити в сталь, так і видалятися з її об'єму. При обробці сталі добавками виникає проблема швидкого досягнення рівномірного розподілу речовини присадки у всьому об'ємі сталі. У той же час дія факторів, що лімітують на окремих стадіях процесу обробки сталі добавками не дозволяє забезпечити прискорену гомогенізацію речовини добавок в об'ємі оброблюваної сталі. Тому, встановлення механізмів процесів, що відбуваються при обробці сталі металлодобавками, що визначають структури математичних моделей взаємодії добавок зі сталлю в реальних умовах, є одним з головних завдань дослідження таких процесів. Істотний вплив на теплові процеси при взаємодії металевих фаз з більш нагрітої рідкометалевим середовищем надає контактний термічний опір, дія якого проявляється в зниженні коефіцієнта тепловіддачі і нестабільності теплообміну в часі. Дослідження, проведені з рідкими металами, показали, що термічний опір - результат складного процесу, що обумовлений сукупністю фізико-хімічних, гідродинамічних та теплових явищ біля поверхні теплообміну [5]. Найбільш вірогідною причиною погіршення тепловіддачі в такій системі є утворення на кордоні рідкого металу з твердої металлодобавкою прошарку додаткової фази. При введенні холодних шматків присадок (Al, FeMn) в рідку сталь (рис. 2. I, A) вони покриваються оболонкою з затверділої сталі (I, B). Оболонка оточує присадку, в той час як вона починає плавитися (I, C). Цей механічний бар'єр існує деякий час і перешкоджає розподілу речовини в обсязі сталі. Дуже часто добавка повністю розплавляється ще до того, як розплавиться сталева оболонка (I, D). При II способі після розплавлення оболонки (II, C) розплавлення поверхневого шару добавки супроводжується його винесенням або розчиненням, а сталева кірка більше на металлодобавке не виникає. На відміну від цього при III способі сталева оболонка знову виникає на твердій частині добавки, яка залишилася.

При високій екзотермічній теплоті розчинення в сталі добавок (Si і його сплави [6, 7]) реакція розчинення Si в сталі починається на поверхні розділу сталевою оболонкою з поверхнею добавки яка підплавилася (IV, B). При цьому утворюється рідка евтектика і внаслідок ерозії оболонки зсередини виділяється тепло. Процес розплавлення таких матеріалів в сталі розглядають як плавлення непрогрітого тіла обмежених розмірів з короткочасним збереженням розплаву на поверхні і завершенням процесу при безперервному видаленні розплаву з твердого ядра [8]. При зануренні твердих тугоплавких присадок (FeMo, FeW) навколо них на початку утворюється сталева оболонка (V, B).

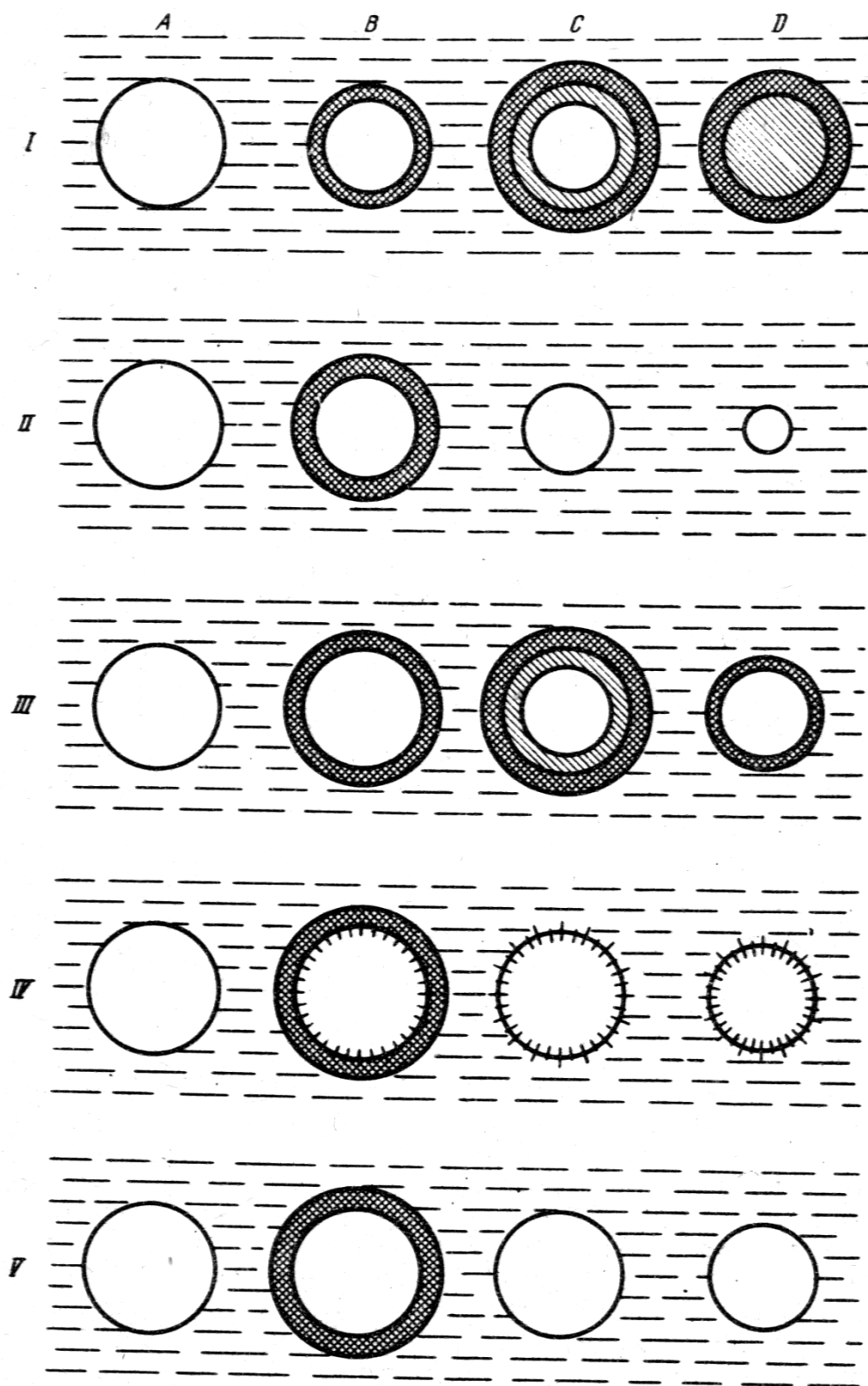


Рис. 2 П'ять кінетичних способів плавлення і (або) розчинення добавок у рідкій сталі

Після її розплавлення відбувається розчинення присадки в дифузійному режимі. На цей процес головним чином впливають межа розчинності добавок в сталі, їх коефіцієнти дифузії в сталі і гідродинамічна ситуація в зоні розчинення. За інших рівних умов час повного розчинення кускових матеріалів у сталі на 2-3 порядки більше, ніж порошкоподібних [9], що досить істотно в разі тугоплавких і сверхтугоплавких присадок.

Висновки

Провідні тенденції розвитку ковшевої металургії базуються як на постійному вдосконаленні технологічних процесів, так і на пріоритетному використанні новітніх матеріалів, технологій та обладнання.

Найбільші труднощі пов'язані з вирішенням проблем ефективного введення і рівномірного розподілу в сталі металодобавок з високою спорідненістю до кисню, що значно відрізняються від неї щільністю, що мають температуру кипіння нижче, ніж у оброблюваного металу, що характеризуються наявністю температурно-концентраційної області незмішування зі сталлю в рідкому стані, що володіють низьку розчинність у твердій або рідкій сталі.

Ефективними методами зниження вмісту шкідливих домішок в литому металі є застосування чистого по домішках лому або первинної шихти, а також організація спеціальних процесів рафінування рідкої сталі.

Література

1. Сталеплавильное производство Украины: прошлое, настоящее, перспективы [Текст]: материалы международной науч.-техн. конф. "Производство стали в XXI веке. Прогноз, процессы, технологии, экология". - К. - Днепропетровск: КПИ. -2000. - С. 27-39.
2. Вихлевщук, В. А. Внепечная обработка конвертерной стали: достижения и перспективы развития [Текст] / В.А. Вихлевщук, В.С. Харахулах, В.П. Черевко // Металл и литьё Украины. – 1995. - №7-8. – С. 9-12.
3. Качур, Б. К. Выплавка низколегированной стали в 130-т конвертере [Текст] / Б.К. Качур, И.С. Кукурузняк, Б.В. Никифоров, Н.П. Тарапуров, В.Д. Умнов, В.П. Погорелый, Е.Г. Галатон, Б.В. Харченко, В.А. Плохих - Металлург. – 1971. - № 9. – С. 14-16.
4. Жданович К. К., Верховцев Э. В., Пономарёв Н. А., Ситников В. Ф., Упшинский Е. А. Выплавка высококачественной стали с раскислением и легированием в ковше // Сталь. – 1973. - №3. – С. 222-225.
5. Охотский, В. Б. Смена приоритетов в сталеплавильном производстве за 40 лет / В.Б. Охотский, В.С. Харахулах // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2000. - №2. – С. 6 – 8.
6. Вихлевщук, В. А. Ковшечная доводка стали / Вихлевщук В. А., Харахулах В. С., Бродский С. С. – Днепропетровск: Системные технологии. – 2000. – 190 с.
7. Дюдкин, Д. А. О перспективах повышения качества металла в Украине / Д.А.

Дюдкин, В.С. Харахулах // Металл и литьё Украины. – 2000. - № 1-2. – С. 5 – 7.

8. Скоробагатько, Ю.П. Комплексная обработка сплавов системы Al-Si в магнитодинамической установке с последующей интенсивной пластической деформацией: влияние на свойства и структуру / Ю.П. Скоробагатько, Н.А.Слажнев, А.Л. Березина, Т.А. Монастырская, А.А. Давиденко, В.З. Спусканюк // Процессы литья. — 2010. — № 5. — С. 83-88.

9. Дюдкин, Д. А. Сопоставление технологий внепечной обработки металла на агрегатах комплексной обработки стали и установках ковш-печь / Д.А. Дюдкин, С.Е. Гриберг, С.Н. Маринцев // Металл и литьё Украины. – 2003. - №1-2. – С. 48 – 51.

УДК 669.187.526.001.57

ПІДГОТОВКА ДРІБНИХ ВІДХОДІВ ІЗ НЕРЖАВІЮЧИХ СТАЛЕЙ І ЖАРОМІЦНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ЕЛЕКТРОШЛАКОВОГО ПЕРЕПЛАВУ

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»*

*Показано технологічні особливості підготовки заготовок
скomboнованих із стружки нержавіючих сталей і жароміцних матеріалів
для електрошлакового переплаву, переваги і недоліки даного методу.*

*Ключові слова: електрошлаковий переплав, стружка, компактування,
витратний електрод, механічні властивості, якість виливків*

*Показано технологические особенности подготовки заготовок
сomboнованных из стружки нержавеющей стали и жаропрочных
материалов для электрошлакового переплава, преимущества и
недостатки данного метода.*

*Ключевые слова: электрошлаковый переплав, стружка,
компактирования, затратный электрод, механические свойства,
качество отливок*

*Showing technological peculiarities of pieces composed of chip and heat
resistant stainless steel material for electroslag remelting, the advantages and
disadvantages of this method.*

*Keywords: electroslag remelting, chips, compaction, consumable
electrode, mechanical properties, quality castings*

На сьогоднішній день металургія досягла високого рівня виробництва металопродукції. В процесі оброблення металу після плавки залишається велика кількість відходів, переважно стружки. Дана робота є дослідженням, як у розширенні марочного складу металів, так і вдосконаленням технологічних режимів. Найбільше це стосується нержавіючих сталей і дорогих жароміцних матеріалів.

З метою зниження собівартості продукції все частіше залучається переробка вторинних відходів. При механічній обробці деталей стружка

може складати до 50% вихідного металу. Тому виникає проблема з подальшим використанням цих відходів, адже велика кількість металу просто пропадає.

Варто відмітити, що переплав сипучої шихти (порошок, гранули, стружка, дріб) не проходить стадію крапельного переносу. Хоча при деяких конструктивних змінах даний процес може відповідати вторинному рафінуючому переплаву. Але всі заходи призводять до ускладнення конструкції установки і зниження енергетичних показників. Тому для більшшої ефективності відходи перед переплавом компанують у витратний електрод. Існує кілька методів формування електроду, деякі з них ми розглянемо.

Технологія гідростатичного холодного пресування виконується шляхом пресування під великим тиском сипучих матеріалів із використанням спеціальних змазок. По технології цей метод включає такі операції, як: підготовка шихти, пресування, зварювання пресовок. Пористість виробів при такому методі складає 4-10%. Недоліком методу є те, що пресовки мають не високі механічні властивості, адже слабкі сили сцеплення між частинами.

Більш складним є метод компактування матеріалів для отримання вторинного металу (переплавлення в злиток)

Основним методом приготування витратних електродів є холодне напівперервне пресування. При цьому методу шматочки шихти зчіплюються за рахунок механічної деформації, що виникає при здавлюванні. Для стиснення використовують горизонтальні чи вертикальні преси. Недоліком методу є те, що метод дорогий і не завжди гарантує якість заготовок, адже виникають нещільності і тріщини, які можуть призвести до руйнування електроду.

Ще один метод отримання витратного електрода це: метод холодного пресування шихти в глухондонну матрицю. Він дозволяє отримати заготовки максимальним діаметром 500мм, і висотою до 250мм. Оскільки висота невелика, то доводиться ці електроди з'єднувати, (зварювати), що в свою чергу забруднює поверхню газовими домішками, але запобігає появі тріщин на поверхні електрода. З урахуванням того, що не всі матеріали піддаються зварюванню, то доводиться збільшувати тиск пресування, що в свою чергу підвищує собівартість продукції.

Для зниження тиску і підвищення ефективності пресування вихідний матеріал потрібно підігріти. В ІЕЗ ім. Є.М.Патона розробили метод компактування довгомірних заготовок під струмом із стружки аустенітних сталей. Особливістю отриманих заготовок є те, що стружка перед компоновкою не промивалася від мастильноохолоджуючих сумішей, ці суміші були видалені при нагріванні в процесі компактування. Досліди

хімічного складу зливка показали, що в процесі ЕШП всі легуючі елементи знаходяться в допустимих межах (табл.1).

Таблиця 1 Хімічний склад аустенітної сталі 12X18H10

Спосіб плавки	Масова доля елементів, %						Вміст газів, %		
	Ni	Cr	Ti	Si	Mn	C	[O]	[N]	[H]
ЕШП	10,0	17,0	0,3	0,67	1,3	0,11...0,13	0,016	0,049	0,0003
ГОСТ 977-98	8...11	17...20	$\geq 5 \cdot C$	0,2...1,0	1,0...2,0	<0,12	-	-	-

Механічні властивості металу отриманого в результаті переплаву електродів скомпонованих із стружки показують, що властивості отриманого металу не гірші від ГОСТ 977-98, а по деяких параметрам навіть кращі (табл.2).

Таблиця 2 Механічні властивості сталі 12X18H10

Спосіб плавки	σ_b , Мпа	$\sigma_{0,2}$, Мпа	δ , %	KCV, Дж/см ²	ϕ , %
ЕШП	220	468	50	173	60,5
ГОСТ 977-98	196	441	25	59	32

Також в інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона була розроблена технологія компактування дрібнодисперсних металевих відходів для їх подальшого переплаву. Струм підводиться на заготовку що формується в прохідній ізольованій матриці. Процес відбувається в напівперервному режимі, порційно. Кожну порцію нагрівають у два етапи для більшого ущільнення, а також для ефективнішого видалення газових забруднень з поверхні злитку. Цим методом була розроблена електрошлакова технологія отримання злитків із відходів аустенітної сталі 12X18H10. Досліди показали, що скомпонований електрод із нержавіючої сталі 12X18H10 (рис. 2) при електрошлаковому переплаві цілком відповідає технічним умовам.

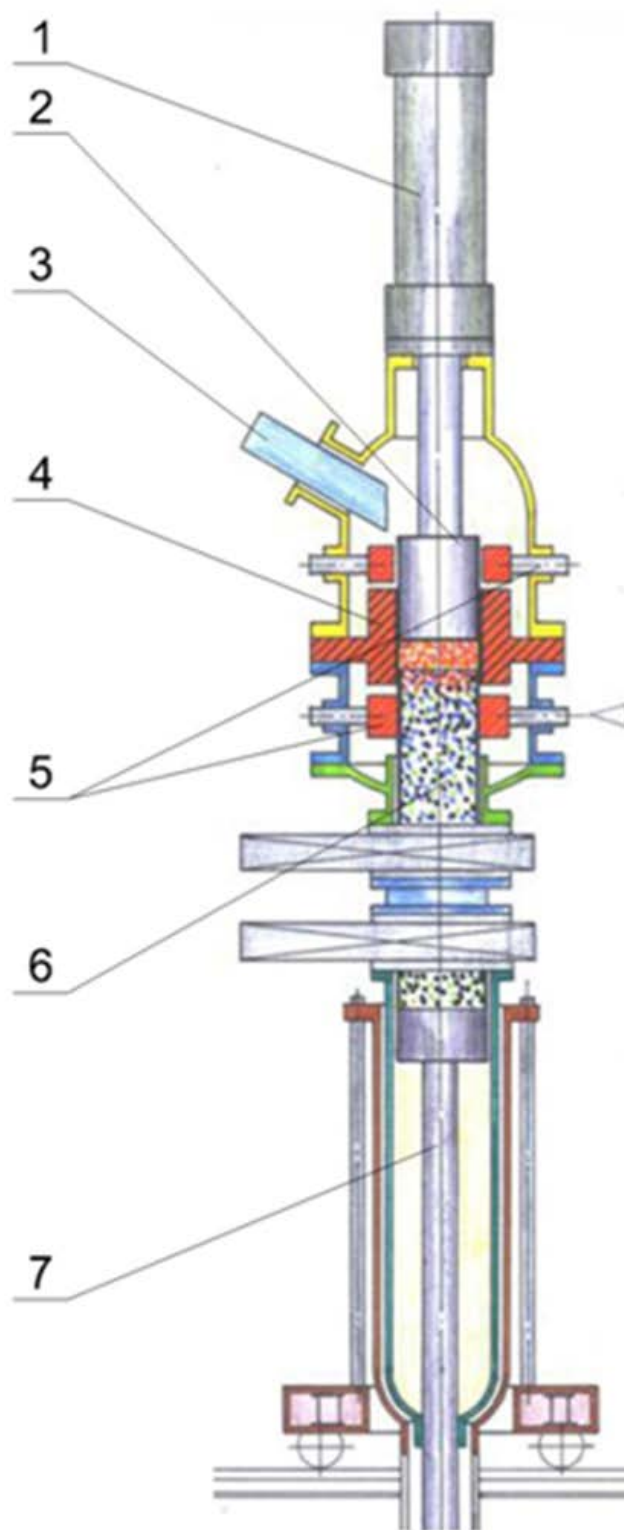


Рис. 3 Схема установки для компактування:

- 1 - механізм для подачі пуансона; 2 - пуансон; 3 - механізм загрузки;
4 - матриця; 5 - контакти для подачі струму; 6 - скомпактований метал;
7 - механізм витягування електрода



Рис. 2 Скомпактовані електроди зі стружки сталі 12X18H10T

Висновки

Було проведено аналіз сучасних методів компактування металевих відходів. Розглянуто запропоновані в інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона методи компанування під дією струму. В результаті чого було досягнуто позитивних результатів: зменшення розмірів брикетів у 8 разів, збільшення щільності рідко-твердого пластичного з'єднання як у середині кожної порції, так і між ними, ефективнішому видаленню газових і рідкофазових забруднень з поверхні шихти. Також варто відмітити, що для отримання більш якісних виливків стружку сталі 12X18H10 перед компоновкою необхідно промити від мастильноохолоджуючих сумішей.

Як показують хімічний аналіз і механічні випробування виплавлених зразків, використання електродів з відходів нержавіючих сталей і жароміцних матеріалів є доцільним і економічно вигідним.

Література

1. В.П. Камкин, А.П. Стопченко, Л.В. Камкина, В.А. Петренко, А.Е. Бардах. Перспективы использования вторичных железосодержащих материалов в металлургическом производстве // Металл и литье Украины -5 2007г. – 36с.
2. ФИШМАН О. С. Выбор печи для плавки алюминиевой стружки // Литейное производство- №10 2006г. -29с.

3. И. Баранцев, М.А.Иоффе, Р.Д.Фарисов, А.В. Тихомиров Эффективные технологии рециклинга металлических отходов при производстве отливок // Высокие технологии, фундаментальные и прикладные исследования, образование. Сборник трудов Под редакцией А.П. Кудинова, Г.Г. Матвиенко.- г.Санкт-Петербург, 2007г.

4. Фарисов, Р.Д. Иоффе М.А. Переработка металлической стружки с низкими потерями на угар // Прогрессивные литейные технологии. IV Международная научно-практическая конференция посвященная 125-летию со дня рождения первого заведующего кафедрой «Литейное производство» Московского института стали, профессора П.А.Косовского.- г. Москва, 2007г.

5. Шаповалов В.А., Биктагиров Ф.К., Гнатушенко А.В., Игнатов А.П. Электрошлаковый переплав стружки бронзы Бр. КН1-3 // Удосконалення процесів і обладнання обробки тиском в металургії і машинобудуванні. Тематичний збірник праць. – Краматорськ, 2005р.- 524-526с.

6. Банных О.А., Поварова К.Б. Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов и интерметаллических соединений // Новые металлические материалы: Сб. научн. трудов. – К.: ИЭС им. Е.О. Патона. – 1989г. – 29-33с.

7. Патент 7997. Украина МПК C22B1/24. Спосіб компактування металеві шихти. / Б.Є. Патон, М.Л. Жадкевич, В.О. Шаповалов та ін. – опубл. 10.08.2007. Бюл. № 12.

УДК 669.187.526.002.6

НОВІ ТЕХНОЛОГІЇ ВІДНОВЛЕННЯ ТИТАНУ

М. А. Шевченко, В. С. Богушевський

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розглянуті нові технології відновлення титану з його руд

В статье рассмотрены новые технологии восстановления титана из его руд

The article deals with new technologies recovery of titanium from its ores

Вступ

Серед всіх металів титан володіє найвищою питомою міцністю до температури 550 °С (рис. 1) [1].

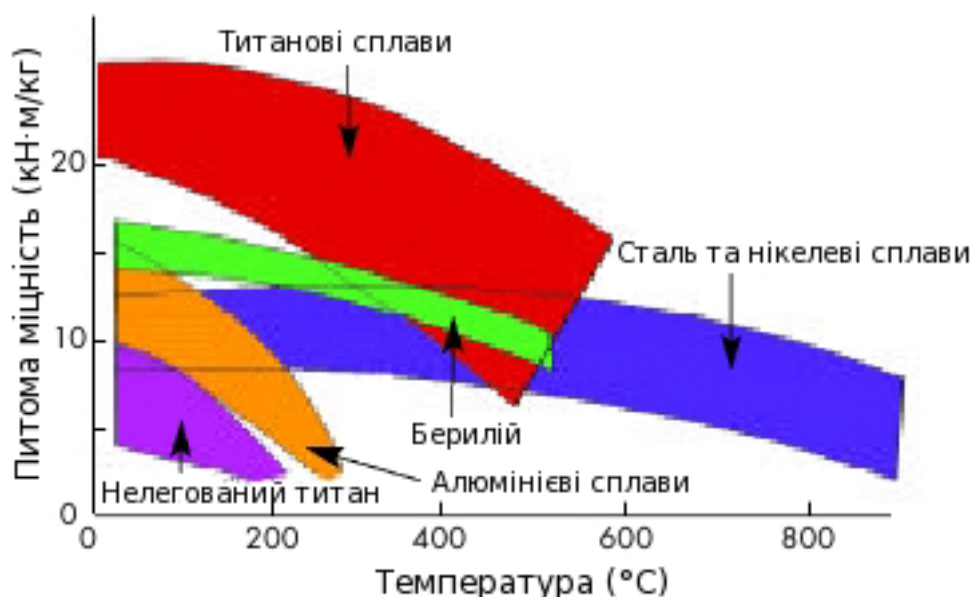


Рис. 1 Питома міцність сплавів за різних температур

В багатьох середовищах, зокрема, у окислюючих титанові сплави більш корозійностійкі ніж нержавіючі сталі та мідні сплави, особливо в солоній воді. Іншими корисними властивостями титанових сплавів є їхня низька тепло- та електропровідність, висока пластичність, відмінний опір

руйнуванню, немагнітні властивості, нетоксичність, біосумісність, кріогенні властивості, властивості пам'яті форми та спорідненість до водню (для зберігання водню). Властивості титану змінюються в дуже широких межах за допомогою легування та маніпулюванням мікроструктурою, чим досягається його широка придатність для різних способів застосування. Справді, серед наявних металів титанові сплави часто забезпечують розробникам найкраще поєднання механічних властивостей. Проте незважаючи на таке поєднання властивостей і широку поширеність титану в земній корі (0,86 % по масі) він не так широко застосовується, як сталь та алюмінієві сплави. Це пояснюється тим, що титан важко видобувати з руди та переробляти. Сьогодні основним способом виробництва титану в промисловості є магнійтермічне відновлення (Кролл процес). Це багатостадійний періодичний процес, що складається з наступних етапів:

- 1) хлорування TiO_2 з вуглецем в киплячому шарі для отримання TiCl_4 ;
- 2) дистиляція TiCl_4 , для очищення від таких домішок, як Fe, Cr, Ni, Mg, Mn;
- 3) магнійтермічне відновлення титану з TiCl_4 ;
- 4) вакуумна дистиляція або кислотне вилуговування отриманої титанової губки.

Значну частину вартості сучасного виробництва титану складає хлорування і магнійтермічне відновлення (рис. 2) [2].

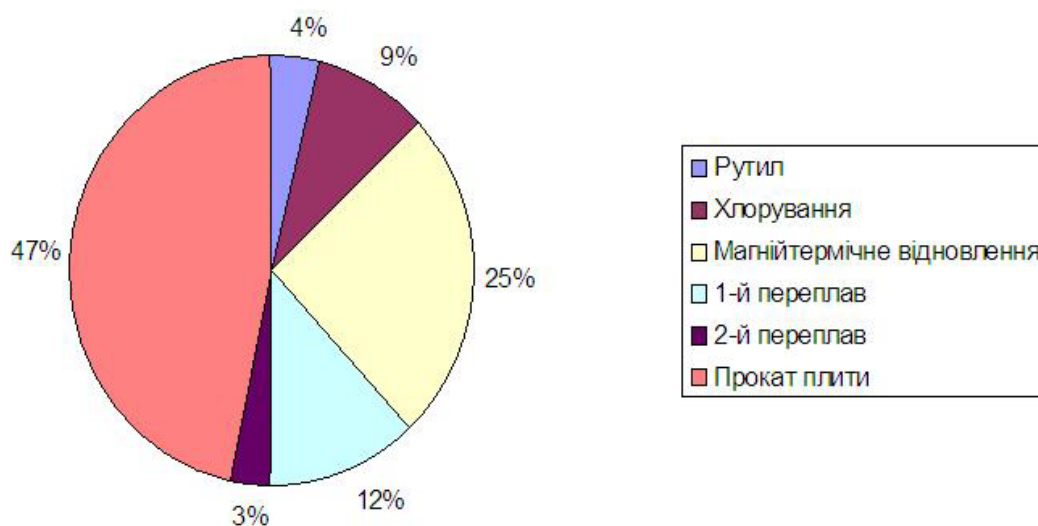


Рис. 2 Складові вартості виробництва титанової плити

Витрати на видобування і виробництво злитків з титану приблизно в 30 разів більші ніж для сталі і 6 разів більші ніж для алюмінію [1]. Тому з метою зниження вартості виробництва титану проводяться дослідження з

розробки нових та удосконалення існуючих технологій відновлення титану з руди.

Термохімічні методи відновлення титану

Однією з технологій, що удосконалюють термохімічний метод відновлення, є Армстронг процес розроблений компанією «International Ti Powder» [2]. В цьому процесі Ti отримують відновленням TiCl_4 натрієм, так само як і в Хантер процесі. Проте, «ІТР» розробили практично безперервний процес, на відміну від циклічного Хантер процесу. Схема цього процесу наведена на рис. 3.

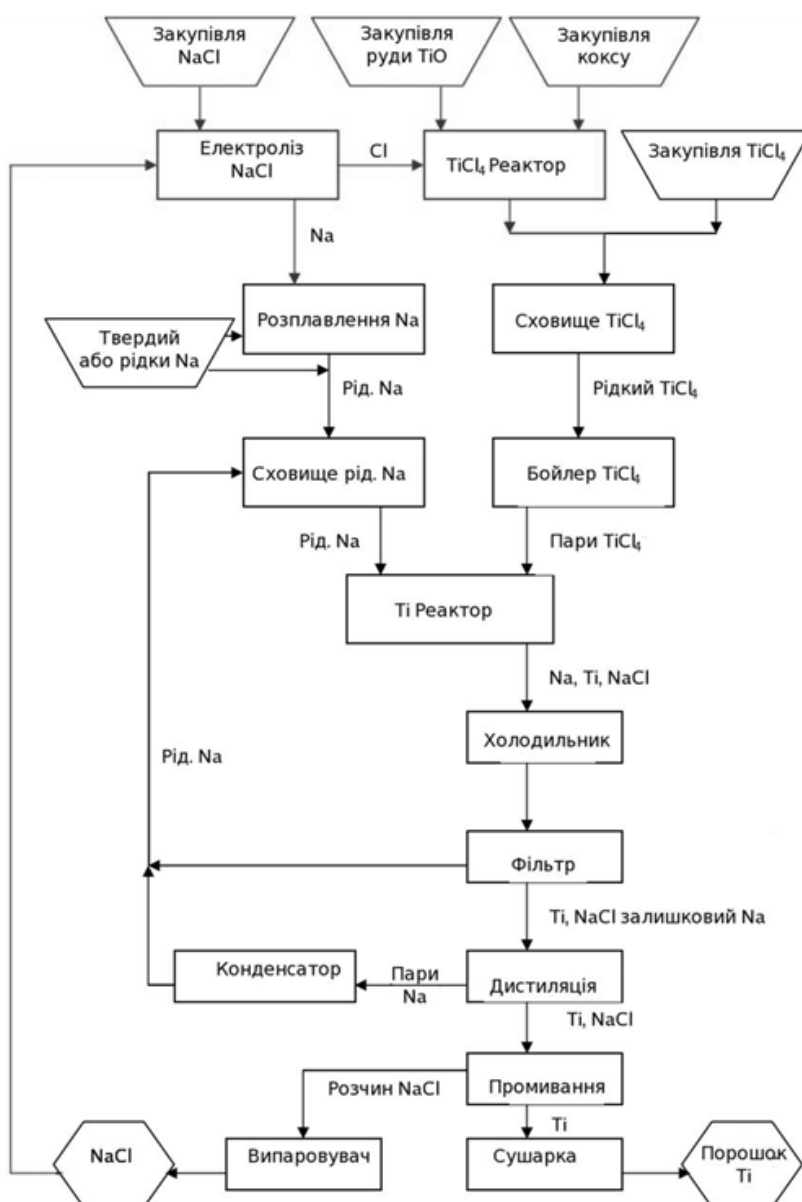


Рис. 3 Схема Армстронг процесу

За цією технологією процес відновлення відбувається в реакторі який представляє собою циліндричну камеру в якій по центру змонтоване сопло. Рідкий натрій прокачується через цю камеру і в його потік через сопло подаються пари $TiCl_4$. Реакція відновлення проходить безпосередньо після сопла і відновлений порошок Ti виноситься потоком надлишкового Na . Далі за допомогою фільтрації, перегонки та промивання відбувається розділення Ti , Na та $NaCl$. Отриманий порошок має чистоту близьку до технічного титану Grade 1, з вмістом Cl меншим за 50 ppm. На експериментальному виробництві з повнорозмірним реактором було досягнуто вмісту кисню менше 1000 ppm. Ця технологія дозволяє отримувати порошки сплавів шляхом одночасного відновленням хлоридів інших металів.

Іншим термохімічним процесом є технологія «Titanium Hydride Powder» власник якої «Idaho Titanium Technologies». Цей процес включає термічну дисоціацію та відновлення $TiCl_4$ воднем. Для досягнення цієї мети $TiCl_4$ пропускається у вакуумній камері через електричну дугу, яка нагріває пари до температури більше 4000 K, утворюючи плазму. Далі потоком водню плазма виноситься через сопло Лавалю, де вона розширюється і охолоджується. Поєднання ефектів швидкого охолодження, відновлюючої дії водню та утворення HCl , запобігає зворотній реакції Ti з Cl . За рахунок цієї простої реакції отримується дуже якісний гідридний порошок.

До переваг цього процесу слід віднести те, що він дозволяє отримувати порошок з дуже низьким вмістом кисню, оскільки процес відновлення відбувається в закритій системі. Також ця технологія передбачає безперервність процесу і можливість зупинки і запуску процесу за необхідності. Іншою важливою характеристикою є простота і тому низька вартість обладнання та низька трудомісткість процесу.

Недоліком цієї технології є те, що отриманий порошок будучи гідридом без дегідрування (зневоднення) буде мати обмежений вжиток в звичайному виробництві. Хоча він може мати переваги при виробництві деяких деталей методом порошкової металургії.

Електрохімічні методи відновлення титану

На жаль, термохімічні процеси, такі як процеси Кролла і Хантера, не мають великого потенціалу для значного зниження витрат на виробництво в межах сучасних технологій [1]. Одним з ключових методів, що дозволяють знизити вартість титану є електрохімічний процес відновлення [2]. Більшість цих технологій дозволяє отримувати не тільки чистий титан, а й сплави на його основі шляхом сумісного відновлення разом із з'єднаннями, що вміщують легуючі елементи.

В якості електроліту під час електрохімічного відновлення титану використовують розплави солей. Температура проведення процесу обмежується робочою температурою, яка повинна бути вищою за точку плавлення використовуваної солі і, зазвичай, вона складає 800 – 1000 °С. В більшості розроблених процесів в якості електроліту використовують CaCl_2 через високу розчинність кисню (у вигляді CaO) в розплаві цієї солі. За температури 900 °С в розплаві CaCl_2 розчиняється близько 20 мольних % CaO та 2 – 4 мольних % Ca . Іншим важливим фактором для використання розплаву CaCl_2 є висока термодинамічна стабільність CaO [3]. Електроліз проводять при напрузі 3 В, що вище за напругу розкладу CaO , але нижче за напругу розкладу CaCl_2 (3,2 В при 900 °С).

В якості аноду використовують графітовий електрод, оксид металу у вигляді порошку міститься в катоді і при прикладанні напруги відбувається пряме відновлення шляхом електролітичної деоксидації (рис. 4).

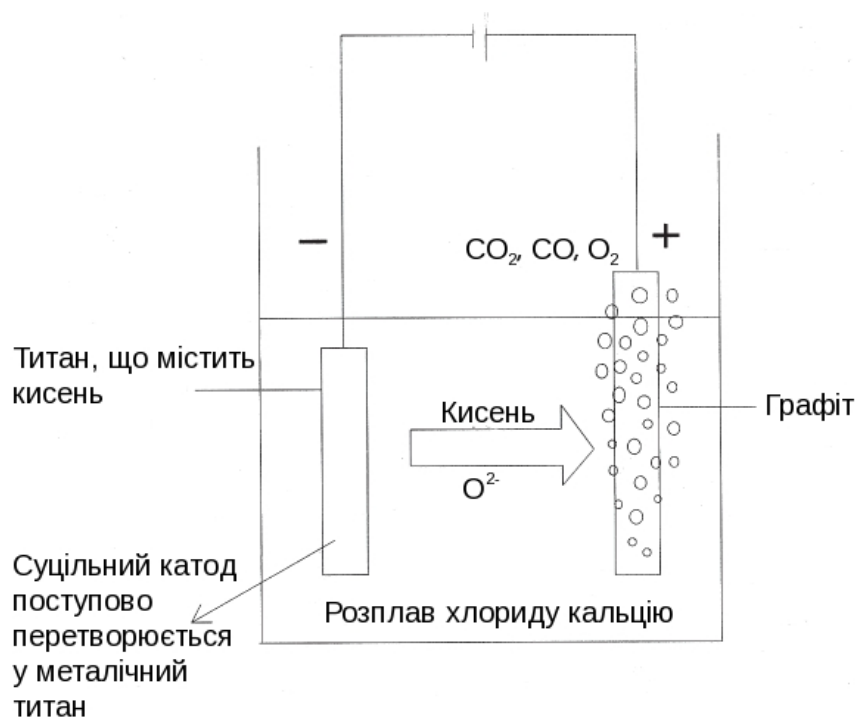
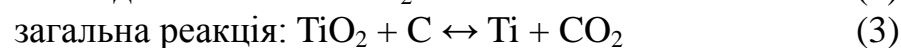
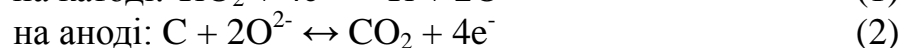
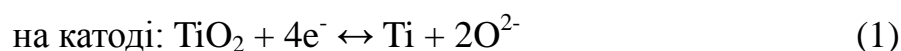


Рис. 4 Схема деоксидації твердого розчину $\text{Ti} - \text{O}$ шляхом катодного рафінування

При відновленні титану проходять наступні реакції [4]:



Цей процес має ряд переваг над звичайним Кролл процесом таких, як: простота і одностадійність, низький вплив на навколишнє середовище, можливість отримання сплавів, при сумісному відновленні компонентів [2, 3]. На основі цього процесу розроблено ряд технологій отримання титану. В процесах FFC (рис. 5) та EMR/MSE (Electronically Mediated Reaction /Molten Salt Electrolysis) (рис. 6) катод формується з TiO_2 , а анод з графіту.

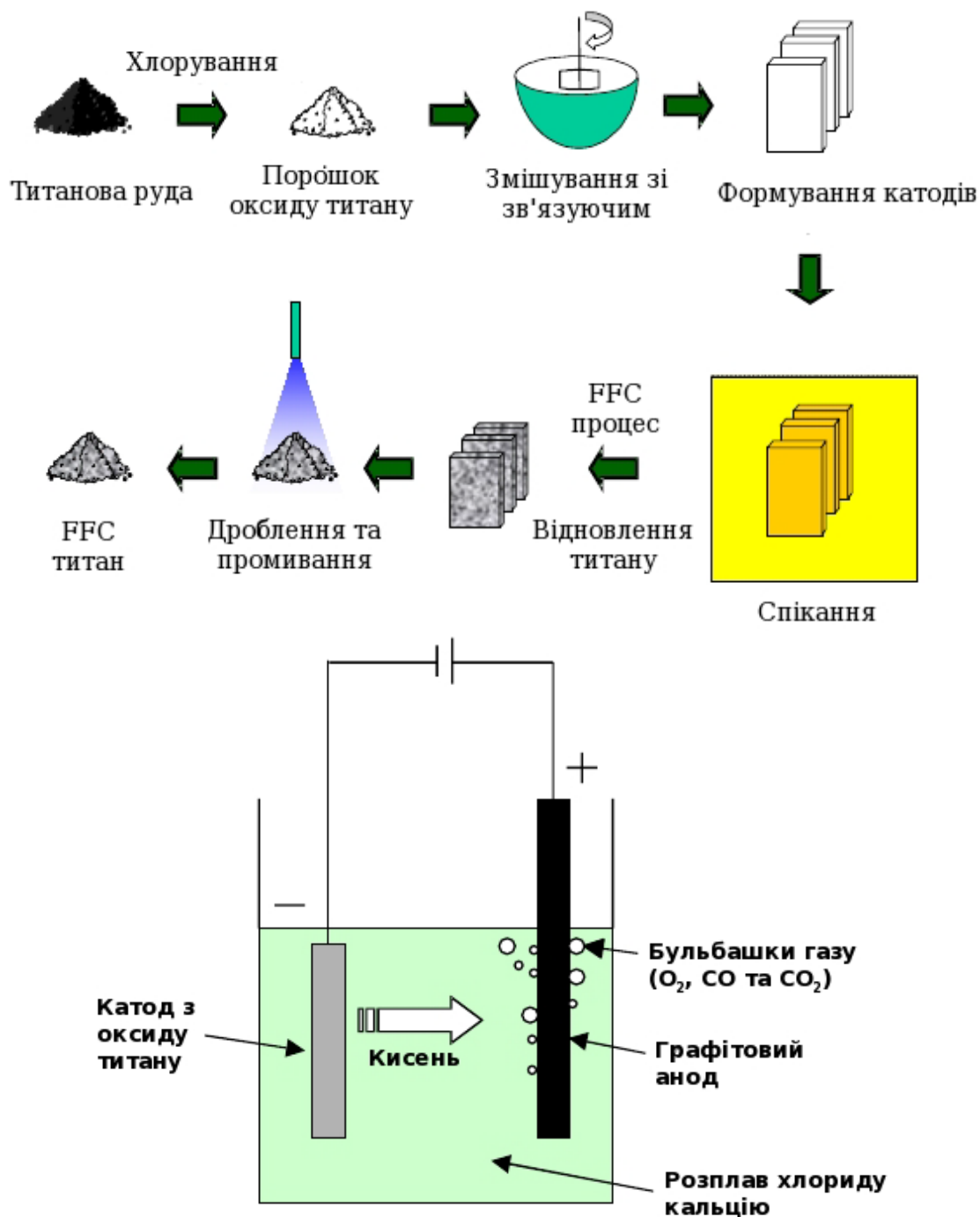


Рис. 5 Схема процесу FFC-Cambridge

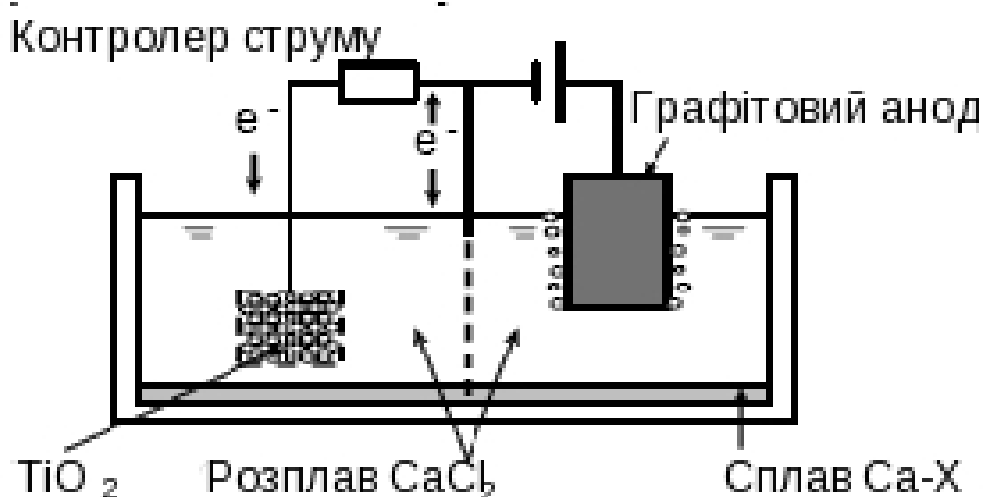


Рис. 6 Схема EMR/MSE процесу

В процесі розробленому «MER Corporation» катод формують з суміші TiO_2 та вуглецю (рис. 7).

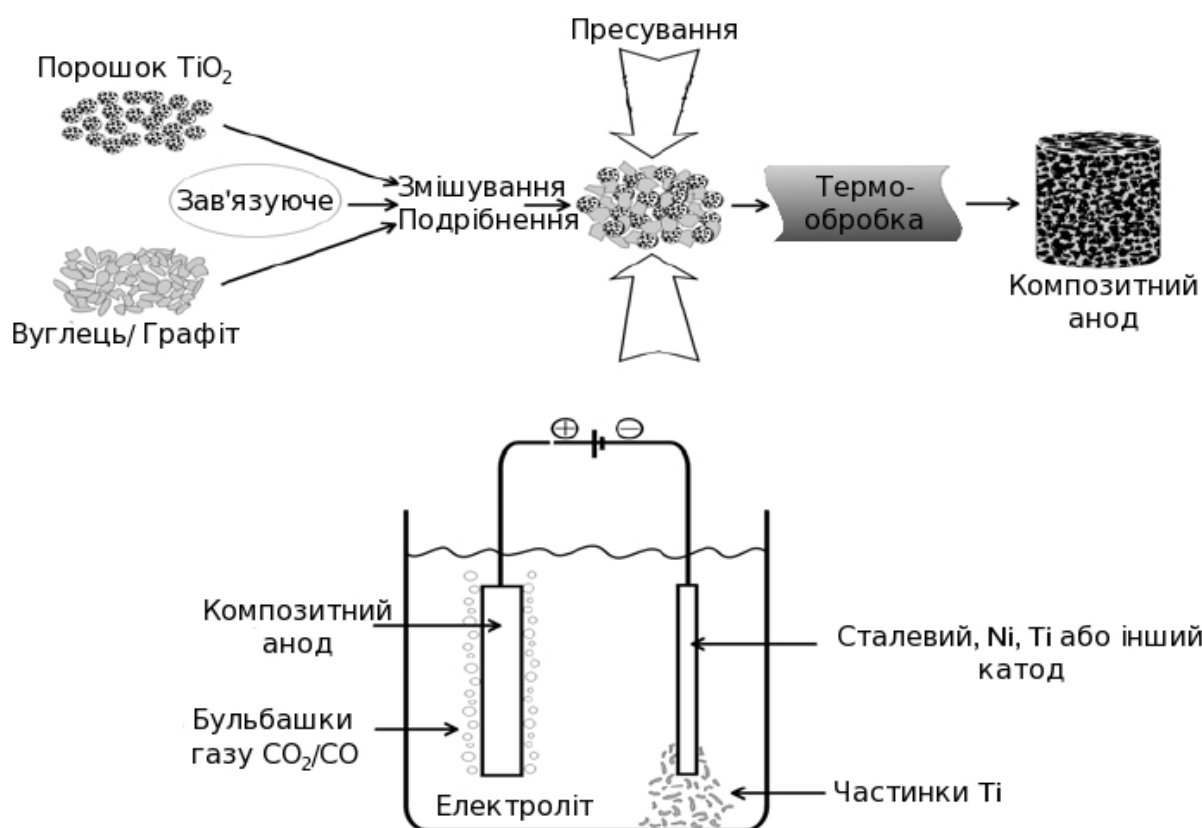


Рис. 7 Схема процесу «MER Corporation» з композитним катодом

У вище зазначених процесах титан отримують у твердому вигляді у формі порошку, губки, лусок.

Для отримання титану у рідкому вигляді розроблено методи високотемпературного електрохімічного відновлення. При 1700 °С титан утворює рідкий катод, що дає такі переваги [4]:

- повне фізичне розділення між отриманим металом та електролітом, що усуває стадію очищення титану шляхом вакуумної дистиляції або вилуговування;
- постійну площу електроду, що дозволяє підтримувати на постійному значенні параметри електрохімічного процесу;
- малу між електродну відстань, оскільки не має необхідності у вільному місці для нерівномірного зростання кристалів, що дозволяє проводити процес на меншій напрузі;

В компанії «Quebec (Rio Tinto) Iron and Titanium» розробили електролітичний процес відновлення титану з титанового шлаку. Ідея цього процесу зображена на рис. 8.

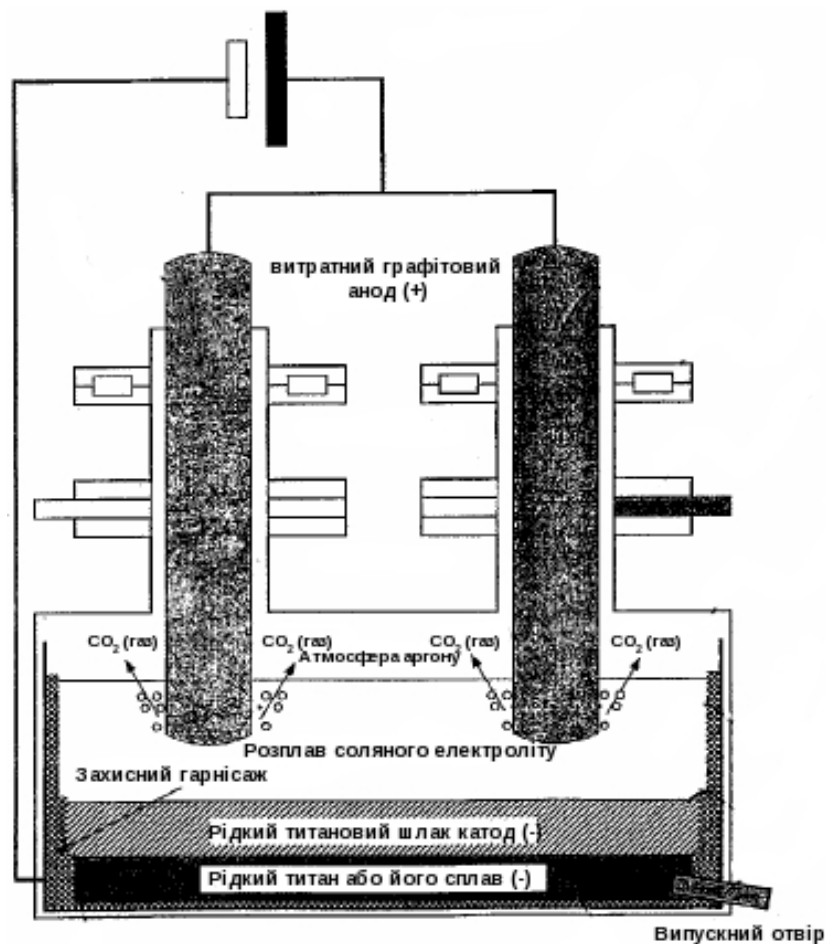


Рис. 8 Основна концепція QIT електролітичного виробництва Ті

Продуктом цього процесу є рідкий титан який можна відливати у заготовки та виливки. Розроблено декілька варіантів цього процесу які відрізняються електролітом, анодами та методами проведення процесу. Основна концепція полягає в заливці електроліту (розплаву солі, такої як CaF_2) в камеру, далі заливають рідкий титановий шлак і починають електроліз після осідання шлаку під шар електроліту. Твердий шлак та електроліт формують захисний гарнісаж на стінках та дні камери. Цей гарнісаж є ключовим елементом процесу, що дозволяє вирішити проблему ведення плавки в такому агресивному середовищі. Цей метод застосовується у великих електродугових печах (ЕДП) для плавки ільменіти конструкції цієї фірми. Процес електролізу може здійснюватись в дві стадії. При двостадійному веденні процесу на першому етапі за допомогою електролізу зі шлаку видаляють менш реакційноздатні компоненти такі, як Fe, Cr, Mn, V тощо. Краплини утворюють шар між електролітом і шлаком і завдяки різниці щільностей опускаються на дно камери. Ця металева суміш накопичується і випускається через отвір у дні. На другому етапі при більш високій температурі електролітичним методом зі шлаку вилучають титан, який також накопичується на дні і випускається через отвір. При проведенні процесу в одну стадію використовують суміш титанового шлаку і покращеного титанового шлаку, в якій загальний вміст заліза достатньо низький (1,4 % мас. Fe). Це дозволяє уникнути процесу його видалення. Всі інші операції такіж самі, як і при двостадійному процесі. Титановий шлак у камеру може безперервно подаватися у твердому вигляді, або у розплавленому з ЕДП, що приєднана до електролізера. В останньому випадку можна запобігти контакту шлаку з атмосферою. Оскільки багато нових дешевих сплавів для автомобілебудування та інших галузей мають значний вміст заліза, то наявність заліза в титані вже не є проблемою. Інші оксиди металів можуть додаватися у розплав для отримання сплавів. Наприклад, оксид алюмінію та пентаоксид ванадію можуть бути додані для отримання сплаву STM Grade 5 (Ti-6Al-4V).

Доктором Гінаттою було розроблено процес електролітичного отримання рідкого титану з TiCl_4 . Цей процес проводять при температурі 1700 °C. За цією технологією пари TiCl_4 подаються в електроліт з галідних з'єднань, де вони поглинається і відбувається відновлення титану. Рідкий титан опускається на дно водоохолоджуваного мідного тигля або витяжного кристалізатора. Схема процесу та отриманий титан зображено на рис. 9 та 10.

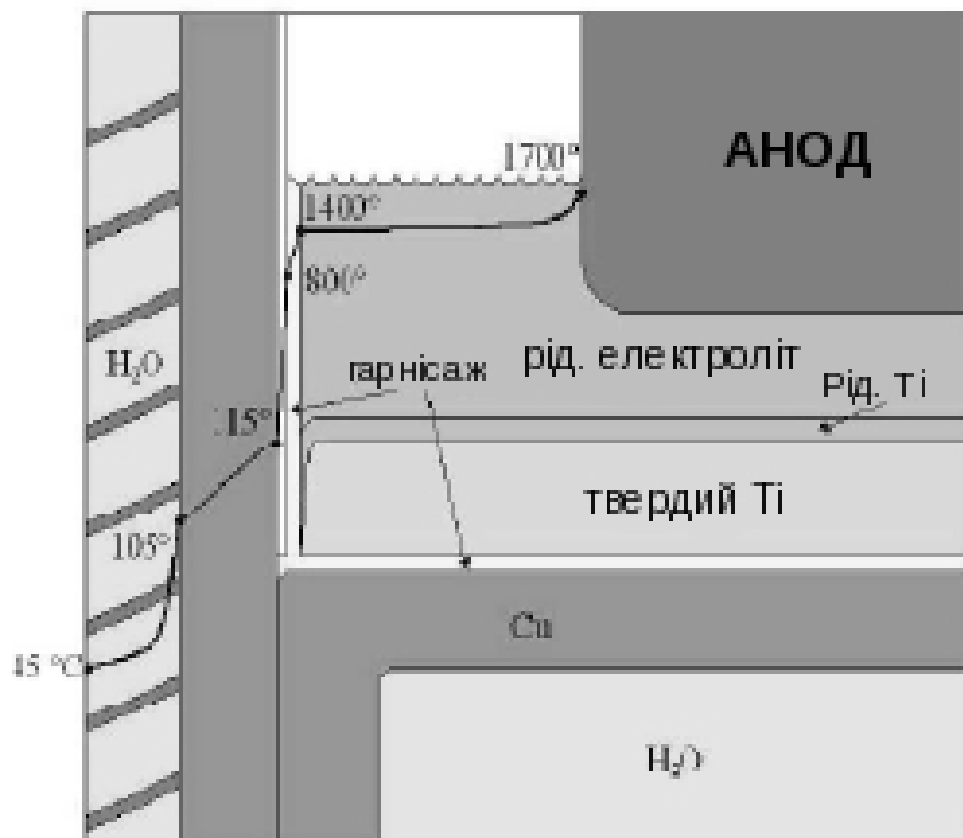


Рис. 9 Схема процесу, що розроблений доктором Гінаттою [4]



Рис. 10 Затвердівший електроліт та титан [2]

Використання TiCl_4 має такі переваги [4]:

- отримання TiCl_4 є одним з етапів очищення титанової руди від домішок;
- з електрохімічної точки зору TiCl_4 це галогенід, що найбільш легко розкладається і має високу реакційну здатність з відновником в електроліті.

Література

1. Brian E. Hurless Lowering the Cost of Titanium [Текст]/ Brian E. Hurless, F. H. (Sam) Froes // The AMPTIAC Quarterly, Volume 6, Number 2.
2. Summary of Emerging Low Cost Titanium Technologies For US Dept. Of Energy / Oak Ridge National Laboratory — January 2004.
3. Mohandas, K.S. FFC Cambrige process and removal of oxygen from meal-oxygen systems by molten salt electlysis: an overview [Текст] / K.S. Mohandas, D.J. Fray // Trans. Indian Inst. Met., Vol. 57, No. 6, December 2004. – С. 579 – 592.
4. Marco V. Ginatta Titanium Electrowinning [Текст] / Marco V. Ginatta // International Symposium on Ionic Liquids in Honour of Marcelle Gaune-Escard, June 27-28, 2003.

УДК 669.716

ВПЛИВ ЗМІННОГО ЕЛЕКТРИЧНОГО СТРУМУ НА СТРУКТУРУ СПЛАВУ АК7 В ПРОЦЕСІ ЙОГО КРИСТАЛІЗАЦІЇ

О. В. Шнирко, М. П. Сєдов, В. М. Рибак

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

Досліджено вплив змінного електричного струму на структуру ливарного алюмінієвого сплаву АК7 в процесі його кристалізації. Показано перспективність використання змінного електричного струму для подібнення структури ливарних алюмінієвих сплавів

Исследовано влияние переменного электрического тока на структуру литейного алюминиевого сплава АК7 в процессе его кристаллизации. Показана перспективность использования переменного электрического тока для измельчения структуры литейных алюминиевых сплавов

The influence of the alternating electric current to the casting aluminum alloy structure AK7 during its crystallization. Shown that the use of alternating electric current to grind the structure of cast aluminum alloys

Вступ

Одним з ефективних напрямків у рішенні проблеми гарантованого підвищення споживчих властивостей виливків при одночасному зниженні енергетичних і матеріальних витрат на їхнє виготовлення є розробка нових методів лиття, оснований на використанні зовнішніх впливів на рідкий метал і метал, що кристалізується на всіх етапах формування структури й властивостей литих виробів (динамічні методи впливу).

До таких методів належать вібраційна та ультразвукова обробка, обробка із застосуванням електромагнітних впливів (ЕМЛ, ЕМП, ЕМВ та ін.).

Вивчення електромагнітних явищ вже довгий час пригортає увагу дослідників і на тепер накопичений великий дослідний матеріал, а також побудований теоретичний фундамент електромагнетизму. Тим не менш, ця область фізики інтенсивно розвивається, з'являються зовсім невідомі раніше факти, і виникають нові напрями досліджень, у тому числі і при вивченні поведінки рідких металів і сплавів при пропусканні через них змінних електричних струмів.

Електричний струм при впливі на розплав, що кристалізується надає ефективний вплив на його рух, процеси тепломасопереносу, а також дозволяє управляти структурою і властивостями литих виробів. Одночасно, струм додатково прогріває виливок і стабілізує температурне поле за часом і в об'ємі, так як є внутрішнім джерелом енергії. Це істотно знижує можливість утворення дефектів при литві (особливо таких як недолив), запобігання появи яких особливо важливо при литті тонкостінних деталей.

Електричний струм буває постійним і змінним, може підводитися до рідкого металу через електроди (кондукційний спосіб) або створюватися в рідкому металі змінним магнітним полем (індукційний спосіб). Змінний струм може бути промислової (50 Гц), зниженої (< 50 Гц) або підвищеної частоти (> 50 Гц).

В.І. Якимов зі співробітниками при кристалізації алюмінієвого сплаву використовували ефект Пельтьє [1], який виникає між рідкою і твердою фазою при впливі постійного струму на рідкий розплав. Спрямована кристалізація в цьому випадку створюється від анода до катода, що дозволяє управляти процесом кристалізації виливків.

Обробка розплаву електричним струмом призводить до підвищення механічних властивостей металу виливка. Досліджуючи вплив електричного струму на мікроструктуру і властивості алюмінієвих сплавів, А. Б. Кілін і Л. С. Тертишніков виявили [2], що при пропущенні струму через розплав виникає магнітне поле, яке створює сили, що знижують швидкість руху в макрооб'ємі розплаву на межі розділу фаз. В результаті структура металу виливка стає дрібнозернистою. Вчені пояснюють це тим, що ускладнюється зростання зерен через неможливість злиття більш тугоплавких домішкових і легуючих елементів, що є центрами кристалізації. Разом з тим, підвищується швидкість розчинення металевих домішок та інших елементів, які є центрами кристалізації. Іншим позитивним ефектом при пропущенні струму через розплав є його дегазація, яка сприяє поліпшенню механічних властивостей металу виливка. На підставі проведених досліджень встановлено [3], що в результаті обробки міцність підвищується на 25...30%, а відносне подовження - в 7-8 разів.

І. Ф. Селянин із співробітниками при вивченні мікроструктури алюмінієвих сплавів, що містять залізо, після впливу на розплав в процесі кристалізації змінного електричного струму зазначає [3], що мікроструктура силумінів при пропущенні струму подрібнюється, залізисті α - і β -фази з подовженою пластинчастої форми кристалізуються в компактному вигляді. Термо-ЕРС сплаву АК7ч при переході з рідкого стану в твердий різко збільшилася у вузькому інтервалі температур. Цей

факт дозволив авторам припустити наявність ефекту Пельтьє на межі поділу S-L і, отже, існування контактної різниці потенціалів між цими фазами. При підвищенні вмісту заліза в сплаві АК7ч кристалізація приймає евтектичних характер, виділяється більше твердої фази в порівнянні з кристалізацією сплаву з меншим вмістом заліза, у якого основна кількість твердої фази випадає в області температури ліквідус.

При дослідженні мікроструктури поперечних і повздовжніх шліфів, що кристалізувались при постійному електричному струмі, С. Л. Тимченко і Н. Л. Задорожний вказують [4] на значну анізотропію властивостей зразка вздовж і поперек напрямку пропускання струму, яка пов'язана з напрямком максимальної напруженості електричного поля диполя зародка. Також вони зазначають додаткове зниження механічних напружень при впливі електроструму щільністю від 104 до 108 А/м² на виливок, що знаходиться в твердому стані, по завершенні процесу кристалізації і охолодження його до температури (0,2...0,5) температури плавлення. Ефект від такого впливу рівносильний операції відпалу.

Таким чином, вплив електричного струму істотно скорочує міждендритний простір і підвищує дисперсність структури, знижує вміст газів і неметалевих включень, покращує умови розчинення модифікатора, що робить позитивний вплив на механічні властивості литих виробів. Однак, при використанні установки, що створює електричний струм, виникають певні складнощі щодо забезпечення рівномірної обробки розплаву, існує ймовірність отримання не повністю або нерівномірно модифікованої структури, особливо при отриманні масивних виливків складної конфігурації.

Постановка задачі дослідження

Мета роботи полягає у встановленні закономірностей впливу змінного електричного струму на структуру ливарного алюмінієвого сплаву АК7 під час його кристалізації.

Для досягнення поставленої мети в роботі були поставлені такі задачі:

- встановити вплив змінного електричного струму на морфологію фазових складових ливарного алюмінієвого сплаву під час його кристалізації;

- з'ясувати можливі механізми дії змінного електричного струму на структуру та фізико-механічні властивості ливарного алюмінієвого сплаву АК7 під час його кристалізації.

Методика проведення експериментів

Для розплавлення, обробки та витримки алюмінієвого розплаву використовували піч опору типу СШОЛ (ємністю 3 кг по алюмінію).

Плавильні електропечі СШОЛ призначені для плавки і витримки розплавів олова, свинцю, алюмінію і бронзи. Печі задовольняють таким вимогам як збереження якості розплаву, малі втрати металів, ефективне використання електроенергії, низький рівень теплового і шумового впливу на оператора в процесі роботи, зручність при обслуговуванні і ремонті. Завдяки якісній футерівці з застосуванням спеціальної комбінації з щільних вогнетривких матеріалів і плит з керамічних волокон досягається добра теплоізоляція і низькі витрати на акумуляцію у футерівку. Це забезпечує швидкий розігрів і ефективну роботу печі. Контроль і регулювання температури здійснюється за допомогою електронних блоків керування з цифровою індикацією температури.

Для запобігання насичення розплавів залізом з чавуну тигля печі СШОЛ, останній перед кожною плавкою нагрівали до температури 200...300 °С та наносили захисне покриття (30% оксиду цинку та 70% води) за допомогою пензлика.

Хімічний склад ливарного алюмінієвого сплаву досліджували методом емісійного спектрального аналізу за допомогою фотоелектричної системи МФС-8. Хімічний склад вихідного алюмінієвого сплаву АК7 представлений в табл. 1.

Таблиця 1 Хімічний склад ливарного алюмінієвого сплаву АК7

Масовий вміст елементів, %								
Al	Mg	Si	Mn	Cu	Ti	Fe	Zn	Ni
основа	0,20	6,90	0,23	0,49	0,05	0,45	0,05	0,03

Плавки проводили за наступною схемою. В печі СШОЛ розплавляли необхідну кількість алюмінієвого сплаву. Після досягнення розплавом заданої температури розплав зливали в піщану форму, з торців до якої були підведені електроди від джерела живлення (рис. 1).

За допомогою потенціометра встановлювали необхідне значення сили струму. Таким чином, кристалізація зразків відбувалася під впливом змінного електричного струму.

Після охолодження, зразки розрізали і робили шліфи. Металографічні дослідження проводилися на оптичному металографічному мікроскопі «Neophot-32». Мікроструктуру вивчали після травлення темплетів стандартними реактивами.

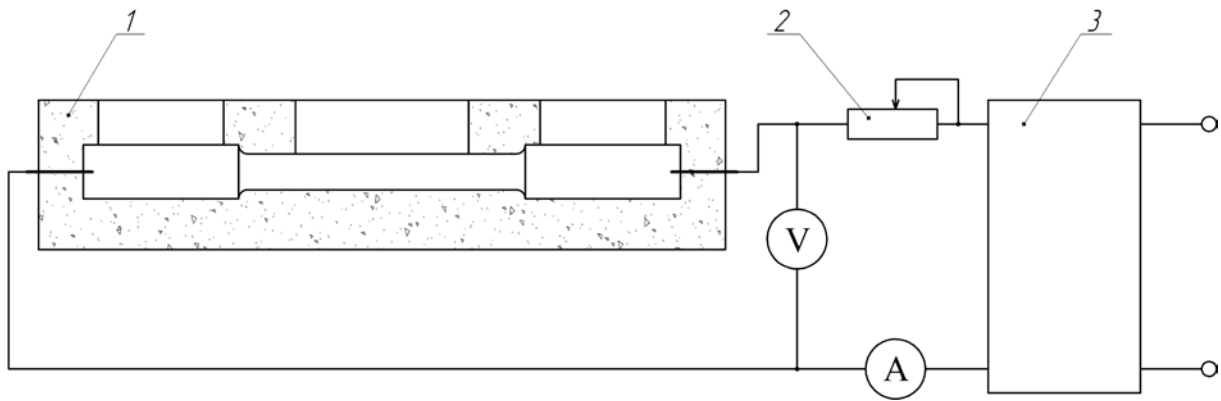


Рис. 1 Схема експериментальної установки:
1 – форма піщана; 2 – реостат; 3 – трансформатор

Результати досліджень

На рис. 2 наведені структури ливарного алюмінієвого сплаву АК7, отримані в умовах кристалізації без оброблення електричним струмом і після оброблення електричним струмом.

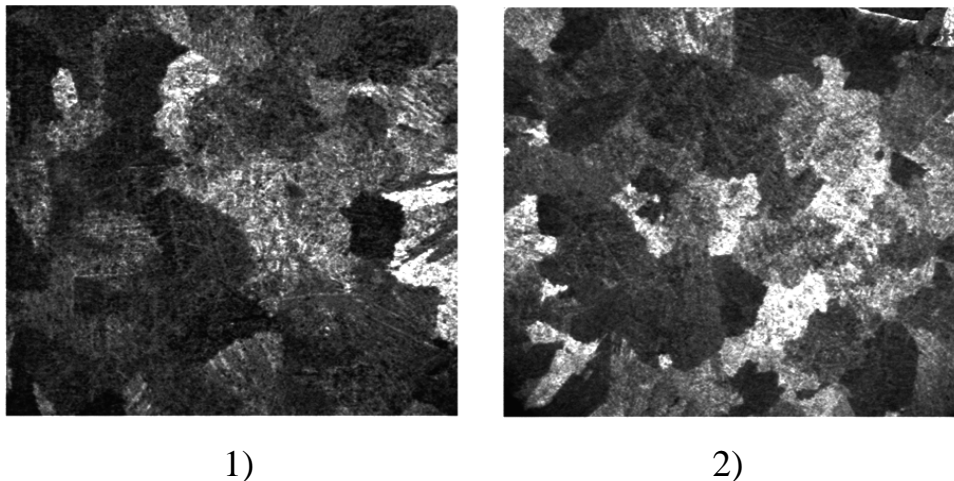


Рис. 2 Макроструктура сплаву АК7 (x5):
1 – без електричного струму; 2 – густина струму 10 кА/м²

Як видно із наведених структур, пропускання електричного струму через ливарний алюмінієвий сплав в процесі його кристалізації призводить до подрібнення його структури. У міру зменшення розмірів зерна відбувається більш рівномірний розподіл вторинних фаз і пор в міждендритних просторах, в наслідок чого повинні покращитися механічні властивості кінцевих виливків.

На рис. 3 представлена залежність середнього розміру зерна сплаву АК7 від густини електричного струму.

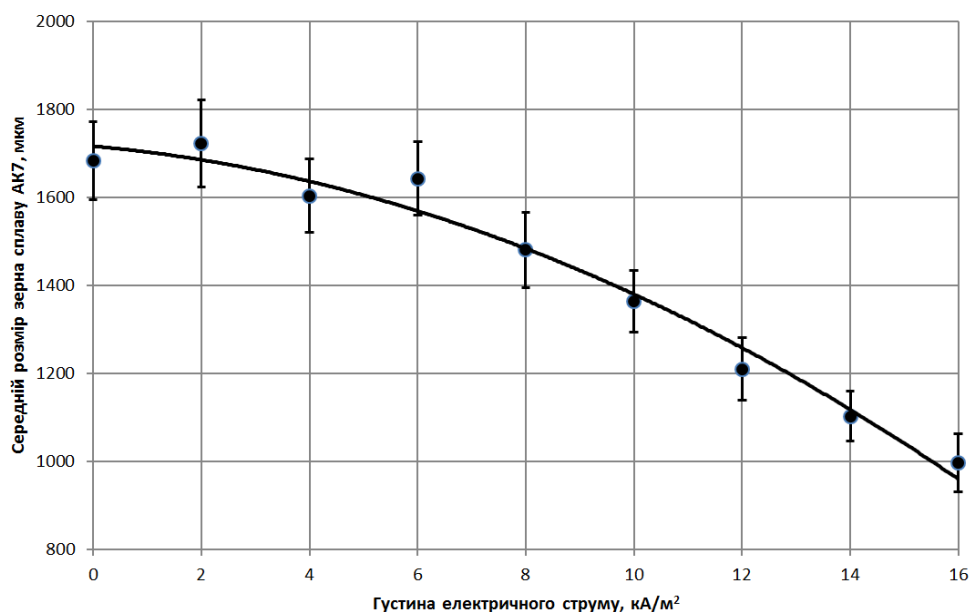
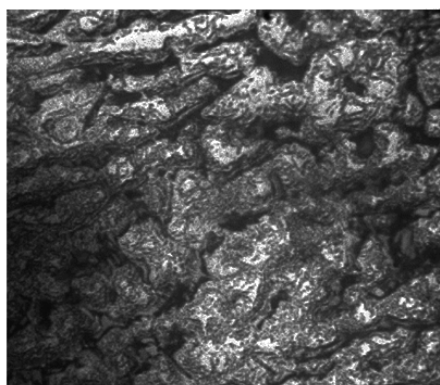
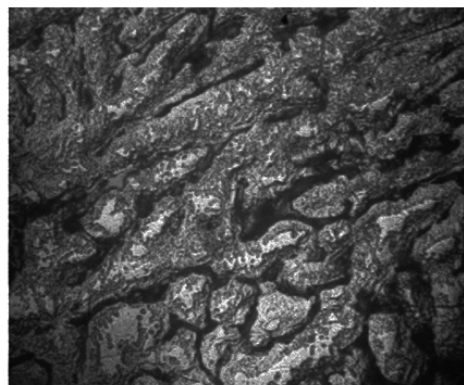


Рис. 3 Залежність середнього розміру зерна сплаву АК7 від густини електричного струму



1)



2)

Рис. 4 Мікроструктура сплаву АК7 (x500):
1 – без електричного струму; 2 – густина струму 10 кА/м^2

Електричний струм при впливі на розплав, що кристалізується, надає ефективний вплив на його рух, процеси тепломасопереносу, а також дозволяє управляти структурою і властивостями литих виробів. Одночасно, струм додатково прогріває виливок і стабілізує температурне поле за часом і в об'ємі, так як є внутрішнім джерелом енергії. Це істотно знижує можливість утворення дефектів при литві (особливо таких як недолив), запобігання появи яких особливо важливо при литті тонкостінних деталей.

Очевидно, що при пропусканні струму через розплав виникає магнітне поле, яке створює сили, що знижують швидкість руху в макрооб'ємі розплав на межі розділу фаз. В результаті структура металу вилівка стає дрібнозернистою. Цей ефект можна пояснити тим, що ускладнюється зростання зерен через неможливість злиття більш тугоплавких домішок і легуючих елементів, що є центрами кристалізації. Разом з тим, підвищується швидкість розчинення металевих домішок та інших елементів, які є центрами кристалізації. Іншим позитивним ефектом при пропусканні струму через розплав є його дегазація, яка сприяє поліпшенню механічних властивостей металу вилівка.

Вплив електричного струму істотно скорочує міждендритний простір і підвищує дисперсність структури, знижує вміст газів і неметалевих включень, покращує умови розчинення модифікатора, що робить позитивний вплив на механічні властивості литих виробів.

Очевидно, що механізм дії електричного струму на розплав, який знаходиться у процесі кристалізації є багатогранним і недостатньо вивченим. Тож наступні дослідження треба зосередити саме на дослідження механізмів впливу змінного електричного струму, що, без сумніву, приведе до відкриття нових цікавих явищ та ефектів.

Висновки

Отримані результати дозволяють зробити висновок, що змінний електричний струм можна використовувати у якості модифікатора структури ливарних алюмінієвих сплавів і замінити інші види модифікаторів.

Наступні дослідження по даній темі необхідно провести в напрямку дослідження впливу змінного електричного струму на фізико-механічні властивості ливарного алюмінієвого сплаву АК7.

Література

1. Якимов, В. И. Воздействие электрического тока на жидкий алюминиевый сплав / В. И. Якимов, Б. Н. Марьин, В. В. Зелинский [и др.] // Металлургия машиностроения. - 2003. - №3. - С. 36-39.
2. Килин, А. Б. Влияние электрического тока на дегазацию и модифицирование алюминиевых сплавов / А. Б. Килин // Литейное производство. - 2002. - №8 - С. 21-22.
3. Деев, В. Б. Влияние электрического тока на кристаллизацию алюминиевых сплавов, содержащих железо / В. Б. Деев, И. Ф. Селянин, Н. В. Башмакова и [др.] // Литейщик России. - 2007. - №8. - С. 12-15.
4. Тимченко, С. Л. Влияние электрического тока на кристаллизацию алюминиевого сплава / С. Л. Тимченко, Н. Л. Задорожный // Литейное производство. - 2005. - № 9. - С. 12-13.

УДК 669.187.526.001.57

НАКОПИЧЕННЯ І СПОСОБИ ПЕРЕРОБКИ ВІДХОДІВ МЕТАЛУРГІЙНОЇ ГАЛУЗІ

*А. О. Шульга**

*Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут»*

В статті розглянуті проблеми переробки відходів металообробних підприємств, наведені основні переваги і недоліки існуючих методів

В статье рассмотрены проблемы переработки отходов металлообрабатывающих предприятий, приведены основные преимущества и недостатки существующих методов

The article deals with the problem of recycling of metal-working enterprises are the main advantages and disadvantages of existing techniques

Вступ

Нині одним із завдань, що стоїть перед вітчизняною промисловістю, є економія матеріальних ресурсів. У зв'язку з цим комплексне використання існуючих джерел сировини і створення безвідходних виробництв стає актуальним напрямком ресурсозберігаючих технологій. Перспективною є проблема переробки відходів металообробних підприємств, особливо це стосується кольорових металів і їх сплавів, серед яких велику групу становлять некомпактні відходи алюмінієвих і мідних сплавів переважно у вигляді стружки, а також дрібного брухту, фольги, висічки, обрізків тощо.

Постановка задачі

Розглянути проблему переробки відходів металообробних підприємств, навести основні переваги і недоліки існуючих методів.

Результати дослідження

Для початку розглянемо основні методи підготовки і переробки твердих відходів. Для утилізації і знешкодження промислових відходів найбільш поширеними є наступні методи підготовки і переробки:

- подрібнення розмірів шматків;

* Робота виконана під керівництвом:
к.т.н., старшого викладача В. Ю. Сухенко, НТУУ «КПІ»

- укрупнення розмірів частинок;
- класифікація й сортування;
- збагачення;
- термічний спосіб;
- вилуговування;
- зневоднення.

Подрібнення відходів. Залежно від властивостей і розміру шматків початкового матеріалу і кінцевого продукту застосовують різне устаткування. Основними методами подрібнення є подрібнення і помел.

Стружка і кускові відходи крихких металевих матеріалів перероблюються у порошки методом механічного подрібнення. Таким способом були виготовлені порошки осколочної форми із чавунної стружки, стружки інструментальних сталей і кускових відходів твердих сплавів на основі карбиду вольфраму. Для переробки відходів із пластичних металів і сплавів розроблена комплексна технологія, яка включає в себе підготовку відходів до переплаву і переплав з відцентрованим розпиленням рідкого металу у порошок. При підготовці до переплаву стружкових відходів, останні

дисперсуються, обчищаються від сторонніх домішок і брикетуються з щільністю 0,6-0,7 від теоретичної. Висока щільність брикетів різко знижує втрати металу при переплаві. Оригінальна конструкція відцентрованої розпилювальної установки і її малі габарити роблять процес високопродуктивним і найбільш економічним порівняно з існуючими способами розпилення рідких металів газом або водою [5].

Укрупнення розмірів частинок використовують при підготовці до переплавлення дисперсних відходів чорних і кольорових металів, при утилізації пластмас, сажі, пилу, піритних огарків, при переробці у будівельні матеріали відходів збагачення і та ін. Укрупнення розмірів дрібнодисперсних матеріалів здійснюють методами гранулювання, таблетування, брикетування, високотемпературної агломерації.

Гранулювання здійснюють обкочуванням і пресуванням у грануляторах різних конструкцій. Продуктивність цих апаратів і характеристики грануляторів залежать від властивостей початкових матеріалів, сполук, конструктивних факторів.

Таблетування відходів здійснюють за допомогою машин різних типів, принцип дії яких заснований на пресуванні матеріалів, що дозуються в матричні канали. Таблетки випускають у вигляді циліндрів, сфер, дисків, кілець і т. п.

Для утилізації і знешкодження промислових відходів найбільш поширеними є наступні методи підготовки і переробки відходів: здрибнювання розмірів шматків, укрупнення розмірів часток, класифікація

і сортування, збагачення, термообробка, вилуговування, зневоднення. Подрібнення відходів. Тверді відходи як органічні, так і неорганічні можна подрібнювати до потрібного розміру роздавлюванням, розколюванням, розламуванням, різанням, розпилюванням, стиранням і різними комбінаціями цих способів. В залежності від властивостей і розміру шматків вихідного матеріалу і кінцевого продукту застосовують різне обладнання, що працює за описаним вище принципам. Основними методами подрібнення є дроблення і помел. Іноді, якщо необхідно подрібнювати дуже великі відходи, їх попередньо ріжуть на дрібні шматки, які в подальшому подрібнюють на стандартному устаткуванні. Дроблення широко використовують при переробці відходів вскриші, металургійних шлаків, що вийшли з вживання гумотехнічних виробів, відходів пластмас та інших відходів. Для дроблення використовують щоківі, конусні, валкові, роторні дробарки різних типів. Розмір шматків до дроблення може становити від 1000 до 20 мм, після дроблення 250-1 мм. Помел матеріалів крупністю 1-5 мм здійснюють мокрим і сухим способами за допомогою млинів різного типу. Розмір фракцій після здрібнювання може складати 0,1-0,001 мм. Помел застосовують при переробці паливних і металургійних шлаків, відходів вуглезбагачення, деяких виробничих шлаків, відходів пластмас, піритних недогарків і інших ВМР. Укрупнення розмірів часток використовують при підготовці до переплаву дисперсних відходів чорних і кольорових металів, при утилізації пластмас, саж, пилів, піритних недогарків, при переробці в будівельні матеріали відходів збагачення та інших ВМР. Укрупнення розмірів дрібнодисперсних матеріалів здійснюють методами гранулювання, таблетування, брикетування, високотемпературної агломерації. Гранулювання здійснюють Окати́ваніє і пресуванням у грануляту-рах різних конструкцій. Продуктивність цих апаратів і характеристики грануляторів залежать від властивостей вихідних матеріалів, застосовуваних сполучних, конструктивних факторів. таблетування відходів здійснюють за допомогою таблеткових машин різних типів, принцип дії яких заснований на пресуванні дозованих матеріалів у матричні канали. Таблетки випускають у вигляді циліндрів, сфер, дисків, кілець і т. п.

Брикетування застосовують з метою додання відходам компактності, зменшення їх обсягу, поліпшення умов транспортування, зберігання. Брикетування здійснюють за допомогою пресів різних конструкцій. Пресування металевої стружки приводить до зниження втрат металу на чад.

Спосіб вилуговування заснований на вилученні одного або декількох компонентів з комплексного твердого матеріалу шляхом їх виборчого розчинення в рідині-екстрагенті (розчиннику). Цей спосіб використовують

при вилученні металів з шлаків, піритних огарків, відходів гірничодобувної промисловості; лігніну з відходів деревини і т. д. Залежно від характеру фізико-хімічних процесів, що протікають при вилуговуванні, розрізняють просте розчинення і вилуговування з хімічною реакцією. Швидкість вилуговування залежить від концентрації реагентів, температури, інтенсивності перемішування, розмірів поверхні твердої фази й інших чинників.

Механічному зневодненню піддають осад побутових і промислових стічних вод, гальванічні шлами й інші насичені водою відходи, що утворюються у мокрих технологічних процесах. Часто такими відходами є суспензії, що важко розділяються. Для поліпшення водовіддачі проводять попередню обробку їх реагентними і безреагентними способами. Як реагенти використовують вапно, солі заліза, алюмінію. Основними недоліками реагентного способу обробки є висока вартість і дефіцитність реагентів, а також корозійна дія їх на обладнання.

Проблема витягання металів із стічних вод також є надзвичайно актуальною як з економічної точки зору, так і дозволяє підвищити екологічність різних виробництв. Тому, проблема вибору раціональних технологій вилучення і відновлення металів є безумовно актуальною [...].

Відомо [1], що до 10 % нікелю, 2 – 5 % вольфраму, ванадію, молібдену і кобальту від світового виробництва йде в суміжні з металургією виробництва, причому в ряді випадків ці елементи не входять до складу кінцевої продукції, а виконують допоміжну роль.

Велика кількість кольорових металів використовується в хімічному, нафтохімічному та інших аналогічних виробництвах для виготовлення каталізаторів, що являють собою багатокомпонентні системи, до складу яких входять оксиди кольорових металів.

У металообробці утворюється велика кількість твердих дисперсних відходів, що містять нікель, хром, молібден, ванадій і інші метали.

Фракційний склад таких відходів дуже незручний для їхньої переробки. Серед чисельних відходів господарської діяльності особливе місце займають високотоксичні гальваношлами, що містять кадмій, берилій, свинець, ртуть, ванадій, молібден, кобальт та інші. Для прикладу розглянемо спосіб переробки свинцевовмісної сировини. Ківцетний спосіб переробки свинцевовмісної сировини (рис.1) заснований на сполученні процесів випалу-плавки шихти у розпиленому стані в атмосфері кисню, відновлення свинцю, що утворився, із диспергованого оксидного розплаву при фільтрації його через шар дрібнокускового вуглецевого матеріалу й відстоювання збідненого по свинцю шлакового розплаву, безупинно проведених в одному агрегаті оригінальної конструкції [8]. Спосіб забезпечує високі показники вилучення: свинцю і благородних металів - у

чорновий свинець, міді - у штейн, цинку - у шлаки і частково у газову фазу, сірки - у багаті гази.

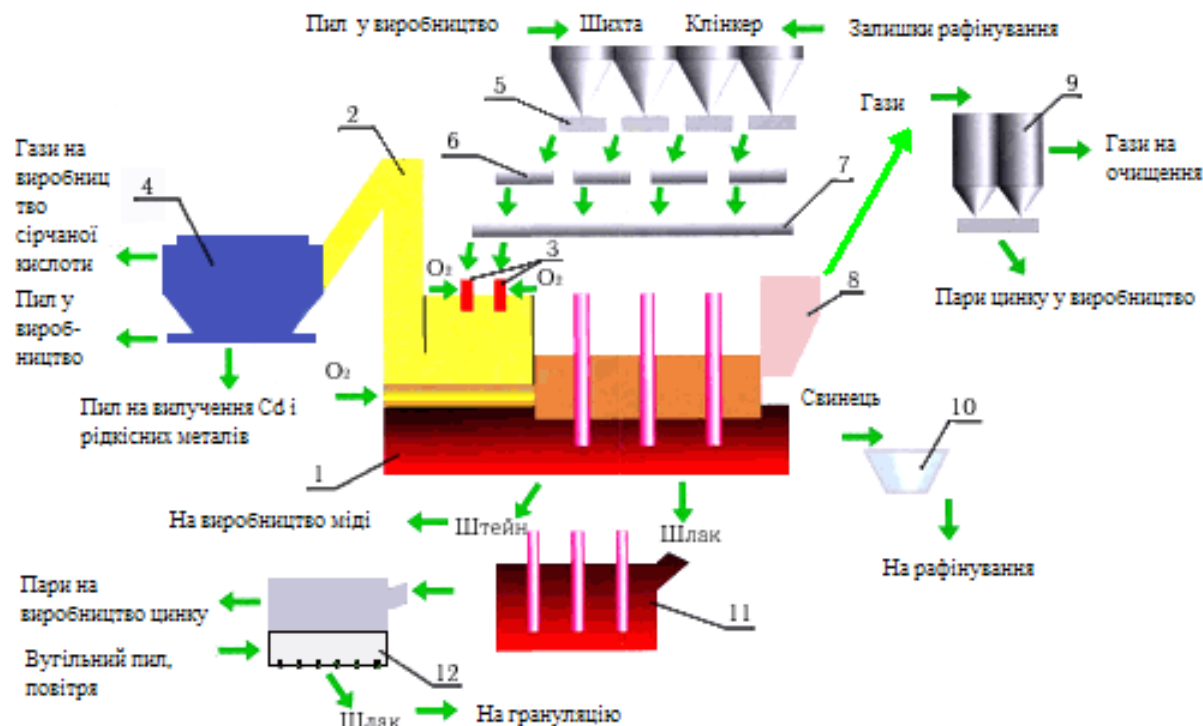


Рис. 1 Апаратурно-технологічна схема КІВЦЕТ-процесу:

1 - агрегат КІВЦЕТ, 2 - казан-утилізатор, 3 - пальники,
4 - електрофільтр, 5 - живильник, 6 - ваговимірювач, 7 - живильник шихти, 8 - казан утилізатор, 9 - рукавний фільтр, 10 - ківш, 11 - ШВУ

Тому варто переробляти відходи не лише з економічної, але і екологічної точки зору.

На даний час потрібно знаходити способи здатні покращити як економічні показники процесу переробки відходів, так і якість кінцевої металопродукції.

Одним з таких способів може бути електрошлакова плавка з невитратним електродом.

Особливістю даного процесу є те, що розплавлення металу відбувається в товщі рідкого шлаку без контакту з атмосферою печі, що дозволяє суттєво знизити вигар металу. Крім цього, шлак є не тільки джерелом теплоти, але й рафінуючим середовищем. Також існує можливість у широких межах варіювати складом шлаку та його температурою, додавати в шлак під час плавки легуючі, розкислюючі та рафінуючі добавки. Обладнання для реалізації даної технології відрізняється простотою в управлінні та обслуговуванні, мобільністю і порівняно невисокою вартістю. Даним способом можливо преробляти

наприклад, стружки міді, титану, жароміцних та інструментальних сталей і сплавів, електрошлакова плавка з невитратними електродами знаходить застосування для переробки металовміщуючих матеріалів. Такими є, наприклад, шлакометалеві відходи кольорової промисловості, які являють собою конгломерат корольків металу та шлаку з покривного флюсу, частинок футеровки і оксидів компонентів сплаву (міді, алюмінію, цинку, кремнію та інших). Дослідження, показали, що електрошлакова плавка цих і їм подібних відходів, у тому числі шлаків феросплавного виробництва, відходів дифузійного хромування, дозволяє повністю відділити металеву складову від неметалевої. Більш того, уведення до складу шихти відповідних відновників дає можливість додатково витягнути метал, що знаходиться в окисленому стані.

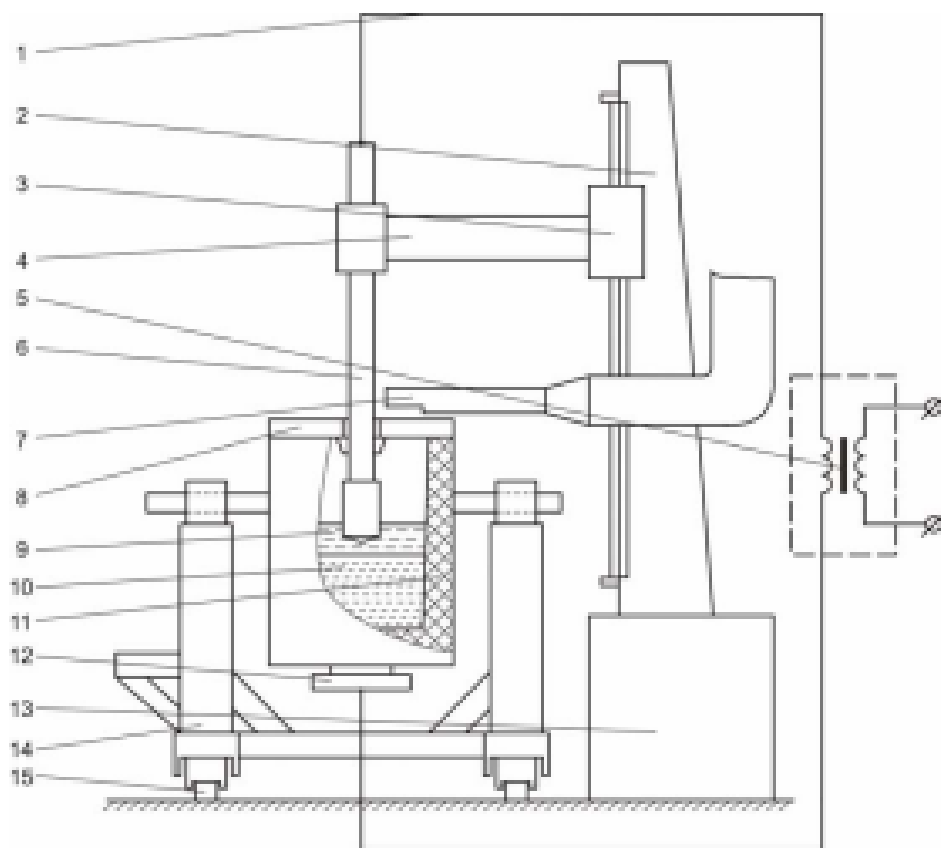


Рис. 2 Схема установки для электрошлаковой плавки отходов меди и сплавов.

1 - водоохлаждаемый электрический кабель; 2 - колонна; 3 - приводная каретка; 4 - электрододержатель; 5 - трансформатор; 6 - невосстанавливаемый электрод; 7 - вытяжная вентиляция; 8 - футерованные крышки; 9 - шлаковая ванна; 10 - металлическая ванна; 11 - плавильная емкость; 12 - поддон; 13 - станина; 14 - сварной вил; 15 - рельсовый путь.

Висновки

Було розглянуто методи підготовки і переробки промислових відходів та наведені основні їх характеристики. Показано, що окрім корисних з економічної точки зору елементів, варто їх переробляти з екологічної точки зору, бо вони містять такі елементи як кадмій, свинець, ртуть та інші. Запропонована схема ЕШП з невитратним електродом з метою переробки відходів характеризується простотою в обслуговуванні, мобільністю, тобто, можливістю без особливих змін використовуватись для плавки іншої сировини. Крім того вона вимагає значно менших капітальних затрат при виготовленні та введенні в експлуатацію і може розташовуватись поблизу скупчення або збору матеріалу, що підлягає переробці.

Література

1. В. С. Волошин. Природа отхоодообразования / В. С. Волошин. — Мариуполь : Рената. — 665 с.
2. Луцик Р. В., Панасюк І. В. Особливості використання системи екоменеджменту та екоаудиту в країнах Європи // Екологія і ресурси. – 2006. – Вип. 2. – С. 12 – 15.
3. Pelino, M., C. Cantalini, and F. Ullu, "Re-Utilization of Jarosite and Goethite Zinc Hydrometallurgy Wastes and Granite Mud in the Glass-Ceramic Production", Proceedings of SWEMP '96, Ciccu, R. (Editor), 1011, 1996b.
4. http://www.fhotm.kpi.ua/sworks/05/rigikova_article_2010.pdf
5. http://www.fhotm.kpi.ua/sworks/05/kravchenko_article_2010.pdf
6. Шаповалов В.А., Биктагиров Ф.К., Гнатушенко А.В., Игнатов А.П. Электрошлаковый переплав стружки бронзы Бр. КН1-3 //

УДК 621.74.045

ОТРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ ГАЗИФИЦИРУЕМЫХ МОДЕЛЕЙ С ОТХОДАМИ ПЕНОПОЛИСТИРОЛА

О. А. Яковышин, В. С. Дорошенко

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

Запропоновано метод переробки відходів модельного виробництва. Представлені результати експериментальних робіт про вплив процентного складу вторинних гранул на густину, міцність моделей, що газифікуються, і на швидкість підйому металу в формі. Введення в прес-форму 50 % вторинних гранул не призводить до погіршення якості моделей і отриманих виливків. Метод запропоновано до використання в промисловості.

Ключові слова: лиття за газифікованими моделями, модель, пінополістирол, ЛГМ, відходи, вторинний

Предложен метод переработки отходов модельного производства. Представлены результаты экспериментальных работ о влиянии процентного содержания вторичных гранул на плотность, прочность газифицируемых моделей и на скорость подъема металла в форме. Введение в пресс-форму 50 % вторичных гранул не приводит к ухудшению качества моделей и получаемых отливок. Метод предложен к использованию в промышленности.

Ключевые слова: литье по газифицируемым моделям, модель, пенополистирол, ЛГМ, отходы, вторичный

Development of new energy-saving equipment design for for serial and mass production EPS patterns for Lost Foam Casting Process. Their comparison with the current equipment. Described equipment lines turnover molding compounds and examples of its outdoor installation foundry.

Keywords: Lost Foam Casting, patterns, polystyrene, foam equipment, EPS, waste, secondary

С каждым годом в мире машиностроение потребляет все больше металлических отливок, мировое производство которых в 2012 г. впервые перевалило за 100 млн. тонн (100,8). Однако литейно-металлургический комплекс занимает второе место после энергетики по загрязнению окружающей среды, обостряя проблемы экологической безопасности

производства, утилизации отходов, экономии материальных и энергетических ресурсов. Литейные цехи выделяют значительное количество отходов, негативно влияющих на окружающую среду.

Не лишен этих недостатков и такой перспективный способ литья, как литье по газифицируемым моделям (ЛГМ). На этапе получения моделей из пенополистирола (ППС) скапливается значительное количество отходов: обрезков плит строительного ППС, применяемого, в основном, для изготовления моделей литников и крупных моделей мелкосерийных партий отливок; брака моделей, получаемых спеканием подвспененных гранул в пресс-формах. В еще больших объемах такие отходы ППС накапливаются в других отраслях: производстве строительных изделий для утепления, декоративных - для интерьера, упаковки и т.п.

Известны попытки переработки отходов ППС модельного производства различными способами. Их используют в качестве клея на этапе склеивания отдельных частей моделей [1, 2], предварительно растворяя в ацетоне, бензоле, метилметакрилате, толуоле или других растворителях. Полученный состав наносится на соединяемые поверхности, которые выдерживают 8...10 минут при небольшом давлении. Соединение получается прочное, ровное, без инородных включений, вносимых обычно клеями.

При получении крупногабаритных отливок в песчаные формовочные смеси для улучшения газопроницаемости, выбиваемости, податливости форм иногда вводят измельченные отходы ППС. При сушке форм или при заливке ППС разрушает, увеличивая газопроницаемость формы. Это уменьшает вероятность газовых дефектов отливок и позволяет повысить скорость заливки формы. Кроме того, при введении отходов ППС в смесь можно уменьшить в 2...4 раза производственные затраты на выбивку форм и стержней [3].

В ряде работ предложено использовать отходы ППС для изготовления литейных песчаных стержней [4 - 6]. При этом ППС растворяют в живичном скипидаре, замешивают с кварцевым песком, формуют, сушат и получают готовый песчаный стержень. Однако описанные способы возврата отходов в производство не нашли применения из-за узкой специфики и дополнительных затрат.

В настоящей статье описана выполненная специалистами научной школы проф. Шинского О. И. разработка технологии повторного использования отходов пенополистирола в производстве газифицируемых моделей как метода утилизации этих отходов при постоянном увеличении объемов их накопления. Также определено влияние соотношения количества свежих гранул и вторичного материала на качество получаемых моделей и физико-механические свойства отливок.

Для этого с помощью дробилки отходы ППС измельчали на части, соизмеримые по размерам со свежими подвспененными гранулами, и сортировали на установке РАТАП с набором стандартных сит. Измельченные отходы помещали на верхнее сито установки, закрывали крышкой, включали установку и в течение 15 мин. выполняли виброрассев гранул. Для изучения влияния %-ного содержания отходов на изменение плотности и качества поверхности модели отобрали гранулы диаметром 0,63 мм.

Исходные гранулы ППС марки NOVA Innovene EPS Grades (Швейцария) подвспенивали влажным водяным паром при температуре 98...100 °С. Затем из полученных гранул были выбраны гранулы диаметром 0,63 мм. Вторичные гранулы (преимущественно той же марки, что и свежие) смешивали в определенном %-ном соотношении с гранулами свежего ППС и вводили в пресс-форму для спекания свободной засыпкой при воздействии динамического уплотнения. Спекание производили двумя способами: 1) автоклавным способом [7]; 2) способом согласно работе [8]. Полученные модели для определения их плотности взвешивали на электронных весах модели ВЛ Э134 с точностью 0,005 г. Размеры контролировали микрометром МК модели 1003 с ценой деления 0,01 мм. Шероховатость поверхности моделей определяли под микроскопом при увеличении $\times 130$.

На этапе формирования модели гранулы свежего и переработанного пенополистирола претерпевают со стороны теплоносителя одинаковое влияние, хотя механизм их вспенивания отличается. Свежие гранулы в процессе нагрева постепенно аккумулируют тепло с одновременным увеличением объема. Расширение гранул в этот период вызвано испарением порообразователя и повышением эластичности оболочки гранул, так как внутригранульное давление превышает давление теплоносителя и механическое сопротивление материала гранулы. У вторичных гранул по мере прогрева, увеличения объема практически не происходит или же оно является слабым ввиду низкой вспенивающей активности, обусловленной малым содержанием порообразователя.

Эксперименты показали незначительное повышения шероховатости моделей (в баллах по 5-ти бальной системе, табл. 1) с увеличением %-ного содержания вторичных гранул при использовании одних и тех же пресс-форм в одинаковых условиях спекания. Это вызвано низкой вспенивающей активностью вторичных гранул, оказавшихся на поверхности формируемой модели, что приводит к усадке гранул и, как результат, структура поверхностного слоя характеризуется наличием небольших выступов по границам гранул.

Газифицирование модели в литейной форме в процессе ее заливки металлом вносит коррективы в сложившиеся для традиционных форм со связующим представления о гидродинамике движения металла, газовой атмосфере формы, кристаллизационных процессах металла отливки. Качество поверхности отливки, ее внешний вид главным образом определяется на этапе заполнения формы [9], а формированию поверхности отливки, ее геометрии и физико-механических свойств при ЛГМ сопутствуют процессы тепло- и массопереноса в системе “модель-металл-форма”. При ЛГМ отбор теплоты перегрева металла на термодеструкцию модели приводит к уменьшению усадки в жидком состоянии [10], а следовательно, к уменьшению общей усадки и, как результат, к повышению плотности отливки [11].

Модель повышенной плотности обладает высокой размерной точностью, прочностью и низкой шероховатостью. Но увеличение плотности ППС моделей с 20 до 40 кг/м³ уменьшает заполняемость формы металлом на 70...80% [12] из-за термомеханического сопротивления материала модели (эндотермические реакции разложения ППС охлаждают металл), а также противодействия газов испаряемой модели, противодействующих металлостатическому напору и препятствующих затеканию металла. Улучшает такую ситуацию, кроме повышения температуры заливки металла, снижение плотности моделей, что одновременно снижает их прочность и усложняет изготовление. При этом возможно снижение качества поверхности моделей из-за появления неспаев между гранулами в виде углублений на поверхности модели, влияющих на микрогеометрию поверхности отливок. Исследование плотности полученных моделей показало, что с увеличением %-ного содержания вторичных гранул, плотность модели уменьшается (табл. 1).

Таблица 1 Влияние %-ного содержания отходов ППС на технологические параметры модели

Содержание вторичных гранул в материале модели, %	Способ спекания модели			
	№1		№2	
	Шероховатость поверхности модели	Плотность модели, кг/м ³	Шероховатость поверхности модели	Плотность модели, кг/м ³
20	4	19,02	4	18,98
35	4	18,17	4	18,13
50	3	17,54	3	17,42

В работе также исследовали влияние %-ного содержания отходов ППС в материале модели на заполняемость формы (из сыпучего

формовочного материала без связующего) и скорость подъема фронта расплава в полости формы. Для этого использовали заливку лабиринтной пробы [13] при постоянных значениях таких технологических факторов как начальная температура расплава T_3 , теплоаккумулирующая способность формы v_4 и газопроницаемость покрытия K_p . Выбор такой пробы определялся наличием местных сопротивлений с целью снижения динамической составляющей скорости течения металла в канале пробы в начальный период ее заполнения. Модели с содержанием отходов ППС 20, 35 и 50 объемных %, а также модель из свежего ППС после стабилизации в течение 16 часов, покрывали водной цирконовой краской и заформовывали сыпучим наполнителем в контейнере с системой вакуумирования. Предварительно в каждой модели устанавливали контактные датчики измерения скорости течения металла. Датчики подсоединялись к 4-канальному измерительному прибору (рис.1), изготовленному в институте ФТИМС НАНУ.



Рис. 1 14-канальный прибор для измерения скорости течения металла в лабиринтной пробе

После начала заливки металла запускался отсчет времени, а затем для каждой из моделей с помощью схем фиксации устанавливалось время заполнения. Степень заполняемости определяли измерением длины залитой пробы (табл. 2). Исследование характера изменения движения расплава в форме на базе экспериментальных данных позволили установить влияние %-ного содержания отходов ППС на жидкотекучесть и

скорость подъема металла. Потеря теплоты на термодеструкцию модели ведет к охлаждению расплава металла, что сокращает время его пребывания в жидком состоянии. Так, повышение %-ного содержания отходов пенополистирола в модели с 20 до 50 ведет к увеличению заполняемости формы для стали 60Л на 12,2 % по сравнению с моделью, изготовленной из свежих гранул пенополистирола.

Таблица 2 Зависимость заполняемости формы сталью 60Л от %-ного содержания вторичных гранул в модели

% вторичных гранул	Плотность модели, кг/м ³	Заполняемость формы, мм
0	19,96	218
20	18,98	224
35	18,13	231
50	17,42	240

Скорость заполнения формы с увеличением %-ного содержания отходов в модели ввиду их меньшей плотности также несколько повышается по сравнению с контрольными моделями, изготовленными из свежего ППС (рис. 2). В то же время отметим, что в двух из пяти заливок

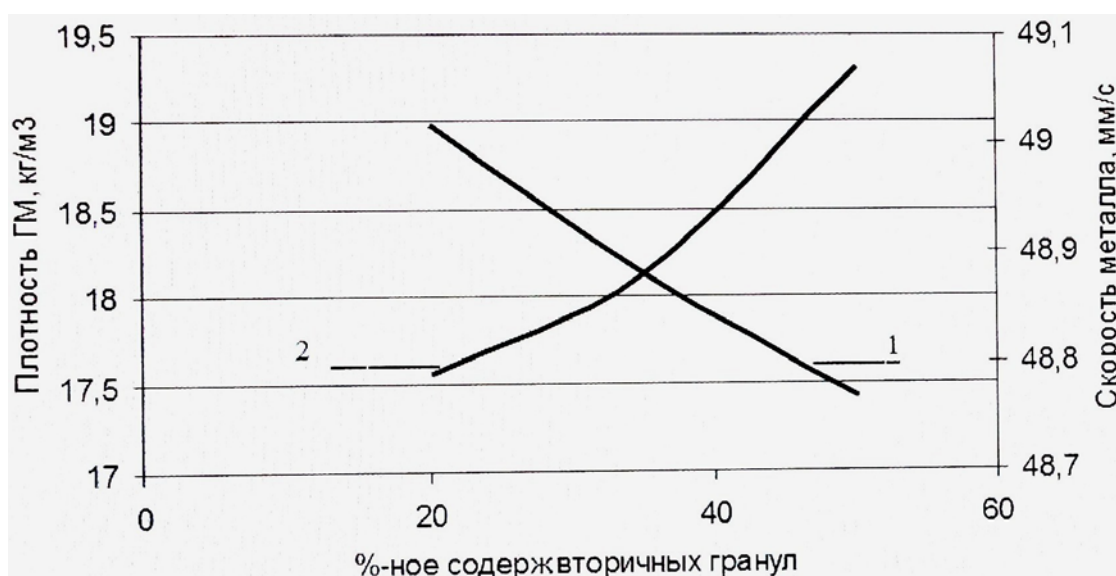


Рис. 2 Влияние %-ного содержания вторичных гранул на:
1 - плотность модели; 2 - скорость заполнения формы сталью 60Л

по модели с 20 %-ным содержанием отходов скорость была несколько ниже в сравнении с моделями изготовленными из свежего ППС, несмотря на то, что плотность модели из свежего ППС превышала плотность модели с отходами на 1 кг/м³ (табл. 2). Это можно объяснить тем, что стирольными пленками вторичных гранул в процессе их длительного вылеживания была

потеряна еластичність, в результаті чого на їх термодеструкцію оказалось необхідним затратить большее количество теплоты заливаемого расплава. Релаксационный переход основы полистирола из высокоэластичного в стеклообразное состояние отмечается в литературе [14]. Гранулы свежего и вторичного ППС находятся в разной степени метастабильности, а, значит, интенсивности их деструктивных распадов по-разному влияют на особенности протекания внутрiformенных процессов [15,16].

Поскольку модель на этапе покраски, формовки, заливки претерпевает знакопеременные нагрузки, изучили влияние %-ного содержания вводимых отходов на прочность получаемых моделей. В алюминиевых пресс-формах, помещенных в автоклав, производили спекание кубических образцов $50 \times 50 \times 50$ мм для проведения испытаний на сжатие и образцов в виде брусков $15 \times 15 \times 80$ мм для измерений изгибающих нагрузок. Определение прочности при сжатии в соответствии с существующими в химической промышленности нормами производится при 10 %-ной деформации. Поскольку 10 %-ная деформация модели неизбежно влечет за собой браковку литой детали, фиксацию измеренных напряжений производили при 1 %-ной деформации, которая для процесса ЛГМ является предельно допустимой. Прочность при сжатии определяли следующим образом [17]:

$$\sigma_{сж} = \frac{P}{S}, \quad (1)$$

где $\sigma_{сж}$ — показатель прочности при сжатии, кгс/см²;
P—нагрузка, при которой фиксировали 1 %-ную деформацию, кгс;
S—начальная площадь поперечного сечения образца, см².

Результаты проведенных экспериментальных работ приведены на рис. 3.

Графическая зависимость демонстрирует возрастание прочности до 35 %-ного содержания вторичных гранул в модели, но в дальнейшем отмечается тенденция к постепенному ее уменьшению.

В соответствии с измеренной прочностью ГМ при статическом изгибе по стандартной методике определяли напряжения, возникающие в месте излома образцов [17]:

$$\sigma_u = \frac{M_p}{\omega} = \frac{3P}{2b \cdot h}, \quad (2)$$

где M_p - максимальный изгибающий момент, кгс·см;

ω - момент сопротивления для прямоугольного сечения, см^3 ;
Р - нагрузка, разрушающая образец при изгибе, кгс;
 ι - расстояние между опорами, см;
b и h - ширина и толщина образца, см.

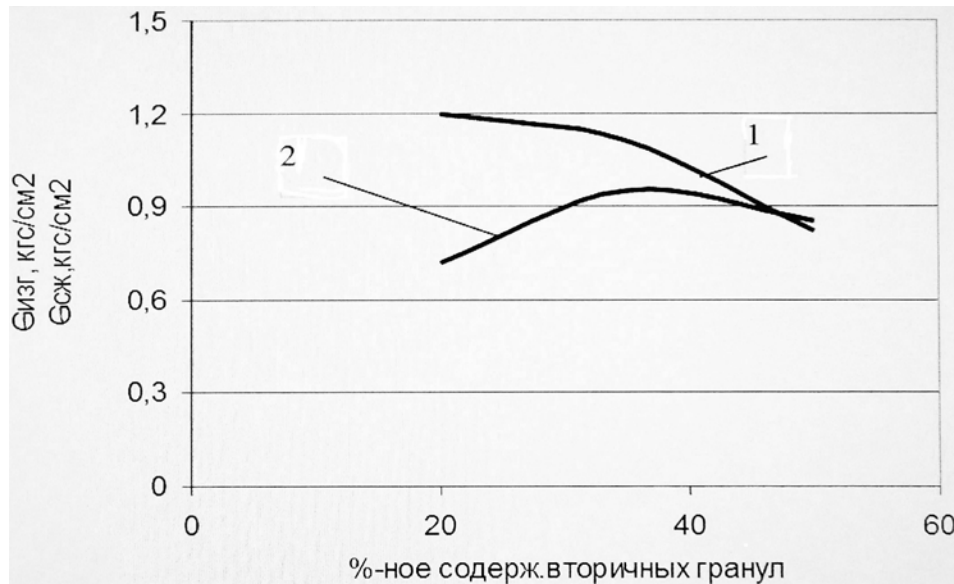


Рис. 3 Зависимость прочности пенополистиролового образца от содержания вторичных гранул при:
1 - изгибе (прогиб 1 мм); 2 - сжатии (1 %-ная деформация)

Несмотря на то, что в экспериментальных исследованиях было отмечено некоторое снижение прочности пенополистироловых образцов на изгиб (рис. 3), значения $\sigma_{сж}$ и $\sigma_{изг}$ для модели с содержанием вторичных гранул до 50 % достаточны для производства отливок ЛГМ-способом.

Особую важность представляют исследования влияния %-ного содержания вторичных гранул в моделях на качество получаемого литья. По полученным моделям были отлиты партии стальных и чугунных деталей. На (рис.5) показаны модель и полученная отливка противовеса из чугуна СЧ20. Исследование физико-механических свойств, качества поверхности, структуры и газосодержания стальных и чугунных отливок показали, что существенного изменения их по сравнению с моделями изготовленными из свежего пенополистирола не наблюдается (табл. 3). Отливки полностью соответствуют требованиям, указанным на чертеже детали.

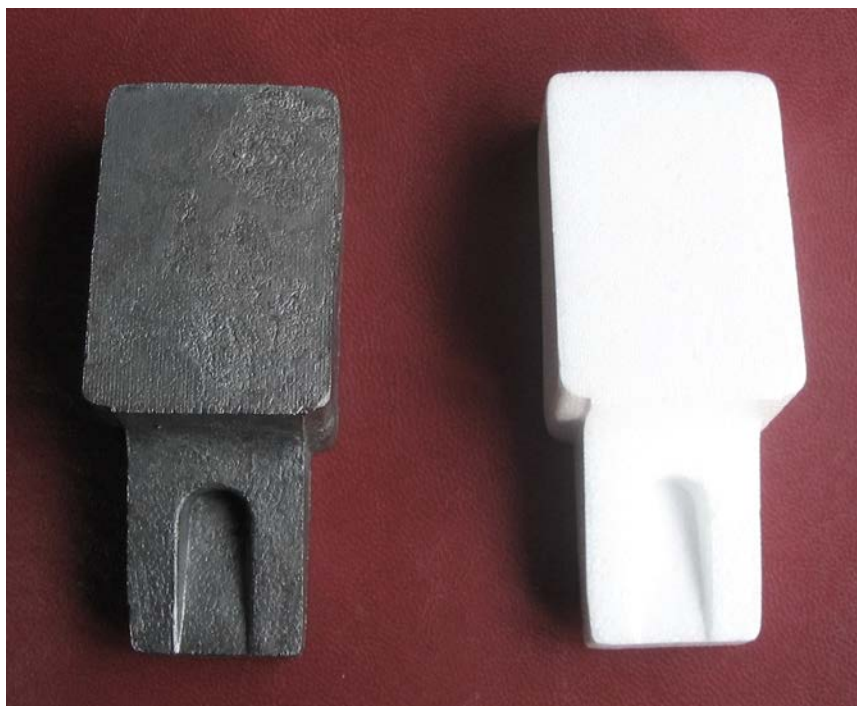


Рис. 5 Модель и отливка противовеса из чугуна СЧ20

Таблица 3 Физико-механические свойства отливок

Марка металла	Физико-механические свойства отливок				
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	φ , %	НВ, ед.
Чугун СЧ20	190—200	—	—	—	228—230
Чугун ВЧ40	375—390	235—245	15	—	183—192
Сталь 40Х	950—987	750—787	10	45	223—227
Сталь 60Л	773—790	675—684	12	35	229—237

Предложенный способ переработки отходов ППС в модельном производстве успешно применяется литейным цехом ФТИМС НАНУ при получении широкой номенклатуры отливок. Проведенные исследования показали достаточно широкие пределы рационального использования этих отходов в литейных цехах с целью повышения экономической эффективности при сбережении материальных ресурсов и экологической чистоты процесса ЛГМ.

Литература

1. Литье по газифицируемым моделям / Под ред. Ю. А. Степанова. - М.: Машиностроение. - 1976. - 224 с.
2. Чудновский А. Р. Литье по моделям из пенопласта. - М.: Химия. - 1970. - 160 с.
3. Кирпиченков В. П. Технологический процесс литья по газифицируемым моделям. - М.: НИИМАШ. - 1971. - 100 с.

4. Испытание и определение оптимальных составов связующих на основе отходов вспененного полистирола и разработка технологических схем их получения и применения в литейном производстве: отчет о НИР / ФТИМС НАНУ. - № ГР 0103U003056; Шифр темы: 1.6.5.510. - К., 2004. - 65 с.

5. Суміш для ливарних форм та стержнів: пат. 77105 Україна: МПК В22С 9/10. / Шинський О. Й., Найдек В. Л., Стрюченко А. О. та ін.; опубл. 16.10.06, Бюл №10.

6. Полістирольне зв'язуюче для виготовлення ливарних форм та стержнів: пат. 77338 Україна: МПК В22С 9/10. / Шинський О. Й., Найдек В. Л., Стрюченко А. О. та ін.; опубл. 15.11.06, Бюл №11.

7. Шуляк В. С., Рыбаков С. А., Григорян К. А. Производство отливок по газифицируемым моделям. - М.: МГИУ. - 2001. - 330 с.

8. Яковышин О. А. Новый технологический процесс изготовления газифицируемых моделей для литейного производства: тез. докл. конф. молодых ученых // Новітні матеріали та технології. - К.: 2006. - с. 129.

9. Порохня С. В., Мандрик Е. А. Новые условия изготовления стальных отливок по пенополистироловым моделям: тез. докл. науч.-технич. конф. // Пути повышения качества и экономичности литейных процессов. - Одесса: 1993. - с. 11 - 13.

10. Рыжиков А. А. Теоретические основы литейного производства. - Москва - Свердловск: Машгиз. -1954. - 331 с.

11. Анненко Л. П. Плотность отливок при литье по газифицируемым моделям // Литье по газифицируемым моделям. - Киев: ИПЛ АН УССР. - 1975. - с. 85 - 88.

12. Мандрик Е. А., Тупчиенко В. И., Порохня С. В. Влияние технологических параметров на формозаполняемость при литье по газифицируемым моделям: тез. докл. науч.-технич. конф. // Пути повышения качества и экономичности литейных процессов. - Одесса: 1990. - с. 64.

13. Шинский О. И. Газогидродинамика и технологии литья железоуглеродистых и цветных сплавов по газифицируемым моделям: дис.... докт. техн. наук. К., 1997.- 481 с.

14. Тагер А. А. Физикохимия полимеров. - М.: Химия. - 1978. - 544 с.

15. Мандрик Е. А. Новые направления в технологии точного литья с применением пенополимеров: дис. ... докт. техн. наук. - Краматорск. - 1996. - 254 с.

16. Порохня С. В. Математическое моделирование влияния технологических факторов на заполняемость формы при литье по пенополистироловым моделям // Металл и литье Украины. - 2003. - № 1-2. - с. 7 - 9.

17. Озеров В. А., Шуляк В. С., Плотников Г. А. Литье по моделям из пенополистирола. - М.: Машиностроение. - 1970. - 183 с.

Наукове видання

СПЕЦІАЛЬНА МЕТАЛУРГІЯ: ВЧОРА, СЬОГОДНІ, ЗАВТРА

*Матеріали XII Всеукраїнської науково-практичної конференції
15 квітня 2014 року*

Підп. до друку 7.04.2014. Формат 60×84¹/₁₆. Гарнітура Times New Roman
Електронний ресурс. Ум. друк. арк. 52,9.

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