

**НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
НАВЧАЛЬНО-НАУКОВИЙ ІНСТИТУТ МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ТА
ЗВАРЮВАННЯ імені Є.О. Патона
КАФЕДРА ФІЗИЧНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА ТА ТЕРМІЧНОЇ
ОБРОБКИ**

«На правах рукопису»
УДК _____

До захисту допущено:
В.о. завідувача кафедри
_____ Мирослав КАРПЕЦЬ
«__» _____ 20__ р.

Магістерська дисертація

на здобуття ступеня магістра

**за освітньо-професійною програмою «Металофізичні процеси та їх
комп'ютерне моделювання»**

зі спеціальності 132 «Матеріалознавство»

**на тему: «Вплив електромагнітної обробки розплаву сплаву $AlSi_9Cu_3$ на його
структуру і механічні властивості після кристалізації»**

Виконав:
студент II курсу, групи ФМ-01мп
Легеза Роман Вячеславович _____

Науковий керівник:
доцент, к.т.н.
Владимирський Ігор Анатолійович _____

Консультант з ОП та безпеки в НС:
професор, д.т.н Левченко Олег Григорович _____

Консультант з економічно-організаційного розділу, розробка стартапу:
доцент, к.е.н Нараєвський Сергій Вікторович _____

Консультант з нормоконтролю:
асистент каф. ФМТО Шаповалова Наталія Анатоліївна _____

Рецензент:
с.н.с. ФТІМС, к.т.н. Ворон Михайло Михайлович _____

Засвідчую, що у цій магістерській дисертації немає
запозичень з праць інших авторів без відповідних
посилань.

Студент (-ка) _____

Київ – 2021 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»
Навчально-науковий інститут матеріалознавства та зварювання імені
Є.О. Патона

Кафедра фізичного матеріалознавства та термічної обробки

Рівень вищої освіти – другий (магістерський)

Спеціальність – 132 Матеріалознавство

Освітньо-професійна програма «Металофізичні процеси та їх комп'ютерне моделювання»

ЗАТВЕРДЖУЮ

В.о. завідувача кафедри

_____ Мирослав КАРПЕЦЬ

«___» _____ 20__ р.

ЗАВДАННЯ
на магістерську дисертацію студенту

Легезі Роману Вячеславовичу

1. Тема дисертації «Вплив електромагнітної обробки розплаву сплаву AlSi_9Cu_3 на його структуру і механічні властивості після кристалізації», науковий керівник дисертації Владимирський Ігор Анатолійович, доцент, к.т.н., затверджені наказом по університету від «15» листопада 2021 р. № 3740-с
2. Термін подання студентом дисертації 15 грудня 2021 р.
3. Об'єкт дослідження: вплив накладання електромагнітних полів при кристалізації на структурно-фазовий стан сплаву AlSi_9Cu_3 .
4. Вихідні дані: літературні дані, результати особистих експериментів.
5. Перелік завдань, які потрібно розробити провести літературний огляд за тематикою роботи, провести серію експериментів з різним часом електромагнітної обробки, підготувати зразки для дослідження, провести рентгеноструктурні дослідження та локальний хімічний аналіз, проаналізувати отримані результати, розробити стартап-проект за темою роботи, провести аналіз можливих аварійних та небезпечних випадків в процесі проведення роботи, зробити висновки.
6. Орієнтовний перелік графічного (ілюстративного) матеріалу
7. Орієнтовний перелік публікацій

8. Консультанти розділів дисертації*

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
ОП та безпека в НС	Левченко О.Г., професор		
Економічно-організаційний, розробка стартапу	Нарасівський С.В., доцент		

9. Дата видачі завдання 01 вересня 2021 р.

Календарний план

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Визначення та узгодження теми МД	08.09.2021	
2	Проведення літературного огляду	17.09.2021	
3	Розробка методики експериментів	24.09.2021	
4	Підготовка першого та другого розділів	15.10.2021	
5	Проведення електромагнітної обробки	29.10.2021	
6	Обробка результатів та підготовка третього розділу	19.11.2021	
7	Підготовка четвертого і п'ятого розділів та оформлення МД	10.12.2021	
8	Попередній захист	15.12.2021	
9	Захист на засіданні ЕК	22.12.2021	

Студент

Роман ЛЕГЕЗА

Науковий керівник

Ігор ВЛАДИМИРСЬКИЙ

* Якщо визначені консультанти. Консультантом не може бути зазначено наукового керівника магістерської дисертації.

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація: 100 сторінок, 11 таблиць, 43 рисунка, 83 літературних джерела.

ЕЛЕКТРОМАГНІТНА ОБРОБКА, АЛЮМІНІЙ, СИЛУМІН, ФАЗА, МІКРОТВЕРДІСТЬ.

Об'єкт дослідження: вплив накладання електромагнітних полів при кристалізації на структурно-фазовий стан сплаву AlSi_9Cu_3 .

Предмет дослідження: вплив електромагнітної обробки рідкого металу під час кристалізації на структуру та фазовий склад алюмінієвих сплавів системи Al-Si-Cu-Fe .

Мета роботи: виявлення впливу кристалізації в магнітному полі на структурно-фазовий стан ливарних алюмінієвих сплавів на прикладі сплаву $\text{AlSi}_9\text{Cu}_3(\text{Fe})$.

Методи дослідження: рентгеноструктурний фазовий аналіз, вимірювання мікротвердості за Вікерсом, вимірювання твердості за Брінеллем, електронна мікроскопія, оптична мікроскопія.

Результати досліджень та їх новизна: досліджено вплив електромагнітної обробки на процеси кристалізації сплаву $\text{AlSi}_9\text{Cu}_3(\text{Fe})$. Встановлено збільшення твердості сплаву та зменшення розмірів його кристалітів після кристалізації в результат електромагнітної обробки його розплаву.

ABSTRACT

Master dissertation: 100 pages, 11 tables, 43 figures, 83 references.

ELECTROMAGNETIC TREATMENT, ALUMINIUM, MICROHARDNESS, PHASE.

The object of the study: the effect of the electromagnetic fields applied during crystallization on the structural-phase state of the alloy AlSi_9Cu_3 .

The subject of the study: impact of electromagnetic treatment of liquid metal during crystallization on the structure and phase composition of aluminum alloys of Al-Si-Cu-Fe system.

Research methods: X-ray diffraction analysis, Vickers microhardness measurements, Brinell hardness measurements, electron microscopy, optical microscopy.

Research results and novelty: investigated the impact of electromagnetic treatment on the crystallization processes of AlSi_9Cu_3 (Fe) alloy. An increase in the hardness of the alloy and a decrease in the size of its crystallites after crystallization as a result of electromagnetic treatment of its melt was found.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	9
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	10
1.1 Алюміній та сплави на його основі.....	10
1.2 Ливарні сплави на основі алюмінію.....	14
1.3 Деформівні сплави на основі алюмінію	19
1.4 Матеріалознавчі проблеми використання литих алюмінієвих сплавів	25
1.4.1 Моделі розплаву	26
1.4.2 Залежність властивостей алюмінієвих сплавів від вихідної структури ...	29
1.5 Фізичні методи обробки алюмінієвих сплавів у рідкому стані.....	33
1.5.1 Електромагнітна обробка розплавів.....	33
1.5.2 Обробка розплавів електричним струмом.....	35
1.5.3 Ультразвукова обробка.....	36
1.5.4 Плазмова обробка.....	38
Висновки до розділу 1	39
2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	40
2.1 Матеріали досліджень	40
2.2 Обладнання для проведення експериментів	40
2.3 Методика проведення експерименту	43
2.4 Обробка результатів експериментів.....	43
2.4.1 Визначення хімічного складу	44
2.4.2 Виготовлення шліфів	44
2.4.3 Визначення твердості	45
2.4.4 Визначення мікротвердості.....	45
2.4.5 Рентгеноструктурний аналіз	46
2.4.6 Електронна мікроскопія	46
Висновки до розділу 2	47
3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА	48
3.1 Вплив електромагнітної обробки на макроструктуру виливків.....	49

3.2 Вплив електромагнітної обробки на твердість сплаву.....	51
3.3 Вплив електромагнітної обробки на мікроструктуру сплаву.....	53
3.4 Вплив електромагнітної обробки на мікротвердість.....	57
3.5 Рентгеноструктурні дослідження зразків	58
3.6 Електронна мікроскопія	61
Висновки до розділу 3	69
4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ	71
4.1 Аналіз параметрів приміщення.....	71
4.2 Аналіз мікроклімату робочої зони	72
4.3 Аналіз освітлення в приміщенні лабораторії	73
4.3.1 Розрахунок характеристик природнього освітлення.....	74
4.3.2 Розрахунок параметрів штучного освітлення	74
4.4 Аналіз небезпечних чинників в приміщенні лабораторії	75
4.4.1 Аналіз шуму та вібрацій.....	76
4.4.2 Аналіз небезпек при роботі з установкою електромагнітної обробки .	77
4.4.3 Безпека при роботі з електричними приладами.....	77
4.4.4 Виробничі випромінювання.....	78
4.6 Безпека в надзвичайних ситуаціях	78
4.6.1 Пожежна безпека.....	79
4.6.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях.....	80
Висновки до розділу 4	80
5 РОЗРОБКА СТАРТАП-ПРОЕКТУ	82
5.1 Опис ідеї проекту	82
5.2 Розрахунок витрат на проведення досліджень	83
5.2.1 Витрати на оплату праці.....	84
5.2.2 Відрахування до єдиного соціального внеску	84
5.2.3 Витрати на матеріали для досліджень	84
5.2.4 Розрахунок інших прямих неврахованих витрат	84
5.2.5 Визначення накладних витрат	85
5.2.6 Визначення кошторису науково-дослідної роботи	85

5.4 Ринкові можливості запуску проекту	86
Висновки до розділу 5	89
ВИСНОВКИ.....	90
CONCLUSIONS	91
СПИСОК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ.....	92

ВСТУП

Сучасна промисловість використовує тисячі різноманітних металічних та композитних матеріалів. Підбір матеріалів для використання в певних виробках базується на їх механічних та експлуатаційних характеристиках, вартістю виготовлення та подальшої обробки тощо. Основною задачею для матеріалознавців є поліпшення характеристик вже існуючих матеріалів та пошук нових, більш міцних, технологічних та дешевих.

Алюмінієві сплави у якості конструкційних матеріалів використовуються вже давно. Від чистого алюмінію на початку та до надскладних багатокомпонентних сучасних сплавів, постійно відбувався пошук способів впливу на структурні характеристики, поліпшення механічних властивостей, для ливарних алюмінієвих сплавів – підвищення міцності, рідкотекучості, щільності, для деформованих – підвищення ковкості, пластичності, зменшення наклепу в процесі пресування тощо.

Підвищення характеристик алюмінієвих сплавів можливе двома шляхами: модифікацією хімічного складу та застосуванням методів фізичної обробки розплаву. Досить часто модифікація сплавів є небажаною, тому фізичні методи є перспективним способом підвищення механічних та експлуатаційних характеристик ливарних алюмінієвих сплавів.

Для дегазації розплаву використовуються методи вакуумування, вакуумно-плазмової та ультразвукової обробки. Для впливу на кристалізацію та гомогенізацію розплаву використовують обробку постійними та змінними електромагнітними полями, обробку електричним струмом.

В даній роботі досліджено вплив змінного електромагнітного поля на процеси кристалізації, гомогенізації та механічні властивості сплаву системи Al-Si-Cu-Fe.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Алюміній та сплави на його основі

Алюміній набув широкого використання в сучасній техніці завдяки своїм фізико–технічним властивостям та широкому розповсюдженню у природі. Найбільш характерними фізичними властивостями чистого алюмінію є:

- невисока щільність – $2,6989 \text{ г/см}^3$;
- низька температура плавлення – $660 \text{ }^\circ\text{C}$.

У порівнянні з залізом (щільність $7,8 \text{ г/см}^3$, температура плавлення $1535 \text{ }^\circ\text{C}$) алюміній має майже в три рази нижчу щільність, завдяки чому алюміній та сплави на його основі використовуються в таких галузях, де необхідні невелика вага та висока міцність. Також, технології обробки алюмінію та його сплавів суттєво відрізняються від технологій обробки заліза.

Чистий алюміній має високі показники пластичності та низький рівень міцності. Відпалений алюміній високої чистоти має границю міцності 58 МПа , границю текучості 20 МПа , твердість $\text{HV } 25$, відносне звуження 85% та відносне видовження 40% .

Алюміній має кубічну гранецентровану кристалічну ґратку з періодом $4,0414 \text{ \AA}$, що залишається стабільною в діапазоні температур $269,15 \text{ }^\circ\text{C} - 660 \text{ }^\circ\text{C}$. Алотропних модифікацій немає. Має високі теплопровідність та електропровідність.

Алюміній має високу корозійну стійкість на повітрі та у деяких розчинниках, що пояснюється утворенням на його поверхні тонкої оксидної плівки Al_2O_3 [1].

Алюміній може піддаватися легуванню та термічній обробці для підвищення його міцності та досягнення високих значень відношення міцності до ваги. Легування алюмінію незначним чином змінює його модуль пружності, який складає 69 ГПа , та є майже в три рази нижчим, ніж у сталі (210 ГПа).

В той же час, для виробництва алюмінію можна використовувати велику кількість технологій: лиття, екструзію, штампування, ковку, механічну обробку.

На відміну від штампованих деталей, литі та виготовленні методом екструзії не потребують подальшого зварювання для отримання кінцевого виробу. Це дозволяє спростити виробництво та отримувати більш складні та цілісні деталі [2].

Основними легуючими елементами для алюмінію виступають:

- мідь: додавання міді значно підвищує механічні властивості алюмінію (межа міцності 294 МПа – 333 МПа), що відповідає властивостям низьковуглецевих сталей. Задовільно піддаються механічній обробці. Як недолік – мають низьку корозійну стійкість. Для підвищення міцності та текучості додають магній, для підвищення жароміцності – залізо та нікель;
- марганець: сплави з марганцем мають задовільні міцність (межа міцності 110 МПа), пластичність, високу корозійну стійкість, технологічність та зварюваність;
- магній: сплави системи алюміній – магній мають гарну міцність (межа міцності до 290 МПа) та пластичність, дуже високу зварюваність та корозійну стійкість.

Найчастіше легування алюмінію відбувається одразу декількома елементами. Так, за ДСТУ ISO 209–1:2002 «Алюміній та алюмінієві сплави zdeформовані. Хімічний склад та види продукції», стандартизованими є марки сплавів і вміст легуючих елементів, деякі з марок сплавів наведено в табл. 1.1.

Для маркування деформованих алюмінієвих сплавів використовується чотиризначне маркування, прийняте Алюмінієвою асоціацією США та стандартизоване ISO. Перша цифра відповідає за серію та основний легуючий елемент в цій серії сплавів:

1xxx – чистий ($> 99,00\%$ Al);

2xxx – сплави з Cu;

3xxx – сплави з Mn;

4xxx – сплави з Si;

5xxx – сплави з Mg;

6xxx – сплави з Mg та Si;

7xxx – сплави з Zn;

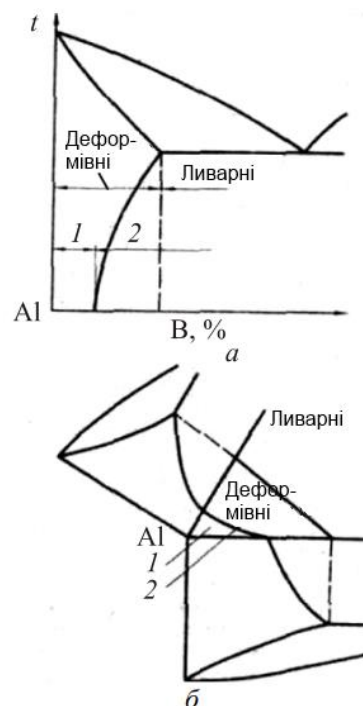
8xxx – усі інші елементи [4].

В серії 1xxx дві останні цифри позначають вміст алюмінію. У серіях від 2xxx до 8xxx друга цифра позначає модифікацію сплаву, а дві останні не мають спеціального призначення та позначають різні сплави групи [5].

Технічні умови, що регламентують хімічний склад та методи виготовлення алюмінієвих ливарних сплавів наведені в ДСТУ 2839–94 «Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови» [6].

Алюмінієві сплави поділяються на дві групи – деформівні, що використовуються у вигляді поковок, штампованих деталей, прокату, та ливарні.

Умовну границю поділу між деформівними та ливарними сплавами визначає межа насичення твердого розчину при евтектичній температурі (рис. 1.1).



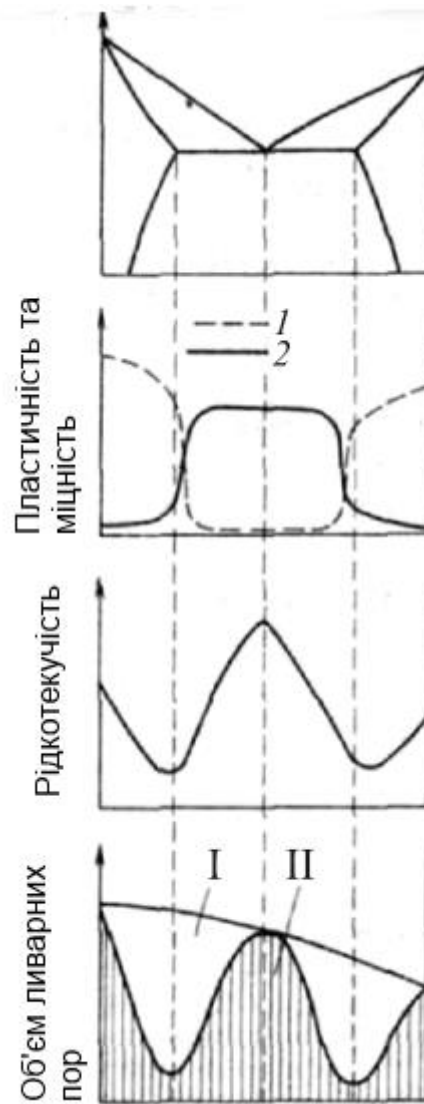
a – подвійна система; *б* – потрійна система;

1 – сплави, що не зміцнюються при термічній обробці;

2 – сплави, що зміцнюються при термічній обробці

Рисунок 1.1 – Класифікація алюмінієвих сплавів за діаграмою стану [4]

На технологічні властивості, такі, як пластичність та міцність, рідкотекучість, об'єм ливарних пор (рис. 1.2), впливає вміст легуючих елементів. Так найбільшу пластичність та найменшу міцність, відповідно, мають деформівні сплави, вміст легуючих елементів в яких є меншим ніж межа розчинності (рис. 1.2).



1 – пластичність; 2 – міцність;

I – розсіяні пори; II – концентровані пори

Рисунок 1.2 – Технологічні властивості сплавів системи двох компонентів з обмеженою розчинністю [7]

При наявності в сплаві евтектичної структури, його пластичність, а відповідно, і здатність до пресування, прокатки та ковки різко зменшуються, що

залишається справедливим навіть за наявності відносно невеликої кількості евтектики.

Найкращу рідкотекучість будуть мати сплави, які кристалізуються за постійної температури, а саме – чистий метал та евтектичні сплави.

Загальний об'єм ливарних пор змінюється плавно, їхні розміри та розподіл залежать від величини температурного інтервалу кристалізації. Якщо інтервал великий – пори будуть невеликих розмірів та розподілені за всім об'ємом відливки. Такі вироби будуть мати невелику щільність та усадку. Якщо ж інтервал вузький – буде утворюватися єдина усадкова раковина. Якщо останнє враховано в ливниковій системі, то можна отримувати вироби з високою щільністю [8].

1.2 Ливарні сплави на основі алюмінію

Для ливарних алюмінієвих сплавів важливими характеристиками є:

- висока рідкотекучість;
- низька схильність до утворення пустот;
- низька схильність до утворення раковин та тріщин.

В залежності від хімічного складу ливарні алюмінієві сплави поділяються на п'ять груп:

- сплави системи Al–Si;
- сплави на основі системи Al–Si–Cu;
- сплави на основі системи Al–Cu;
- сплави на основі системи Al–Mg;
- сплави на основі складних систем.

Сплави системи Al–Si – силуміни, відрізняються високими ливарними властивостями, герметичністю, середньою міцністю та достатньою корозійною стійкістю. Завдяки високій рідкотекучості такі сплави можуть використовуватись для виготовлення фасонних виробів складної форми. Для подрібнення зерна, сплави системи Al–Si модифікуються натрієм у кількості

0,05 % – 0,08 %. Для чистих силумінів термічна обробка не застосовується, тому в сплав додають магній, що дозволяє проводити термічне зміцнення. Діаграма стану системи Al–Si наведена на рис. 1.3.

Найпростіший силумін марки АК12 не має модифікаторів і є евтектичним сплавом, в якому забезпечується найвища серед алюмінієвих сплавів рідкотекучість, що поєднується з низькими механічними властивостями. Зі сплавів марки АК12 виготовляють щільні герметичні відливки, які не піддаються великим навантаженням.

В сплавах марок АК7ч та АК9ч, введений в їхній склад магній, дозволяє проводити термічне зміцнення виробів, а знижений вміст кремнію – зменшує крихкість. Сплави АК7ч та АК9ч мають кращі механічні властивості, проте нижчу технологічність. Схильність до газонасичення та утворення пор обумовлює використання кристалізації під тиском для забезпечення щільної структури деталей з цих сплавів.

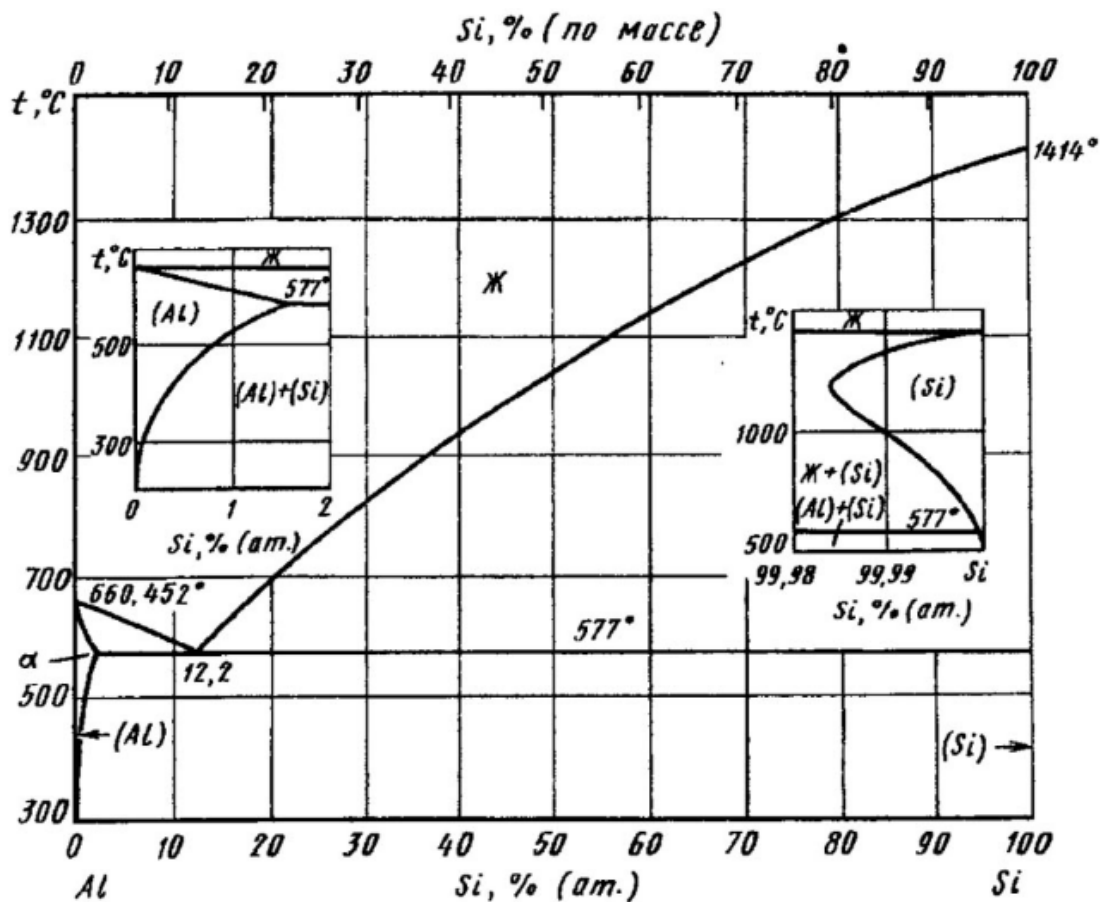


Рисунок 1.3 – Діаграма стану системи Al–Si [9]

Довготривале використання деталей зі сплавів системи Al–Si можливе за температур до 200 °C [10].

Сплави на основі системи Al–Si–Cu поступаються силумінам за ливарними властивостями, герметичністю та корозійною стійкістю, проте мають вищі показники жароміцності та краще піддаються обробці різанням.

Сплави марки АК5М мають найвищу жароміцність серед спеціальних силумінів, проте їх показники міцності (157 МПа – 235 МПа) є невисокими, за помірних та високих температур. З таких марок виготовляють мало- та середньонавантажені деталі, що працюють за температур до 275 °C. Сплави марок АК5М2, АК7М2, АК4М4 допускають широкий розбіг у хімічному складі, тому їхні ливарні та механічні властивості нестабільні [11].

Сплави на основі системи Al–Cu мають підвищені міцність та жароміцність, гарно обробляються різанням. Їхні ливарні властивості, герметичність та корозійна стійкість є нижчими, ніж у силумінів. Тому на деталі, виготовлені з цих сплавів, необхідно додатково наносити захисні покриття. Діаграма стану системи Al–Cu наведена на рис. 1.4.

Для сплаву марки АЛ7 характерним є великий інтервал кристалізації, що призводить до лінійної усадки. Тому цей сплав використовують для простих, невеликих виробів, що працюють під малими та середніми навантаженнями за температур до 200 °C. Сплав марки АК5/АМ5, до складу якого, окрім міді, входять марганець та титан, значно перевищує сплав АЛ7 за міцністю (294 МПа – 333 МПа проти 230 МПа – 260 МПа) та жароміцністю. Цей сплав добре піддається обробці різанням та зварюванню. З нього виготовляють високонавантажені деталі, які працюють за температур до 300 °C. Ще більшої жароміцності можна досягти при легуванні нікелем, цирконієм та церієм (сплав марки АЛ33). АЛ33 використовується для виготовлення особливо відповідальних деталей, які довгий час працюють за температур до 350 °C. Для додаткового зміцнення сплавів АК5 та АЛ33 застосовують загартування та старіння [12].

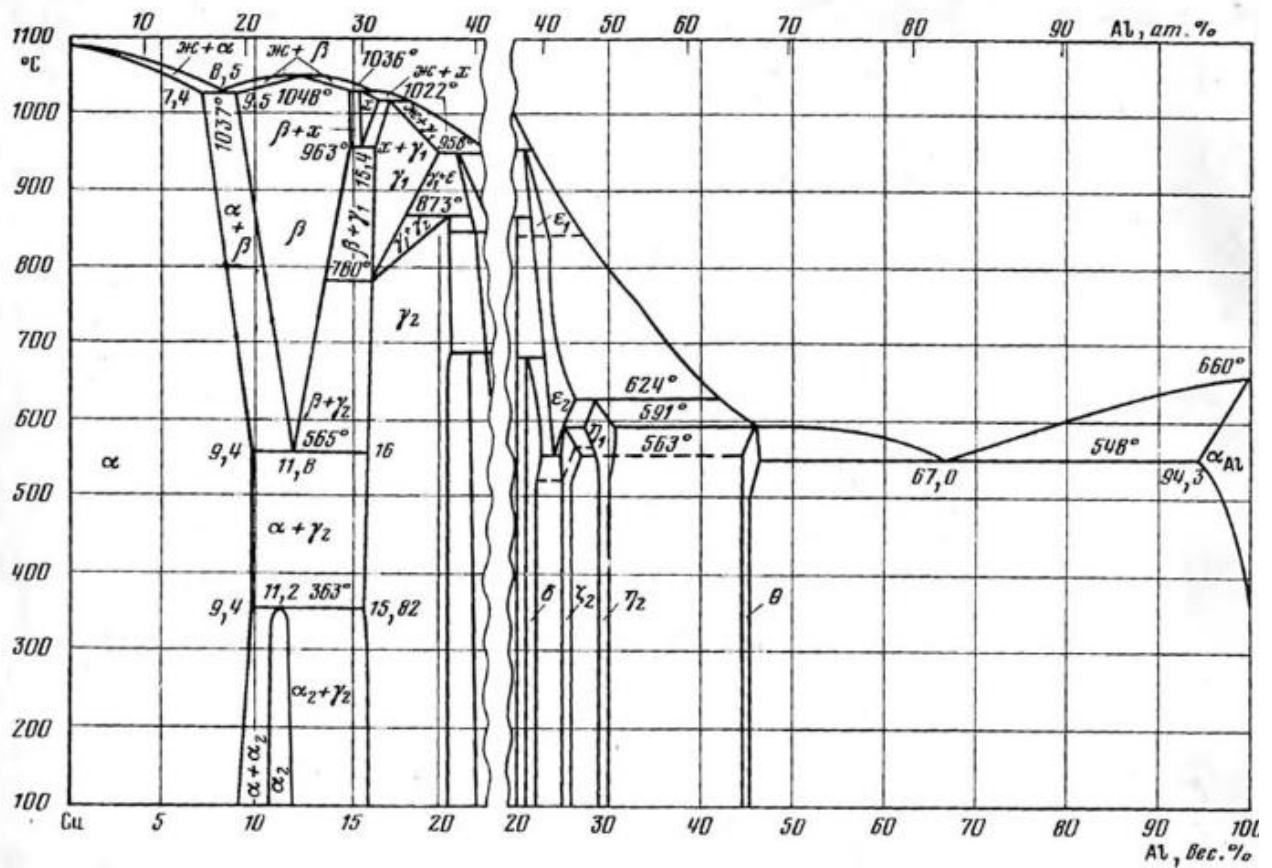


Рисунок 1.4 – Діаграма стану системи Al–Cu [13]

Сплави на основі системи Al–Mg магналії мають високу міцність та пластичність, низьку вагу, достатню зварюваність, гарно обробляються різанням, мають високу корозійну стійкість. Також, магналії мають цілий ряд недоліків:

- низькі ливарні властивості;
- високу чутливість до старіння, що призводить до значного зниження пластичності;
- найнижчу серед алюмінієвих сплавів жароміцність – робочі температури не перевищують 100 °С.

Діаграма стану системи Al–Mg наведена на рис. 1.5.

Сплави середньої міцності марок АМг5К, АМг6л, АМг6пч, АМг5Мц, АМг7, що мають у своєму складі 4,5 % – 8 % магнію, в литому стані не піддаються термічній обробці. При додаванні в сплави АМг5К, АМг7 кремнію підвищується їхня рідкотекучість.

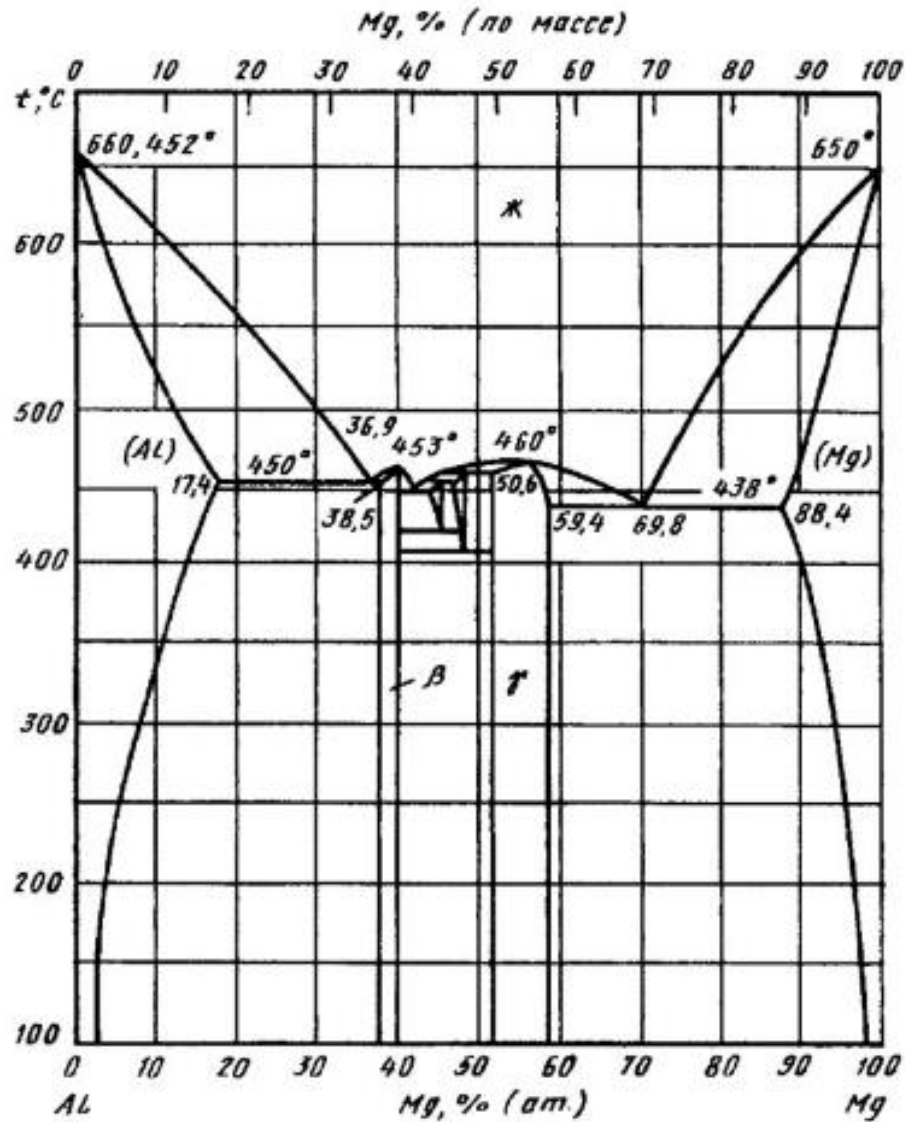


Рисунок 1.5 – Діаграма стану системи Al–Mg [14]

Сплави марок АЛ8, АМг11, АМг10, АМг10ч мають в своєму складі 9 % – 13 % магнію та піддаються термічній обробці. Для сплаву АЛ8 після термічної обробки характерне старіння, що призводить до зниження пластичності. Для запобігання старінню у сплавах марок АМг10, АМг10ч зменшують вміст шкідливих домішок заліза та кремнію. Для підвищення пластичності та зменшення впливу старіння вводять титан та цирконій, що також додатково підвищує міцність сплавів. Ці сплави використовуються для навантажених деталей у автомобілебудуванні, суднобудуванні, авіації.

Сплави на основі складних систем застосовуються переважно, в якості жароміцних конструкційних матеріалів. Жароміцний сплав марки АЛ1 (Al–Cu–

Mg–Ni) – один з перших жароміцних алюмінієвих сплавів, що використовувався у поршневих двигунах літаків, з робочою температурою 300 °С.

Широкого розповсюдження набув сплав марки АЦ4Мг (Al–Zn–Mg), його особливістю є самозагартуваність, висока міцність та корозійна стійкість, задовільні ливарні властивості та зварюваність. З цього сплаву виготовляють великогабаритні деталі з використанням зварювання.

Для поршнів також використовуються багатокomпонентні жароміцні сплави марок АК12М2МгН, АК12ММгН.

Спеціальні силуміни із додаванням цинку, такі як сплав АК21М2,5Н2,5, мають гарні ливарні властивості, високу твердість та зносостійкість. Додавання хрому підвищує жароміцність до 320 °С, також застосовується для поршнів або інших відповідальних деталей.

Не зважаючи на велику різноманітність ливарних алюмінієвих сплавів, їх поєднують основні характеристики: гарні ливарні властивості, невисока щільність, гарна корозійна стійкість. Ливарні алюмінієві сплави часто використовуються у вигляді напівфабрикатів, гарно піддаються механічній обробці на фрезерних та токарних верстатах. Вони знайшли широкого використання у різних галузях виробництва в якості конструкційних матеріалів для низько- та середньо- навантажених деталей та механізмів.

1.3 Деформівні сплави на основі алюмінію

Деформівні алюмінієві сплави випускаються у вигляді деформованих напівфабрикатів – листів, фольг, плит, пресованих та екструдованих профілів, труб, поковок, штамповок, прутків та проволочи. Під час технологічних операцій виготовлення та термічної обробки лита структура сплавів перетворюється на деформівну. При цьому вона може змінюватись від повністю рекристалізованої до волокнистої. Від структури залежать характеристики виробів – міцність, корозійна стійкість, пластичність [15].

Деформівні алюмінієві сплави поділяють на 2 класи: такі, що не зміцнюються термічною обробкою та такі, що зміцнюються. До термічно незміцнюваних сплавів відносять марки алюмінію та сплавів, зміцнення яких досягається утворенням твердих розчинів, а також наклепом у відпаленому стані. Різниця у властивостях досягається різною кількістю домішок у сплавах. Такими домішками можуть виступати: хром, залізо, марганець, магній, кремній, цинк, в невеликих кількостях – мідь.

Термічно зміцнювані сплави мають у своєму складі мідь, магній, кремній, цинк, або їх комбінації. Ці елементи гарно розчиняються в алюмінії за підвищених температур, а при зниженні температури їх розчинність падає. Це дозволяє проводити термічне зміцнення сплавів. Для запобігання або сповільнення рекристалізації додають марганець, хром та цирконій [16].

До термічно незміцнюваних сплавів відносять:

- чистий алюміній;
- сплави системи Al–Mg;
- сплави системи Al–Mn та Al–Mn–Mg;
- інші системи.

Спершу Al застосовувався у чистому вигляді, без легування. Властивості чистого алюмінію змінюються у вузьких межах, так як невеликі кількості домішок не сильно впливають на його структуру. Відпалений алюміній з чистотою 99,99 % має міцність на розтяг 45 МПа та межу текучості 10 МПа при відносному видовженні 50 %. В чистому стані алюміній дуже м'який. Однак навіть за невеликих зусиль в процесі фрезерування виникає нагартування. Проте нагартований стан нехарактерний і алюміній частково рекристалізується за кімнатної температури.

Марки алюмінію, що використовуються в промисловості мають дещо вищу міцність та стабільність у нагартованому стані. Їхня міцність не суттєво залежить від хімічного складу. Максимальну міцність мають сплави марки 1100 (межа міцності 90 МПа). Регулюючи хімічний склад сплавів за майже незмінних

показників міцності, можна досягати спеціальних властивостей – високої електропровідності або корозійної стійкості.

Для електропровідників використовують сплави марки 1350 з вмістом алюмінію 99,5 %. Для забезпечення необхідних показників електропровідності додають бор та до 0,5 % заліза [17].

Сплави системи Al–Mg з вмістом магнію до 6 % є сплавами типу твердих розчинів. У відпаленому стані, в залежності від вмісту магнію, їхня межа міцності змінюється від 110 МПа до 310 МПа, а відносне видовження є більшим 25 %.

Найбільш широкого використання знайшли сплави з вмістом магнію 1 % – 5 %, проте для сплавів, що містять більше 3 % магнію характерна нестабільність у сильнонагартованих станах. Для зміцнення сплавів системи Al–Mg вводять добавки елементів, що утворюють дисперсні включення. Більшість сплавів легують хромом, марганцем та титаном у різних комбінаціях, проте сумарний вміст цих елементів не перевищує 1 %.

Міцність сплавів системи Al–Mg змінюється в широкому діапазоні та поєднується з гарними показниками формоутворення, високою корозійною стійкістю та зварюваністю. При зварюванні у захисних середовищах утворюється зварний шов з характеристиками основного матеріалу та високою пластичністю.

Завдяки своїм властивостям сплави системи Al–Mg знайшли широкого використання у тих випадках, коли міцність чистого алюмінію є недостатньою. Вони широко використовуються в транспорті, будівництві, військовій техніці. Також своє використання вони знайшли як декоративні елементи – сплави з низьким вмістом заліза та піддані спеціальній термічній обробці надовго зберігають блиск та зовнішній вигляд [18, 19].

Сплави системи Al–Mn та Al–Mn–Mg характеризуються вищою, ніж у алюмінію, міцністю. Так, сплав Al–Mn марки 3003, що зміцнюється лише за рахунок дисперсних включень, має міцність 110 МПа, а сплав Al–Mn–Mg марки 3004 вже 180 МПа за рахунок не тільки дисперсного зміцнення марганцем, а й

утворення твердого розчину з магнієм. Діаграма стану системи Al–Mn наведена на рис. 1.6.

Сплав Al–Mn–Mg має дрібнозернисту структуру та не є схильним до росту зерен, тому для нього характерна висока ступінь відносної деформації. Обидва сплави мають гарну корозійну стійкість у поєднанні з середньою міцністю і використовуються в тих самих областях, що і чистий алюміній та магналії [20].

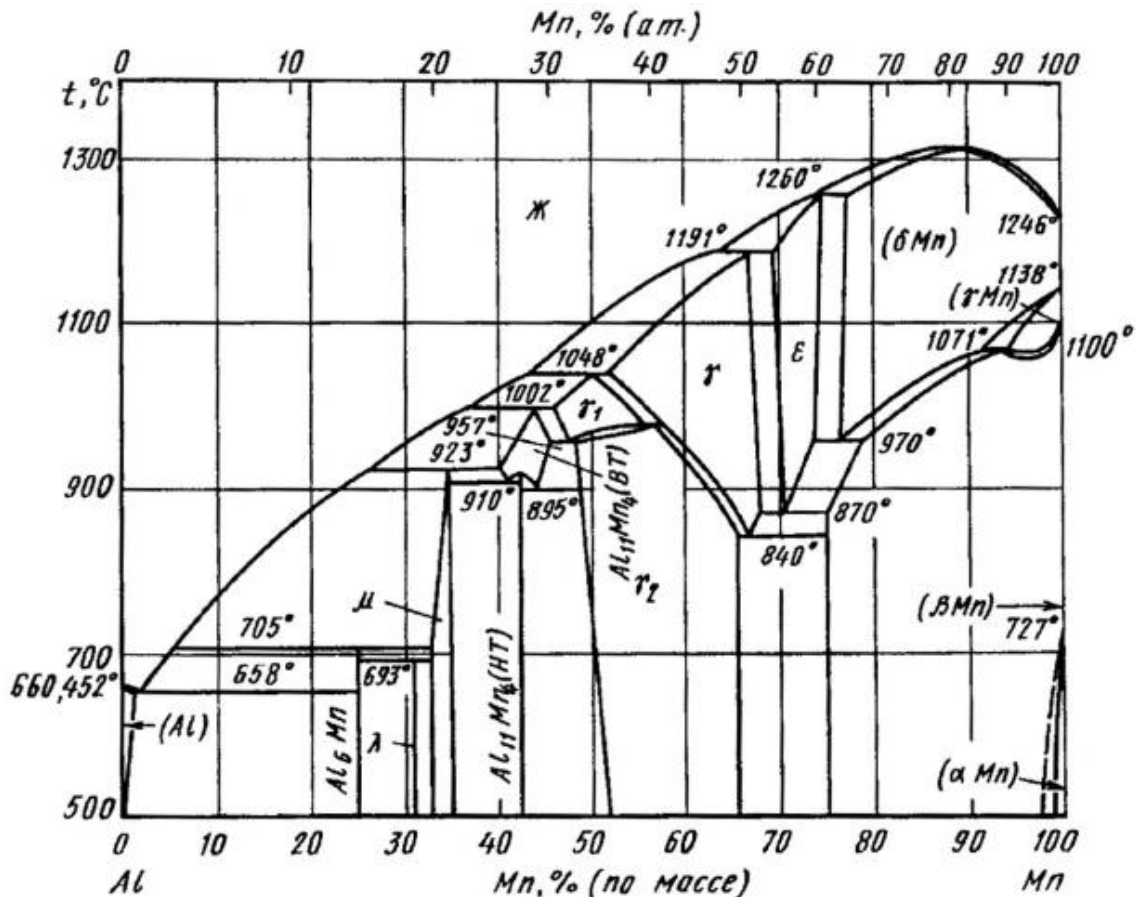


Рисунок 1.6 – Діаграма стану системи Al–Mn [21]

Сплави на основі інших систем сильно відрізняються за своїми хімічним складом та властивостями. Наприклад, сплави системи Al–Ni–Fe використовуються в атомній енергетиці завдяки своїй високій корозійній стійкості у воді під дією високих температури та тиску [22]. Сплави системи Al–Sn–Ni–Cu застосовують для виготовлення підшипників. Антифрикційні властивості надає олово, інші елементи додають для підвищення міцності [23].

До термічно зміцнюваних алюмінієвих сплавів відносять:

- сплави системи Al–Cu–Mg;

- сплави системи Al–Mg–Si;
- сплави системи Al–Zn–Mg та Al–Zn–Mg–Cu.

Сплави системи Al–Cu–Mg дюралюміні – це сплави алюмінія з міддю, додатково леговані магнієм або марганцем. Основними легуючими елементами виступають мідь (до 4 %) та магній (до 0,5 %). Також до їхнього складу входять марганець, кремній та залізо.

Важливою властивістю дюралюмінів є можливість зміцнення в процесі старіння. Важливо зазначити, що розчинність міді в алюмінії складає лише 0,2 %, тоді як за евтектичної температури 848 °C цей показник складає 5,7 %. На зміні розчинності міді заснована зміцнююча термічна обробка в сплавах Al–Cu–Mg. Вона складається з загартування і старіння.

Під час загартування фіксується формування перенасиченого твердого розчину міді за рахунок швидкого охолодження. Утворюється пересичений розчин міді, з вмістом більше 0,2 %, який на наступному етапі перетворюється у фазу CuAl_2 та рівноважний розчин 0,2 % міді. Цей процес отримав назву старіння.

Зміцненню дюралюмінів також сприяють формування твердого розчину Mg_2Si , а також нерозчинних сполук заліза та марганцю.

Після відпалу структура дюралюмінію складається з твердого розчину та інтерметалічних включень.

Найбільш розповсюдженими дюралюмінами є сплави Д1 та Д16. В сплаві Д1 зміцнення відбувається за рахунок фази CuAl_2 , тоді як сплав Д16, що містить більшу кількість магнію, зміцнюється за рахунок утворення фази Al_2CuMg [24]. Хімічний склад основних дюралюмінів наведений у табл. 1.1, а їхні механічні властивості – в табл. 1.2.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад сплавів Д1 та Д16 [25]

Марка	Cu, %	Mn, %	Mg, %	Si, %	Fe, %
Д1	3,8–4,8	0,4–0,8	0,4–0,8	<0,7	<0,7
Д16	3,8–4,5	0,3–0,9	1,2–1,8	<0,5	<0,5

Таблиця 1.2 – Механічні властивості сплавів Д1 та Д16 [25]

Марка	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
Д1	410..490	240..320	14..20
Д16	440..540	330..400	11..18

Для захисту від корозії дюралюмінію додатково покривають шаром чистого алюмінію (плакування).

Широкого використання сплави системи Al–Cu–Mg знайшли у авіабудуванні, як конструкційні матеріали, для виготовлення клепок, при виготовленні високошвидкісних потягів та у машинобудуванні загалом [26].

Сплави системи Al–Mg–Si – авіалі, основними легуючими елементами в них є магній та кремній. Зміцнення при термічній обробці пов'язане з утворенням фази Mg_2Si . Для підвищення міцності кількість кремнію може бути дещо вищою, ніж потрібно для утворення фази Mg_2Si , при цьому дещо знижується корозійна стійкість. Також для контролю розміру зерна та підвищення міцності вводять марганець та хром, а також мідь.

Найвищу міцність (380 МПа – 395 МПа) мають сплави з надлишком магнію, відносно необхідної кількості для утворення фази Mg_2Si та з додаванням міді, марганцю, хрому для підвищення міцності.

Для забезпечення гарної технологічності при пресуванні профілів складної форми середньої міцності використовують сплави зі зниженою до 1 % кількістю фази Mg_2Si . Такі сплави можливо загартувувати в пресі, виключаючи додаткову операцію термічної обробки.

Для покращення оброблюваності різанням до сплавів системи Al–Mg–Si додають свинець та вісмут у кількості по 0,5 % кожного, що сприяє ламкості стружки [27].

Сплави системи Al–Zn–Mg та Al–Zn–Mg–Cu відносять до високоміцних сплавів. Найбільшу міцність, що сягає 650 МПа, мають сплави системи Al–Zn–

Mg–Cu, проте без додаткового легування вони схильні до корозійного розтріскування. Для вирішення цієї проблеми застосовують легування хромом.

Сучасні сплави системи Al–Zn–Mg–Cu мають унікальний набір властивостей – високу міцність, супротив корозійному розтріскуванню, а також високу в'язкість руйнування. Ці сплави використовуються для обшивок сучасних літаків Airbus та Boeing завдяки високій стійкості до росту тріщин. Модифікації з підвищеною міцністю на розрив, проте з дещо нижчою в'язкістю – для обшивок крила [28].

Сплави системи Al–Zn–Mg з середньою та низькою міцністю також знайшли використання у техніці. У цих сплавах знижений вміст цинку та магнію, а також додатково введені марганець, хром, титан та цирконій. Мідь додають у дуже невеликих кількостях, або не додають зовсім. Завдяки цьому для переводу легуючих елементів у твердий розчин, загартування можна проводити за набагато більш низьких температур, ніж для високоміцних авіаційних сплавів.

Невисокі температури загартування, а також можливість повільного охолодження без втрати міцності дозволяють використовувати ці сплави для виготовлення дуже габаритних штамповок або тонкостінних деталей без небезпеки їх деформування під час загартування [29].

Загалом, властивості деформаційних алюмінієвих сплавів знаходяться у широкому діапазоні. Вони знайшли своє використання майже у всіх галузях техніки. Завдяки можливості деформаційного або термічного зміцнення їх можна використовувати навіть для відповідальних конструкцій та механізмів.

1.4 Матеріалознавчі проблеми використання литих алюмінієвих сплавів

Високі характеристики розплаву металу є основою якості майбутньої литої деталі, саме від властивостей розплаву значною мірою залежать закономірності перебігу фізико-хімічних та ливарних процесів під час обробки розплаву, литті у форму та кристалізації. Саме в розплаві закладаються основні властивості

майбутнього вилівка. Без всебічного дослідження властивостей та структури розплавів неможливо вирішити питання якісного лиття з досягненням оптимальних властивостей та мінімальних витрат [30].

Перехід металу з одного агрегатного стану в інший (твердий – рідкий – твердий) супроводжується комплексом різноманітних структурних перетворень, кількість та складність яких, у першу чергу, обумовлюється кількістю та природою компонентів, що входять до складу системи. Крім того, сплав за робочих умов постійно піддається різноманітним впливам: механічному, фізичному, хімічному [31].

Проаналізувавши сучасні досягнення ливарної науки, необхідно виділити наступні положення, які мають бути прийняті до уваги при розробці технологій отримання якісних розплавів та виливків [32, 33]:

- 1) взаємозв'язок між хімічним складом та структурою виливків;
- 2) взаємозв'язок рідкого та твердого станів, тобто властивості розплаву обумовлюють властивості виливку;
- 3) взаємозв'язок між властивостями шихти, розплаву та виливку, тобто властивості розплаву та виливку, окрім хімічного складу, також залежать від структури шихти.

Експериментально підтверджено, що сплави з однаковим хімічним складом можуть мати різні властивості в залежності від умов приготування шихти, її складу та методів обробки. Тобто, розплав являє собою перехідну ланку у передачі структурної інформації від шихти до виливку [34].

Для опису зазначеного взаємозв'язку існують модельні теорії розплавів, які теоретично, з деякими припущеннями, описують процеси, які відбуваються при плавленні металу, у розплаві та після його кристалізації.

1.4.1 Моделі розплаву

Створено велику кількість моделей, що описують різноманітні процеси, які відбуваються під час розплавлення вихідних компонентів. З урахуванням мікронеоднорідностей, походження елементів структури розплаву (ЕСР), часу їх

існуванні при перегріві за лінію ліквідусу та участю в процесі кристалізації було сформульовано перелік характеристик, що відображають суть основних сучасних моделей.

За квазіполікристалічною теорією основними елементами структури розплаву є кластери. Вони являють собою упорядковані утворення, що повторюють ближній порядок твердого тіла. До їх складу входить 2 або більше структурних компоненти, а розмір сягає сотень ангстрем, включаючи в себе сотні або тисячі атомів. Існують такі кластери менше 10^{-5} с. Чіткої поверхні розділу не існує, структурні компоненти плавно перетікають одне в одне. Для знищення кластерів необхідно нагріти розплав на $300\text{ }^{\circ}\text{C} - 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$ вище температури плавлення. Кластери за даною моделлю беруть пряму участь у зародкоутворенні при кристалізації [35].

Квазіхімічна модель також розглядає як елементи ЕСР кластери, проте вже різного складу. За цією моделлю кластери включають в себе усі хімічні сполуки та типи зв'язків, які можуть утворюватися в розплаві. Розмір ЕСР значно менший – $10\text{ \AA} - 20\text{ \AA}$, а точного часу існування для них не встановлено. Автори зазначають, що цей час залежить від сили та типів взаємодій між частинками. Чітких границь такі кластери також не мають. Температура, вище температури плавлення, до якої треба нагріти розплав для знищення кластерних утворень сягає декілька сот градусів Цельсія. Кластери вже не являють собою центри зародкоутворення, а лише сприяють цьому процесу [36].

Вакансійно-кластерна модель розглядає у якості ЕСР більшу кількість структурних елементів розплаву: кластери, вакансії, область міжкластерних розривів та зону активованих атомів. Всі ці елементи утворюються при плавленні твердих тіл, їхня кількість може складати 2, 3 або більше структурних елементів. Розмір ЕСР складає від $10\text{ \AA}$ до $100\text{ \AA}$. В залежності від типу елементу вони існують від 10^{-8} с до нескінченності. Границі ЕСР постійно змінюються і встановити чітку границю фаз неможливо. Для руйнування усіх ЕСР необхідно нагріти матеріал майже до температури випаровування. За вакансійно-

кластерною моделлю ЕСР являють собою матеріал для утворення центрів кристалізації та подальшого росту кристалів [37].

Модель метастабільного колоїдного розчину в якості ЕСР приймає колоїдні частинки. Утворення ЕСР за цією моделлю зумовлено малодисперсними неоднорідностями, які були успадковані від багатофазної шихти. Дисперсна частинка складається як мінімум із двох структурних компонентів. Її розміри можуть коливатися в межах 1 нм – 100 нм, а час існування поблизу ліквідуса може сягати десятків годин. Границя розділу фаз являє собою область міжфазного натягу моноатомної товщини. Для руйнування дисперсних частинок необхідно нагріти матеріал на декілька сотень градусів вище температури плавлення. ЕСР відіграють роль зародків кристалізації [38].

Кристалохімічна модель за елементи структури розплаву приймає хімічно структуровані одиниці наслідування. В такому випадку в якості ЕСР можуть виступати будь-які елементи структури: атоми, молекули, іони, радикали, зерна та дефекти, їх кількість може сягати тисяч елементів. Конкретних розмірів ЕСР навести неможливо, в середньому це 3 Å. Такі ЕСР не мають періоду життя та існують безкінечно. Фазовою границею виступає приповерхневий шар розділу, що має товщину порядку 10 Å, що характеризується величиною енергії поверхневого натягу. За даною моделлю ЕСР існують за температур на декілька тисяч градусів вище температури плавлення. Саме з них почнеться зародкоутворення та кристалізація металу [39].

Квазіполікристалічна та кластерна моделі розплавів не відповідають дослідницьким даним, адже час існування ЕСР в них дуже малий у порівнянні з технологічними процесами плавки та лиття. Найбільш чітко описує залежність вихідної структури матеріалів та розплаву, залежність вихідного хімічного складу та кристалічної будови та можливість їх існування в рідкому стані квазіхімічна та колоїдна моделі. В квазіхімічній моделі розмір можливих ЕСР співпадає з масштабом упорядкування (до 20 Å), проте в колоїдній це на порядок більше. До того ж, за колоїдною моделлю дисперсна частинка, що була наслідувана від початкового металу відділена від розплаву чіткою границею [40].

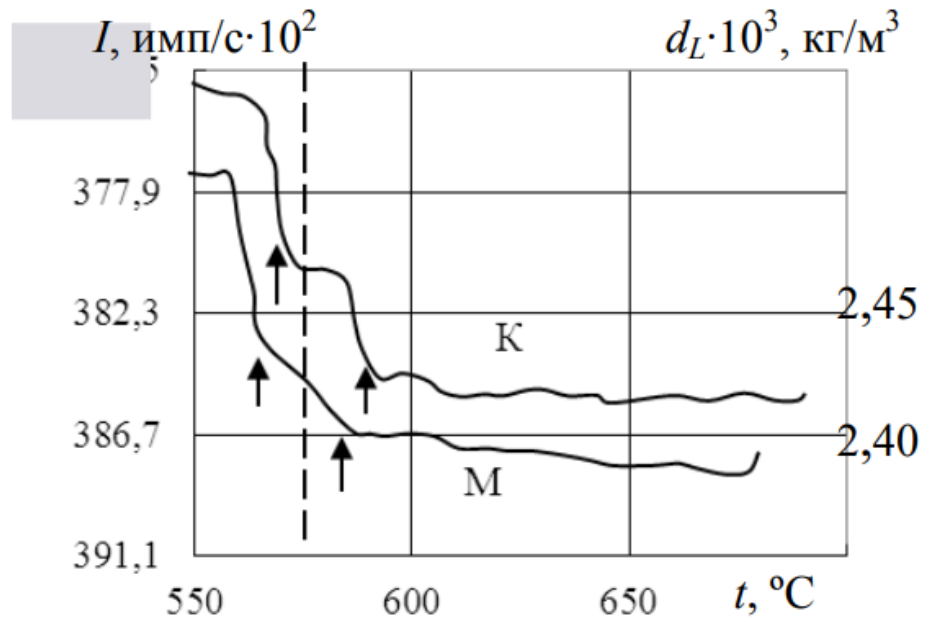
1.4.2 Залежність властивостей алюмінієвих сплавів від вихідної структури

Вперше дослідження впливу структури шихти на властивості алюмінієвих розплавів, зокрема щільність, провели Крушенко Г. Г. та Шпаков В. И. В якості шихти використовували переплави сплавів систем АЛ2, АЛ4, АЛ5 та АЛ27-1, отриманих за різних швидкостей охолодження. Для отримання крупнокристалічного переплаву лиття відбувалося у шамотну (шв. охолодження менше 1 °С/с), а для отримання дрібнокристалічних виробів – у металічну форму (шв. охолодження 10 °С/с) [41, 42]. Результати дослідів приведені в табл. 1.3.

Таблиця 1.3 – Вплив структури шихти на щільність алюмінієвих розплавів [41, 42]

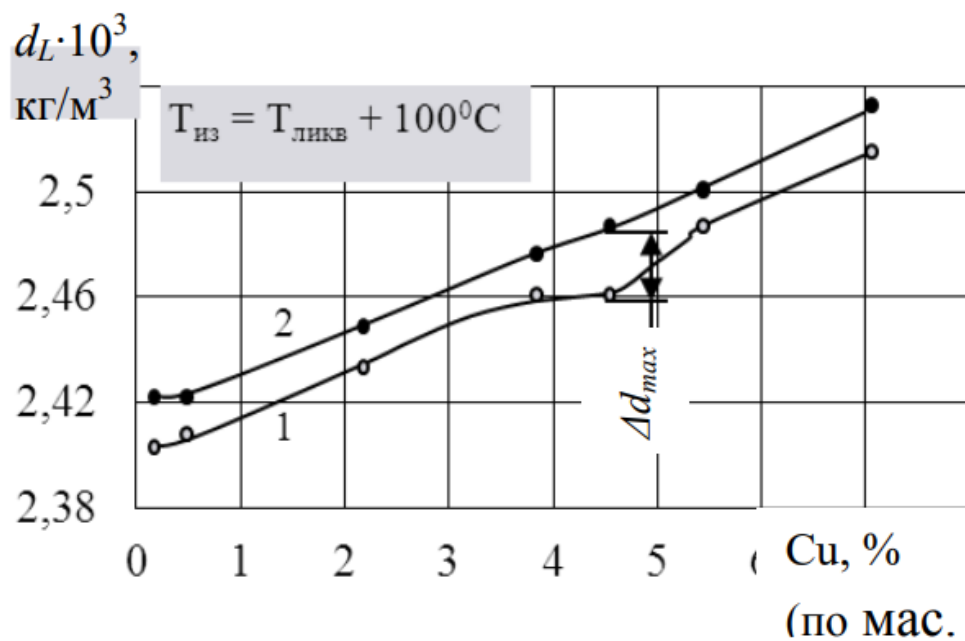
Сплав	Структура шихти	
	Крупнокристалічна	Дрібнокристалічна
АЛ2	2,4530 г/см ³	2,4000 г/см ³
АЛ4	2,4052 г/см ³	2,3862 г/см ³
АЛ9	2,4280 г/см ³	2,3950 г/см ³
АЛ5	2,4280 г/см ³	2,3950 г/см ³
АЛ27–1	2,3946 г/см ³	2,3881 г/см ³

Більш докладно вплив структури шихти на щільність розплавів вивчався в роботах [43-45]. Щільність d_L для розплаву з силуміну Al + 10 % Si та сплавів системи Al-Si дрібнокристалічної шихти менше у порівнянні з d_L для розплаву з крупнокристалічної шихти (рис. 1.7 – 1.8). Різниця Δd_L є кількісною характеристикою для оцінки спадковості структури шихти в рідкому стані.



М – дрібнокристалічна шихта, К – крупнокристалічна

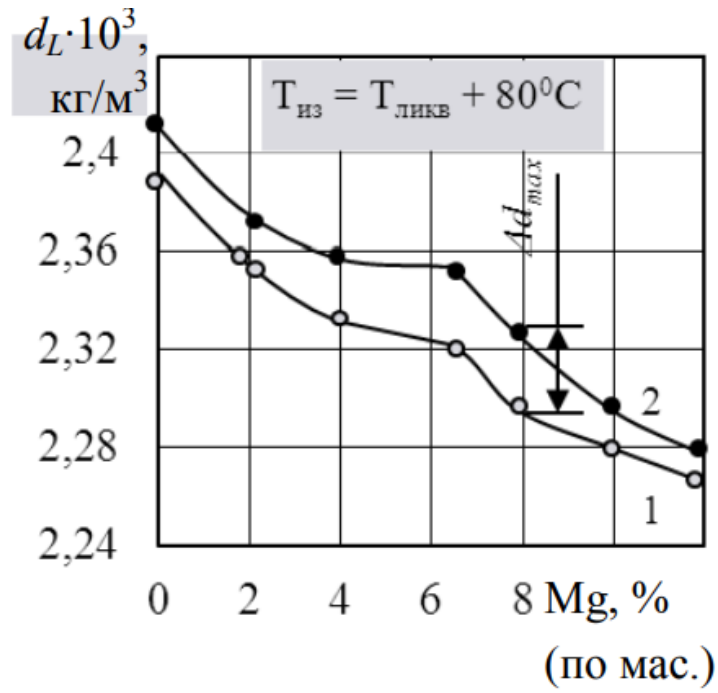
Рисунок 1.7 – Політерми щільності силуміну Al + 10 % Si при охолодженні [46]



1 – дрібнокристалічна шихта, 2 – крупнокристалічна

Рисунок 1.8 – Щільність розплавів Al–Cu [46]

Для сплавів системи Al–Mg також спостерігається схожа залежність щільності d_L від розмірів кристалітів шихти (рис. 1.9).



1 – дрібнокристалічна шихта, 2 – крупнокристалічна

Рисунок 1.9 – Щільність розплавів Al–Mg [46]

Для розплавів з дрібнокристалічної шихти характерною є пришвидшена на 30 % – 40 % кристалізація, у порівнянні з розплавами крупнокристалічної шихти (рис. 1.10).

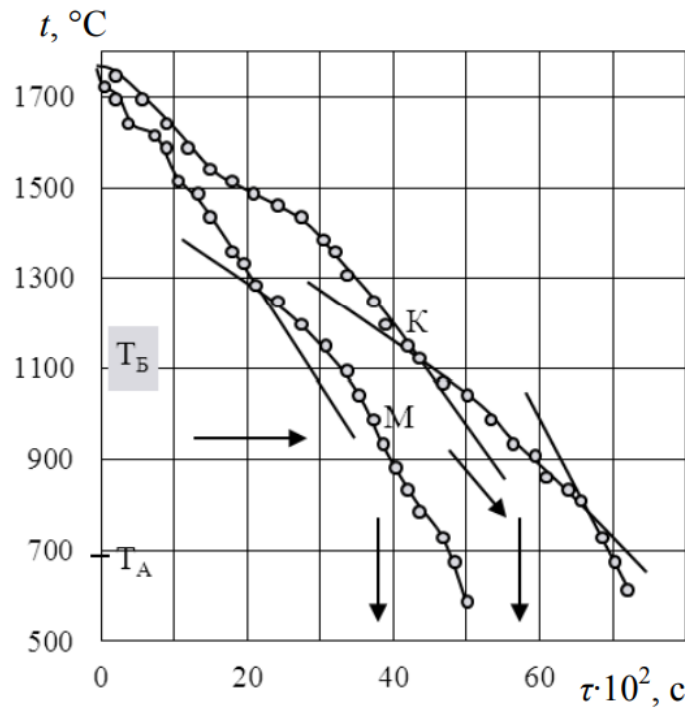


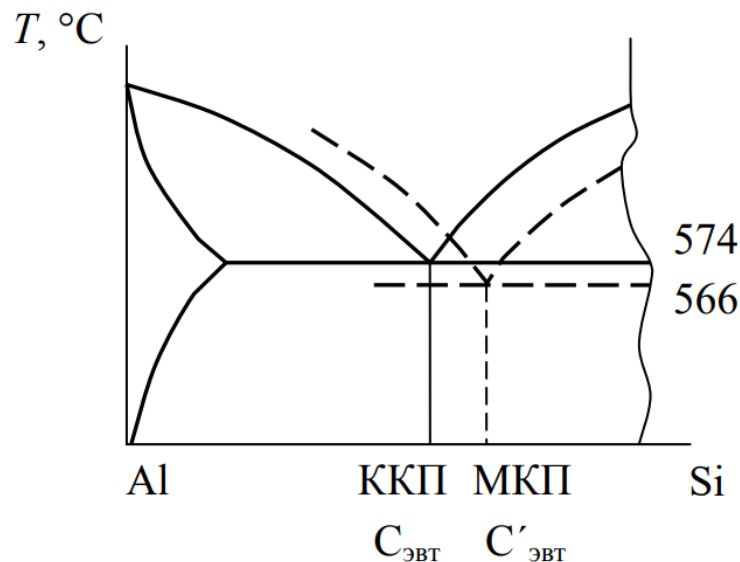
Рисунок 1.10 – Кінетика кристалізації розплаву Al + 5 % Ti [46]

Шихтою в цих дослідженнях виступали переплави бінарних сплавів, отриманих зі швидкостями охолодження $\sim 0,5$ °C/с (крупнокристалічний переплав) та 10 °C/с (дрібнокристалічний переплав).

Для усіх досліджуваних систем дрібнокристалічна структура впливала на властивості отриманих сплавів:

1) при охолодженні за однакових умов розплави з дрібнокристалічною структурою кристалізуються на 30 % – 40 % швидше;

2) для всіх систем встановлено зниження температури фазових перетворень при кристалізації розплавів з дрібнозернистої шихти (рис. 1.11) [46].



пунктир – дрібнокристалічна шихта, суцільна – крупнокристалічна

Рисунок 1.11 – Фазові перетворення діаграми стану Al –(5–12) % Si [46]

Для отримання заданих за характеристиками сплавів, запобігання впливу ЕСР на виливки можливо використовувати не тільки перегрів за температуру ліквідусу, а й методи фізичного впливу на розплав.

1.5 Фізичні методи обробки алюмінієвих сплавів у рідкому стані

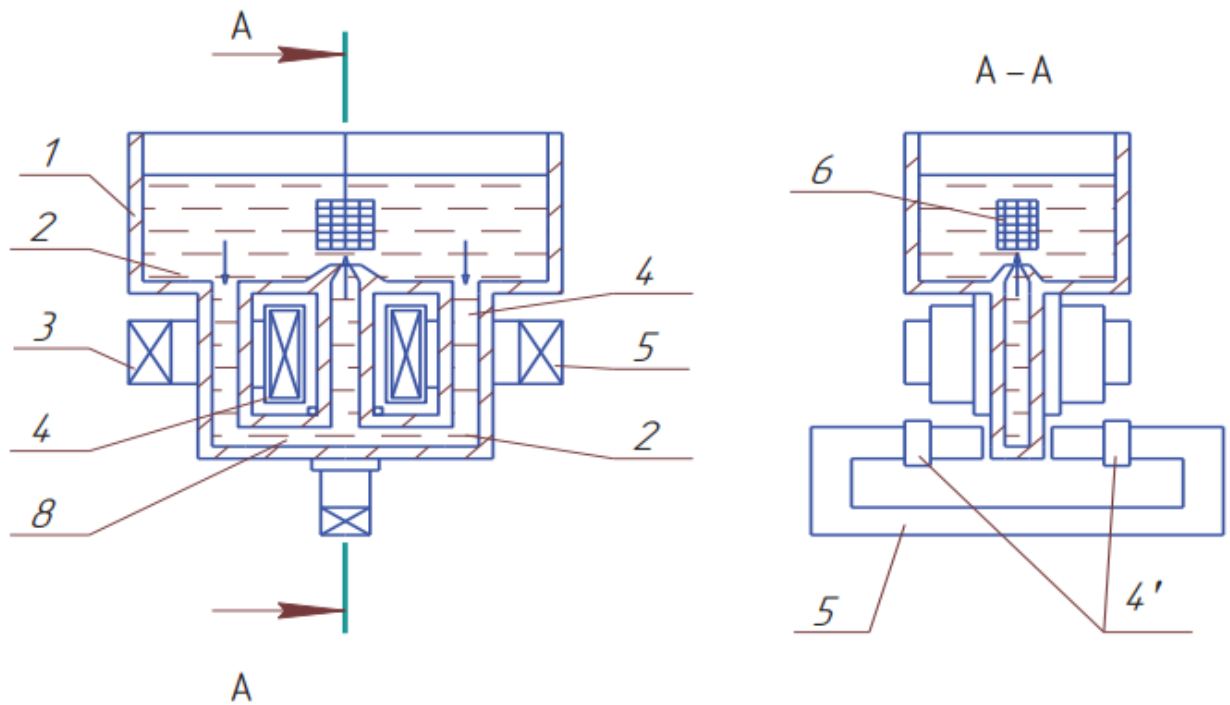
В сучасних промислових технологіях лиття алюмінієвих сплавів велика увага приділяється дослідженню та розвитку фізичних методів обробки розплаву (електромагнітне поле, струм, ультразвук, плазма). Такі методи обробки дозволяють отримати дрібнозернисту структуру деталей, підвищити їх механічні та експлуатаційні властивості без додавання в них модифікаторів. Найбільшою перевагою саме фізичних методів обробки є те, що вони не змінюють хімічний склад розплаву та не сприяють накопиченню шкідливих домішок при наступних переплавках [47].

1.5.1 Електромагнітна обробка розплавів

Автори роботи [48] відмічають, що під впливом електромагнітного поля утворюються конвективні потоки, що обламують гілки дендритів та виносять їх назад у розплав. При цьому, характер кристалізації змінюється від послідовного до об'ємного, що сприяє росту кількості центрів кристалізації та змінює макроструктуру.

У тій самій роботі [48] зазначається, що під дією електромагнітного поля з індукцією 0,5 Тл – 1,0 Тл сплави алюмінію з міддю та магнієм мають подрібнену макро– та мікроструктури, а межа міцності підвищується на 30 %.

До нашого часу вже розроблено та використовуються магнітогідродинамічні установки (МГД-пристрої), які створюють в металі електромагнітні сили, що дозволяють керувати як рухом розплаву, процесами тепло- та масо- переносу, а також властивостями, структурою та формою виливків [48-50]. Такими пристроями є електромагнітні перемішувачі, електромагнітні кристалізатори, МГД-ливарні установки. Схему магнітогідродинамічної установки наведено на рис. 1.12.



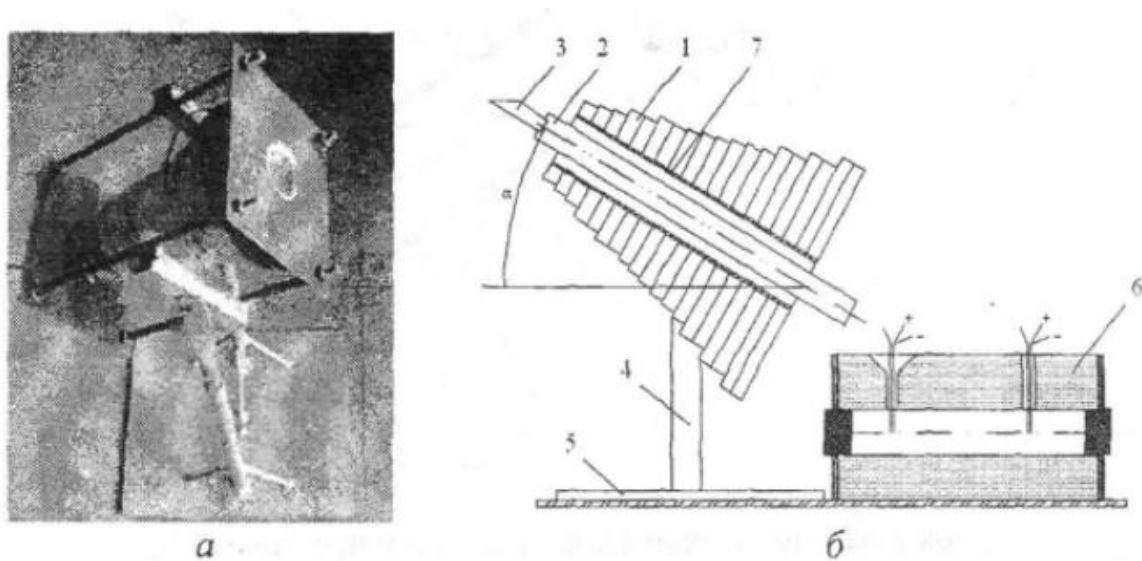
1– ванна; 2 – канали; 3 – трансформатори; 4 та 4' – обмотки збудження;
5 – електромагніт; 6 – касета

Рисунок 1.12 – Магнітодинамічна установка [51]

Для обробки легких сплавів створено МГД-лотки та МГД-насоси, принцип їх роботи полягає у взаємодії струму, що індукований в кільцевому каналі з рідким металом та зовнішнього магнітного поля. Таким чином відбувається перемішування розплаву, що прискорює розчинення легуючих домішок (Cu, Si, Mg), прискорює досягнення мінімального концентраційного та температурного градієнта в ливарній ванні [52].

Для фасонного литва подібні методи неефективні, адже неможливо забезпечити рівномірність магнітного поля для виробів складної форми. В роботі [48, 53] запропоновано пристрій для обробки розплаву на етапі заливки у ливарну форму. Пристрій має наступний принцип роботи. Протікаючи по конусоподібному керамічному жолобу, навколо якого намотана індуктивна котушка, розплав піддається дії електромагнітного поля, що сприяє його перемішуванню, потім розплав попадає в ливарну форму, як показано на рис. 1.13. Змінюючи кут нахилу жолобу, можна змінювати час обробки розплаву,

а по осі котушки можливо змінювати індукцію магнітного поля у межах від 0,1 Тл до 0,9 Тл.



a – фото пристрою, *б* – схема

1 – конусна індуктивна котушка, 2 – керамічний жолоб, 3 – воронка, 4 –
стойки, 5 – станина, 6 – ливарна форма, 7 – каркас

Рисунок 1.13 – Пристрій для обробки розплаву при литті [48]

1.5.2 Обробка розплавів електричним струмом

Електричний струм при дії на розплав впливає не тільки на його рух, тепло– та масоперенос, структуру та властивості, а ще й додатково прогріває виливок, забезпечуючи більш рівномірний розподіл температурного поля за часом та об'ємом. Це призводить до зниження вірогідності утворення дефектів в деталі [51].

Дослідження впливу електричного струму на структуру та властивості алюмінієвих сплавів проведено в роботах [54-56]. Встановлено, що при пропусканні струму утворюється магнітне поле, що сповільнює рух матеріалу по межі розділу фаз, що призводить до подрібнення структури металу. Це пояснюється тим, що ускладнюється ріст зерен по причині неможливості з'єднання тугоплавких домішок та легуючих елементів для утворення центрів

кристалізації. До того ж, пришвидшується розчинення металічних домішок та інших елементів, які також є центрами кристалізації.

Дослідження роботи [57] проводились при литті в піщані форми. Для забезпечення дії струму на розплав металу на усіх етапах, від моменту його заливки у форму і до кристалізації, використовували контакти, що безпосередньо підводились до виливка. Встановлено, що під дією струму у вже твердому виливку, охолодженому до $(0,2 - 0,5) T_{пл}$, проходить зниження механічних напружень, аналогічне тому, що спостерігається при проведенні відпалу. Щільність струму обирається в залежності від фазового стану матеріалу. Максимальна щільність струму обмежена відсутністю можливості переходу твердої фази в рідку, а мінімальна – зародкоутворенням. Межа міцності для оброблених таким чином зразків зросла в середньому на 10 %.

Отже, під дією електричного струму значно зменшується міждендритний простір, підвищується дисперсність структури, зменшується вміст газів та неметалічних включень, що позитивно впливає на досягнуті механічні властивості готового виробу. Проте, для масивних та складних виливків існує імовірність нерівномірної або недостатньої обробки.

1.5.3 Ультразвукова обробка

Поряд з електромагнітною обробкою, одним з найбільш ефективних та перспективних методів фізичного впливу на розплав є ультразвукова обробка. Цей метод дозволяє забезпечити дегазацію, подрібнення зерна, рафінування, отримати недендритну структуру виливків, підвищити змочуваність та деагломерацію частинок, а також підвищити механічні властивості.

Для досягнення необхідних механічних та структурних характеристик сплаву мають правильно бути підібрані наступні параметри: чистота сплаву, об'єм зміцнюючих частинок, умови введення ультразвуку та його частота. Типова схема установки для ультразвукової обробки наведена на рис. 1.14.

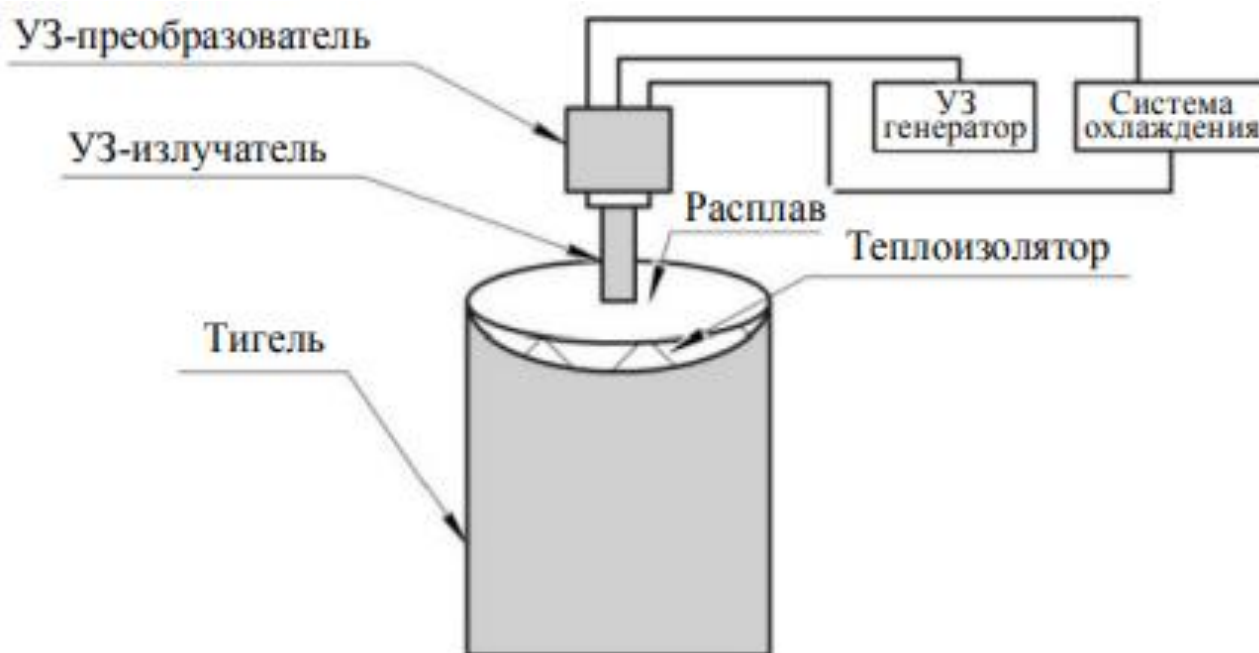


Рисунок 1.14 – Схема установки для ультразвукової обробки [58]

Однією з основних задач ультразвукової обробки є дегазація сплавів.

При плавленні алюмінію на поверхні розплаву утворюються водень та оксид алюмінію. Водень швидко дифундує за всім об'ємом рідкого металу, стаючи основною причиною пористості виливків. Пористість, в свою чергу, призводить до зниження механічних властивостей, підвищуючи ризик утворення тріщин, та знижуючи пластичність [59].

Ультразвукова обробка перевершує за ефективністю вакуумну дегазацію, яка є одним з найефективніших методів видалення водню. Після ультразвукової дегазації максимально зменшується вміст водню, пористість, підвищуються цільність та механічні властивості матеріалу.

Така інтенсивність процесу дегазації пов'язана з утворенням та розвитком за рахунок кавітації аномально швидкого дифузійного росту зародків газових бульбашок. Одночасно з видаленням бульбашок водню відбувається очистка від твердих оксидних включень [60].

Проте ультразвукова обробка не тільки сприяє дегазації сплаву, під дією ультразвуку також подрібнюється зерно сплаву. Автори роботи [61] показали, що після обробки ультразвуком розмір зерна зменшується з 121 мкм до 80 мкм,

тоді як електромагнітною обробкою вдалося досягти мінімального розміру в 95 мкм.

1.5.4 Плазмова обробка

Проблема очищення розплаву алюмінієвих сплавів від неметалічних включень та розчинених газів актуальна по двох причинах:

1) за наявності неметалічних включень та домішкових газів неможливо забезпечити стабільно високу якість виливків без ливарних дефектів;

2) використання вторинних алюмінієвих сплавів у якості шихти призводить до неможливості прогнозування кількості неметалічних домішок та газів у розплаві.

Тобто, технологія отримання виливків з алюмінію обов'язково має включати рафінування розплаву [62].

Для рафінування сплавів від шкідливих домішок використовують продувку інертними газами розплаву металу. Це один з найпростіших та найбільш ефективних методів рафінування, проте в нього є один вагомий недолік – неможливо забезпечити рівномірну продувку усього об'єму розплаву без підвищення часу такої обробки. При довготривалому впливі холодного потоку газу розплав охолоджується, що неприпустимо.

Для підвищення рівня очистки, а також підтримання температури використовуються технології вакуумно-плазмової обробки розплавів аргонною плазмою, що має температуру 1800 °C – 2000 °C [63]. Відрізняється також характер взаємодії холодного потоку газу та плазми з розплавом. Струмінь плазми проникає у 2 – 3 рази глибше, ніж холодний газ. При взаємодії з розплавом потік газу розділяється на окремі бульбашки, які відіграють роль адсорбентів для водню та неметалічних включень. При плазмовій обробці подрібнення потоку газу відбувається за менших тисків та витратах аргону (відповідно у 2,5 – 3,0 та 1,6 – 1,8 раз). Підвищується інтенсивність тепло- та масо- переносу в розплаві [64].

Висновки до розділу 1

1. Деформівні та алюмінієві сплави на основі алюмінію є матеріалами з широким спектром механічних та експлуатаційних властивостей, що обумовлює їх широке використання для виготовлення деталей та конструкцій різноманітного призначення.

2. В ливарних алюмінієвих сплавах істотний вплив на структуру та властивості кінцевого виробу мають характеристики та якість вихідного розплаву. Наразі розроблено велику кількість методів фізичного впливу на розплав та процеси кристалізації: плазмова обробка, електромагнітна обробка, обробка електричним струмом та ультразвукова обробка.

3. Найбільший вплив на процеси кристалізації алюмінієвих сплавів чинить електромагнітна обробка, завдяки примусовому перемішуванню розплаву, що сприяє подрібненню зерна та гомогенізації сплаву. Для алюмінієвих сплавів з великою кількістю легуючих елементів електромагнітна обробка вивчена недостатньо та є необхідність у більш глибокому вивченні впливу електромагнітного поля на процеси кристалізації та властивості виливків.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали досліджень

Для виготовлення зразків для досліджень використовувались відходи сплавів АК12М2, а також лігатурні добавки, що містять марганець, мідь та залізо.

Сплав АК12М2 відноситься до системи Al–Si–Cu. Основними легуючими елементами є кремній (11 % – 13 %), мідь (1,8 % – 2,5 %), залізо (0,6 % – 0,9 %) та цинк (до 0,8 %), також до складу входять марганець, нікель, титан, магній та свинець. За рахунок високого вмісту кремнію (приблизно 12 %) він має високу рідкотекучість, як недолік – низьку пластичність. Термообробка для сплаву не застосовується. Сплав використовують для виготовлення фасонних відливок методом лиття під тиском. Виготовляють деталі для машинобудування, зокрема елементи автомобілів, тракторів та іншої техніки [65, 66].

2.2 Обладнання для проведення експериментів

Для отримання розплаву використовувалась піч опору, що живиться від лабораторного джерела постійної напруги в діапазоні 1 В – 70 В. Потужність печі складає 2 кВт, максимальна температура плавлення металу – 950 °С. Зображення печі наведено на рис. 2.1.

Плавлення шихти відбувалося в печі за температури 780 °С для розчинення усіх тугоплавких фаз та зменшення впливу ефектів структурної спадковості. Шихта та схема її завантаження в піч показано на рис. 2.2. На наступному етапі розплав охолоджували до температури 750 °С.

Лиття відбувалося в графітно-шамотну конусну форму. Великий діаметр конусу – 40 мм, малий – 35 мм, товщина стінки форми – 20 мм, висота – 80 мм.

Для забезпечення повільної кристалізації форму підігрівали до температури 200 °С.

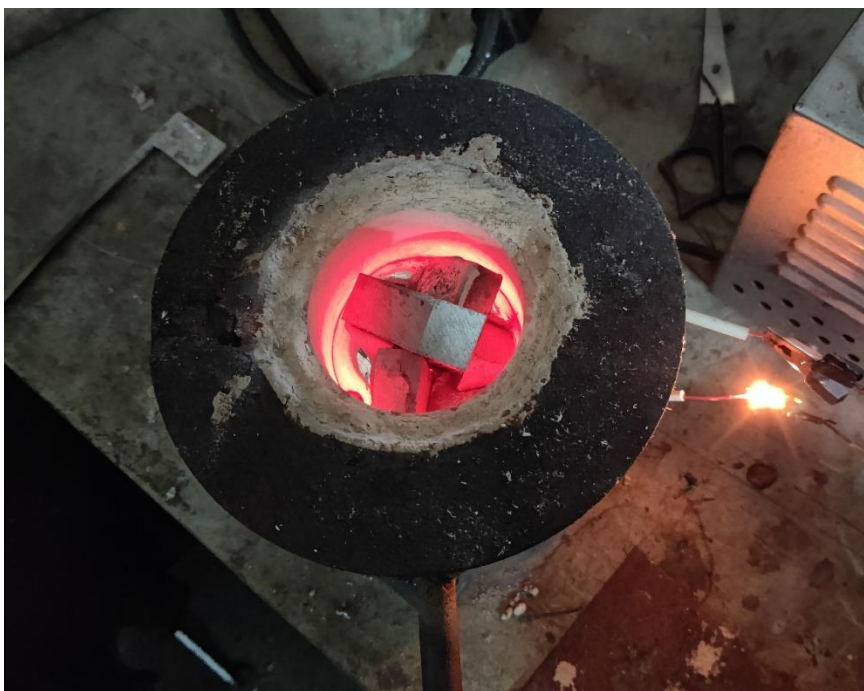


Рисунок 2.1 – Піч опору для приготування розплаву



а – схема завантаження шихти в піч, б – шихта

Рисунок 2.2 – Шихта та схема її завантаження в піч

Для накладання електромагнітних полів на розплав під час кристалізації використовувалась установка, встановлена в лабораторії Електронно-променевих технологій Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України. Схема установки наведена на рис. 2.3, а її загальний вигляд – на рис. 2.4.

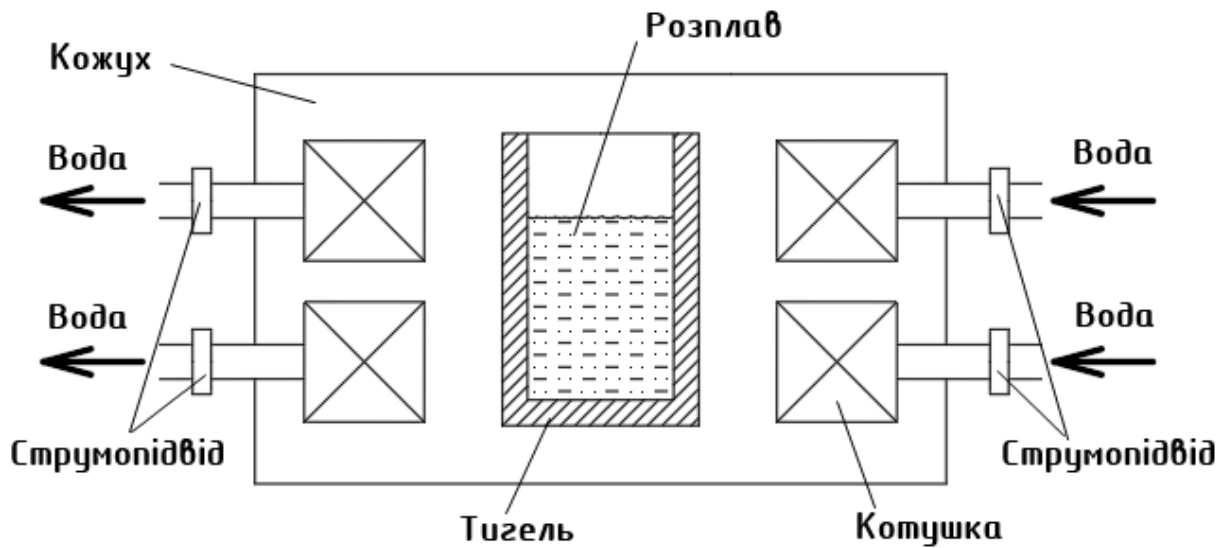


Рисунок 2.3 – Схема установки накладання електромагнітних полів



Рисунок 2.4 – Установка для накладання електромагнітних полів з встановленим кристалізатором

Установка дозволяє накладати на розплав металу змінні електромагнітні поля з індукцією 0,1 Тл та частотою 50 Гц.

Накладання електромагнітного поля відбувається таким чином, щоб забезпечити перемішування розплаву. Перемішування можливе в двох напрямках: до центру ливарної форми або від центру до стінок.

2.3 Методика проведення експерименту

Кристалізатор попередньо розміщували в установці для електромагнітної обробки. Одразу після лиття в форму починали обробку змінним електромагнітним полем в таких інтервалах:

- 1) обробка 25 с до повної кристалізації виливка;
- 2) обробка 15 с;
- 3) обробка 8 с;
- 4) обробка 4 с;
- 5) без обробки.

Інтервали обробки змінним електромагнітним полем підібрані таким чином, щоб максимально повно дослідити вплив електромагнітного поля на процеси кристалізації розплаву алюмінію та визначити оптимальні режими обробки. Напрямок переміщення – до центру форми. Для порівняння отриманих при обробці змін фізичних властивостей проведено лиття в форму без обробки електромагнітним полем.

2.4 Обробка результатів експериментів

В ході виконання роботи одержано сплав з хімічним складом за масою: 80 % Al, 13 % Si, 3,3 % Cu, 1,5 % Fe, 0,75 % Mn та домішки. Підвищений вміст кремнію, заліза та марганцю було передбачено для визначення впливу електромагнітної обробки на можливість первинної кристалізації кремнію, як у заевтектичних сплавах, формування залізовмісних фаз Al–Si–Mn–Fe ($\text{Al}_8\text{Si}_2\text{MnFe}$) замість Al_5SiFe та подрібнення цих структурних складових.

Для оцінки впливу електромагнітного поля на процеси кристалізації алюмінієвого сплаву AlSi13Cu3Fe1,5 також було проведено дослідження твердості, мікротвердості, макроструктури, мікроструктури, якісного та кількісного фазового складу за допомогою дифрактометрії, мікроструктури та локального хімічного аналізу складу фаз.

2.4.1 Визначення хімічного складу

Для визначення кінцевого хімічного складу отриманих зразків використовувався метод рентгенофлуорисцентного аналізу (РФА).

Метод РФА – спектрометричний метод елементного аналізу речовини. Він заснований на зборі та аналізі спектру випромінювання, що виникає при опроміненні матеріалу рентгенівським випромінюванням. Атоми речовини при взаємодії з високоенергетичними фотонами рентгенівського випромінювання переходять у збуджений стан, тобто електрони атома переходять з нижчих рівнів на більш високі. Збуджений стан атома зберігається дуже малий час (~ 1 мкс), після чого переходить в основний стан. При цьому електрони з зовнішніх оболонок займають вільні місця на внутрішніх оболонках, а надлишок енергії виділяється у вигляді фотона. Для кожного атома характерний фотон з певною енергією. На наступному етапі аналізуючи кількість фотонів з певними енергіями можна зробити висновки про кількість кожного хімічного елементу в матеріалі.

Дослідження проводили на приладі «Expert» з діапазоном вимірювання від Mg до U.

2.4.2 Виготовлення шліфів

Для виготовлення шліфів використовувалась стандартна методика. Виготовлення шліфів складається з наступних етапів:

- 1) механічна обробка на шліфувальному верстаті;
- 2) послідовне полірування шліфа за допомогою наждачного паперу, починаючи з паперу P360 з грубими частинками та закінчуючи папером P800 з дрібнозернистою структурою;
- 3) полірування за допомогою оксиду хрому, нанесеного на фетр.

Для виявлення макроструктури проводилось травлення зразків. Так як алюміній погано піддається травленню, використовувалось глибоке травлення на макроструктуру розчином кислот у воді, до складу якого входять 1 % HF, 1,5 % HCl, 10 % HNO₃.

Для виявлення мікроструктури використовувався травник Келлера. До складу реагенту Келлера входить 2,5 % HNO_3 , 1,5 % HCl на 100 мл водного розчину кислот. Травник Келлера дозволяє виявляти границі зерен та виділення інших фаз, що й зумовило його вибір [68].

2.4.3 Визначення твердості

Для аналізу твердості зразків проводилось вимірювання за методикою Брінелля на приладі ТШ–2М. Метод базується на вдавлюванні металевої кульки в досліджуваний матеріал з певним навантаженням до пружного відновлення матеріалу. Так як металева кулька має кінцеве значення власної твердості, цей метод підходить для вимірювання твердості відносно м'яких матеріалів. Для розрахунку твердості HB використовується наступна формула:

$$HB = \frac{P}{\pi Dh} \quad (2.1)$$

де P – навантаження, кПа,

D – діаметр кульки, мм,

h – глибина вдавлювання індентора, мм.

2.4.4 Визначення мікротвердості

Визначення мікротвердості проводилось за методом Віккерса на приладі ПМТ–3М. Метод заснований на вдавлюванні алмазної чотиригранної піраміди з кутом при вершині 136° в досліджуваний матеріал при заданому навантаженні, в даній роботі – 50 гр. Для отримання значення мікротвердості проводилась серія з 5 експериментів для кожного зразка, відбитки розміщувались таким чином, щоб виключити взаємний вплив та ефекти деформаційного зміцнення. Тривалість навантаження складала 10 с. Для розрахунків мікротвердості за формулою 2.2 використовується середнє арифметичне обох діагоналей відбитка піраміди.

$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (2.2)$$

де P – навантаження, кгс,

d – середнє арифметичне розмірів обох діагоналей відбитка, мм.

2.4.5 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгеноструктурний аналіз використовується для вивчення структури кристалів, їх фазового складу. Принцип роботи дифрактометра заснований на дифракції рентгенівського випромінювання від поверхні зразка. Дифракція рентгенівських променів підпорядковується чіткому закону: промені з певною довжиною хвилі відбиваються від граней кристала лише при певних кутах падіння.

В залежності від кута обертання зразка реєструється зміна інтенсивності дифрагованого випромінювання, що графічно зображується у вигляді дифрактограми в координатах кут обертання 2θ – інтенсивність випромінювання. Аналіз положення піків інтенсивності дозволяє проводити якісний та кількісний фазовий аналіз зразка.

Рентгеноструктурні дослідження проводились на дифрактометрі Rigaku Ultima IV в мідному випромінюванні. Дослідження проводилось для визначення якісного та кількісного складу зразків. Слід зазначити, що дифрактометр дозволяє виявити елементи та фази, вміст яких перевищує 1 %.

2.4.6 Електронна мікроскопія

Растрова електронна мікроскопія дозволяє за допомогою потоку електронів отримувати зображення поверхні матеріалу з роздільною здатністю до 0,4 нм.

При опроміненні поверхні зразка потоком електронів, з його поверхні вибиваються вторинні електрони, які збираються детектором електронів. Інтенсивність вторинного випромінювання залежить від топографії поверхні та, меншим чином, від природи матеріалу. Переміщаючи електронний пучок по поверхні матеріалу можна отримувати її точне зображення.

Для отримання якісних зображень мікроструктури та визначення локального хімічного складу структурних складових було проведено дослідження за допомогою електронної мікроскопії. Прилад – растровий електронний мікроскоп Selmi РЭМ–106U.

Висновки до розділу 2

1. Проведено дослідні плавки сплаву AlSi13Cu3Fe1,5 з наступною електромагнітною обробкою тривалістю 25, 15, 8 та 6 с, а також контрольні плавки без обробки.

2. Проведено дослідження хімічного складу, твердості та макроструктури, мікротвердості та мікроструктури, якісний та кількісний фазовий рентгеноструктурний аналіз, електронномікроскопічні дослідження з аналізом хімічного складу окремих фаз для виявлення впливу електромагнітної обробки на структуру і характеристики сплаву AlSi13Cu3Fe1,5 .

3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

Для визначення впливу електромагнітної обробки на характеристики розплаву AlSi13Cu3Fe1,5 було проведено 6 дослідних плавів – 2 без обробки (лиття в мідну та графітно-шамотну форми), та 4 з накладанням змінного електромагнітного поля (тривалість обробок 4 с, 8 с, 15 с, 25 с). Вочевидь, чим меншим буде крок в часі обробки, тим більш точні та достовірні результати впливу електромагнітної обробки можна отримати. Проте, необхідно враховувати ресурсоємність процесу отримання виливків, їх обробки та аналізу, що складається з багатьох етапів, починаючи з отримання макрошліфів і закінчуючи електронною мікроскопією. Кількість операцій для аналізу зростає в геометричній прогресії для кожного нового зразка, саме тому були обрані наведені вище інтервали обробки, для отримання найбільш повних результатів для визначення оптимального часу обробки.

Оскільки усі зразки мають однаковий хімічний склад та були відлиті з одного розплаву, немає необхідності для визначення хімічного складу кожного окремого зразка. Дослідження було проведено на прикладі виливка, відлитого в мідну форму. Результати хімічного аналізу з розподілом хімічних елементів за масою наведені в табл. 3.1.

Основними компонентами сплаву є алюміній, марганець, залізо, мідь, цинк та нікель. Марганець та мідь підвищують міцність сплаву, мідь, цинк та нікель сприятливо впливають на жароміцність, кремній забезпечує ливарні властивості, залізо за стандартних умов є шкідливою домішкою, проте за деяких умов може підвищувати міцність.

Надлишок заліза та марганцю в сплаві був створений спеціально, їхні фази мають великі розміри, що негативно впливають на характеристики виливків. В даній роботі, в тому числі, досліджувалась можливість впливу електромагнітної обробки на умови формування та розміри таких фаз. Також, в алюмінії може розчинятися до 0,5 % марганцю, досліджувалось, чи зможе електромагнітна обробка підвищити вміст марганцю в твердому розчині алюмінію.

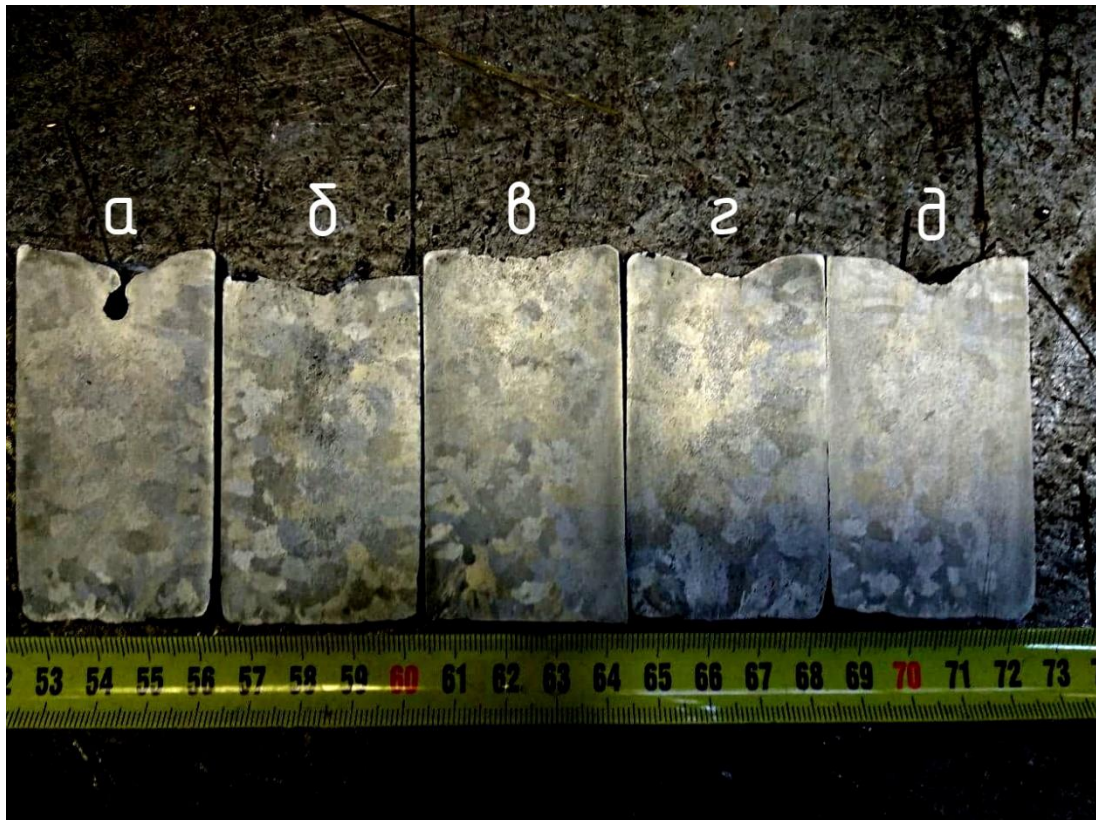
Таблиця 3.1 – Хімічний склад дослідних зразків

Елемент	Масова частка, %	Похибка, %
Al	80,112	0,114
Si	13,136	0,111
S	0,236	0,021
Cr	0,051	0,005
Mn	0,762	0,012
Fe	1,576	0,014
Ni	0,225	0,004
Cu	3,288	0,015
Zn	0,429	0,004
Zr	0,014	0,001
Sn	0,079	0,003
Sb	0,018	0,003
Pb	0,073	0,002

3.1 Вплив електромагнітної обробки на макроструктуру виливків

Основним ефектом впливу електромагнітної обробки на розплав та виливки є подрібнення зерна та гомогенізація, що призводить до більш рівномірної кристалізації. Щоб дослідити вплив електромагнітної обробки на розмір зерна виливки були розпилені навпіл та відполіровані, на наступному етапі їх протравили та отримали макроструктури, наведені на рис. 3.1.

Як видно, зерна вилівка не підданого електромагнітній обробці – нерівновісні та витягнуті по краях – так звані дендрити. В центрі знаходяться великі зерна неправильної форми. Така структура характерна для литих виробів без обробки [69-71].



а – лиття в графітно-шамотну форму, *б* – обробка 4 с, *в* – обробка 8 с, *г* – обробка 15 с, *д* – обробка 25 с

Рисунок 3.1 – Макроструктури дослідних виливків

Навіть при невеликій тривалості обробки протягом 4 с помітне зменшення розмірів дендритів, що пов'язано з розмиванням їх стовбурів під час електромагнітного перемішування. Під дією потоку перемішуваного розплаву гілки дендритів обламуються та виносяться в основний об'єм розплаву. Також помітне подрібнення зерна, проте структура зерен нерівномісна, зерна неправильної форми.

Для обробки тривалістю 8 с усі вищенаведені ефекти проявляються сильніше. Дендритів ще менше, зерна подрібнені, усадка невелика.

Обробки тривалістю 15 с та 25 с, до повної кристалізації не надають видимої переваги за макроструктурою, а їхня усадка вище, ніж для зразка з тривалістю обробки 8 с. Верхні частини зразків з усадковими раковинами наведені на рис. 3.2.



а – лиття в графітно-шамотну форму, *б* – обробка 4 с, *в* – обробка 8 с, *г* – обробка 15 с, *д* – обробка 25 с

Рисунок 3.2 – Усадкові раковини дослідних виливків

3.2 Вплив електромагнітної обробки на твердість сплаву

Для дослідження впливу електромагнітної обробки на твердість оброблюваних зразків було проведено по 2 вимірювання твердості, результати яких представлено в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Результати вимірювання твердості дослідних зразків

Зразок	Номер виміру	Твердість, НВ	Середня тв., НВ
Лиття в мідь	1	114	110,5
	2	107	
Лиття в графітно-шамотну форму	1	68,8	72,55
	2	76,3	
4 с обробки	1	76,3	76,3
	2	76,3	
8 с обробки	1	87,7	88,7
	2	89,7	
15 с обробки	1	78,7	77,5
	2	76,3	
25 с обробки	1	72,4	77,86
	2	84,9	
	3	76,3	

Як видно з табл. 3.2, найвищу твердість має виливок, отриманий литтям в мідну форму без обробки, це пояснюється дуже швидкою кристалізацією, утворенням так званих «голок» у структурі за рахунок заліза та випадіння інших твердих фаз, проте вони крихкі і застосування такого сплаву не є раціональним.

Контрольний зразок, відлитий в графітно-шамотну форму має твердість 72,55 НВ. Обробка тривалістю 4 с значним чином змінює макроструктуру, а отже і твердість – для даного зразка вона склала 76,3 НВ.

Найвищу твердість має зразок, який піддавався електромагнітній обробці тривалістю 8 с – 88,7 НВ, що є доволі високим показником, у порівнянні з обробками тривалістю 15 с і 25 с – для них твердість склала 77,5 НВ та 77,86 НВ відповідно. Графічна залежність твердості від тривалості обробки представлена на рис. 3.3. Лиття в мідну форму на даному графіку не представлено, так як не є об'єктом досліджень даної роботи.

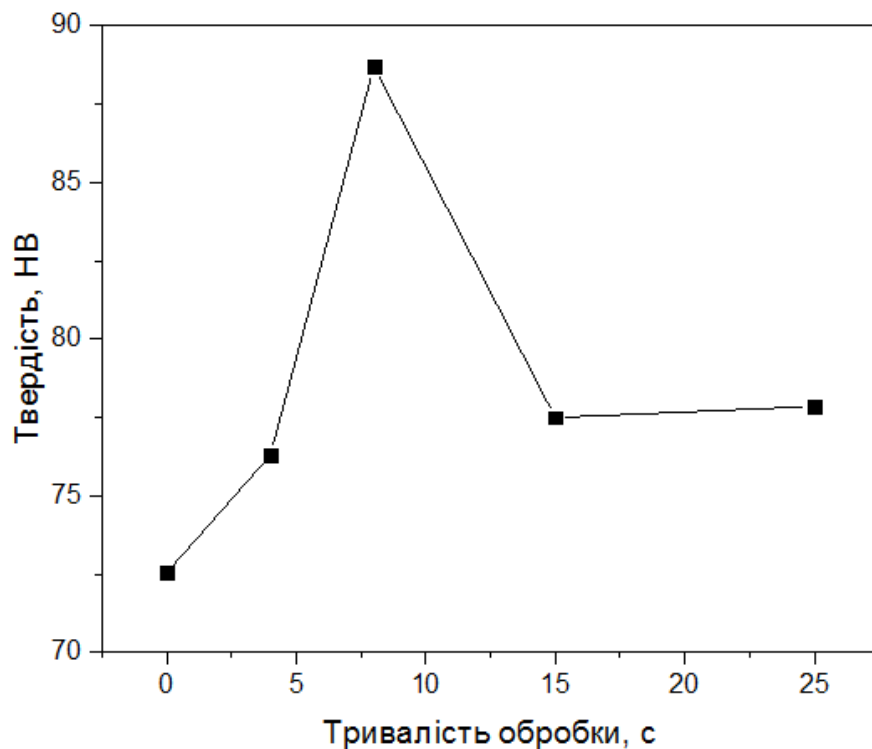


Рисунок 3.3 – Залежність твердості виливків від тривалості електромагнітної обробки

3.3 Вплив електромагнітної обробки на мікроструктуру сплаву

Протравлені на мікроструктуру зразки досліджено за допомогою оптичного металографічного мікроскопу зі збільшенням $\times 500$.

Для дуже швидкої кристалізації в мідній формі характерна дендритна структура з областями пониженого та підвищеного вмісту евтектики, саме тому цей зразок має найвищу твердість. Мікроструктура зразка наведена на рис. 3.4.

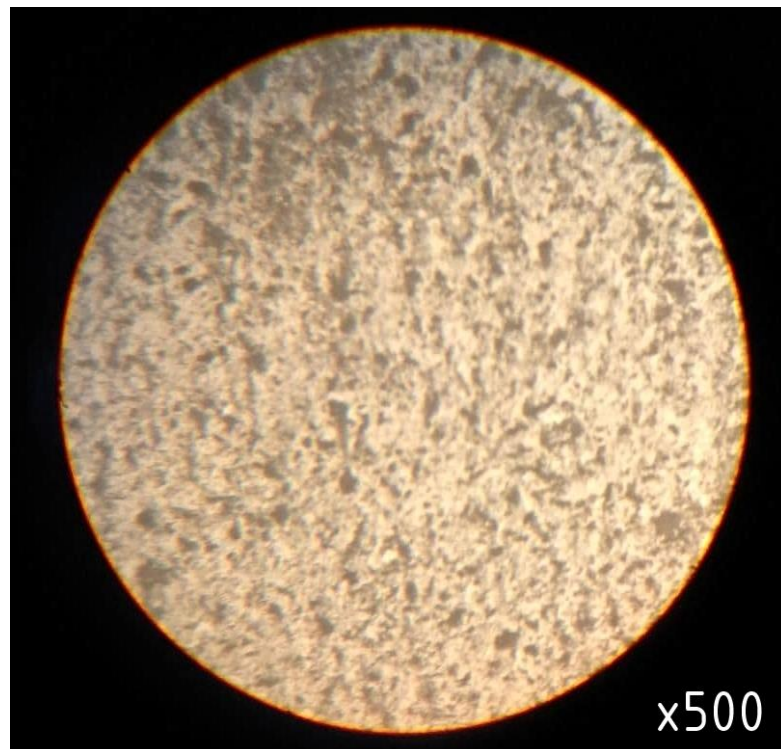


Рисунок 3.4 – Мікроструктура зразка відлитого в мідь

Мікроструктура зразка відлитого в графітно-шамотну форму складається з областей евтектики, алюмінієвої матриці та залізовмісних фаз по границях зерен. Мікроструктура зразка наведена на рис. 3.5.

Після 4 с обробки структура значною мірою змінюється – області алюмінієвої матриці збільшуються, по границях зерен зменшується кількість інших фаз, розмір зерен зменшується. Мікроструктура зразка наведена на рис. 3.6.

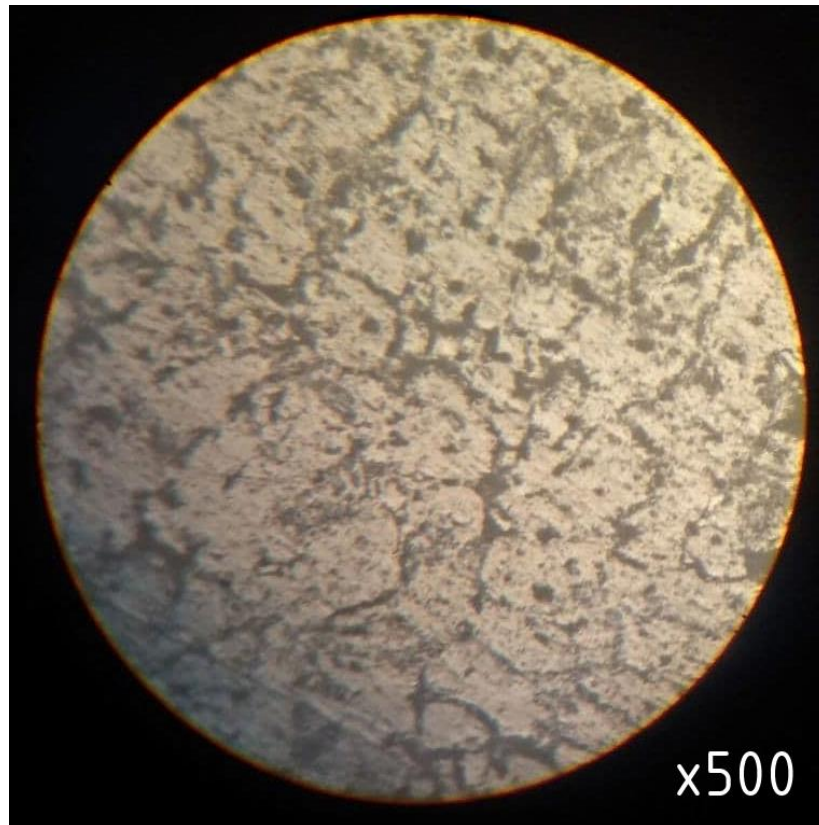


Рисунок 3.5 – Мікроструктура зразка відлитого в графітно-шамотну форму

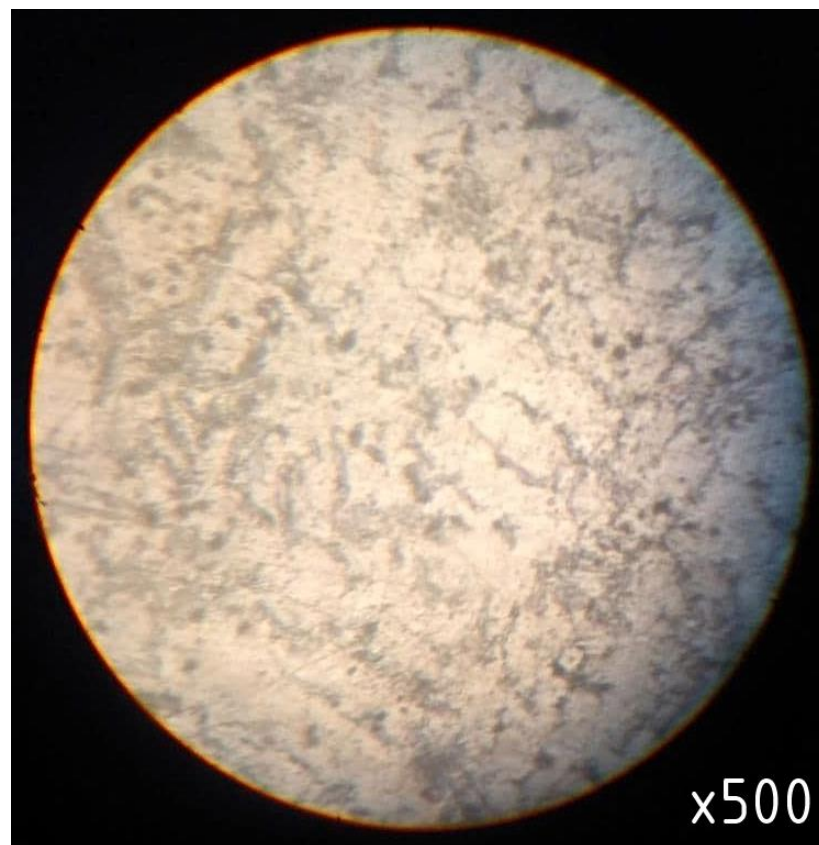


Рисунок 3.6 – Мікроструктура зразка після 4 с обробки

Після обробки тривалістю 8 с структура ще більше нормалізується, тривала обробка призводить до переходу марганцю та заліза у твердий розчин, а також фазу $\text{Al}_{15}(\text{Fe},\text{Mn})_3\text{Si}_2$. Мікроструктура наведена на рис. 3.7.

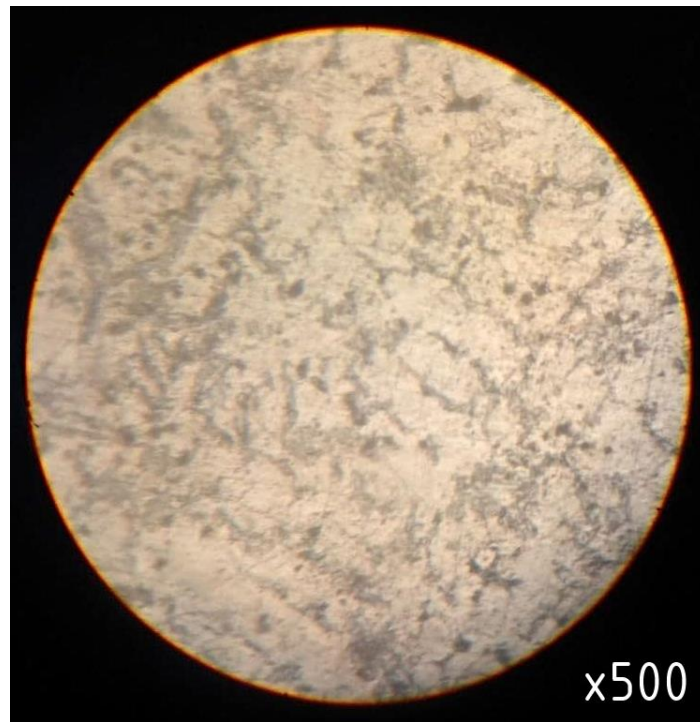


Рисунок 3.7 – Мікроструктура зразка після 8 с обробки

Обробка тривалістю 15 с сприяє появі та поширенню залізовмісних фаз, так званих «зірочок» та «лопухів». Типові голкоподібні залізовмісні фази, що утворюються без обробки, сильно підвищують крихкість матеріалу, створюючи на своїх кінцях області, схильні до утворення тріщин. «Зірочки» та «лопухи» мають скруглені форми та сприяють зміцненню матеріалу без підвищення його крихкості та схильності до тріщиноутворення. Мікроструктура зразка з електромагнітною обробкою тривалістю 15 с наведена на рис. 3.8.

Для зразка, який піддавався електромагнітній обробці, до кінця кристалізації (25 с) усі вищенаведені ефекти електромагнітної обробки проявляються найбільшим чином. Залізовмісні фази розростаються у великі «лопухи», з'являються чіткі, широкі границі зерен, мікроструктура наведена на рис. 3.9.

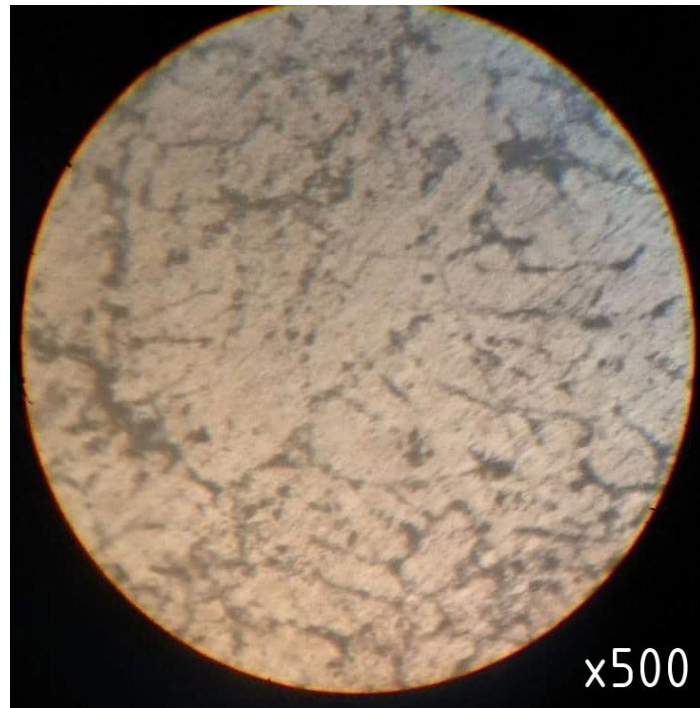


Рисунок 3.8 – Мікроструктура зразка після 15 с обробки

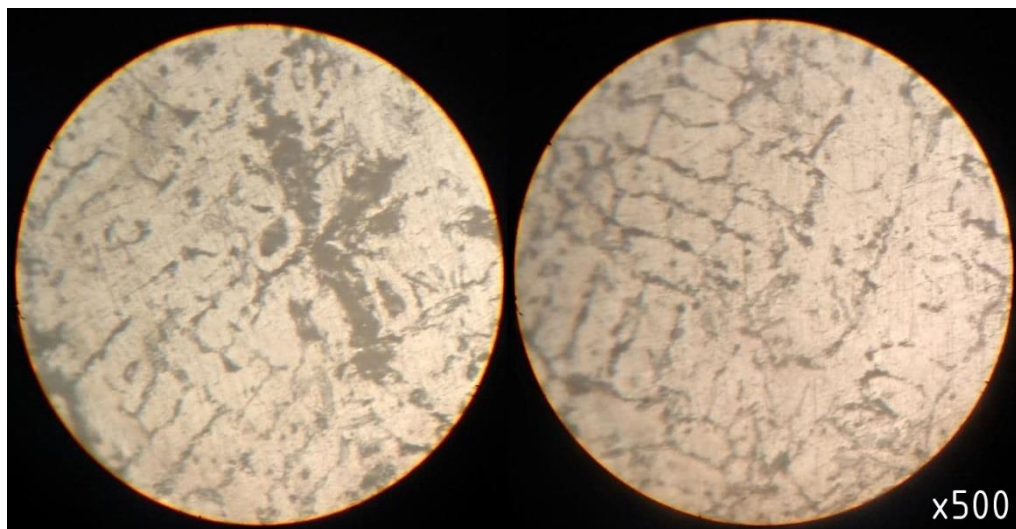


Рисунок 3.9 – Мікроструктура зразка після 25 с обробки

Загалом, чітко простежується залежність мікроструктури від тривалості впливу електромагнітної обробки – для обробки тривалістю 8 с та 15 с мікроструктура забезпечує найкращі механічні властивості – невеликі зерна та області залізовмісних фаз. При недостатній (4 с) або надмірній тривалості обробки (25 с) фази або випадають у невигідній для механічних характеристик

формі (голки), або занадто зростають, поглинаючи з усього об'єму залізо та марганець, що також не є позитивним.

3.4 Вплив електромагнітної обробки на мікротвердість

Мікротвердість безпосередньо залежить від властивостей фаз, в яких вона вимірюється. У даній роботі досліджувалась мікротвердість зерен алюмінію. Мікротвердість визначалась на основі 5 експериментальних відбитків у різних частинах дослідного зразка за методом Віккерса. Результати вимірювань наведено в табл. 3.2.

Як видно, найбільшу мікротвердість має зразок, відлитий в мідну форму. Для контрольного зразка, відлитого в графітно-шамотну форму, мікротвердість складає 5,21 HV, після обробок вона поступово зменшується до 3,59 HV для обробки тривалістю 15 с та зростає до 4,80 HV для обробки тривалістю 25 с.

Таблиця 3.2 – Значення мікротвердості для навантаження 50 г

Зразок	Мікротвердість, HV
Лиття в мідь	7,48
Лиття в графіт	5,21
Обробка 4 с	4,21
Обробка 8 с	3,71
Обробка 15 с	3,59
Обробка 25 с	4,80

Графік залежності мікротвердості від тривалості електромагнітної обробки наведено на рис. 3.10.

Підвищення мікротвердості для зразка, який піддавався обробці тривалістю 25 с, імовірно, пов'язано з тим, що в цьому випадку кристалізація відбувається миттєво. Si, Mn і Cu не встигають виділитися з твердого розчину алюмінію, що підвищує його мікротвердість.

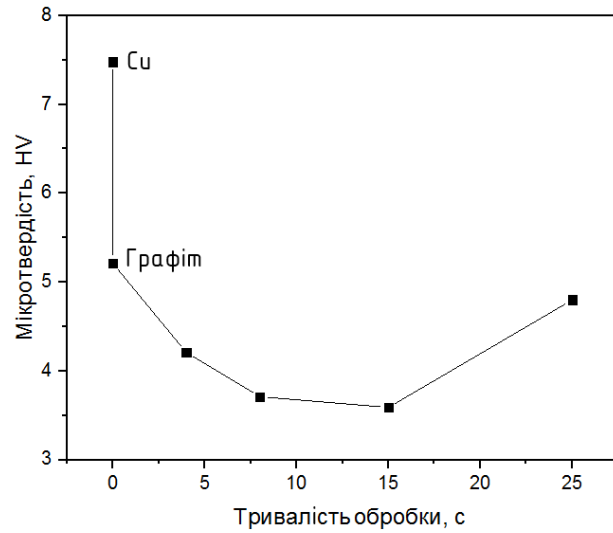


Рисунок 3.10 – Залежність мікротвердості від тривалості обробки

3.5 Рентгеноструктурні дослідження зразків

Під час лиття в графітно-шамотну форму на дифрактограмі можна чітко розрізнити чистий алюміній та кремній, є невелика кількість заліза, рефлекс міді виражений дуже слабо. Утворюється фаза $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$ та інтерметалід складу $\text{Al}_{93.38}\text{Cu}_{6.02}\text{Fe}_{24}\text{Si}_{16.27}$. Дифрактограма наведена на рис. 3.11.

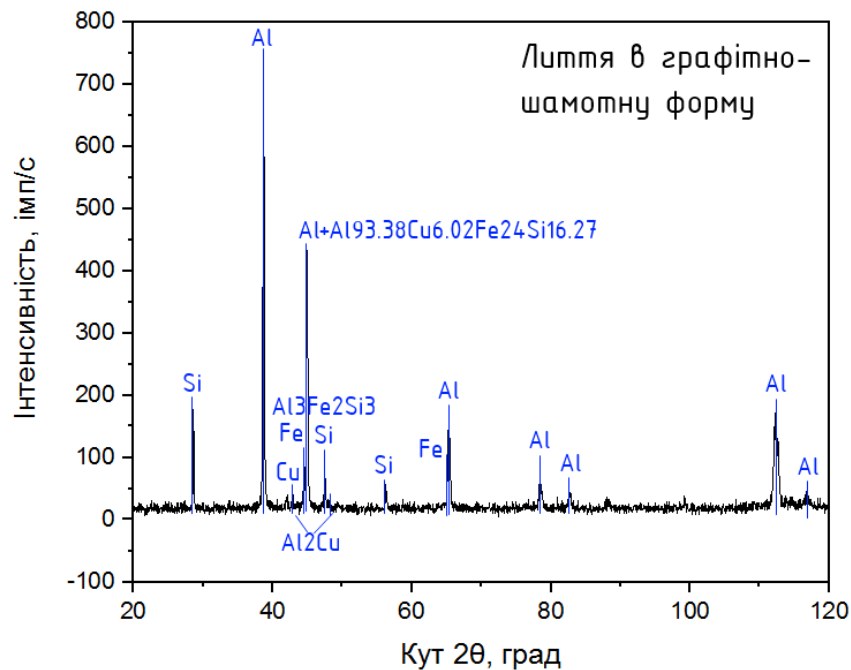


Рисунок 3.11 – Дифрактограма зразка відлитого в графітно-шамотну форму без обробки

Після 4 с обробки значною мірою знижується інтенсивність рефлексів заліза та кремнію, мідь не виявляється. Як видно з рис. 3.12 зменшується кількість інтерметаліду, проте збільшується кількість фази $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$.

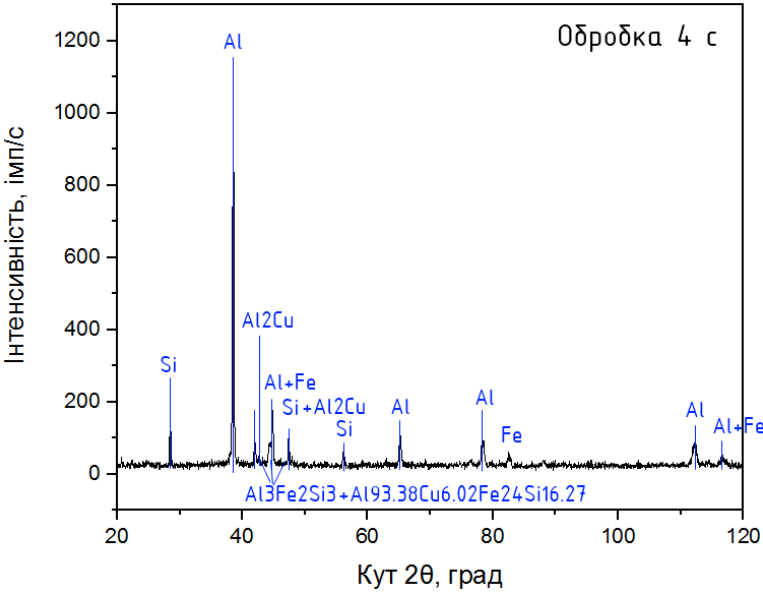


Рисунок 3.12 – Дифрактограма зразка після 4 с обробки

Після обробки тривалістю 8 с майже повністю зникають рефлекси інтерметаліду та фази $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$. Дифрактограму наведено на рис. 3.13.

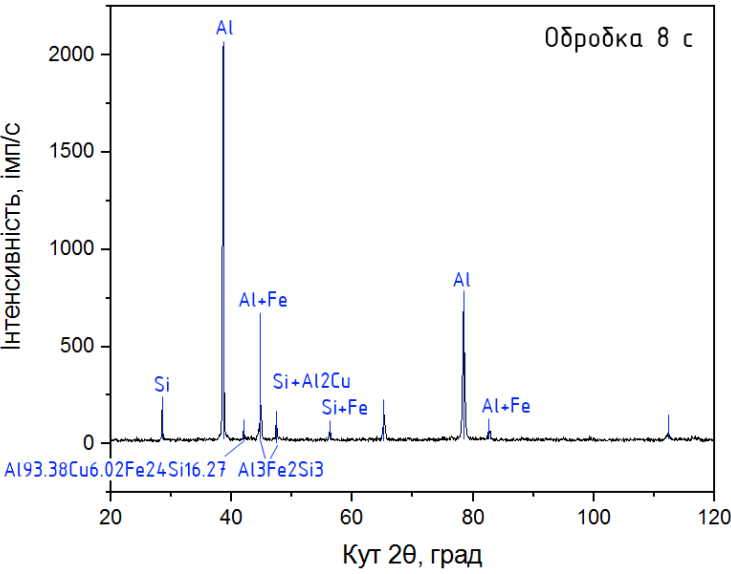


Рисунок 3.13 – Дифрактограма зразка після 8 с обробки

Як видно з рис. 3.14, після обробки тривалістю 15 с, як і для обробки 8 с, характерно майже повне зникнення рефлексів інтерметаліду та фази $\text{Al}_3\text{Fe}_2\text{Si}_3$, проте посилюються рефлекси чистого алюмінію та кремнію, що може свідчити про виділення легуючих елементів у інші фази.

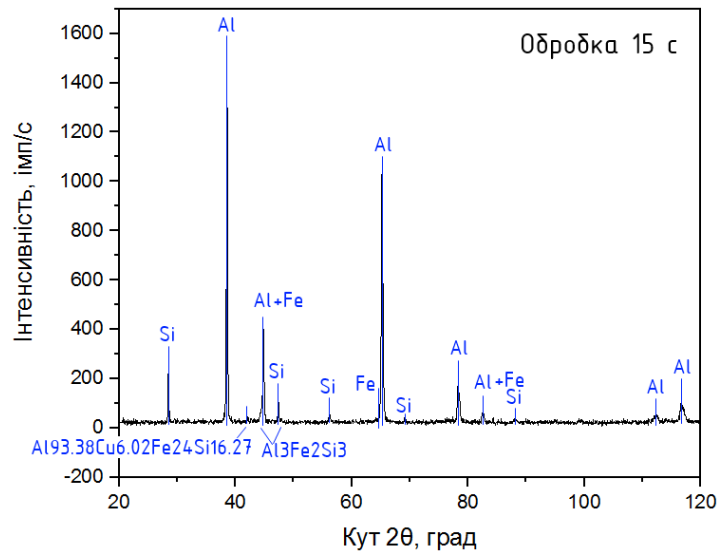


Рисунок 3.14 – Дифрактограма зразка після 15 с обробки

При майже миттєвій кристалізації зразка при обробці до повної кристалізації помітне значне збільшення інтенсивності рефлексів від легуючих елементів Si та Fe та їх сполук з Al, як показано на рис. 3.15.

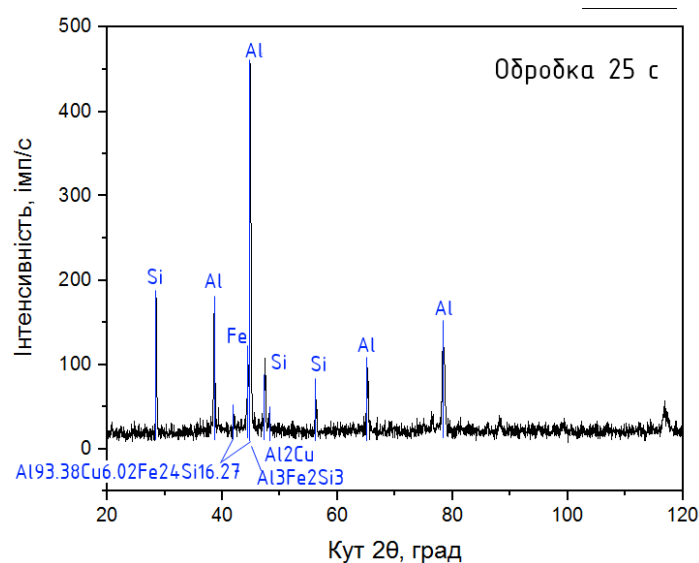


Рисунок 3.15 – Дифрактограма зразка після 25 с обробки

3.6 Електронна мікроскопія

Зйомки на електронному мікроскопі зі збільшенням 100-1000 раз дозволяють чітко розрізнити структуру сплаву, зони матриці алюмінію та характерні залізовмісні фази.

Під час обробки зразків тверді фази інтерметалідів були майже повністю зруйновані і дослідити їх повною мірою можливості немає.

Для зразка, що піддавався обробці тривалістю 8 с, спостерігається картина типова для сплавів цього типу, що описана вище. Найбільшу площу знімка займає матриця алюмінію, залізовмісні фази. Мікроструктури наведені на рис. 3.16-3.18.

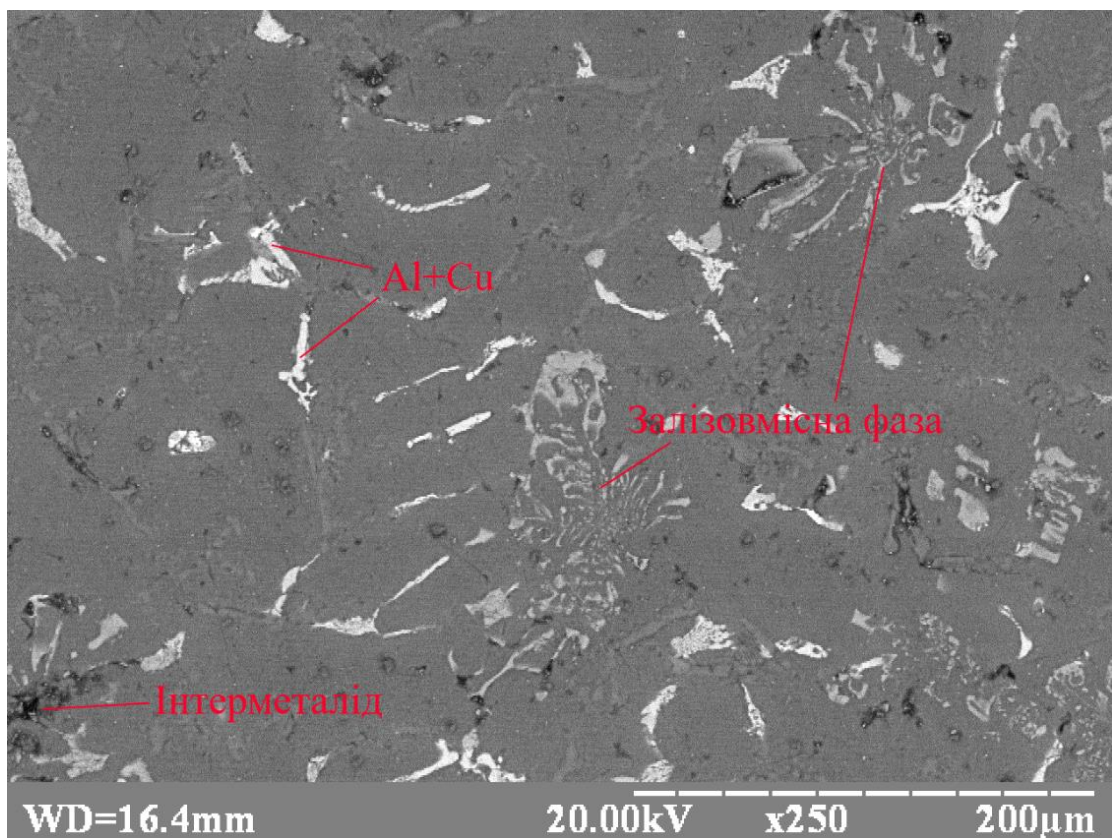


Рисунок 3.16 – Структура зразка після 8 с обробки зі збільшенням 250 разів

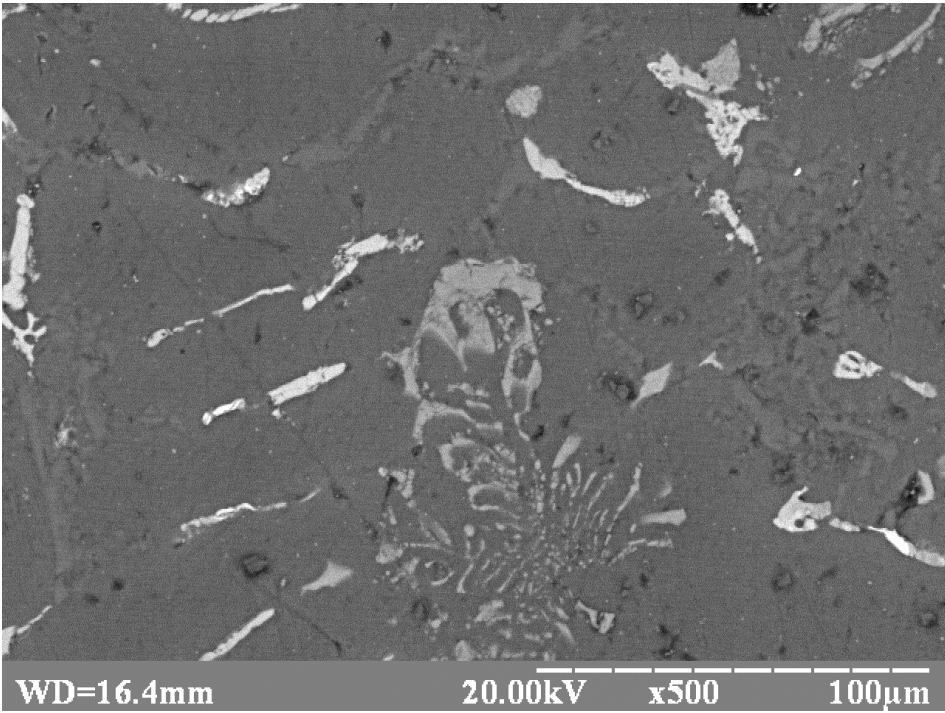


Рисунок 3.17 – Структура зразка після 8 с обробки зі збільшенням 500 разів

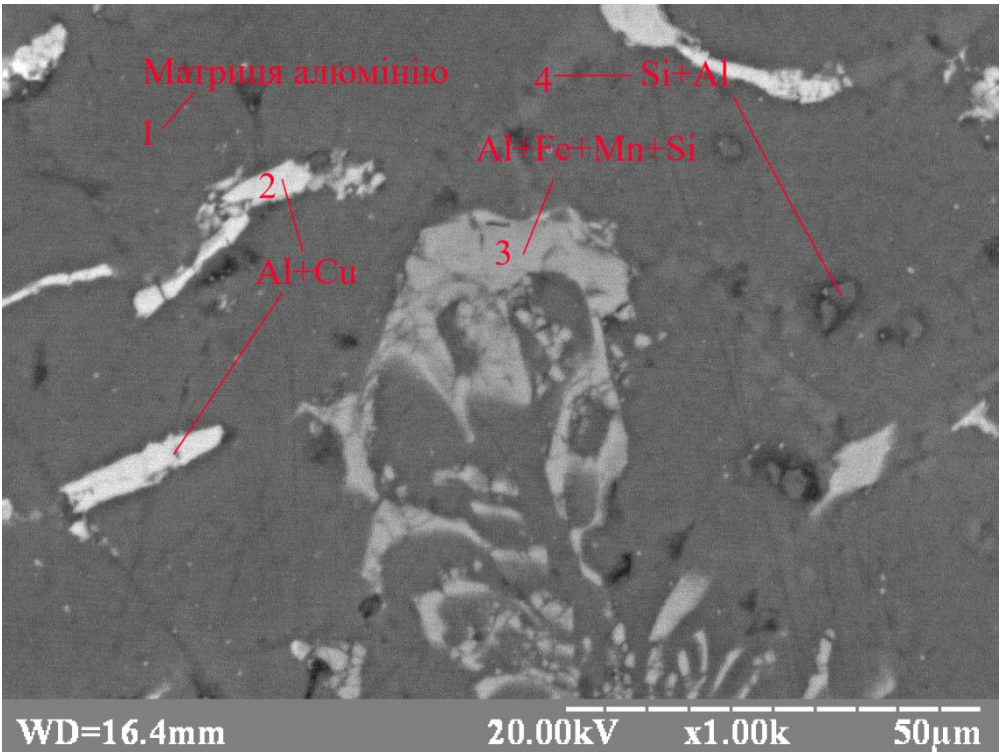


Рисунок 3.18 – Структура зразка після 8 с обробки зі збільшенням 1000 разів

На рис 3.17 цифрами відмічено точки, де було проведено локальний хімічний аналіз фаз. Відповідні дані локального хімічного аналізу з відносними масовими частками кожного елементу наведено в табл. 3.3.

Таблиця 3.3 – Дані локального хімічного аналізу для зразка після 8 с обробки

Точка	Al, %	Si, %	Cu, %	Fe, %	Mg, %	Ni, %	Mn, %
1	94,82	1,33	0,84	-	0,04	-	0,02
2	44,09	-	42,00	0,79	-	10,81	-
3	57,67	8,86	2,7	19,98	-	-	8,95
4	17,27	82,68	-	-	0,06	-	-

Для зразка після 15 с обробки залізовмісні фази вже не характерні, структура подрібнюється, по границях зерен знаходяться фази Al+Cu. Відповідні зображення структур наведені на рис. 3.19-3.21.

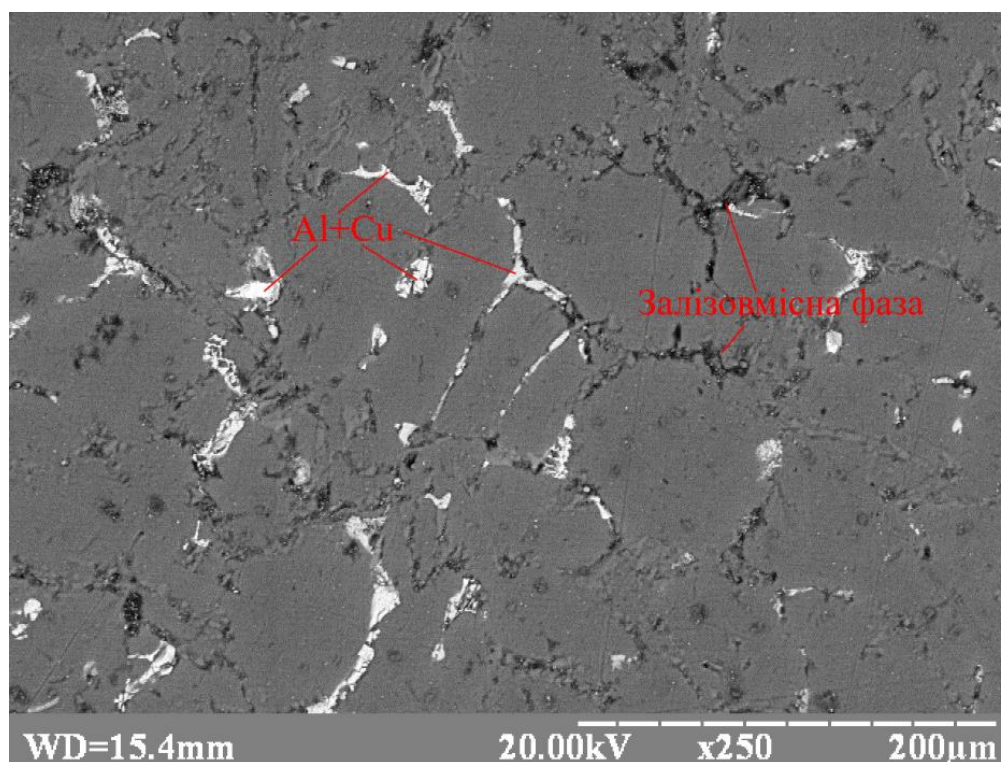


Рисунок 3.19 – Структура зразка після 15 с обробки зі збільшенням 250 разів

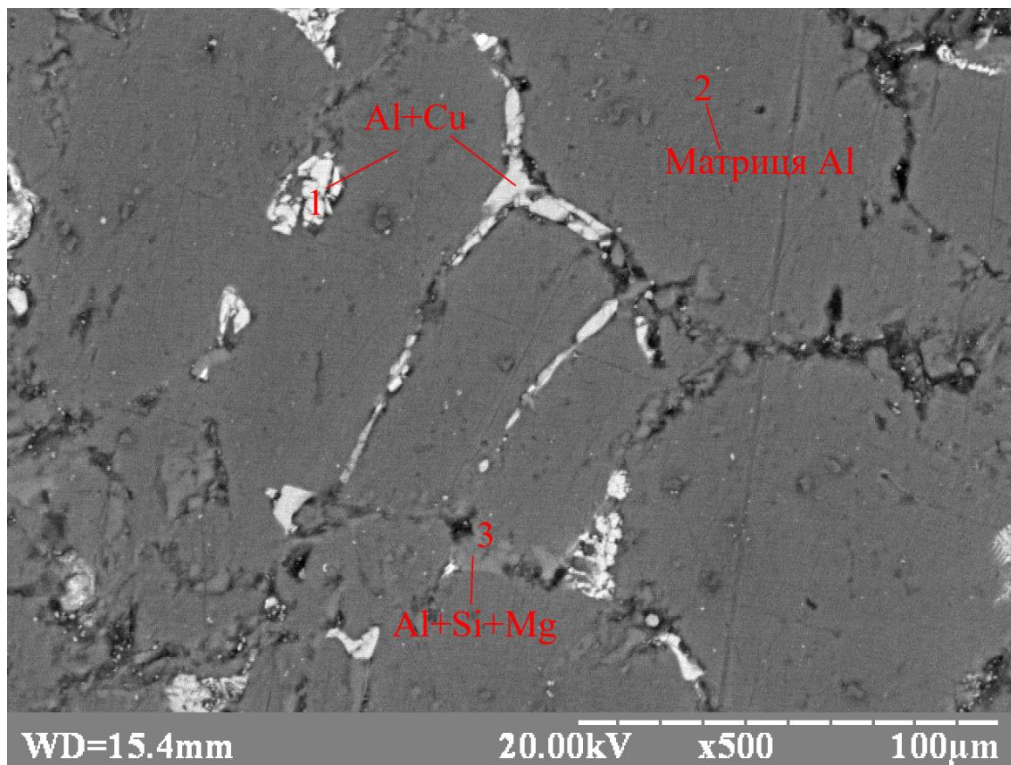


Рисунок 3.20 – Структура зразка після 15 с обробки зі збільшенням 500 разів

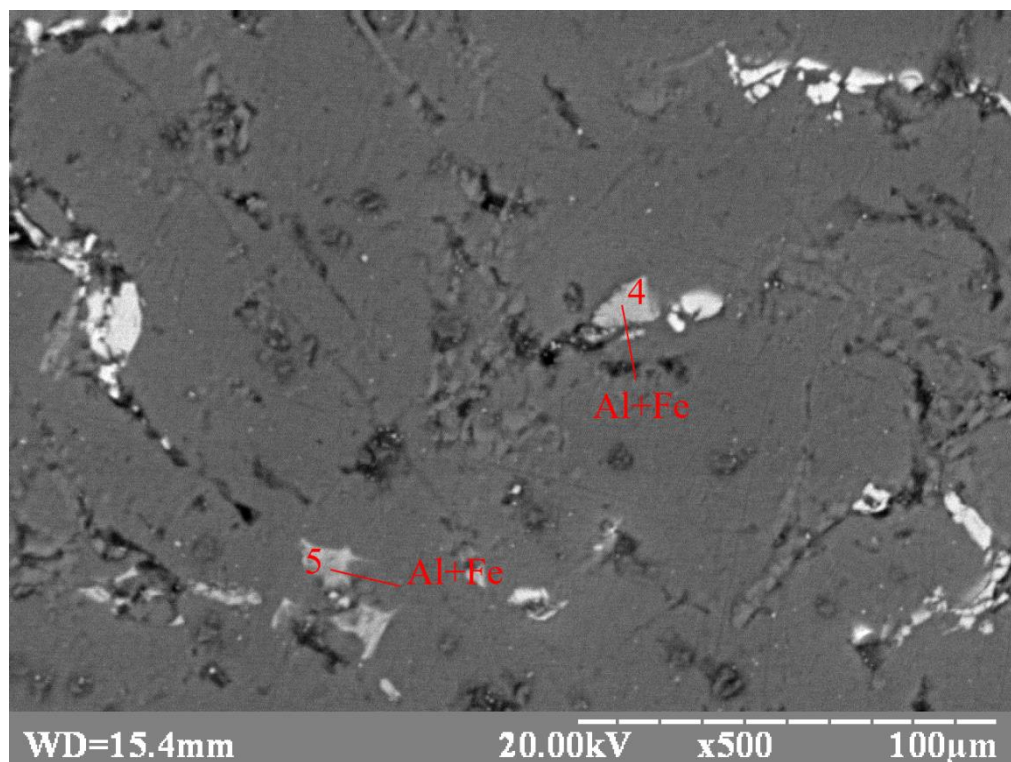


Рисунок 3.21 – Структура зразка після 15 с обробки зі збільшенням 500 разів

Як видно, Fe більше не утворює характерних фаз, а виділяється у вигляді локальних включень. Дослідження даного зразка є не повним, тому що тверді

фази були зруйновані при поліруванні і неможливо точно встановити, який їм був притаманний хімічний склад. Імовірно, це були залізовмісні фази.

Таблиця 3.4 – Дані локального хімічного аналізу зразка після 15 с обробки

Точка	Al, %	Si, %	Cu, %	Fe, %	Mg, %	Ni, %	Mn, %
1	49,98	1,32	43,95	-	-	3,49	-
2	94,98	1,35	0,66	-	-	-	-
3	51,1	22,19	3,23	4,00	12,98	2,4	-
4	56,12	9,02	5,13	23,55	-	-	3,8
5	58,67	8,70	1,99	17,71	-	-	9,68

Для обробки тривалістю 25 с характерно утворення великих залізовмісних фаз «зірочок», як видно з рис. 3.22-3.24.

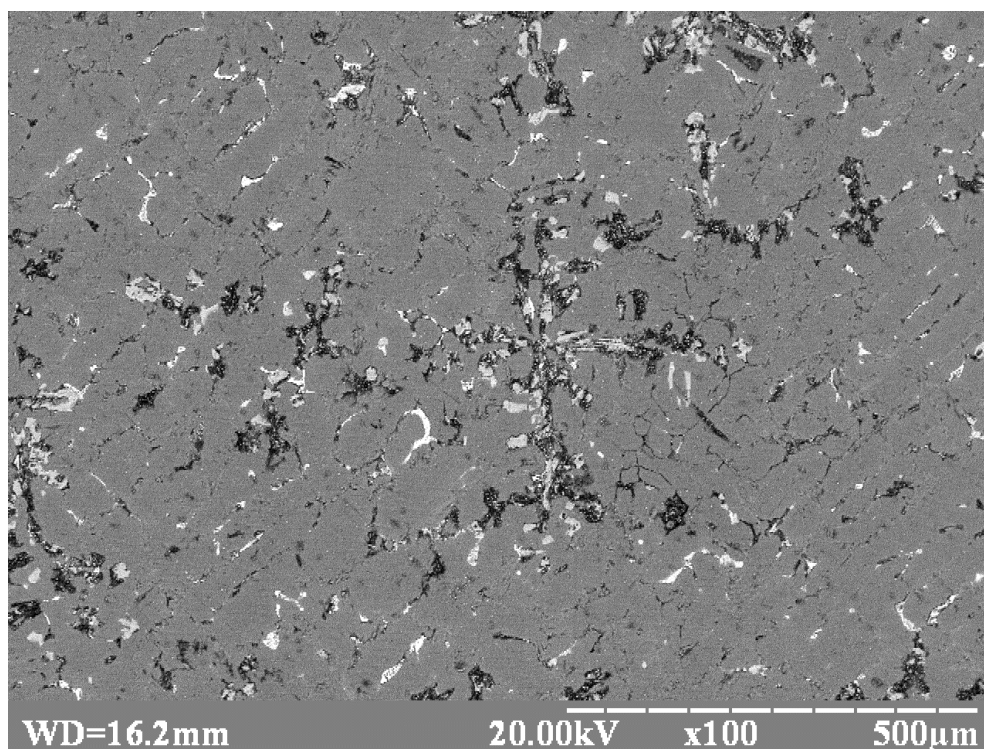


Рисунок 3.22 – Структура зразка після 25 с обробки зі збільшенням 100 разів

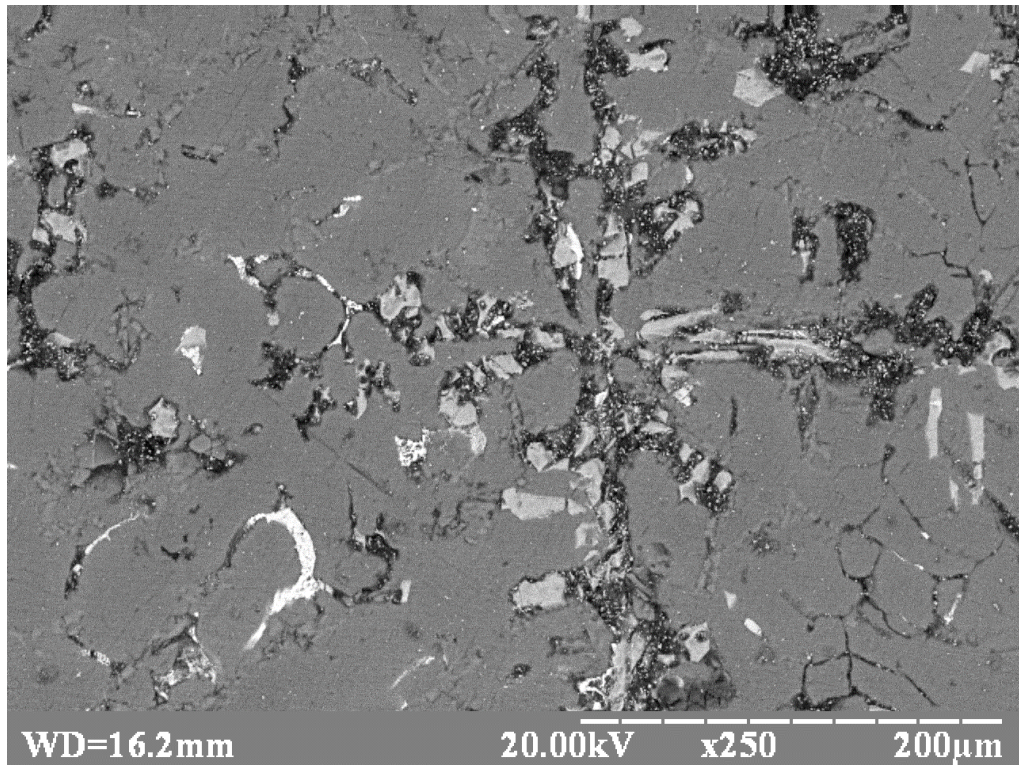


Рисунок 3.23 – Структура зразка після 25 с обробки зі збільшенням 250 разів

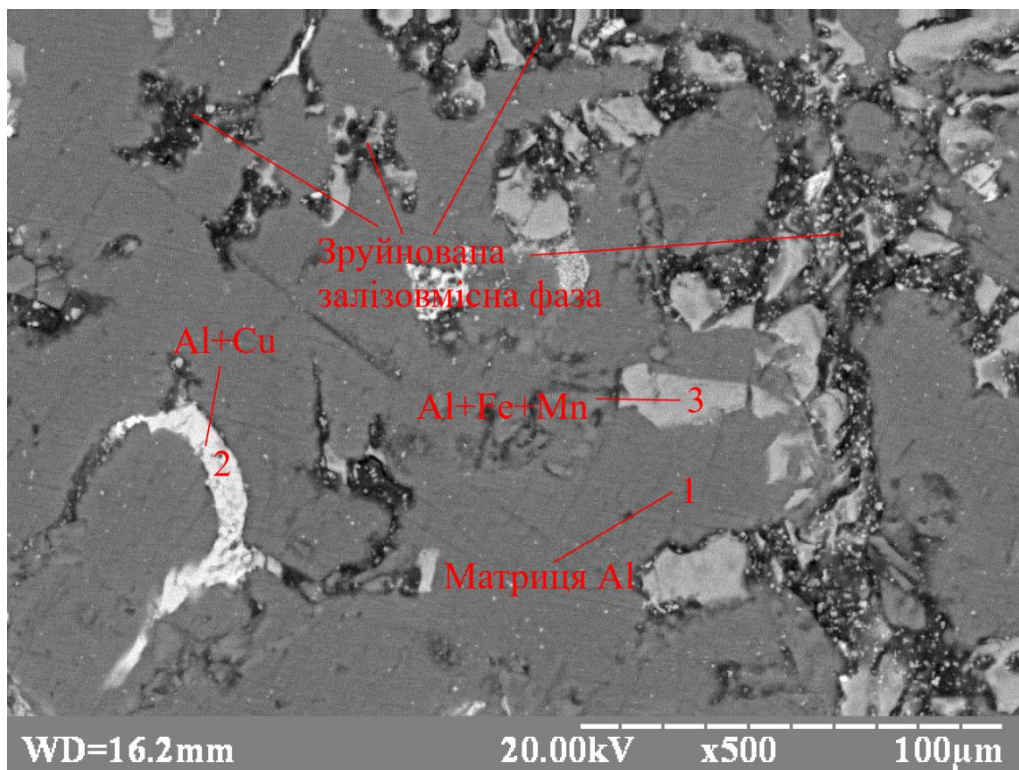


Рисунок 3.24 – Структура зразка після 25 с обробки зі збільшенням 500 разів

Нажаль, дослідження залізовмісної фази в повному об'ємі неможливо, вона була майже повністю зруйнована при підготовці зразків. Дані про локальний хімічний аналіз наведено в табл. 3.5.

Таблиця 3.5 – Дані локального хімічного аналізу зразка після 25 с обробки

Точка	Al, %	Si, %	Cu, %	Fe, %	Mg, %	Ni, %	Mn, %
1	94,91	1,03	1,00	-	0,06	-	-
2	42,98	-	45,65	0,57	0,10	9,37	-
3	59,71	8,32	1,52	18,48	12,98	-	10,77

Для порівняння з структурою зразків після обробки було досліджено структуру зразка відлитого в графітну форму. Структура нерівномірна, наявні зародки залізовмісної фази «лопухами», більш, ніж після обробки, зони фаз Al+Cu (рис. 3.25-3.27).

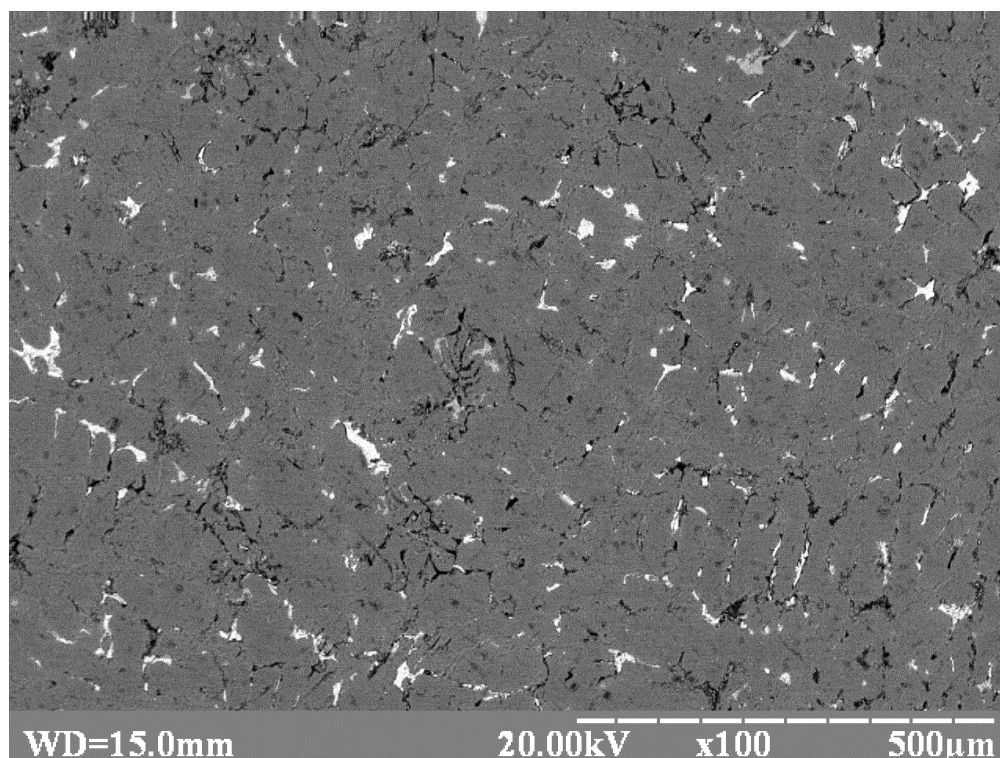


Рисунок 3.25 – Структура зразка без обробки зі збільшенням 100 разів

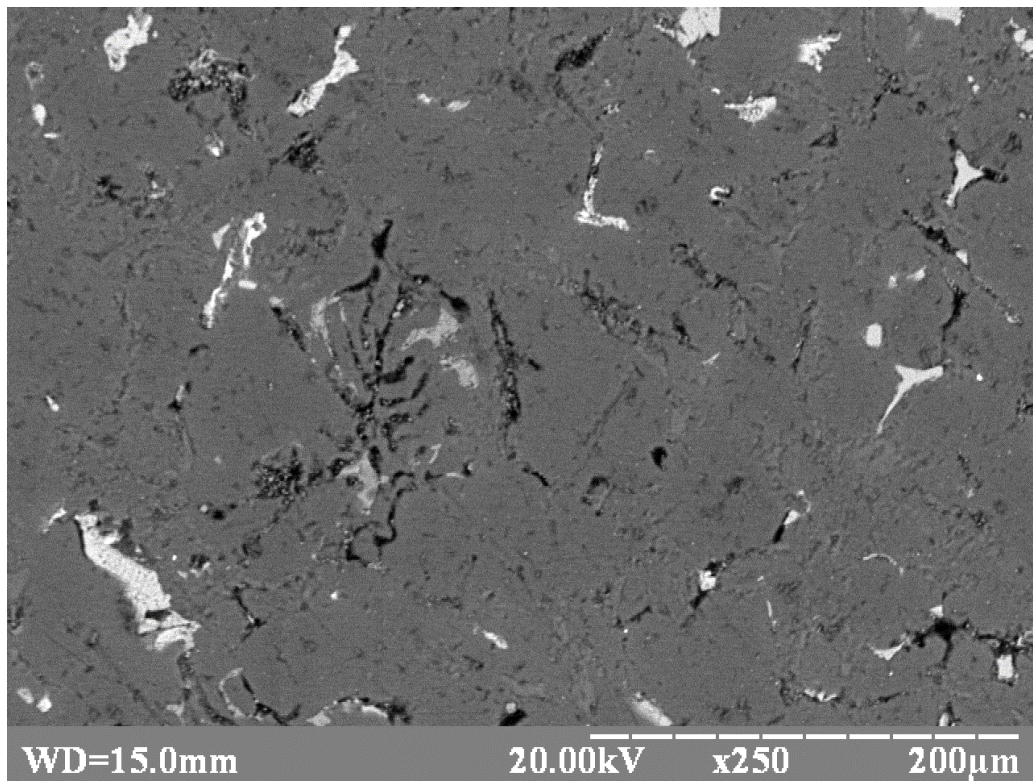


Рисунок 3.26 – Структура зразка без обробки зі збільшенням 250 разів

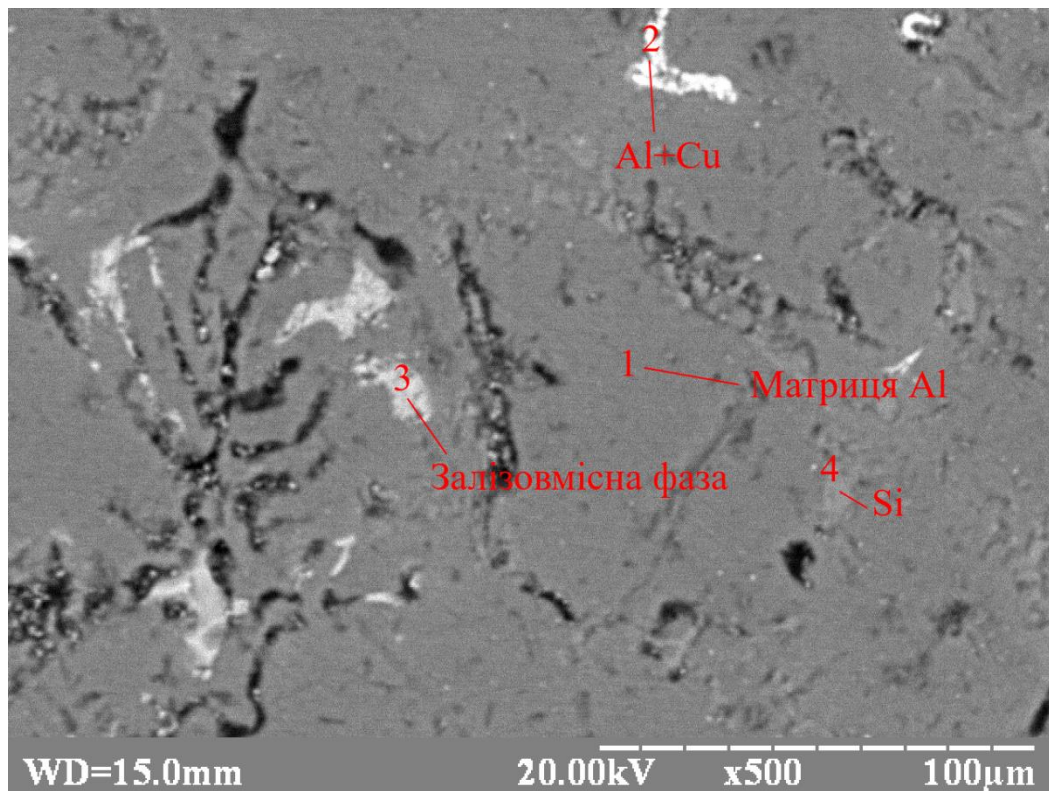


Рисунок 3.27 – Структура зразка без обробки зі збільшенням 500 разів

Для зразка без обробки характерні такі ж фази, як для зразків після обробки – матриця алюмінію, залізовмісна фаза, алюміній з міддю, проте наявні зони чистого кремнію. Локальний хімічний аналіз наведено в табл. 3.6.

Таблиця 3.6 – Дані локального хімічного аналізу зразка без обробки

Точка	Al, %	Si, %	Cu, %	Fe, %	Mg, %	Ni, %	Mn, %
1	96,14	0,94	0,73	-	-	-	-
2	44,57	1,36	44,41	0,36	0,47	6,19	-
3	56,09	8,87	2,59	19,56	-	-	-
4	4,46	95,54	-	-	-	-	-

За даними електронної мікроскопії можна зробити висновок, що найбільш рівномірна структура, без характерних залізовмісних фаз спостерігається після обробки тривалістю 15 с. Невелика кількість твердих залізовмісних фаз добре співвідноситься з даними мікротвердості, коли після обробки 15 с цей показник є найменшим.

Висновки до розділу 3

1. Прикладення зовнішнього магнітного поля з індукцією 0,1 Тл до розплаву AlSi13Cu3Fe1,5 чинить істотний вплив на його структурно-фазові характеристики – зменшується розмір зерна, областей залізовмісних фаз та покращуються механічні властивості – підвищується твердість та мікротвердість після кристалізації.

2. Зафіксовано зменшення розміру кристалітів на 43 % після обробки тривалістю 15 с та на 32 % після обробок тривалістю 8 с та 25 с.

3. Встановлено збільшення твердості сплаву AlSi13Cu3Fe1,5 в результаті електромагнітної обробки його розплаву на 22,26 % тривалістю 8 с та в середньому на 6,68 % для інших тривалостей такої обробки.

4. Електромагнітне перемішування полем з індукцією 0,1 Тл та частотою 50 Гц розплаву AlSi13Cu3Fe1,5 обумовлює більш гомогенний розподіл його хімічного та фазового складу після кристалізації.

5. За експериментальними даними встановлено, що найбільш рівномірна структура сплаву спостерігається після 15 с електромагнітної обробки з індукцією 0,1 Тл та частотою 50 Гц, тобто такий режим є оптимальним для даного сплаву.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

Одним з напрямків організації виробничого процесу на підприємстві є охорона праці.

Своєю основною задачею охорона праці ставить розроблення методик та засобів для захисту працівників від небезпек та загроз в робочій зоні, поряд з цим розроблюються методи попередження аварій та ліквідації їх наслідків.

В Україні гарантом безпечних умов праці є Конституція та Закон України «Про охорону праці», а також законодавчі і нормативно-технічні акти. Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського» має в своєму складі відділ охорони праці, який забезпечує дотримання норм охорони праці.

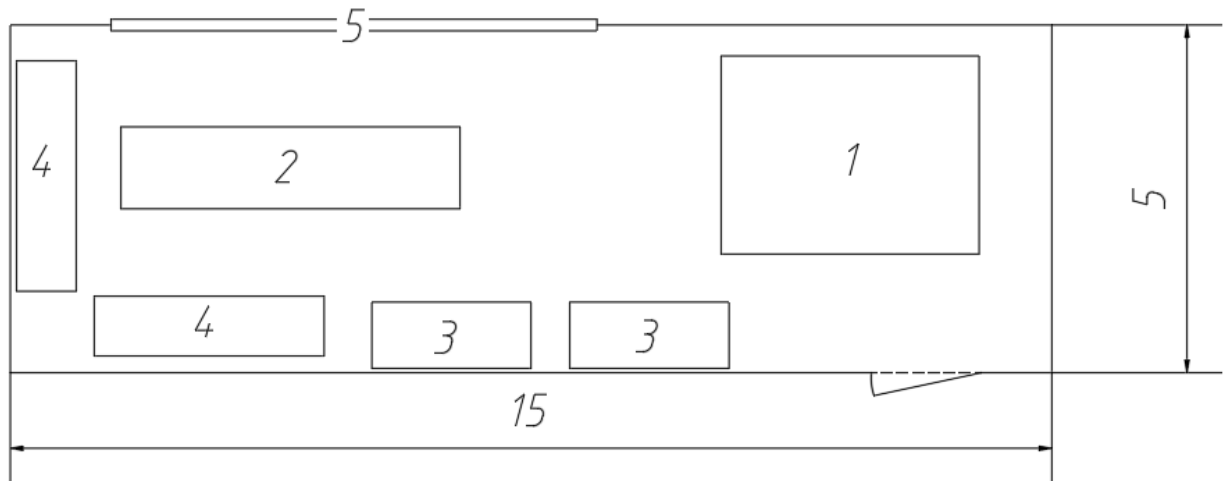
Даний розділ спрямований на встановлення умов праці при виконанні науково-дослідної роботи (НДР), розробку методів ліквідації шкідливих чинників та загроз, що виникають при її виконанні.

В цій НДР досліджується вплив електромагнітної обробки розплаву AlSi_9Cu_3 на його структуру і механічні властивості після кристалізації. Електромагнітна обробка проводилась в установці для накладання електромагнітних полів з індукцією 0,1 Тл та частотою 50 Гц.

4.1 Аналіз параметрів приміщення

Науково-дослідна робота виконувалась в лабораторії Електронно-променевих технологій Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України (рис. 4.1).

Розміри лабораторної кімнати 15×5 метрів, висота стелі – 4 метри, площа приміщення складає 75 м^2 , об'єм приміщення складає 300 м^3 . В лабораторії одночасно працює три людини, відповідно на кожного з них припадає 25 м^2 площі та 100 м^3 об'єму, що відповідає санітарним нормам згідно ДсанПіН 3.32-007-98 [72].



1 – установка для накладання електромагнітних полів; 2 – стіл для підготовки зразків; 3 – робочий стіл; 4 – шафа; 5 – вікно

Рисунок 4.1 – Схема лабораторії електронно-променевих технологій

4.2 Аналіз мікроклімату робочої зони

Одним з важливих показників, який напряму впливає на самопочуття та продуктивність працівників є якість повітря робочої зони. Висока забрудненість повітря може призводити до тяжких захворювань та зниження працездатності. Саме тому необхідно постійно контролювати стан повітря, для чого визначають параметри мікроклімату та ступінь забрудненості повітря робочої зони.

Параметри мікроклімату визначають стан повітря робочої зони. До таких параметрів відносяться [73]:

- температура повітря;
- відносна вологість повітря;
- швидкість руху повітря,
- інтенсивність теплового опромінювання (Вт/м²).

Для робіт, що виконуються в лабораторії або на підприємстві прийнято розділення на категорії, залежно від енерговитрат організму на виконання роботи. Кожна категорія встановлює свої порогові значення для параметрів мікроклімату згідно ДСН 3.3.6.042-99 [74].

Роботу, що проводилася у приміщенні даної лабораторії можна віднести до категорії робіт середньої важкості – Па. Ця робота пов'язана з ходінням, переміщенням невеликих (до 1 кг) виробів, предметів у положенні стоячи або сидячи, які потребують незначного фізичного напруження. За такого навантаження енерговитрати організму людини становлять 160 ккал/год – 210 ккал/год [74].

Параметри мікроклімату лабораторії наведено у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Параметри мікроклімату [74]

Категорія робіт середньої важкості Па			
Період року	Температура, °C	Відносна вологість повітря, %	Швидкість руху повітря, м/с
Холодний	18 – 20	40 – 60	0,2
Дані вимірювань	18	40	0,2
Теплий	21 – 23	40 – 60	0,3
Дані вимірювань	23	50	0,25
Висновок	Задовільно	Задовільно	Задовільно

Відповідно до проведених досліджень лабораторія може використовуватись для проведення досліджень, так як відповідає санітарним вимогам.

4.3 Аналіз освітлення в приміщенні лабораторії

Комфортні умови праці забезпечуються, в тому числі, правильно організованим освітленням робочої зони. Комфортне та достатнє освітлення забезпечує високу концентрацію працівників при виконанні робіт.

В лабораторії використовується суміщене освітлення: природне освітлення доповнюється штучним. За рахунок віконного прорізу забезпечується природне

освітлення, а для штучного використовується люмінесцентні лампи ЛБ-40. Розряд зорових робіт, що виконуються в лабораторії – четвертий (середня точність).

4.3.1 Розрахунок характеристик природнього освітлення

Коефіцієнт природнього освітлення (КПО) характеризує природнє освітлення лабораторії. Для визначення КПО для лабораторії використовують такі показники як: найменший розмір об'єкта розрізнення, розряд зорової роботи та її характеристики. Для даного приміщення нормований показник КПО (e_n) розраховується за наступною формулою:

$$e_n = e_n \times m_n, \quad (4.1)$$

де e_n – КПО для робіт четвертого розряду,

m_n – коефіцієнт світлового клімату [75].

Вікно в лабораторії розташоване на південній стороні, відповідно $m_n = 0,85$, значення e_n для робіт четвертого розряду становить 1,5 %. Підставивши значення відповідно до формули 4.1 підрахуємо КПО для нашої лабораторії:

$$e_n = 1,5 \times 0,85 = 1,275$$

Дані значення КПО недостатні для комфортної роботи, тому природнє освітлення має бути доповнене штучним.

4.3.2 Розрахунок параметрів штучного освітлення

Штучне освітлення створюється в лабораторії за допомогою 12 люмінесцентних ламп типу ЛБ-40. Для розрахунку параметрів освітлення існує декілька методів: метод питомої потужності, розрахунок коефіцієнта використання світлового потоку та точковий метод. В даній роботі розрахуємо коефіцієнт використання світлового потоку.

Розрахункове рівняння для визначення нормованої освітленості має наступний вигляд [76]:

$$E = \frac{F \cdot N \cdot n \cdot \eta}{K \cdot S \cdot Z} \quad (4.2)$$

де F – світловий потік;

E – нормована освітленість, лк;

S – площа приміщення, що освітлюється, м²;

K – коефіцієнт запасу,

Z – коефіцієнт нерівномірності освітлення;

N – кількість світильників;

n – кількість ламп у світильнику;

η – коефіцієнт використання світлового потоку.

Світловий потік для ламп типу ЛБ-40 становить 3200 лм, коефіцієнт запасу – 1,5, коефіцієнт нерівномірності – 1,1. В лабораторії розміщено 10 світильників, у кожному з них по дві лампи, коефіцієнт використання світлового потоку $\eta = 0,56$. Підставляючи відповідні значення у формулу 4.2, розрахуємо значення нормованої освітленості: $E = \frac{3200 \cdot 10 \cdot 2 \cdot 0,56}{1,5 \cdot 42 \cdot 1,1} = 310$ лк.

За даними ДБН В.2.5–28–2006 норма освітленості робочого приміщення становить 300 лк. Розрахована нормована освітленість відповідає нормі, тож штучне освітлення є достатнім для даної лабораторії.

4.4 Аналіз небезпечних чинників в приміщенні лабораторії

При виконанні роботи було виявлено наступні фактори, що можуть становити загрозу:

- шум та вібрації;
- електромагнітне випромінювання;
- безпека ураження електричним струмом.

Для підготовки персоналу та проведення інформування про можливі нещасні випадки та травми усі працівники в лабораторії проходять інструктаж з техніки безпеки.

Можливі небезпеки, що можуть виникнути при проведенні НДР наведені в табл. 4.2.

Таблиця 4.2 – Шкідливі фактори при виконанні НДР

Операція	Обладнання	Можливі небезпеки
Підготовка зразків	Шліфувальний круг	Травми
Обробка зразків	Установка електромагнітної обробки	Шум, вібрація, електромагнітне випромінювання, ураження струмом
Обробка результатів	Комп'ютер	Ураження струмом

4.4.1 Аналіз шуму та вібрацій

При роботі установки електромагнітної обробки виникає шум, що утворюється внаслідок роботи системи охолодження магнітів а також трансформаторів. Тривалий вплив шуму синить пригнічуючу дію на нервову систему, призводить до зниження слуху, погіршення емоційного та психологічного самопочуття.

В лабораторії Електронно-променевих технологій пікове шумове навантаження складає 57 дБА, що вкладається в норми ДСН 3.3.6.037-99 [77].

Задля запобігання дії вібрації на персонал установка електромагнітної обробки встановлена на спеціальний постамент, який гасить вібрації та не допускає їх впливу на персонал за пультом керування. Таким чином забезпечується рівні вібрації, допустимі по нормам мікроклімату [74].

4.4.2 Аналіз небезпек при роботі з установкою електромагнітної обробки

Для роботи з установкою електромагнітної обробки лаборант володіє певним набором знань та навичок. Установкою передбачено інформування оператора про відсутність охолодження магнітів, коротке замикання в системі, значення струму та напруги та ін.

При недостатньому охолодженні електромагнітів вони можуть перегріватися, що може призвести до їх загоряння або розплавлення, короткого замикання та ураження струмом. При відсутності водопостачання слід негайно вимкнути установку та охолодити магніти ззовні.

До початку роботи з установкою необхідно впевнитись в цілісності кабелів живлення та трубопроводів.

Для вимкнення установки необхідно зробити наступне:

- відключення подачі струму;
- охолодження електромагнітів;
- вимкнення установки;
- відключення системи охолодження.

4.4.3 Безпека при роботі з електричними приладами

Електробезпека – це набір заходів направлених на забезпечення безпеки при роботі з електричними приладами.

В залежності від рівня небезпеки приміщення поділяються на 3 категорії [78]:

- приміщення без підвищеної небезпеки;
- приміщення з підвищеною небезпекою;
- особливо небезпечні приміщення.

Лабораторія, де проводилась НДР відноситься до категорії підвищеної небезпеки, так як задовольняє одній з наступних умов: відносна вологість повітря вище 75 % або температура робочої зони вище 35 °С, підлога проводить струм, є можливість торкнутися металевих частин установок [78].

В лабораторії Електронно-променевих технологій загрозу ураження струмом несе установка електромагнітної обробки. На вході в лабораторію розміщено електричний щиток для повного знеструмлення лабораторії.

Установка та інші прилади заізолювані та заземлені, робочі місця розміщені таким чином, щоб запобігти одночасному контакту персоналу з установкою та іншими приладами.

4.4.4 Виробничі випромінювання

Дані про виробничі випромінювання нормуються документом: "Норми радіаційної безпеки України (НРБУ-97)" [79], а норми електромагнітного випромінювання ДСН 239-96 [80].

При роботі установки на дуже нетривалий час (обробка триває до 60 с) виникають електромагнітні поля з індукцією 100 мТл. За нормами [80] максимальна індукція електромагнітного поля для робочого дня 8 год не може перевищувати 1,75 мТл. Значне перевищення допустимих норм потребує захисту персоналу часом та відстанню. Саме тому обробка проводиться дуже невеликий проміжок часу, та не більше 3-4 дослідних обробок в день. Також конструкцією установки передбачено фізичний захист металічним кожухом для зниження інтенсивності полів поза зоною обробки.

Для обробки результатів досліджень використовувався комп'ютер. При роботі з ЕОМ людина може піддаватися дії ультрафіолетового, рентгенівського випромінювання та електричного поля. Також, при тривалій роботі за комп'ютером виникає навантаження на очі.

За ДСП 6.177 - 2005- 09 - 02 [81] встановлено норми впливу побутового випромінювання: розмір експозиційної дози не має перевищувати 100 мкР/год. За робочу зміну бажано не перевищувати час роботи за комп'ютером 4 години.

4.6 Безпека в надзвичайних ситуаціях

Перед початком роботи будь-якого виробництва проводять аналіз ризиків виникнення надзвичайних ситуацій: пожеж, вибухів, виходу з ладу обладнання,

вивільнення небезпечних речовин, тощо. Саме тому спочатку розробляються плани по ліквідації наслідків надзвичайних ситуацій та плани евакуації персоналу. При аналізі небезпек враховують обладнання, матеріали конструкцій, речовини, з якими працюють в виробничих блоках, особливості розміщення виробничих будівель та особливості технологічних процесів [82].

Так як в лабораторії електронно-променевих технологій не проводяться роботи з небезпечними речовинами, найбільш вірогідна надзвичайна ситуація – пожежа.

4.6.1 Пожежна безпека

Відповідно до НАПБ Б.03.002-2007 [83] лабораторії відноситься до категорії «Г», горючих речовин в лабораторії немає, проте присутні матеріали в розжареному стані. Пожежа може виникнути лише на установці електромагнітної обробки, такі пожежі відносять до класу «Е». Для гасіння пожеж на електроустановках застосовують галоїдовуглеводні та вуглекислотні вогнегасники.

В лабораторії змонтована автоматична пожежна сигналізація, додатково можливо сповістити співробітників про пожежу за допомогою внутрішнього зв'язку.

При виникненні надзвичайних ситуації персонал лабораторії має покинути її шляхами, зазначеними на плані евакуації (рис. 4.3).

В лабораторії регулярно проводиться перевірка засобів пожежогасіння та справності обладнання, перевіряється цілісність ізоляції кабелів, справність пожежної сигналізації, проводяться навчання з поводження у надзвичайних ситуаціях.

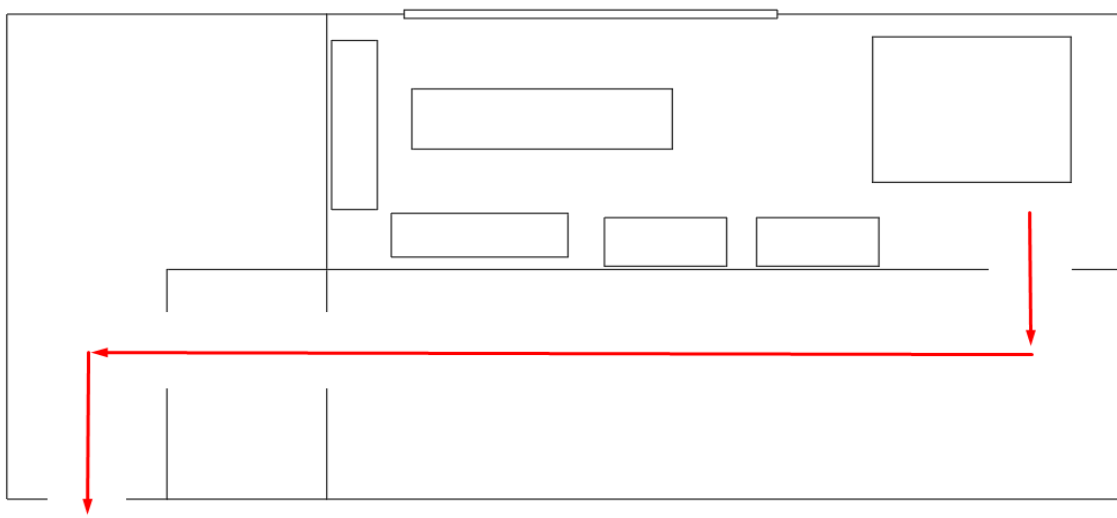


Рисунок 4.3 – План евакуації

4.6.2 Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях

При виявленні пробою заземлення або ізоляції на корпус установки необхідно негайно вимкнути живлення установки вимикачем у щитку на вході в лабораторію та повідомити технічну службу інституту. Якщо співробітник лабораторії був уражений електричним струмом, необхідно вимкнути живлення установки, викликати швидку та почати надання першої долікарської допомоги.

У разі виникнення пожежі на установці електромагнітної обробки, необхідно знеструмити лабораторне приміщення та приступити до гасіння пожежі за допомогою штатних вуглекислотних вогнегасників або піску, викликати пожежну охорону за номером «101» та повідомити відповідального співробітника інституту. При травмуванні персоналу – звернутися до лікарні при легких травмах, або викликати швидку та надати першу домедичну допомогу при серйозних.

Висновки до розділу 4

1. Проведено дослідження небезпек, що можуть виникнути при роботі в лабораторії електронно-променевих технологій. Персонал лабораторії для роботи с установкою електромагнітної обробки має бути належно підготовленим

та мати достатній обсяг знань та навичок для попередження надзвичайних ситуацій.

2. Природне освітлення недостатнє для роботи в лабораторії, тому застосовується штучне освітлення лампами ЛБ-40.

3. Визначено, що рівні шуму, вібрацій, мікроклімату робочої зони, електромагнітного випромінювання при проведенні електромагнітної обробки відповідають санітарним нормам.

5 РОЗРОБКА СТАРТАП-ПРОЕКТУ

5.1 Опис ідеї проекту

Основою для проекту служить ідея створення силумінів з підвищеними міцнісними характеристиками для використання в якості конструкційних матеріалів середньонавантажених механізмів.

Даний стартап проект в якості товару має покращені силуміни складу $AlSi13Cu3Fe1,5$, які були піддані електромагнітній обробці для отримання особливої внутрішньої структури.

Оскільки досі недостатньо вивчена залежність структури сплаву від тривалості електромагнітної обробки, аналіз ринкової спроможності продукту проведено не в повному обсязі. В майбутньому можливо використання даних силумінів на заміну існуючим для збільшення навантажень, що можуть витримувати деталі, виготовлені стандартними методами (табл. 5.1).

Таблиця 5.1 – Опис ідеї стартап-проекту

Зміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди користувача
Розробка силумінів с домішками заліза для використання в середньонавантажених елементах конструкцій	1. Важке машинобудування	Підвищення міцності та механічних властивостей деталей без росту маси виробу.
	2. Автомобілебудування	
	3. Авіабудування	

Для порівняння з основним конкурентами та визначення сильних, слабких та нейтральних сторін проекту було проведено відповідний аналіз, що відображено в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Визначення сильних, слабких та нейтральних сторін проекту

№	Техніко-економічні характеристики ідеї	Даний проект	Анкувер	КАЗ	БАЗ
1	Собівартість сплаву	дешевий	дешевий	дорогий	дорогий
		S	S	W	W
2	Вартість обслуговування установки	Стандартна	Висока	Висока	Висока
		N	W	W	W
3	Витратні матеріали на виготовлення сплаву	Необхідні	Необхідні	Необхідні	Необхідні
		N	N	N	N
4	Вартість експлуатації (споживання електроенергії)	Середня	Середня	Низька	Висока
		N	N	S	W
5	Екологічність (кількість відходів)	Витратні матеріали	Витратні матеріали	Витратні матеріали	Витратні матеріали
		W	W	W	W

5.2 Розрахунок витрат на проведення досліджень

Собівартість проведення досліджень по розробці і вивченню властивостей модифікованих силумінів визначається за наступними видатковими статтями:

- витрати на оплату праці;
- соціальні податки;
- витрати на матеріали для досліджень;
- інші прямі невраховані витрати;

- накладні витрати.

5.2.1 Витрати на оплату праці

Витрати на оплату праці розраховуються відповідно до трудомісткості робіт та посадових окладів працівників.

У виконанні даної НДР приймали участь три спеціалісти: провідний науковий співробітник, старший науковий співробітник та інженер дослідник. У Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України посадові оклади з розрахунку на один робочий день становлять:

- провідного наукового співробітника – 455 грн;
- старшого наукового співробітника – 255 грн;
- інженера-дослідника – 195 грн.

Взявши до уваги трудомісткість робіт для кожного учасника роботи та його посадовий оклад, можна розрахувати фонд заробітної (ФЗП) плати для дослідження, в нашому випадку він складає 17 235 грн.

5.2.2 Відрахування до єдиного соціального внеску

Відповідно до законодавства України єдиний соціальний внесок (ЄСВ) складає 22 % від фонду заробітної плати:

$$\text{ЄСВ} = \text{ФЗП} \cdot 0,22 = 17\,235 \cdot 0,22 = 3791,7 \text{ грн.}$$

5.2.3 Витрати на матеріали для досліджень

Для проведення досліджень було використано силуміновий сплав АК9 та лігатури для його легування. На матеріали загалом було витрачено 1578 грн.

5.2.4 Розрахунок інших прямих неврахованих витрат

Інші прямі невраховані витрати складають 10 % від врахованих, а саме 2260 грн.

5.2.5 Визначення накладних витрат

У Фізико-технологічного інституту металів та сплавів НАН України накладні витрати за нормативом складають 16 % від планової суми прямих витрат. Для нашої НДР це 3616,8 грн.

5.2.6 Визначення кошторису науково-дослідної роботи

Детальний розрахунок вартості НДР наведено у таблиці 5.3.

Таблиця 5.3 – Планова кошторисна вартість НДР 284,815

Назва витратної статті	Сума, грн	Відсоток від загальної суми, %
Оплата праці	17 235	60,5
Соціальні заходи	3791,7	13,3
Матеріали досліджень	1578	5,5
Інші прямі невраховані витрати	2260	8
Накладні витрати	3616,8	12,7
Всього	28481,5	100

Загальні витрати на НДР склали 28481,5 грн.

5.3 Технологічний аудит ідеї проекту

Розробка нового продукту та втілення його у промисловості потребує аналізу існуючих технологій, що необхідні для реалізації проекту, та їх доступність (табл. 5.4).

Таблиця 5.4 – Аналіз технологій для реалізації проекту

Технологія	Наявність технології	Доступність технології
Виготовлення сплавів силумінів	Існує	Доступна
Електромагнітна обробка розплаву	Існує	Доступна
Визначення хімічного та фазового складу	Існує	Доступна
Лиття під тиском	Існує	Доступна

Аналіз технологій дозволяє зробити висновок, що всі необхідні технології для реалізації проекту існують та доступні.

5.4 Ринкові можливості запуску проекту

Для побудови планів розвитку проекту необхідно проаналізувати ринок, відмітити основні можливості та загрози реалізації проекту. Сьогодні основними виробниками алюмінієвих сплавів із застосуванням технологій електромагнітної обробки є заводи з РФ: АО «Анкувер», ОАО «Красноярский алюминиевый завод», ОАО «Богословский алюминиевый завод». Після значного падіння ринку в 2019 році, зараз відбувається його поновлення до показників, що були до пандемії.

Алюмінієві сплави застосовувались у всіх областях техніки вже понад 100 років і застосовуються в наш час. Спад попиту на вироби з алюмінію, особливо, з покращеними властивостями тільки зростає. В основному за рахунок широкого використання алюмінієвих деталей в різних галузях машинобудування.

Оцінка потенційного ринкового середовища та інформація про основних гравців представлена в таблиці 5.5.

Таблиця 5.5 – Оцінка потенційного ринкового середовища

№	Показники стану ринку (найменування)	Характеристика
1	Головні гравці	Анкувер, КАЗ, БАЗ
2	Загальний обсяг продаж, тис. дол., 2020 рік	15 490 242 тис. дол.
3	Динаміка ринку	Збільшення ринку на 15 % в 2021 році
4	Наявність обмежень для входу	Немає
5	Специфічні вимоги до стандартизації та сертифікації	ISO 3522:2007, ISO 2379

Характеристика та аналіз потенційних клієнтів наведено у таблиці 5.6.

Таблиця 5.6 – Характеристика потенційних клієнтів

Характеристика	Опис
Потреби, що формують ринок	Співвідношення ваги до експлуатаційних характеристик сплавів.
Цільова аудиторія	Компанії, що займаються важким машинобудуванням, автомобілебудуванням та авіабудуванням: Caterpillar, Tatra, Антонов, УАЗ, ХТЗ
Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів	Стандарти, технічні характеристики, специфікації, обсяги закупок, умови експлуатації
Вимоги споживачів до товару	Механічні характеристики, ціна, довговічність, вага, ліцензія

При розробці стартап-проекту необхідно не тільки оцінити ринок та знайти потенційних клієнтів, а також розглянути фактори загроз та нових можливостей (табл. 5.7-5.8). Одразу ж визначають реакції компанії для розглянутих ситуацій.

Таблиця 5.7 – Фактори можливих загроз проекту

№	Фактор	Зміст загрози	Можлива реакція компанії
1	Дестабілізація ринку (політична, економічна чи енергетична криза)	Зменшення обсягу ринку, спад попиту	Модернізація технології для зменшення собівартості, об'єднання з партнерами
		Зменшення ресурсів для виробництва	Зменшення відходів, оптимізація виробництва для використання альтернативної енергії

Таблиця 5.8 – Фактори можливостей

№	Фактор	Зміст можливості	Можлива реакція компанії
1	Зменшення собівартості товару	Зменшення витрат матеріалів	Збільшення виробництва
2	Відкриття нової фази в сплаві системи Al-Si-Cu-Fe	Модернізація технології для отримання в сплавах нової фази	Захоплення нового ринку, підвищення конкурентоспроможності

В таблиці 5.9 представлено комплексний (SWOT-аналіз) сильних та слабких сторін проекту, його можливостей та загроз.

Дослідження сплаву AlSi13Cu3Fe1,5 ще тривають, створення маркетингової моделі товару та аналіз ринкових можливостей сплаву на даний час неможливий. НДР була направлена на дослідження можливості формування залізовмісних фаз під дією електромагнітної обробки.

Таблиця 5.9 – SWOT-аналіз проекту

Сильні сторони: - збільшення механічних характеристик; - зменшення ваги виробів; - збільшення довговічності.	Слабкі сторони: - проведення додаткових досліджень для відпрацювання технології,
Можливості: - співпраця з машинобудівними компаніями; - участь в наукових дослідженнях.	Загрози: - стартовий капітал для реалізації проекту; - складність отримання заданих фаз.

Висновки до розділу 5

1) Проведено технологічний аудит ідеї проекту, аналіз ринку, потенційних клієнтів та визначено можливості і загрози проекту.

2) Сплав $AlSi13Cu3Fe1,5$ є перспективним для використання в середньонавантажених механізмах. Його перевагами є: збільшення міцності, терміну експлуатації та твердості.

ВИСНОВКИ

1. Алюмінієві ливарні сплави є перспективними матеріалами для використання в якості низько- та середньонавантажених деталей машин та механізмів.

2. Електромагнітна обробка дозволяє проводити модифікацію розплаву без додавання в нього хімічних елементів. За рахунок перемішування розплаву досягається його гомогенізація та рівноважна кристалізація. Таким чином подрібнюється зерно, досягається розчинення легуючих елементів Cu, Fe та Mn в алюмінії у концентраціях вищих, ніж при кристалізації без обробки.

3. Зафіксовано зменшення розміру кристалітів на 43 % після обробки тривалістю 15 с та на 32 % після обробок тривалістю 8 с та 25 с, а також збільшення твердості сплаву $AlSi13Cu3Fe1,5$ в результаті електромагнітної обробки його розплаву на 22,26 % тривалістю 8 с та в середньому на 6,68 % для інших тривалостей такої обробки.

4. За експериментальними даними встановлено, що найбільш рівномірна структура сплаву спостерігається після 15 с електромагнітної обробки з індукцією 0,1 Тл та частотою 50 Гц, тобто такий режим є оптимальним для даного сплаву.

5. Проведено аналіз мікроклімату, освітлення, рівня шуму та вібрацій в приміщенні лабораторії. Лабораторія електронно-променевої обробки відповідає встановленим нормам.

6. Розроблено стартап-проект за темою НДР. Наведений проект є перспективним на ринку модифікованих алюмінієвих сплавів. Наведений метод обробки дозволить збільшити механічні характеристики алюмінієвого сплаву $AlSi13Cu3Fe1,5$ без внесення додаткових легуючих елементів та збільшення маси виробу.

CONCLUSIONS

1. Aluminum casting alloys are promising materials for use as low- and medium-loaded parts of machines and mechanisms.

2. Electromagnetic treatment allows to modify the melt without adding chemical elements. Due to the mixing of the melt, its homogenization and equilibrium crystallization are achieved. Thus the grain is crushed, the dissolution of the alloying elements Cu, Fe and Mn in aluminum is achieved in concentrations higher than in the case of crystallization without treatment.

3. A decrease in the size of crystallites by 43% after treatment with a duration of 15 s and 32% after treatments with a duration of 8 s and 25 s, as well as an increase in hardness by 22.26% of AlSi13Cu3Fe1,5 alloy as a result of electromagnetic treatment with a duration of 8 s of its melt and an average of 6.68% for other durations of such processing.

4. According to experimental data, it is established that the most homogeneous structure of the alloy is achieved after 15 s of electromagnetic treatment with induction of 0.1 T and a frequency of 50 Hz, so this mode is optimal for this alloy.

5. The analysis of microclimate, lighting, noise and vibration levels in the laboratory was done. The laboratory of electron beam processing meets the established standards.

6. Developed a startup project on GDR. This project is promising in the market of modified aluminum alloys. This method of processing will increase the mechanical properties of the aluminum alloy AlSi13Cu3Fe1,5 without the increasing the weight of the product and introduction of additional alloying elements.

СПИСОК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Состав – структура – свойства цветных металлов и сплавов, полимерных материалов : лабораторный практикум по курсу «Материаловедение и технология конструкционных материалов» для студентов химических и технологических специальностей / А. К.Вершина, Н. А. Свидуневич, Д. В. Куис, О. Ю. Пискунова. – Минск: БГТУ, 2010. – 63 с.
2. Benedyk J. C. Aluminum alloys for lightweight automotive structures / J. C. Benedyk. // Materials, Design and Manufacturing for Lightweight Vehicles. – 2010. – Vol. 15. – P. 79–80.
3. Луц А. Р. Алюминий и его сплавы: учебное пособие / А. Р. Луц, А. А. Суслина. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2013. – 81 с.
4. Алюміній та алюмінієві сплави zdeформовані. Хімічний склад та види продукції. Частина 1. Марки (ISO 209–1:1989, IDT) : ДСТУ ISO 209–1:2002. – [Чинний від 2002–07–12]. – Київ : Держспоживстандарт України, 2004. – 15 с. – (Національний стандарт України).
5. Aluminium and aluminium alloys — Chemical composition : ISO 209:2007. – [Published 2007-01]. – Official release : ISO/TC 79/SC 6, 2007. – 3 p.
6. Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови : ДСТУ 2839–94 (ГОСТ 1583–93). – [Чинний від 1996–01–01]. – Київ : Держстандарт України, 1995. – 55 с.
7. Золотаревский В. С. Металловедение литейных алюминиевых сплавов / В. С. Золотаревский. – Москва: Издательский Дом МИСиС, 2005. – 375 с.
8. Лякишев Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем / Н. П. Лякишев. – Москва: Машиностроение, 1996. – 992 с.
9. Сорокина С. А. Термическая обработка и металлографическое исследование литейных алюминиевых сплавов : метод. указания к выполнению лаб. работ. / С. А. Сорокина. – Н.Новгород: НГТУ, 2014. – 36 с.

10. Fang N. Effect of Ge and Mg additions on the aging response behavior and mechanical properties of Al–Si–Cu alloy / N. Fang, C. Zou, Z. Wei. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2021. – Vol. 811. – P. 98–108.
11. Talamantes–Silva M. Characterization of an Al–Cu cast alloy / M. Talamantes–Silva, A. Rodríguez. // *Materials Characterization*. – 2008. – Vol. 59. – P. 1434–1439.
12. Погребняк А. Д. Структура и свойства сплава Al–Cu–Mg после плавления и легирования в жидкой фазе / А. Д. Погребняк, В. В. Понарядов, С. М. Дуванов. // *Взаимодействие излучений с твердым телом : матеріали 7 міжнарод. конф.* – Минск, 2007. – С. 154–156.
13. Дриц М. Е. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди / М. Е. Дриц. – Москва: Наука, 1979. – 248 с.
14. Пикунов М. В. *Металловедение* / М. В. Пикунов, А. И. Десипри. – Москва: Металлургия, 1980. – 256 с.
15. Хэтч Д. *Алюминий. Свойства и физическое металловедение* / Дж Хэтч. – Москва: Металлургия, 1989. – 425 с.
16. Альтман М. Б. *Применение алюминиевых сплавов* / М. Б. Альтман, А. Д. Андреев, Ю. П. Арбузов. – Москва: Металлургия, 1985. – 344 с.
17. Белов Н. А. *Фазовый состав алюминиевых сплавов* / Н. А. Белов. – Москва: Издательский Дом МИСиС, 2009. – 392 с.
18. Christian V. Chapter G.4 – 5XXX series alloys. / Christian // *Corrosion of Aluminium*. / Christian. – P. 484–496.
19. Jiang D. M. Microstructure and mechanical properties of Al–Mg alloy sheets for autobody application / D. M. Jiang, S. B. Kang, S. M. Kim. // *Materials Science and Technology*. – 1999. – Vol. 15, Issue 12. – P. 1401–1407.
20. Елагин В. И. Структура и свойства полуфабрикатов из алюминиевых сплавов / В. И. Елагин, В. А. Ливанов. – Москва: Металлургия, 1984. – 408 с.
21. *Диаграммы состояния металлических систем* – Москва: ВИНТИ, 1995. – 325 с.

22. Zeyu B. Thermal stability of Al–Fe–Ni alloy at high temperatures / B. Zeyu, D. Shihan, W. Liang. // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8, Issue 3. – P. 2538–2548.
23. Satyanarayan. Recent Advances on Al–Sn Alloys with Ternary Alloying Elements / Satyanarayan, B. Jayaram. // *Research & Development in Material Science*. – 2018. – Vol. 4, Issue 3. – P. 376–378.
24. Свидунович Н. А. Состав – структура – свойства цветных металлов и сплавов, полимерных материалов : лаб. практикум / Н. А. Свидунович, Д. В. Куис, О. Ю. Пискунова. – Минск: БГТУ, 2018. – 66 с.
25. Алиева С. Г. Промышленные алюминиевые сплавы : справочник. / С. Г. Алиева, М. Б. Альтман, С. М. Амбарцумян. – Москва: Металлургия, 1984. – 528 с.
26. Свищев Г. П. Алюминиевые сплавы. Авиация : энциклопедия / Г. П. Свищев. – Москва: «Большая российская энциклопедия», 1994. – 736 с.
27. Колобнев В. И. Структура, свойства и применение сплавов системы Al–Mg–Si–(Cu) / В. И. Колобнев, Л. Б. Бер, Л. Б. Хохлатова. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2011. – №9. – С. 5–15.
28. Kuramoto S. Mechanical Properties of Al–Zn–Mg–Cu Alloys Processed with High–Pressure Torsion / S. Kuramoto, U. Aoi, T. Furuta. // *Light Metals 2013. The Minerals, Metals & Materials Series*. – 2016. – С. 255–258.
29. Антипов В. В. Высокопрочные Al–Zn–Mg–Cu–сплавы и легкие Al–Li сплавы / В. В. Антипов, О. Г. Сенаторова, Е. А. Ткаченко. // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2011. – №9. – С. 51–58.
30. Никитин В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин. – Самара: СамГТУ, 1995. – 248 с.
31. Гаврилин И. В. Наследственность в литых сплавах / И. В. Гаврилин. // *Наследственность в литейных процессах: материалы VII международ. науч.–техн. симпозиума*. – 2008. – С. 40–42.

32. Никитин В. И. Закономерности и механизмы структурного наследования в системе «Шихта – Расплав – Отливка» / В. И. Никитин // Наследственность в литых сплавах: тезисы IV науч.-техн. семинара / В. И. Никитин. – Куйбышев: КПТИ, 1990. – С. 3–7.
33. Никитин В. И. Определение размеров унаследованных элементов структуры шихты в алюминиевых расплавах / В. И. Никитин, А. И. Хмелевских // Наследственность в литых сплавах: тезы IV науч.-техн. семинара / В. И. Никитин, А. И. Хмелевских. – Куйбышев: КПТИ, 1990. – С. 16–19.
34. Никитин К. В. Повышение эффективности производства литых изделий из алюминиевых сплавов функционального и конструкционного назначений на основе управления структурой и свойствами шихтовых металлов : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня докт. техн. наук / Никитин К. В. – Красноярск, 2013. – 37 с.
35. Никитин В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин, К. В. Никитин. – Москва: Машиностроение-1, 2005. – 476 с.
36. Джураев Т. Д. Физико–химические основы наследственности в неорганической природе / Т. Д. Джураев, Э. Р. Газизова, М. М. Хакдодов. – Гамбург: LAPLAMBERT Academic Publishing GmbH&CoKG Проявление физической наследственности в неорганической природе. ДА, 2011. – 128 с.
37. Джураев Т. Д. Проявление физической наследственности в неорганической природе / Т. Д. Джураев, Э. Р. Газизова, М. Т. Тошев. – ДАН РТ, 2012. – С. 398-402.
38. Джураев Д. Т. О химико–структурированных единицах, выполняющих роль элементов структуры расплава / Д. Т. Джураев, Э. Р. Газизова, М. Т. Тошев – Москва: Литейное производство, 2012. – С. 24–27.
39. Джураев Д. Т. О кристаллохимической модели расплава / Д. Т. Джураев, Э. Р. Газизова, М. Т. Тошев. // Доклады Академии наук Республики Таджикистан. – 2016. – №59. – С. 9–10.

40. Бродова И. Г. Исходные расплавы как основа формирования структуры и свойств алюминиевых сплавов / И. Г. Бродова, П. С. Попель, Н. М. Барбин. – Екатеринбург: УрО РАН, 2005. – 370 с..
41. Крушенко Г. Г. О связи структуры и свойств алюминиевых сплавов с плотностью в жидком состоянии / Г. Г. Крушенко, В. И. Шпаков, В. И. Никитин. // Литейное производство, металловедение и обработка металлов давлением. – 1972. – №6. – С. 3–8.
42. О некоторых особенностях структурно-чувствительных характеристик сплавов Al–Si / Г. Г. Крушенко, В. И. Шпаков, В. И. Никитин, С. И. Торшилова. // Металлы. – 1977. – №4. – С. 204–207.
43. Никитин В. И. Строение и свойства лигатуры в твердом и жидком состояниях / В. И. Никитин, П. С. Попель – Свердловск: УПИ, 1983. – С. 96–102.
44. Никитин В. И. Влияние структуры шихты на плотность алюминиевых сплавов: тезисы науч. сообщ. / В. И. Никитин, А. М. Парамонов – Свердловск: УНЦ АН СССР, 1986. – С. 220–222.
45. Исмагилов В. С. Наследственное влияние структуры шихты на плотность двойных сплавов алюминия с медью и магнием : тезисы IV науч.–техн. семинара. / В. С. Исмагилов, Р. Хосен – Куйбышев: КПТИ, 1990. – С. 161–162.
46. Никитин В. И. Наследственность в литых сплавах / В. И. Никитин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2015. – 170 с.
47. Цецорина С. А. Исследование влияния магнитного поля на свойства литейных алюминиевых сплавов и разработка ресурсосберегающей технологии их получения : дис. канд. техн. наук / Цецорина С. А. – Новокузнецк, 2008. – 150 с.
48. Груздева И. А. Влияние электромагнитного перемешивания на структуру и свойства оловянных бронз / И. А. Груздева, А. В. Сулицин, Р. К. Мысик. // Литейщик России. – 2006. – №1. – С. 27–29.

49. Шейндлин А. Е. Основные понятия магнитной гидродинамики. МГД–устройства и МГДустановки: терминология / А. Е. Шейндлин. – Москва: Наука, 1982. – 47 с.
50. Микельсон А. Э. МГД–методы и устройства в промышленности / А. Э. Микельсон, А. Э. Фолифоров. // Магнитная гидродинамика. – 1975. – №1. – С. 129–140.
51. Черников Д. Г. Технология конструкционных материалов / Д. Г. Черников. – Самара: Самар. гос. аэрокосм. ун., 2013. – 56 с.
52. Горшков А. А. Применение однофазных электромагнитных насосов в литейном производстве / А. А. Горшков, В. П. Полищук, М. Р. Цин. // Литейное производство. – 1962. – №8. – С. 9.
53. Деев В. Б. Модифицирующая обработка сплавов магнитным полем / В. Б. Деев. // Литейщик России. – 2008. – №3. – С. 23–25.
54. Дорощев А. В. Обработка алюминиевых расплавов электротоком / А. В. Дорощев, А. Б. Килин, А. С. Тертишников. // Литейщик России. – 2002. – №2. – С. 19–21.
55. Килин А. Б. Влияние электрического тока на дегазацию и модифицирование алюминиевых сплавов / А. Б. Килин. // Литейное производство. – 2002. – №8. – С. 21–22.
56. Деев В. В. Исследование влияния электрического тока на кристаллизацию алюминиевых сплавов с различным содержанием железа / В. В. Деев, Н. В. Башмакова, О. Г. Приходько. // Ползуновский альманах. – 2008. – №3. – С. 13–17.
57. Тимченко С. Л. Влияние электрического тока на кристаллизацию алюминиевого сплава / С. Л. Тимченко, Н. А. Задорожный. // Литейное производство. – 2005. – №9. – С. 12–13.
58. Данилов П. А. Ворожцов А. Б. Анализ влияния внешних физических воздействий на процессы литья легких сплавов / П. А. Данилов, А. Б. Ворожцов. // Математика и механика. – 2018. – №55. – С. 84–93.

59. Самигуллина А. А. Влияние ультразвуковой обработки на структуру и механические свойства ультрамелкозернистого никеля, полученного равноканальным угловым прессованием / А. А. Самигуллина, Ю. В. Царенко, В. В. Рубаник. // Письма о материалах. – 2012. – Т. 2. – С. 214.
60. Puga H. Influence of ultrasonic melt treatment on microstructure and mechanical properties of AlSi₉Cu₃ alloy / H. Puga, S. Costa, J. Barbosa. // J. Mater. Proc. Technol. – 2011. – Vol. 211. – P. 1729–1735.
61. Sillekens W. H. The ExoMet Project: EU/ESA research on highperformance light metal alloys and nanocomposites / W. H. Sillekens, D. J. Jarvis, A. Vorozhtsov. // Metall. Mater. Trans. A.. – 2014. – Vol. 45. – P. 3349–3361.
62. Волочко А. Т. Алюминий: технологии и оборудование для получения литых изделий / А. Т. Волочко, М. А. Садоха. – Минск: Беларуская навука, 2011. – 387 с.
63. Андрушевич А. А. Рафинирующая обработка алюминиевых сплавов / А. А. Андрушевич. // Литейное производство. – 1995. – №3. – С. 12–13.
64. Андрушевич А. А. Технологии рафинирования алюминиевых сплавов продувкой газами / А. А. Андрушевич, М. А. Садоха. // Литейное производство. – 2021. – №1. – С. 38–42.
65. Белов Н. А. Эвтектические сплавы на основе алюминия: новые системы легирования / Н. А. Белов, Е. А. Наумова, Т. К. Акопян. – Москва: Издательский дом «Руда и Металлы», 2016. – 256 с.
66. Никитин К. В. Модифицирование и комплексная обработка силуминов: учеб. пособие / К. В. Никитин. – Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016. – 92 с.
67. Смиттлз К. Дж. Металлы : справочник / пер. с англ. под. ред. И.И. Дахно, К. Дж. Смиттлз. – Москва: Металлургия, 1980. – 446 с.
68. Беккерт М. Способы металлографического травления / пер. с нем. М Беккерт, Х. Клемм. – Москва: Металлургия, 1988. – 400 с.
69. Гуляев А. П. Металловедение: учебник для вузов / А. П. Гуляев. – Москва: Металлургия, 1986. – 544 с.

70. Ralph E. N. The structure of cast metals / Ralph. // Metals Conservation Summer Institute. – Ames, 2006.
71. Мартиненко І. О. Система забезпечення якості продукції на машинобудівному підприємств : дис. ... ст. магістра : 136 / Мартиненко І. О. – Київ, 2019. – 103 с.
72. ДСанПіН 3.3.2.007-98 – Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами (ВДТ) електроннообчислювальних машин.
73. Левченко О.Г. Охорона праці та цивільний захист [Електронний ресурс] : навч. посіб. для студ. спеціальностей 132 «Матеріалознавство» та 136 «Металургія» / О.Г. Левченко // КПІ ім. Ігоря Сікорського. – Електронні текстові дані (1 файл: 26,1 Кбайт). – Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2019. – 337 с.
74. ДСН 3.3.6.042-99. – Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень.
75. ДБН В.2.5-28 2006. – Інженерне обладнання будинків і споруд // Природне і штучне освітлення, затверджені наказом Міністерства будівництва, архітектури та житлово-комунального господарства України від. 2006. Т. 15.
76. Москальова В. М. Охорона праці: Інтерактивний комплекс навчально-методичного забезпечення / В. М. Москальова. – Рівне: НУВГП, 2009.
77. ДСН 3.3.6.037-99. – Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку.
78. Практикум із охорони праці. Навчальний посібник / За ред. канд. техн. наук, доцента В. Ц. Жидецького. – Львів: Афіша, 2000. – 32 с.
79. НРБУ-97 – Норми радіаційної безпеки України.
80. ДСН 239-96. – Про затвердження державних санітарних правил та норм.
81. ДСП 6.177-2005-09-02. – Основні санітарні правила забезпечення радіаційної безпеки України.

82. Положення щодо розробки планів локалізації та ліквідації аварійних ситуацій і аварій, № 424/3717 від 30.06.1999 р.
83. НАПБ Б.03.002-2007. – Норми визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою.