

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Інженерно фізичний

(повне найменування факультету)

Фізичне матеріалознавство

(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

другий (магістерський)

(ступінь вищої освіти)

на тему: Вплив швидкості охолодження з розплаву на структуру
доевтектичного силуміну АК9

(назва теми)

Виконав(ла): студент(ка) 2 курсу, групи ІФ212м

Спеціальності 132 Матеріалознавство

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

Прикладне матеріалознавство

ВЕСЬОЛКІНА І.Л

(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

Керівник д.ф.-м.н. проф. ГІРЖОН В.В.

(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

Рецензент д.т.н. проф. МІТЯЄВ О.А.

(ПРІЗВИЩЕ та ініціали)

2023

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет _____ Інженерно фізичний _____
Кафедра _____ Фізичного матеріалознавства _____
Ступінь вищої освіти _____ Магістр _____
Спеціальність _____ 132 матеріалознавство _____
(код і найменування)
Освітня програма (спеціалізація) _____ прикладне матеріалознавство _____
(назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри Ольшанецький В.Ю

« _____ » _____ 20__ року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)
Весьолкіна Ірина Леонідівна

(ПРИЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)

1. Тема проєкту (роботи) Вплив швидкості охолодження з розплаву на структуру доєвтектичного силуміну АК9

керівник проєкту (роботи) д.ф.-м.н. проф. ГІРЖОН В.В.
(науковий ступінь, вчене звання, ПРИЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)

затверджені наказом закладу вищої освіти від «__» _____ 2023 року №__

2. Строк подання студентом проєкту (роботи) _____

3. Вихідні дані до проєкту (роботи) об'єкт дослідження – литий алюмінієвий сплав АК9, лиття у кокіль, методи дослідження – рентгенівський фазовий, металографічний аналіз, вимірювання мікротвердості.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Літературний огляд структури і властивостей силумінів: структурні зміни в силумінах при термічних обробках, вплив модифікування на основі властивості силумінів, вплив кінетичних параметрів на формування структури силумінів. Проведення експерименту, опис результатів дослідження: структура вихідного силуміну АК9, структурні зміни в силуміні при різних швидкостях охолодження розплаву, визначення швидкості охолодження за міждендритними відстанями.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, кількість слайдів, плакатів)

Діаграми стану системи Al-Si, штрих-рентгенограми сплаву АК9, термограми сплаву у різних частинах кокілью, мікроструктура сплаву в залежності від швидкості охолодження

6. Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	ПРИЗВИЩЕ, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
I	д.фіз.-мат. наук, ГРЖОН В.В.		
II	д.фіз.-мат. наук, ГРЖОН В.В.		
III	д.фіз.-мат. наук, ГРЖОН В.В.		
IV	к.т.н., доц., НЕСТЕРОВ О.В.		
НК	ст.викл. ФАСОЛЬС. О.		

7. Дата видачі завдання « 4 » вересня 2023 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів проєкту (роботи)	Примітка
1	Оформлення літературного огляду	10.09.2023	виконано
2	Ливарні і деформовані сплави алюмінію	12.09.2023	виконано
3	Сплави системи Al-Si	16.09.2023	виконано
4	Структурні зміни в силумінах при термічних обробках	20.09.2023	виконано
5	Вплив модифікування на основні властивості силумінів	25.09.2023	виконано
6	Вплив кінетичних параметрів на формування структури силумінів	29.09.2023	виконано
7	Виготовлення зразків для досліджень	10.10.2023	виконано
8	Рентгенівський фазовий аналіз	12.10.2023	виконано
9	Металографічний аналіз	18.10.2023	виконано
10	Вимірювання мікротвердості	24.10.2023	виконано
11	Структура вихідного силуміну АК9	09.11.2023	виконано
12	Структурні зміни в силуміні при різних швидкостях охолодження розливу	14.11.2023	виконано
13	Визначення швидкості охолодження за меж дендритними відстанями	16.11.2023	виконано
14	Підготовка доповіді на захист	28.11.2023	виконано

ВЕСЬОЛКІНА І. Л.

Студент(ка)

(підпис)

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

ГРЖОН В. В.

Керівник проєкту (роботи)

(підпис)

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

ЗМІСТ

С.	
6	Вступ.....
8	1 Літературний огляд
8	1.1 Ливарні і деформовані сплави алюмінію.....
12	1.2 Сплави системи Al- Si.....
14	1.3 Структурні зміни в силумінах при термічних обробках.....
18	1.4 Вплив модифікування на основі властивості силумінів.....
25	1.5 Вплив кінетичних параметрів на формування структури силумінів...25
31	2 Матеріали і методи досліджень.....
31	2.1 Виготовлення зразків для досліджень.....
33	2.2 Рентгенівський фазовий аналіз.....
35	2.3 Металографічний аналіз.....
38	2.4 Вимірювання мікротвердості.....
41	3 Результати та їх обговорення.....
41	3.1 Структура вихідного силуміну АК9.....
42	3.2 Структурні зміни в силуміні при різних швидкостях охолодження розплаву.....
48	3.3 Визначення швидкості охолодження за міждендритними відстанями.....
50	4 Охорона праці та безпеки у надзвичайних ситуаціях.....
50	4.1 Аналіз потенціальних небезпек.....
52	4.2 Заходи по забезпеченню безпеки.....
56	4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці.....
57	4.4 Заходи з пожежної безпеки.....
58	4.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях.....
60	Висновки.....
61	Перелік джерел посилань.....

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до магістерської роботи: 64 с., 16 рис., 6 табл., 38 джерел.

СИЛУМІН, ДІАГРАМА СТАНУ, ЕВТЕКТИКА, ДЕНДРИТ, КОКІЛЬ, РЕНТГЕНОГРАМА, МІКРОТВЕРДІСТЬ, АЛЮМІНІЄВИЙ СПЛАВ, ВИЛИВОК, МІКРОСТРУКТУРА, ОХОЛОДЖЕННЯ, КРЕМІЙ

Виконання дипломної магістерської роботи передбачає засвоєння отриманих при навчанні в університеті знань, набування навичок в складанні плану огляду комплексних досліджень, наукових робіт викладених у літературі на тему властивостей та зміни структури алюмінієвих сплавів при різних видах термічної обробки, впливу швидкості охолодження на структуру силумінів, впливу модифікування на властивості сплавів системи алюміній-кремній, класифікація алюмінієвих сплавів.

В дипломній роботі досліджувався вплив швидкості охолодження з розплаву на формування структури доевтектичних силумінів, отриманих шляхом лиття в кокіль спеціальної будови.

Метою роботи є дослідження структурно-фазових перетворень, що відбуваються при охолодженні. За допомогою металографічного, рентгеноструктурного методів, вимірювання мікротвердості та теоретичного розрахунку розміру зерен була досліджена структура зразків у залежності від швидкості охолодження.

Вирішення означених питань неможливе без вивчення попередніх наукових досліджень за даною темою (огляду літератури), врахування властивостей матеріалів та без проведення випробувань механічних властивостей, отримання залежностей властивостей від хімічного складу, структури, параметрів обробки та умов випробувань.

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

σ_b , МПа – поріг міцності;

σ_t , МПа – поріг текучості;

ψ , % – відносне подовження;

δ , % – відносне звуження;

H_μ , ГПа – мікротвердість;

T – температура за Кельвіном

ВСТУП

Алюміній - найлегший (після магнію) конструкційний матеріал, що має питому міцність, аналогічну сталям. Його повсюдно застосовують завдяки технологічності та невисокій вартості. Широкого поширення набули силуміни (сплави систем Al-Si, AlSiMg'n'Al-SiCu-Mg), магналії (сплави систем Al-Mg та Al-Mg-Si), а також сплави системи Al-Cu-Mn. Силуміни відносяться до герметичних середньоміцних сплавів, магналії - до корозійностійких, а сплави системи Al -Cu -Mn-до високоміцних.

На теперішній час в таких галузях як авіа-космічна, автомобілебудування, суднобудування є велика потреба у впровадженні конструкцій, які будуть володіти досить гарними механічними властивостями, здатними витримувати значні навантаження, а також різні термічні навантаження. Окрім механічних властивостей такі конструкції повинні мати досить невисоку масу та бути доступними по ціні. Саме такі характеристики можуть об'єднувати сплави на основі алюмінію з додаванням таких легуючих компонентів як: Li, Cu, Zn, Cr, Mg, Mn, Si, Fe, Zr та рідкоземельних елементів.

З'ясовано, що умови кристалізації надають вирішальний вплив на формування структури та властивостей сплавів. Кристалізація супроводжується перерозподілом розчинених компонентів сплаву між твердою та рідкою фазами, що в певних умовах може призвести до хімічної неоднорідності виливки, утворення нерівноважних фаз, розширення сфери існування твердого розчину, подрібнення мікроструктури сплавів. Найбільший вплив на вказані процеси надає швидкість кристалізації виливка.

На сьогоднішній день алюміній та сплави на його основі є одним з основних конструкційних матеріалів, які знайшли своє широке застосування у різних галузях сучасної промисловості. За об'ємом виробництва алюміній

та сплави на його основі посідають друге місце в світі після сплавів на основі заліза. Одним із основних напрямків застосування алюмінію є авіакосмічна та транспортна промисловість. Це пов'язано з тим що алюміній має ряд переваг, які вигідно виділяють його серед інших конструкційних матеріалів. Найбільш значними перевагами алюмінію, які обумовлюють його поширеність в авіаційному будівництві, є його висока корозійна стійкість, мала густина, висока міцність та ударна в'язкість. Застосування алюмінію в якості основного матеріалу при виготовленні різноманітних конструкцій транспортних засобів, дозволяє значно знизити вагу конструкції, що призводить до підвищення маневреності всієї конструкції, а також зниження витрат пального. Крім того, алюміній добре піддається формуванню та литтю, а також подальшій механічній обробці, що дозволяє виготовляти з нього різноманітні деталі та конструкції складної конфігурації. Однак в чистому вигляді алюміній має ряд недоліків, таких як, низькі твердість та температура плавлення. Значно підвищити характеристики алюмінію дозволяє введення в нього різних легувальних елементів та модифікаторів.

У зв'язку з сучасним прогресом та постійним розвитком галузі авіабудування та транспортної промисловості в цілому, до конструкційних матеріалів висуваються все більш високі вимоги. Щоб відповідати вимогам сучасного світу потрібно постійно проводити дослідження та намагатись знаходити нові шляхи поліпшення якості та підвищення властивостей конструкційних матеріалів.

І ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1. Ливарні і деформівні сплави алюмінію

Алюміній – метал світло-сріблястого кольору. Добре полірується. Полірована поверхня достатньо довго зберігає дзеркальність. Температура плавлення алюмінію 933К. Кристалічна ґратка – ГЦК, поліморфні модифікації відсутні. Алюміній має малу густину ($2,7 \text{ г/см}^3$), високу корозійну стійкість та пластичність, парамагнітний. Окремі фізичні властивості алюмінію наведені в табл.1.1.

Таблиця 1.1 – Фізичні властивості алюмінію [1]

Атомна маса	26,9825
Атомний радіус, нм	0,143
Атомний об'єм, $\text{см}^3/\text{г-атом}$	10,0
Період ґратки, нм	0,40413
Температура плавлення, $^{\circ}\text{C}$	660,24 (для Al чистоти 99,996%); 658 (для технічно чистого Al чистоти 99,5%)
Температура кипіння, $^{\circ}\text{C}$	2327
Питома теплоємність, кал/(гград)	0,215
Питома теплопровідність, кал/(см ·сек ·град)	0,538
Коефіцієнт лінійного термічного розширення, 1/град	$24,3 \cdot 10^{-6}$
Питомий електроопір, Ом·см	$2,66 \cdot 10^{-6}$
Модуль нормальної пружності, МПа	7100
Модуль зсуву, МПа	2660

Алюміній має високу електро- та теплопровідність. Електропровідність Al чистоти 99,997% становить 65,5% від електропровідності міді (він знаходиться на четвертому місці після Ag, Cu, Au). Присутність домішок (особливо Mn, V, Cr, Ti) в Al знижує його електро- і теплопровідність [1].

Сплави алюмінію (Al), що містять деяку кількість міді (Cu), марганцю (Mn), магнію (Mg) і цинку (Zn) за міцністю і твердістю не поступаються деяким вуглецевим сталям. Ці сплави відносять до тих, що піддаються гарячому та холодному деформуванню: вони добре обробляються тиском, куванням, штампуванням, плющенням і різанням [2, 17].

Усі технічні алюмінієві сплави класифікують на основні діаграми стану на ливарні та деформівні (рис. 1.1). Деформівні поділяють на сплави, які зміцнюються та не зміцнюються термообробкою. Теоретично межею між цими сплавами має бути межа насичення твердого розчину при кімнатній температурі [18].

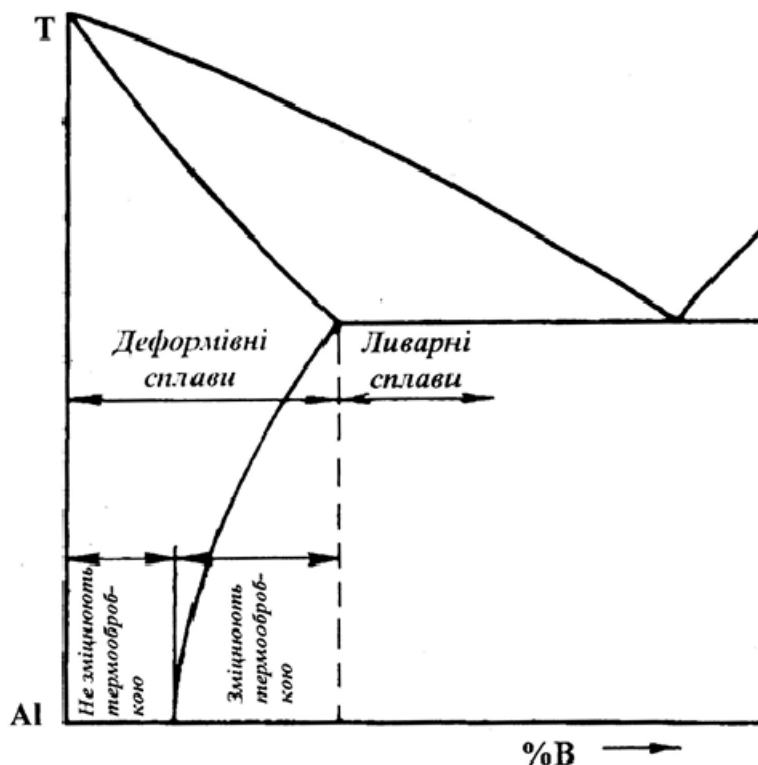


Рисунок 1.1 - Класифікація алюмінієвих сплавів за діаграмою стану Al-B [18]

До деформованих алюмінієвих сплавів, що не зміцнюються термічною обробкою, відносяться алюмінієві сплави з марганцем або магнієм.

Зміцнення сплавів досягається в результаті утворення твердого розчину і меншою мірою надлишковими фазами.

Сплави легко обробляються тиском (штампування, згинанням тощо), добре зварюються і мають високу корозійну стійкість. Обробка різанням ускладнена. Вони застосовуються для зварених та клепаних елементів конструкцій, що зазнають незначних навантажень і потребують високого опору корозії. Наприклад сплави АМц, АМг₂, АМг₃ знайшли застосування при виготовленні ємностей для рідин (баки для бензину), трубопроводів, палубних надбудов, морських та річних суден, у будівництві (вітражі, перегородки, двері, віконні рами тощо).

Для середньо навантажених деталей і конструкцій використовують сплави АМ5 і АМг6 (рами та кузова вагонів, підвісні навантажені стелі, ліфти, корпуси та щогли суден тощо) [18].

Найрозповсюдженіший представник групи деформівних алюмінієвих сплавів, які зміцнюються термічною обробкою, є дюралюмін[3]. Цей сплав містить близько 4% Cu та 1% Mg та Mn, а також Fe та Si. Хоча основними домішками є мідь та магній, цей сплав можна віднести до сплавів системи Al-Cu-Mg. Кремній та залізо є постійними домішками, які потрапляють у сплав внаслідок застосування недостатньо чистого алюмінію.

Структура дюралюміну у відпаленому стані складається з твердого розчину і вторинних включень різних інтерметалідних сполук.

Після гартування від температур близько 773K основна кількість сполук Al_2Cu та Mg_2Si розчиняється в алюмінії, але сполуки заліза залишаються нерозчинними. Тому в загартованому стані структура складається з твердого розчину на основі алюмінію і включень нерозчинних сполук заліза.

Дюралюмін належить до алюмінієвих сплавів, які старіють природно, тому найвищі механічні властивості в нормальному дюралюміні отримують після 5-7 діб природного старіння [18].

Алюмінієві сплави широко застосовують для різних видів литва, оскільки вони добре заповнюють форму, точно відтворюють ливарну модель. Ливарні алюмінієві сплави, що містять кремній (Si), називаються силумінами.

З таких сплавів відливають циліндри, корпуси, поршні, кронштейни і інші деталі авіаційних і автомобільних двигунів, агрегатів, приладів тощо.

Межу між сплавами цих двох груп визначає межа насичення твердого розчину при евтектичній температурі.

Зміна технологічних властивостей у зіставленні з діаграмою стану показує, що сплави із вмістом компоненту меншим від межі розчинності мають найбільшу пластичність і найменшу міцність при високій температурі, отже добре піддаються гарячій обробці тиском.

Наявність евтектичної структури різко зменшує пластичність, здатність пресуватися, прокатуватися, куватися і при деякому вмісті евтектики (зазвичай незначному) така обробка стає нездійсненною.

Загальний об'єм пор у відливках плавно змінюється, але їх розміри і розподіл залежать від температурного інтервалу кристалізації. При великому інтервалі пори відливок, як правило, малі і розподілені за всім перерізом відливки.

Концентрація компонентів у ливарних сплавах повинна перевищувати граничну розчинність при високій температурі з двох причин: по-перше, для створення міцності, достатньої для того, щоб внутрішні напруження у литої (невідпаленої) деталі не викликали б утворення тріщин; по-друге, для підвищення рідкотекучості [18].

Таким чином, алюмінієві сплави можна класифікувати, як ливарні і деформівні на основі діаграм стану. Разом з тим ливарні сплави не повинні містити багато евтектики (більше 15 - 20 % за об'ємом) через погіршення механічних і деяких технологічних властивостей.

Всі ливарні сплави можуть зміцнюватися в результаті термічної обробки, але ступінь зміцнення є тим меншою, чим більше ливарний сплав легований, тобто чим більше в структурі евтектики.

1.2 Сплави системи Al-Si

Характер взаємодії алюмінію з кремнієм визначається діаграмою стану Al-Si. Остання відноситься до системи з двох компонентів, що утворюють евтектику і мають необмежену розчинність в рідкому і обмежену в твердому стані. Ця діаграма стану розроблялася багатьма дослідниками [4], а потім уточнювалася головним чином щодо меж взаємної розчинності алюмінію і кремнію у твердому стані [32]. Тут, як і в усіх інших металевих системах, кількість евтектики, температура її твердіння, а також положення ліній ліквідусу значною мірою визначаються швидкістю охолодження при кристалізації сплавів, тобто відповідають лише деякому наближенню до рівноважного стану.

Прагнення підвищити зносостійкість бінарних Al-Si-сплавів призвело до створення легованих силумінів. Введення легуючих елементів у подвійні силуміни дозволяє підвищити твердість цих сплавів як за рахунок утворення в них інтерметалевих фаз, так і за рахунок традиційного методу зміцнення – термічної обробки [5].

Силуміни з домішками міді та магнію є найпоширенішими в промисловості сплавами. За концентрацією кремнію такі сплави так само, як і бінарні силуміни, поділяють на доевтектичні, евтектичні та заевтектичні. При цьому, якщо доевтектичні леговані силуміни використовують, звичайно, як конструкційні сплави з підвищеними вимогами до механічних властивостей, то евтектичні й заевтектичні силуміни застосовують, в основному, для виробництва поршнів двигунів внутрішнього згорання, що

вимагає підвищених вимог до їх жароміцності, термоциклічної міцності та зносостійкості [33].

Найбільш повний збіг експериментальних даних при вивченні діаграми стану Al-Si (рис. 1.2) отримано щодо евтектичної концентрації (11,7% Si) та температури плавлення евтектики (850 K).

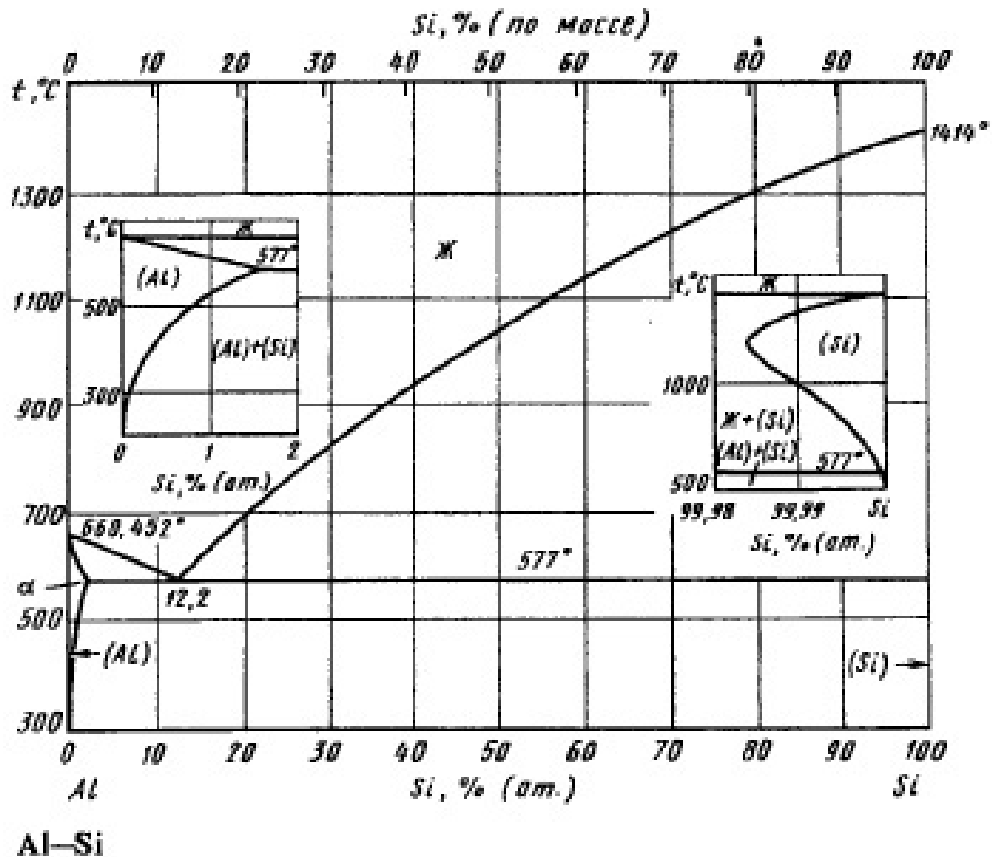


Рисунок 1.2 -Діаграма стану Al-Si[5]

Розчинність алюмінію в кремнії є дуже малою, тому можна вважати, що в системі Al-Si присутній чистий кремній. При одночасній присутності кремнію і заліза з'являються нові фази – потрібні хімічні сполуки заліза, кремнію і алюмінію[3]. Присутність цих сполук, особливо при їх розміщенні на границях зерен, зменшує пластичність алюмінію.

З діаграми стану Al-Si видно, що розчинність кремнію в твердому алюмінії при температурі 823 K складає близько 1,3 %, при 473 K – 0,1 %, а при 298 K – 0,05 %. Кремній з алюмінієм сполук не утворює, тому він

виявляється в структурі сплавів у вигляді окремих включень або в подвійній евтектиці, кількість якої зростає із збільшенням змісту кремнію в сплавах до 11,7 %. Як кількість евтектики, так і температура її плавлення досить помітно залежать від швидкості кристалізації: чим вища швидкість, тим більшим є вміст кремнію в евтектиці [5, 6].

Отже, мікроструктура подвійних сплавів може складатися лише з двох фаз: твердого розчину кремнію в алюмінії та твердого розчину алюмінію в кремнії. Але оскільки розчинність алюмінію в кремнії є незначною, то кристали (зерна) твердого розчину алюмінію в кремнії в [7] розглядаються як зерна практично чистого кремнію.

1.3 Структурні зміни в силумінах при термічній обробці

Термічною обробкою називаються штучні зміни структури сплаву та його властивостей шляхом певного термічного впливу [19]. За певних режимів вона сприяє зростанню міцності та твердості, дозволяє підвищити пластичність, покращує оброблення різанням тощо.

Застосовують три основні види термічної обробки: відпал, гартування та старіння. Для зняття залишкових напружень в литих деталях використовують гомогенізуючий відпал. Процес відпалу полягає в тому, що вироби витримують протягом певного проміжку часу при температурах, нижчих від фазових перетворень у сплаві.

Для підвищення міцності і твердості матеріал необхідно піддати гартуванню (нагрівання сплаву до температури вище точки фазового перетворення з наступним швидким охолодженням) і старінню. Гартування дає ефект тільки в сплавах, що містять компоненти, що характеризуються обмеженою розчинністю в алюмінії. Шляхом загартування переводять у твердий розчин компоненти сплавів, малорозчинні при кімнатної

температури. Сплави після гартування уявляють собою пересичені тверді розчинами, вони знаходяться в метастабільному стані і прагнуть шляхом розпаду повернутися до стабільного стану.

В залежності від природи сплаву розпад твердого розчину відбувається або при кімнатній температурі, або вимагає дещо підвищеної температури. Процес розпаду пересиченого загартованого твердого розчину називається старінням і, у свою чергу, супроводжується зміною фізико-механічних властивостей. Режим нагрівання та охолодження при гартуванні суттєво впливає на розвиток процесу старіння та на механічні властивості [38].

Ступінь пересиченості твердого розчину прямо залежить від температури; одночасно зростає кількість вакансій у кристалічній ґратці, що сприяє ефективності старіння. Тому корисно застосовувати ступінчасте нагрівання під гартування.

У техніці прийнято використовувати умовні позначення для різних видів термічної обробки. Так у [20] їх позначають так:

- T1 - штучне старіння без попереднього гартування для поліпшення оброблюваності литих деталей різанням;
- T2 - відпал для зменшення ливарних залишкових напруг, усунення наклепу після механічної обробки та підвищення пластичності;
- T4 - гартування для підвищення характеристик міцності;
- T5 - гартування та короткочасне (неповне) штучне старіння для отримання досить високих значень міцності та пластичності;
- T6 - загартування та повне штучне старіння для отримання максимальної міцності при деякому зниженні пластичності;
- T7 - гартування та стабілізуюче старіння для отримання достатньої міцності та порівняно високої стабільності структури та геометричних розмірів;
- T8 - гартування та стабілізуюче старіння для отримання підвищеної пластичності та стабільності геометричних розмірів за рахунок зниження міцності в порівнянні з одержуваними при обробці за режимами T5, T6 і T7.

Гартування алюмінієвих сплавів полягає в нагріванні їх до температури, при якій легуючі компоненти повністю або частково розчиняються в ґратці алюмінію, витримці при цій температурі і швидкому охолодженні до кімнатної температури [35]. В результаті обробки структура, отримана при високих температурах, зберігається і при кімнатній температурі, оскільки при швидкому охолодженні твердий розчин не встигає розпастися. При цьому вміст легуючих компонентів у ґратці алюмінію після гартування значно перевищує їх граничну рівноважну концентрацію при кімнатній температурі. Тобто після гартування утворюється пересичений твердий розчин елементів, що входять до складу інтерметалевих фаз в алюмінії.

Фінальною операцією термічної обробки є старіння, яке може бути використане як для зміцнення, так і для знеміцнення загартованого матеріалу. В процесі старіння починається розпад пересиченого твердого розчину, що призводить до значного додаткового зміцнення. Розпад пересиченого твердого розчину при підвищенні температури та збільшенні тривалості витримки відбувається за схемою, запропонованою в [35]:

а) утворення в твердому розчині зон Гіньє-Престона (ГП), що являють собою субмікроскопічні області твердого розчину, збагачені легуючими елементами;

б) ріст зон ГП, підвищення в них концентрації легуючих елементів до рівня вмісту в рівноважній фазі і впорядкування взаємного розташування атомів алюмінію і легуючих елементів у зонах;

в) утворення зон, когерентних матриці, часток проміжних фаз, що мають свої ґратки, відмінні від ґратки алюмінію та рівноважної інтерметалевої фази;

г) утворення з виділень проміжної фази часток стабільної фази.

Гартування застосовують для сплавів, які зазнають фазових перетворень у твердому стані. В промислових алюмінієвих сплавах спостерігається лише один вид фазових перетворень: при нагріванні

інтерметалеві фази розчиняються в алюмінії, а при охолодженні виділяються з твердого розчину.

Таким чином, гартування є ефективним лише для алюмінієвих сплавів, що містять компоненти, розчинність яких у гратці алюмінію зростає з температурою: Cu, Mg, Si, Zn, причому в кількостях, що перевищують розчинність при кімнатній температурі [35].

Силуміни, що не містять, окрім кремнію, інших елементів, застосовуються без додаткової термічної обробки [8]. У деяких випадках проводять відпал виливків для зняття внутрішніх напружень.

Силуміни, що містять, окрім кремнію, мідь, магній, цинк та інші елементи піддають гартуванню та штучному старінню з метою підвищення механічних властивостей.

Тривалість [20] витримки при нагріванні під гартування визначається швидкістю розчинення зміцнюючих фаз і залежить від складу сплавів, структури та умов нагріву. На тривалість витримки при температурі, від якої проходить гартування, впливають також товщина стінок деталей та їх конфігурація. Для масивних, складних за конфігурацією деталей рекомендується застосовувати повільне ступінчасте нагрівання із завантаженням у піч при температурі не вище 573 К. Температура та тривалість витримки при штучному старінні залежать від фазового складу сплавів, маси та призначення деталей. Час перерви між гартуванням та штучним старінням впливає на механічні властивості сплавів. Так, при перерві між гартуванням і старінням тривалістю понад 3 години відносне видовження сплаву АЛ9 підвищується на 40% (з 5,0 до 9,3%), межа міцності дещо знижується. Навпаки, для сплаву АЛ19 після перерви 6 год спостерігається зниження відносного видовження та межі міцності. Отже, необхідно враховувати час перерви між гартуванням та штучним старінням для отримання оптимальних властивостей у виливків зі сплавів на основі різних систем.

В залежності від поєднання температури та часу витримки при штучному старінні можна підвищити міцність чи пластичність сплавів. В останньому випадку відбувається коагуляція продуктів розпаду, зниження зміцнюючих характеристик та підвищення стабільності геометричних розмірів внаслідок зменшення залишкових напружень. Цей процес називається стабілізуючим старінням.

1.4 Вплив модифікування на основні властивості силумінів

Силуміни відносяться до герметичних середньоміцних сплавів, магналії – до корозійностійких, а сплави системи Al-Cu-Mn - до високоміцних. Проте у немодифікованому стані алюмінієві сплави мають крупнозернисту або пластинчасту морфологію (у силумінів), що знижує їх механічні властивості.

Традиційні модифікатори поділяють дві групи [8]: перша – модифікація тугоплавкими частками (інокуляція); друга – модифікація поверхнево-активними елементами (лімітація). До модифікаторів алюмінію першої групи відносять Ti, Zr, V, TiC, TiB₂ тощо; до модифікаторів другої – Na, Sr, Sb, Ba тощо.

Модифікатори першої групи(роду) в розплаві утворюють високодисперсну колоїдно-дисперсну завись. Окремі частинки цієї суспензії служать зародками, навколо яких утворюються і ростуть кристали. Модифікатори цієї групи збільшують кількість центрів кристалізації. Вони не повинні хімічно взаємодіяти з розплавом, повинні бути тугоплавкими, щоб забезпечити тверду фазу в розплаві, що модифікується, і ізоморфними з кристалами розплаву [20]. При цьому деякі модифікатори, згідно з цими вимогами, формуються безпосередньо в розплаві. Так, наприклад, титан сам по собі не є модифікатором, а інокулятором служить інтерметалідна сполука

Al_3Ti , що утворюється в розплаві безпосередньо при реакції алюмінію і флюсу, який містить титан, або вводиться в розплав у вигляді лігатури. Так як модифікатори першого роду впливають на зерна α -твердого розчину, вони є досить універсальними і підходять для алюмінієвих сплавів усіх систем.

Модифікатори другого роду в розплаві адсорбуються на межах кристала, що зародився, і знижують швидкість його зростання, зменшення якої призводить до зростання проміжку часу від початку виникнення зародків до остаточного твердіння розплаву. Збільшується також число центрів кристалізації, в результаті чого спостерігається більш дрібнозерниста структура. Дані модифікатори застосовують найчастіше в доевтектичних та евтектичних силумінах для перетворення грубої евтектичної структури, що містить голчасті кристали кремнію, на дрібнодисперсну.

Існує кілька відомих теорій, що пояснюють подрібнення евтектичного кремнію добавками модифікаторів, які вміщують натрій: теорія переохолодження, адсорбційна та колоїдна [21]. Однак жодна з цих теорій не в змозі узагальнити всі процеси, що спостерігаються в розплаві [8, 9].

Найбільш ефективним модифікатором евтектики Al-Si є натрій; модифікуюча дія інших елементів А групи Періодичної системи елементів Менделєєва виражена слабше. У табл. 1.2 представлені порівняльні дані про модифікуючу здатність елементів I-VI груп елементів [1].

Якщо модифікуючий вплив натрію визнається усіма дослідниками [10, 37], то вплив інших елементів є дещо спірним. Ефективними модифікаторами евтектики Al-Si є: Na 0,1%; Do 2,0%; Bi 3,5%; Pb 1,5%; Cd 7,0%; Sb 1,5%; Ca 1,0%; Li 1,0%; Mg 3,0%; Cr 0,7%; Mn 1,0%; Zn < 0,3%; S < 0,1%; Ni < 0,3%. Звісно, введення в сплави Al-Si , наприклад, 7% Cd не можна розглядати як модифікування малими добавками. Кремній з магнієм, залізом і марганцем утворює сполуки Mg_2Si , AlMnSi , AlMnFeSi . Сполука Mg_2Si розчиняється в алюмінії, тому сплави системи Al - Si з добавками магнію зміцнюються термічно шляхом гартування і штучного старіння.

Таблиця 1.2- Модифікатори евтектики Al-Si [1]

Елемент добавки	Концентрація добавки, % мас.	Температура введення, К	Максимальна ступінь модифікування
Li	0,075	1256-1759	0
Na	0,075	883	0
		911	20
		950	80
		1239	100
		1172	100
K	0,075	833	0
		1172	60
Rb	4,20	1130	70
Cs	4,20	1142	20
Mg	0,073	1137-1741	0
Ca	0,082-0,16	1093-1461	25
P	0,728	873-1268	0
As	0,08-0,014	885-1270	10
Sc	0,0765	913-1322	10
Cd	0,076	885-1366	5
S	0,07	973	0
Zn	0,07	1073	0
Bi	0,082	1179	0
In	0,082	1119	0
Pb	0,082	1457	0

Хоча концентрація кремнію в силуміні не впливає на розчинність фази Mg_2Si в алюмінії, збільшення його кількості сприятливо позначається на формі виділення цієї фази, що спричиняє підвищення механічних властивостей. Такий ефект спостерігається зокрема у силумінів з 0,1 - 0,3 % Mg, у яких підвищення вмісту кремнію з 5 до 10 % спричиняє значно більше зростання межі міцності, ніж цього можна було б чекати тільки при збільшенні концентрації кремнію. У даному випадку, ймовірно, підвищення гетерогенності сплаву призводить до зростання

дефектів структури, які можуть служити центрами зародків метастабільної β' -фази, що виділяється.

Зміцнення силумінів можна здійснити також шляхом зміни їх хімічного складу за рахунок комплексного легування елементами [10]. Комплексне легування сплавів берилієм і титаном дозволило ще більше підвищити міцність сплавів системи Al-Si-Mg (наприклад, сплав АЛ34).

При введенні в алюмінієві сплави перехідних металів з малим числом електронів на d -оболонці (скандію, титану, цирконію, ніобію, молібдену тощо), тобто з великою акцепторною здатністю, при кристалізації в зародках твердої фази, якими є первинні виділення алюмінідів перехідних металів, виникають міцні міжатомні зв'язки. Це визначає високу стабільність зародків, їх малий критичний розмір, велику кількість, а отже, і дрібнозернисту структуру сплаву [10].

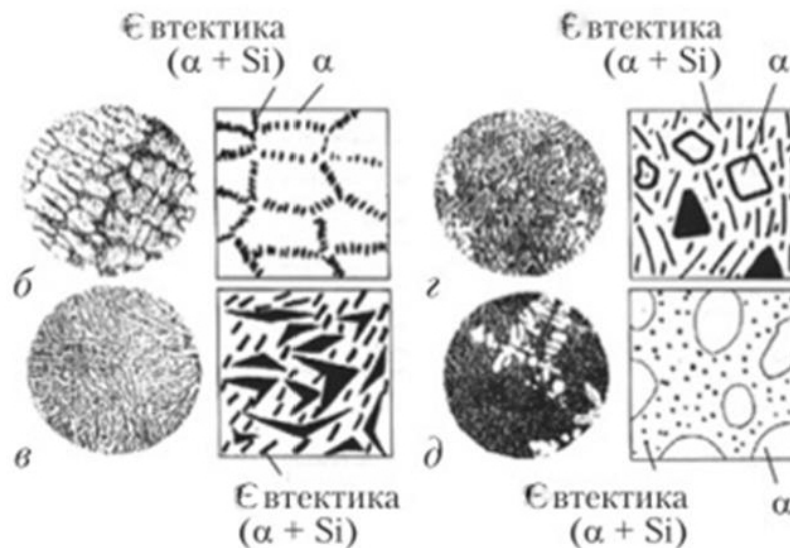
При легуванні титаном може утворюватися інтерметалідна сполука Al_3Ti . При цьому разом з подрібненням зерна твердого розчину внаслідок різкого зростання міжзеренної поверхні (число зерен на 1 см^2 поверхні в алюмінії зростає до 200 разів при введенні 0,075 % титану) відбувається подрібнення інших фаз, що виділяються в твердому стані, і досягається більш рівномірний їх розподіл за об'ємом зерна, що приводить до підвищення механічних властивостей сплаву.

Різке подрібнення зерна твердого розчину і других фаз, що виділяються, досягається також при легуванні алюмінієвих сплавів малими добавками цирконію і бору.

Підвищення механічних властивостей сплавів системи Al-Si-Mg при введенні до їх складу титану і комплексному легуванні титаном, бором і цирконієм обумовлено не лише зміною литої структури сплавів, але також і зміною їх сприйнятливості до термічної обробки. Титан, цирконій і бор чинять істотний вплив на кінетику розпаду твердого розчину сплавів системи Al-Si-Mg, сприяють ранньому виділенню з розчину метастабільної фази, а також збільшенню кількості і ступеня дисперсності часток, що виділяються.

Підвищення механічних властивостей спостерігається вже при введенні малих добавок означених елементів. Це пояснюється тим, що такі добавки сприяють підвищенню концентрації вакансій при гартуванні, а отже, інтенсифікують процеси дифузії магнію і кремнію при старінні, полегшуючи утворення зародків метастабільної β' - фази.

При вмісті титану понад 0,3% утворюються крупні кристали Al_3Ti пластинчастої форми, що сприяє окрихчуванню сплаву і різкому зниженню його пластичності.



б- доевтектичний; в- евтектичний; г- заевтектичний; д – модифікований

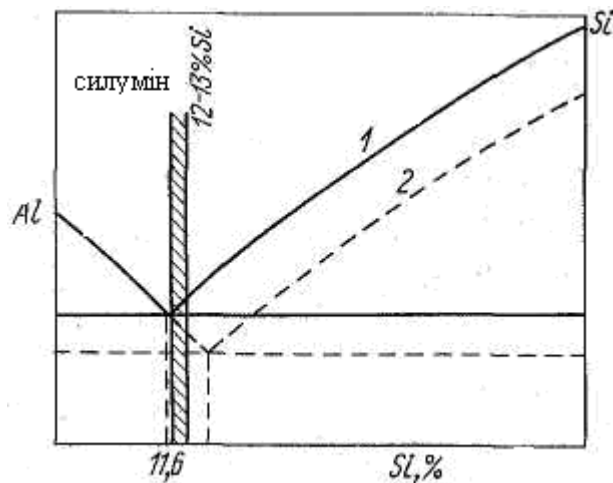
Рисунок 1.3 - Мікроструктура силумінів [10]

Порівнюючи мікроструктури сплавів (рис. 1.3), необхідно зазначити, що грубі виділення кремнію і найбільший розмір зерна спостерігаються у сплавів, які не містять титану, бору і цирконію. Найбільший ефект подрібнення зерна твердого розчину і структурних складових досягається при сумісному введенні в сплав титану, бору і цирконію. Присутність в сплаві тугоплавких з'єднань бору, цирконію і титану, які розташовуються на границях дендритних осередків і в центрі блоків зерна твердого розчину,

сприяє більш рівномірному розподілу легуючих елементів по зерну твердого розчину, отриманню дисперсної структури і, отже, зростанню механічних властивостей сплавів.

При збільшенні змісту магнію до 0,6 % міцність сплавів помітно зростає, при цьому межа міцності досягає 327 МПа, а відносне видовження - 2.3 %.

Введення модифікатора (означених вище речовин в кількості до 1 % від маси рідкого сплаву) ускладнює кристалізацію кремнію. В результаті температура виділення кремнію і температура кристалізації евтектики знижуються (рис.1.4).



1 – без модифікування; 2 – після модифікування

Рисунок 1.4 – Вплив модифікування на кристалізацію в системі
Al – Si [1, 21]

Оскільки кристалізація евтектики відбувається при нижчих температурах, то продукти кристалізації стають більш дрібнозернистими.

Заевтектичний сплав з 12...13 % Si (рис. 1.4) в результаті зсуву лінії початку кристалізації кремнію і кристалізації евтектики до нижчої температури стає доевтектичним.

Подрібнення структури і відсутність первинних виділень крихкого кремнію покращують механічні властивості. Так, немодифікований сплав з 13 % Si має $\sigma_B = 140$ МПа, при $\delta = 3\%$. Після модифікування властивості цього сплаву наступні: $\sigma_B = 180$ МПа, $\delta = 8\%$.

До цього часу немає теорії, яка дозволяла б пояснити всі процеси структуроутворення при модифікуванні. Мікроскопічні дослідження показали, що провідною фазою при кристалізації модифікованих силумінів виступає не кремній, як в немодифікованих сплавах, а алюміній. Істотну роль в процесі модифікування відіграє адсорбція натрію або сполука NaAlSi , яка утворюється при модифікуванні на гранях зростаючих кристалів кремнію. Руйнування граничних шарів вібрацією розплаву зводить нанівець результати модифікування.

Найповніше природа модифікування силумінів пояснюється теорією, згідно з якою на першій стадії евтектичної кристалізації ріст кристалів кремнію гальмується утворенням адсорбційних шарів натрію або його сполук. Різко знижуючи лінійну швидкість кристалізації кремнію, модифікатор створює умови для зростання дендритів алюмінію, внаслідок чого алюміній стає провідною фазою при зростанні евтектичної колонії.

Надалі форма виділення кремнію визначається формою дендриту алюмінію. На цій стадії зростання дендритної колонії, вирішальний вплив на подрібнення частинок кремнію мають не плівки, що утворюються на них, а сам характер дендритної кристалізації. Тому найбільш ефективними модифікаторами служать ті елементи, які разом із зменшенням лінійної швидкості росту кристалів кремнію сильно впливають на форму зростання дендритів алюмінію, роблячи тоншою їх внутрішню будову.

Внаслідок широкого розповсюдження силумінів у різних областях промисловості на сьогодні розроблено значну кількість модифікаторів для них. Проте, не зважаючи на це, пошуки оптимальних модифікаторів і методів термічного впливу на службові характеристики силуміні продовжуються.

1.5 Вплив кінетичних факторів на формування структури силумінів

Критична швидкість охолодження розплаву залежить як від хімічного складу легуючих компонентів, так і від технології виробництва (литва, гомогенізації, обробки тиском тощо) та структурного стану легуючих компонентів. Як правило, для забезпечення різних властивостей сплавів потрібні різні критичні швидкості охолодження [37].

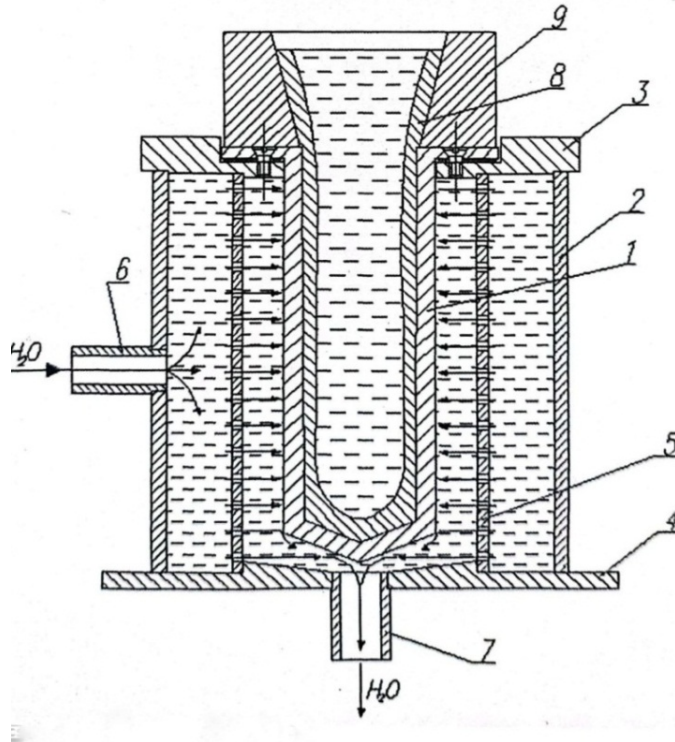
В [38] досліджували вплив швидкості охолодження при кристалізації твердих розчинів на склад осьових ділянок дендритів алюмінію. Було встановлено, що $v_{охол} \sim 10 \div 10^6$ К/с в сплавах системи Al-Mg не впливає на склад осьових ділянок дендритних гілок, а отримана концентрація компонентів в центральній частині гілки відповідає складу точки рівноважного солідусу. На периферійних ділянках дендритів фіксували максимальний вміст розчиненого компоненту, хоча його значення не перевищувало граничної розчинності при евтектичній температурі згідно з рівноважною діаграмою стану. При $v_{охол} > 10^6$ К/с утворюється однорідний твердий розчин такого ж складу, що й рідка фаза, тобто процес кристалізації відбувається бездифузійно.

Прискорена кристалізація сплаву евтектичного типу призводить не лише до утворення пересичених твердих розчинів, але й до значних змін у будові евтектичних колоній. При дослідженні евтектичних алюмінієвих сплавів системи Al-Ge в [22] встановлено, що в умовах, близьких до рівноважних, формується евтектика скелетного типу, а при $v_{охол} \sim 10^2$ К/с вона має шарувату форму. Отже, підвищення швидкості охолодження призводить до розгалуження скелетного остову провідної фази. Оскільки, згідно з [11], сплави на основі Al-Si за типом та властивостями компонентів є подібними до сплавів системи Al-Ge, то розгляд останніх у подальшому може допомогти зрозуміти процеси формування дендритних колоній в системі Al-Si при високих швидкостях охолодження.

Деякі сплави евтектичного типу можуть кристалізуватися без утворення первинних кристалів у цілому інтервалі складів [11, 23]. Структури, які формуються при цьому, називають квазіевтектичними. Існують два підходи до пояснення механізму їх утворення. Згідно з першим підходом, утворення квазіевтектичних колоній пов'язано зі швидкістю зародження фаз. Швидке утворення зародків другої фази в контакт з зародками першої фази, яка виникла раніше, призводить до того, що обидві фази залишаються у вигляді дуже дрібних кристаликів, величина яких не перевищує розміри компонентів евтектичної суміші. Другий підхід ґрунтується на тому, що формування квазіевтектики пов'язано зі швидкістю росту фаз. При наявності певного переохолодження в сплавах неевтектичного складу швидкість росту евтектики може бути більшою від швидкості росту окремих первинних фаз. Тому на діаграмі стану сплаву може бути нанесена температурно-концентраційна область, усередині якої утворення первинних кристалів пригнічується і обидві фази ростуть разом з утворенням квазіевтектичних колоній. Області формування квазіевтектики для сплавів системи Al-Cu та Al-Ge були встановлені експериментально та наведені в [11], відповідно.

Механічні та експлуатаційні властивості заготовок із силумінів багато в чому залежать від дисперсності їхньої мікроструктури. На сьогодні найбільш поширеним способом подрібнення структури відливків є модифікування. Воно, як відомо, має такі основні недоліки: відносно малий час живучості модифікатора (20-25 хв для флюсів, що містять натрій), відсутність універсальності, екологічна небезпека [23]. Все це передбачає необхідність розробки нових методів диспергування мікроструктури виливки. Найбільш перспективним із них є підвищення швидкості затвердіння [24]. В даний час ливарні металеві форми не дозволяють охолоджувати виливок з такою швидкістю, при якій можна було б відмовитися від модифікаторів. Це пов'язано з тим, що при литті силумінів в основному використовують кристалізатори із щільною системою охолодження, яка накладає певні

обмеження на швидкість твердіння відливки. Розроблено ефективнішу струменеву систему охолодження кристалізатора. Вона дозволяє підвищити його охолоджувальну здатність більше, ніж у 2 рази [25].



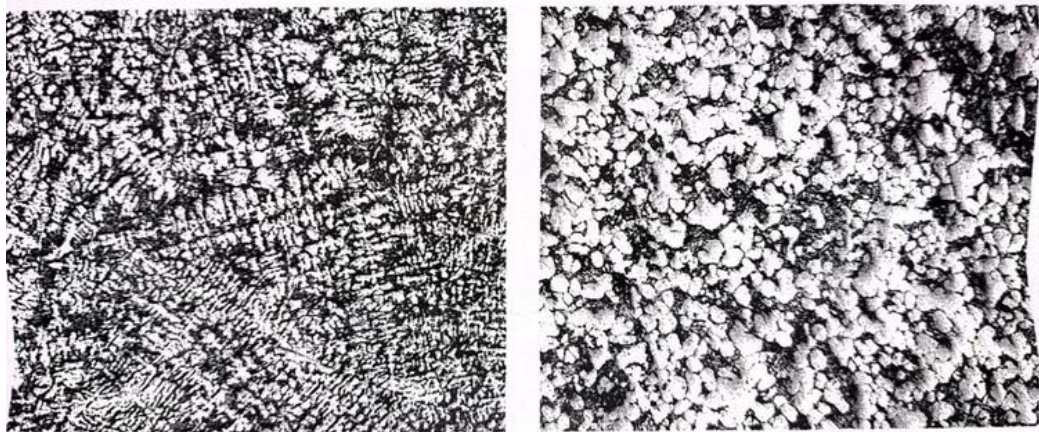
1 - стакан; 2 - корпус; 3 - верхній фланець; 4 - нижній фланець; 5 - екран; 6 - патрубок, що підводить рідину; 7 - патрубок, що відводить рідину; 8 -відливок; 9 – захоплювач

Рисунок 1.5 - Схема лиття в кокіль зі струменевою системою охолодження[26]

Автори роботи [34] досліджували лиття силумінів у кокіль з струменевою системою охолодження. Для визначення впливу охолодження металевої ливарної форми на мікроструктуру одержуваних відливоків було розроблено кокіль із струменевою системою охолодження (рис. 1.5) [26].

Литтям у кокіль зі струменевою системою охолодження при витраті води 50 м³/год та тиску 4 атм були отримані дослідні відливки діаметром 50 мм та висотою 170 мм із сплавів АК9, АК12, АК18. Як основу шихти

використовували чушки алюмінію марки А7 та силуміну АК12, лігатуру $Al + 40\% Si$. Плавку проводили у графітовому тиглі. Модифікатори не застосовували. Температура заливки сплаву АК9 у кокіль становила 1073 К, АК12 - 1123 К і АК18 – 1173 К. Із середньої частини відливків вирізали поперечні шліфи. Після їх шліфування, полірування та хімічного досліджували мікроструктуру середньої частини шліфу. Результати порівнювали з результатами дослідження мікроструктури заготовок, одержаних із застосуванням модифікаторів. Було встановлено, що інтенсивність струменевого охолодження істотно впливає на розмір фазових складових відливків з доевтектичних, евтектичних та заевтектичних силумінів.

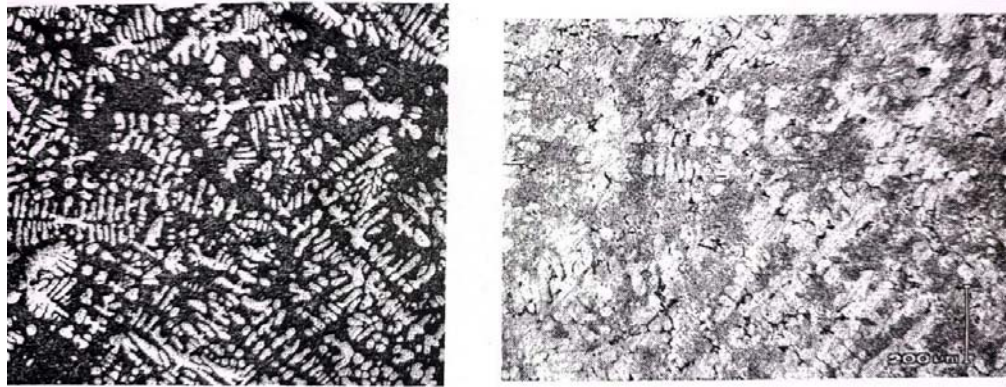


а б

а - лиття в кокіль зі струминною системою охолодження; б - лиття в кокіль по звичайній технології з використанням модифікатора, $\times 200$

Рисунок 1.6 - Мікроструктура сплаву АК9 [26]

Так, у дослідних заготовках із сплавів АК9 та АК12 дисперсність кристалів евтектичного кремнію складала 1,0-1,5 мкм, а зерен α -фази 30-40 мкм (рис. 1.6, а, 1.7, а). У заготовках із тих же сплавів, але отриманих за технологією із застосуванням флюсів, розмір кристалів кремнію складав 5-10 мкм, а розмір α -фази 60-80 мкм (рис. 1.6, а, 1.6, б).

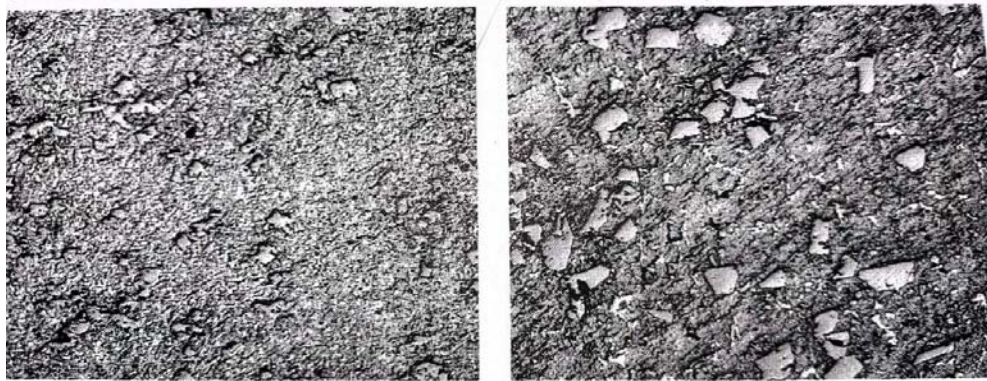


а

б

а - лиття в кокіль зі струминною системою охолодження; б - лиття в кокіль по звичайній технології з використанням модифікатора, $\times 200$

Рисунок 1.7- Мікроструктура сплаву АК12[26]



а

б

а - лиття в кокіль зі струминною системою охолодження; б - лиття в кокіль по звичайній технології з використанням модифікатора, $\times 100$

Рисунок 1.8 - Мікроструктура сплаву АК18[26]

У дослідних заготовках із сплаву АК18 розмір кристалів евтектичного кремнію становив 2-3 мкм, а первинних кристалів кремнію 20-25 мкм (рис 1.8, а). В заготовках, отриманих із застосуванням фосфоровміщуючих лігатур, аналогічно дисперсність становила 5-8 мкм та 40-50 мкм, відповідно (рис. 1.8, б).

Таким чином, кокіль із стуменевою системою охолодження дозволяє одержати зразки із силумінів доевтектичного, евтектичного, та заевтектичного складу з дисперсною мікроструктурою без застосування модифікаторів.

В [26] було зазначено, що швидкість охолодження розплаву впливає на будову зливку. Встановлено, що підвищення швидкості охолодження призводить до утворення в структурі зливку різних зон. Так при невисоких швидкостях охолодження в структурі сплаву переважно формується зона з рівноосними кристалами. Подальше збільшення швидкості охолодження призводить до формування стовпчастих кристалів, а умовах інтенсивного відводу тепла формуються віялоподібні кристали.

Встановлено, що охолодження литих заготовок, з доевтектичного силуміну, суттєво впливає на їх структуру, що дозволяє отримати виливки з повністю модифікованою мікроструктурою без застосування модифікаторів.

2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Виготовлення зразків для досліджень.

Металеві вироби не завжди мають однорідну структуру. Щоб одержати достовірні результати структурного аналізу, необхідно правильно вирізати зразок. Зразки вирізають із найбільш характерних зон металопродукції. Якщо передбачається неоднорідність структури за висотою або довжиною виробу, то вирізається декілька зразків із різних найбільш характерних зон. Розмір і форма зразків визначається завданнями дослідження, габаритами, конфігурацією досліджуваного виробу, технічною обладнаністю лабораторії [14].

Для досліджень в роботі використовувався доєвтектичний сплав АК9, отриманий згідно з ДСТУ 2839-94.

Хімічний склад сплаву наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад алюмінієвих сплавів АК9 [1]

Сплав	Хімічні елементи (мас. %)										
	Si	Al	Mn	Mg	Cu	Zn	Ni	Ti	Pb	Sn	Cr
АК9	8,0- 11,0	85.1- 91.6	0,2- 0,5	0,2- 0,4	до 1	до 0,5	до 0,3	-	-	-	-

Матеріал стандартних зразків виготовляли шляхом відливки у кокіль. Заливка відбувалася у кокіль спеціальної конструкції розроблений та виготовлений на ВАТ „ЗалК”.

Кокілем називається раз’ємна форма, призначена для багаторазового використання. Роз’ємні напіформи забезпечують оптимальне відведення тепла від охолоджуючого розплаву. При цьому час виготовлення виливків істотно скорочується. Це дозволяє отримувати деталі з високою якістю

поверхні і заданими механічними властивостями, які можна коригувати в процесі додаткової термообробки.

Техніка шліфування при виготовленні металографічних шліфів, як відомо, є визначальною. В залежності від розташування перетину поверхні шліфів треба розрізняти повздовжні, поперечні та косі шліфи. Обробку шліфуванням ведуть за допомогою абразивних матеріалів та інструментів вручну або на шліфувальних машинах. Напрямок шліфування зразка повинно виконуватись вздовж та поперек, для досягнення ідеально гладкої поверхні, без видимого напрямку шліфовки зразка.

Найчастіше за все при шліфуванні використовується шліфувальна шкурка (шліфувальний папір). При маркуванні шліфувальної шкурки за допомогою умовних позначень обов'язково вказується спосіб нанесення абразивного матеріалу, формат, тип абразивного матеріалу, його зернистість.

При підготовці зразків добрі результати дають алмазні пасти (як полірувальний засіб), що складається з порошків, жирів, зв'язуючих і поверхнево - активних речовин. В залежності від зернистості порошку, пасти бувають грубі, середні, тонкі. Шліфування такими пастами є хіміко-механічною обробкою: під час обробки на дрібних виступах поверхні зразка утворюються плівки сірчастих і окисних сполук (тому що у пасті міститься стеарин, олеїнова кислота, гас, сода), які при терті легко зриваються і поверхня зразка вирівнюється.

Процес полірування займає 3–5 хвилин (на кожній операції). Чим м'якший досліджуваний метал, тим обережніше потрібно проводити процес шліфування і полірування.

При поліруванні тканина рівномірно змочується полірувальною рідиною—суміш абразивного матеріалу (Cr_2O_3 або Al_2O_3) із водою. При поліруванні шліф періодично повертається для більш рівномірної обробки всієї поверхні [15].

2.2 Рентгенівський якісний фазовий аналіз

В дипломній роботі для рентгенографічних досліджень було використано дифрактометр ДРОН-3. Принцип його дії заснований на дифракції рентгенівських променів від атомних площин кристалографічної ґратки досліджуваної речовини. Пучок рентгенівських променів, падаючи на кристал, відбивається від атомних площин у відповідності із законом Вульфа-Бреггів:

$$2d \sin \theta = n\lambda \quad (2.1)$$

Дифрактограма багатофазної системи є результатом накладання рентгенограм окремих фаз, інтенсивності ліній яких пропорційні кількості фази зразка [37].

Перед тим як ідентифікувати фази, треба уважно розглянути дифрактограму. При цьому необхідно візуально поділити їх за характером розташування ліній, їхньої ширини та інтенсивності. Рентгенограма ГЦК фази, наприклад, визначається інтерференційними максимумами, розташованими почергово парами і поодиночі (сума квадратів індексів інтерференції складає 2, 4, 6, 8, 10, 12 і тощо). Рентгенограма ОЦК фази характеризується інтерференційними максимумами, що відокремлені один від одного приблизно на рівні відстані (сума квадратів індексів дорівнює 2, 4, 6, 8, 10, 12, 14 і тощо).

Якщо аналіз розташування ліній на дифрактограмі чи їх характер дозволяє визначити природу однієї фази або одна з фаз системи відома, то їх розподіл виконують наступним чином. Із загального ряду d_{hkl} виключають ряд, характерний відомій фазі. Для цього треба у довіднику (таблиці ASTM, наприклад) знайти дані про міжплощинні відстані цієї фази та співставити їх з рядом розрахованих значень. Для визначення фазового складу зразка при

зйомці дифрактограм необхідно підбирати умови, які дозволяють отримати високу точність і чутливість у визначенні інтенсивності ліній, а також забезпечити достатню точність у визначенні міжплощинних відстаней. [37].

Якщо фаза відома, то достатньо знати табличні значення d_{hkl} , що відповідають цій фазі, для виключення їх із загального ряду d_{hkl} . Якщо табличні дані у системі відносяться до фази, а розрахункові до твердого розчину на її основі, то обидва ряди d_{hkl} відрізняються, тому необхідно за виключеними значеннями d_{hkl} розрахувати параметр ґратки цієї фази та співставити їхні значення з даними для інтервалу гомогенності фази. Отримавши ряд d_{hkl} та інтенсивності дифракційних максимумів, які відповідають відомій фазі, співставляють цей ряд з загальним рядом d_{hkl} та виключають d_{hkl} відомої фази. Одночасно слідкують, щоб інтенсивності виключених ліній були пропорційні до інтенсивностей табличних значень, а також щоб у числі виключених містилися найбільш інтенсивні лінії. Після перевірки на правильність виключення відомої фази методом розрахунку її параметрів, перераховують відомі інтенсивності ряду d_{hkl} , що залишився. Далі нормують їх до самої сильної лінії з тих, що залишилися, та встановлюють другу фазу. Якщо природа фази відома або може визначитися умовами отримання зразка, то її ідентифікування проводять аналогічно.

Для визначення структури або належності до даної сингонії треба послідовно визначити чи належить фаза з відомим d_{hkl} до певної сингонії. Наведені у таблицях значення справедливі при умові, що значення θ'_i рентгенограми відповідає першому можливому інтерференційному максимуму з найменшими теоретично можливими індексами. Тому при вимірюванні рентгенограм треба уважно проглядати область малих брегівських кутів.

Після ідентифікування підраховують параметр ґратки за квадратичними формами та встановлюють речовину, структурним типом та параметром ґратки.

При розшифровці рентгенограм, отриманих від полікристалічної речовини із кубічною ґраткою, параметр ґратки a може бути визначений із будь-якого кута ковзання θ_i за формулою:

$$\sin \theta_i = \frac{\lambda}{2a} \sqrt{h_i^2 + k_i^2 + l_i^2} \quad (2.2)$$

Але для прецизійного вимірювання параметра ґратки вибираються дифракційні максимуми з якомога більшими індексами відображення, тобто з найбільш високими значеннями кутів θ , оскільки у цьому випадку похибка вимірювань буде мінімальною. Це легко показати з наступних міркувань:

Відносна похибка вимірювання параметра ґратки обчислюється за наступною формулою:

$$\Delta a = \operatorname{arctg} \theta \cdot \Delta \theta \quad (2.3)$$

Звідки випливає, що відносна похибка у визначенні параметра ґратки пропорційна похибці у визначенні кута відбиття θ і є тим меншою, чим більш далекими кутами дифракції вимірюється.

2.3 Металографічний аналіз

Класичний метод дослідження і контролю металевих матеріалів включає вивчення структури шліфа в оптичному мікроскопі. Цей напрямок у металознавстві називають металографією [16]. Структуру виявляють за допомогою травлення.

Мікроструктурою називається внутрішня будова металів, яка спостерігається за допомогою оптичних мікроскопів, що забезпечують

збільшення від 50 до 1500 разів. Мікроаналіз – один із найбільших часто використовуваних методів дослідження внутрішньої будови металів і сплавів. За допомогою мікроаналізу можна вивчити форму і розмір кристалічних зерен металів і сплавів, зміни внутрішньої будови, які відбуваються під впливом різного роду дій; можна побачити структуру сплаву, неметалеві включення, неоднорідності різного походження, розміри яких не можна зафіксувати неозброєними оком.

Для проведення мікроаналізу з випробуваного матеріалу вирізають зразок і шляхом шліфування, полірування та травлення готують його для дослідження під мікроскопом. Підготовлена для дослідження поверхня зразка називається мікрошліфом.

На сьогодні структуру виявляють шляхом хімічного або електролітичного травлення, при цьому реактив взаємодіє з полірованою поверхнею шліфа. Під дією реактивів у металах і сплавах передусім розчиняються виділення на границях зерен, що мають іншу хімічну природу. Кожна фаза розчиняється по-різному: одна структурна складова розчиняється в реактиві швидше, інша – повільніше. Структура стає видимою, при цьому відбивна здатність шліфа змінюється. Виникає рельєф, що складається з виступаючих фаз. Завдяки цьому стають видимі контури структурних складових [27].

Окремі структурні складові (фази) по-різному розчиняються й забарвлюються, тому шляхом травлення можна розрізняти хімічні і фізичні властивості металів і сплавів.

Травлення може бути загальним (виявляється вся мікроструктура) і вибіркоvim (виявляються деталі мікроструктури).

До травників звичайно входять кислоти (азотна, пікринова, сірчаста, хромова, соляна, плавикова, оцтова тощо), луги (їдкий калій та їдкий натрій), солі (окислювачі та відтворювачі). Операцію хімічного травлення проводять трьома способами:

а) зануренням зразка в травник;

- б) втиранням травника;
- в) змочуванням поверхні шліфа травником.

Для кращого спостереження за процесом травлення, зразок вміщують у реактив полірованою поверхнею догори. Реактив наливають у чашку з порцеляни, скла або кислотостійкої пластмаси. Товщина шару протравлювача над поверхнею шліфа повинна бути біля 5 мм.

Травлення шляхом втирання застосовують, щоб видалити осад, який утворюється на поверхні шліфа. При цьому кисень повітря також впливає на результати травлення. За допомогою злегка скрученого і просякненого реактивом тампону протирають поверхню шліфа. Тут є небезпека ушкодження поверхні шліфа подряпинами, тому цей спосіб травлення застосовується обмежено.

Якщо травник дуже швидко виявляє мікроструктуру, то використовують третій спосіб травлення – наносять декілька крапель травника піпеткою на поверхню шліфа, після чого зразок відразу промивають.

Якість травлення перевіряють під мікроскопом при робочому збільшенні. Якщо поверхня шліфа під мікроскопом дуже світла, не має чіткості контурів, то шліф недопротравлений (необхідно провести повторне травлення).

Якщо під мікроскопом поверхня шліфа темна, із широкими чорними границями – шліф перетравлений. У цьому випадку необхідна переполіровка.

Після закінчення травлення, щоб уникнути окислення, шліф очищають від залишків травника і продуктів травлення. Для цього його спочатку промивають у проточній воді, а потім протирають спиртом і сушать (струменем теплого повітря або прикладають фільтрувальний папір) [15].

У даній роботі для мікроскопічного дослідження брали зразки сплаву АК9. Зразки мали прямокутну форму, висотою приблизно 1.5 см та з поверхнею шліфа $0.5-1 \text{ см}^2$. В роботі використовували дводисковий станок типу NERIS для мокрого шліфування та для подальшого завершального

полірування. Шліфування проводилося з додаванням води на робочі диски, попередньо покриті абразивною шкуркою. Далі проводилася хіміко-механічна обробка зразків, тобто шліфування вручну на фотопапері за допомогою алмазної пасти. І завершальний етап – полірування пастою з тонкодисперсними абразивними частинками розміром до 1 мкм на тому ж станку, але вже не на абразивній шкурці на робочих дисках, а на спеціальному високоякісному драпі, змоченому гасом.

Для виявлення мікроструктури зразків, їх протравлювали водним розчином плавикової кислоти [27].

2.4 Вимірювання мікротвердості.

Вимірювання твердості різних матеріалів – є одним із найбільш легко та швидко здійснених видів механічних випробувань. Використовуючи цей метод, можна здійснювати швидкий і точний контроль якості виробів і матеріалів, а також проводити численні фізико-хімічні дослідження, що пов'язані з розпізнаванням речовин та вивченням їх властивостей, функцій та структурних перетворень у них.

Мікротвердість зразків вимірювалася за допомогою приладу ПМТ-3 [15]. Метод вимірювання мікротвердості металів та сплавів полягає у втискуванні алмазного наконечника у формі правильної чотиригранної піраміди в зразок під дією навантаження, прикладеного протягом певного періоду часу, і вимірі довжини діагоналі відбитку, що залишився на поверхні зразка після зняття навантаження (рис. 2.1).

Для того, щоб зробити відбиток, досліджуваний матеріал переміщують на предметному столику так, щоб обрати під мікроскопом місце для нанесення відбитку. Після цього переміщують об'єкт з предметним столиком так, щоб місце, обране на поверхні зразка, попало під вістря алмазної

піраміди. Цього можна досягти обертанням усього столика на 180° навколо своєї осі проти часової стрілки за допомогою гвинта предметного столика.

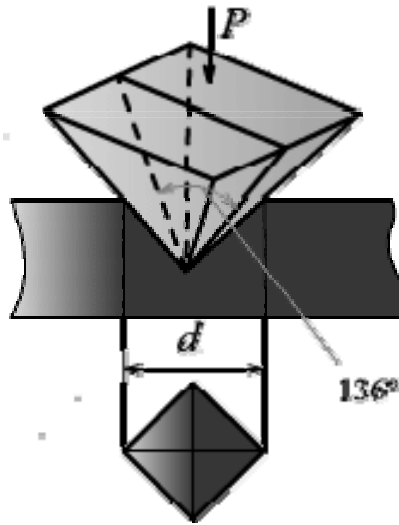


Рисунок 2.1 – Схема визначення мікротвердості [18]

Після визначення діагоналі відбитку чотиригранної алмазної пірамідки мікротвердість розраховували за формулою [18]:

$$H_{\mu} = \frac{P}{S} = \frac{2 \sin(\alpha/2)}{d^2} \approx \frac{1,854P}{d^2}, \quad (2.6)$$

де d – діагональ відбитку, мм;

α – просторовий кут при вершині (136°);

P – нормальне навантаження в Н, прикладене до алмазного наконечника.

Поверхня зразка, що досліджувався, попередньо шліфувалася і полірувалася, після чого піддавалася травленню реактивами, які застосовуються для металографічного аналізу відповідних сплавів. На кожному зразку проводилося не менше 10 вимірів з різних ділянок, після чого розраховувалося середнє значення мікротвердості для кожного зразка за формулою

$$H_{\mu}^{cp} = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n H_{\mu}^i, \quad (2.5)$$

де n – число вимірів;

H_{μ}^i - результати окремих вимірів.

Після проведених розрахунків проводилася статистична обробка результатів і визначалося середнє квадратичне відхилення (дисперсія) за формулою

$$D = \frac{1}{n(n-1)} \sum_{i=1}^n (H_{\mu}^i - H_{\mu}^{cp})^2 \quad (2.6)$$

В нашій роботі спочатку на приладі ПМТ-3 виміряли мікротвердість технічного алюмінію. При цьому для швидкого визначення мікротвердості користувалися таблицею чисел твердості, при випробовуваннях алмазною пірамідкою з кутом при вершині 136° [6]. Навантаження на інденторі вибиралося рівним 50 г. Далі вимірялася мікротвердість досліджуваних зразків АК9, попередньо оброблених лазерним випромінюванням, та порівнювалася з мікротвердістю технічного алюмінію.

3 РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Структура вихідного силуміну АК9

Фазовий склад сплавів системи Al-Si за рівноважних умов описується за допомогою діаграми стану (рис. 3.1)

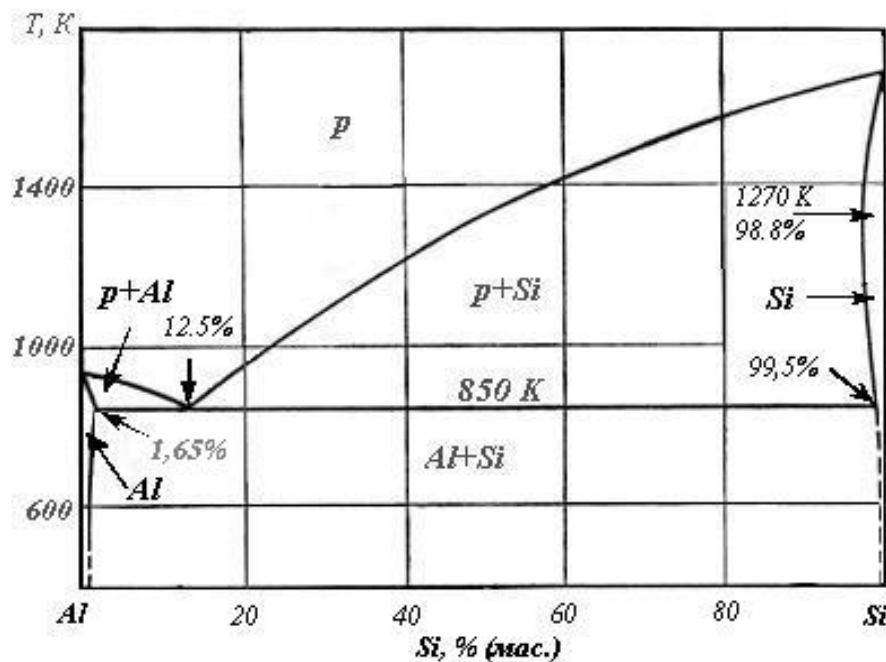


Рисунок 3.1 – Діаграма стану системи Al-Si[5]

Згідно з діаграмою стану розчинність кремнію в ГЦК-гратці алюмінію за температури 850 К складає близько 1,65 мас. %. Зі зниженням температури знижується й розчинність: при 500 К, наприклад, вона складає 0,01 мас. %. Кремній з алюмінієм не утворює будь-яких сполук, тому він виявляється в структурі сплавів у вигляді окремих включень або у подвійній евтектиці Al-Si, кількість якої зростає зі збільшенням вмісту кремнію в сплавах до 12,5 мас. %. Як кількість евтектики, так і температура її плавлення значною мірою залежать від швидкості кристалізації: чим вищою є швидкість, тим більшим є вміст кремнію в евтектиці [1].

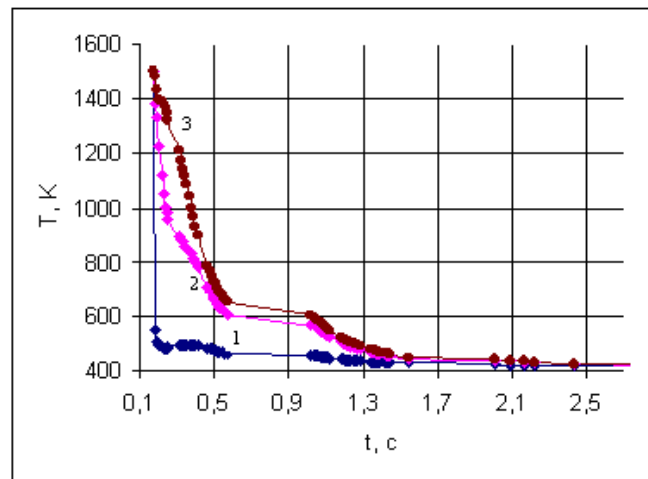
Таким чином, мікроструктура подвійних сплавів являє собою сукупність двох фаз: первинних кристалів (Al чи Si, в залежності від хімічного складу) та евтектики Al+Si.

Вихідна структура дослідженого сплаву АК9 була типовою для сплавів цього складу та являла собою дендрити алюмінію та евтектику (рис.3.4). Формування груборозгалуженого скелету кремнію в кремнієвоалюмінієвій евтектиці може бути пов'язано з тим, що сплав не було модифіковано при литті [37].

3.2 Структурні зміни в силуміні при різних швидкостях охолодження розплаву

В даній роботі було досліджено вплив швидкості охолодження на формування структури доевтектичного силуміну при відливанні розплаву в стальний кокіль. Кокіль було умовно поділено на три зони (рис.3.3), куди були встановлені три хромель-алюмелеві термомпари діаметром 0,3 мм. Холодні спаї термомпари виводились на цифровий мультиметр типу DT-838. За допомогою цифрового фотоапарату виконували серію знімків з інтервалом 1 с та фіксували час і температуру з трьох термомпар. За цими даними будували три термограми, наведені на рис. 3.2. Аналізуючи термограми (рис. 3.2), методом апроксимування прямими лініями ділянки охолодження розплаву, були отримані усереднені значення швидкості охолодження. Результати наведено у табл. 3.1.

Аналізуючи криві охолодження сплаву (рис. 3.2) було виконано розрахунок швидкостей охолодження за всією глибиною кокілю. Виявилось, що швидкість охолодження становила $0.5 \cdot 10^2$, $9 \cdot 10^2$ та $3 \cdot 10^3 K/c$ відповідно для верхньої, центральної та нижньої частини зливку (рис. 3.3).



1 – верх зливку, 2 – центр зливку, 3 – низ зливку

Рисунок 3.2 – Криві охолодження сплаву АК9.

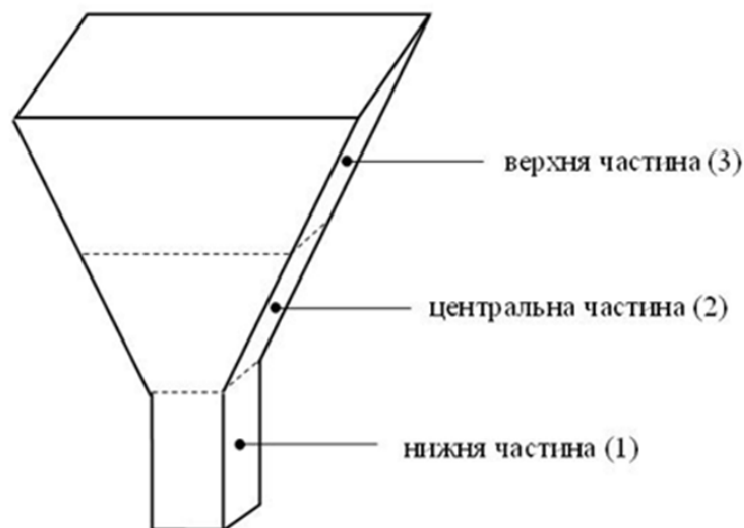


Рисунок 3.3 – Схематичне зображення кокілю, в який відливався розплав[28]

Щоб прослідкувати, як саме змінювалася структура досліджуваних зразків під час охолодження, було зроблено металографічний аналіз.

Згідно з даними металографічного аналізу (рис. 3.4) вихідна структура литого сплаву АК9 являла собою первинні дендрити алюмінію та тонкорозгалуджену евтектику Al – Si.

Таблиця 3.1 - Швидкості охолодження розплаву в кокiлi

Положення термопари	Швидкість охолодження розплаву v_{ox} , K/c
1	$\sim 5 \cdot 10^2$
2	$\sim 9 \cdot 10^2$
3	$\sim 3 \cdot 10^3$

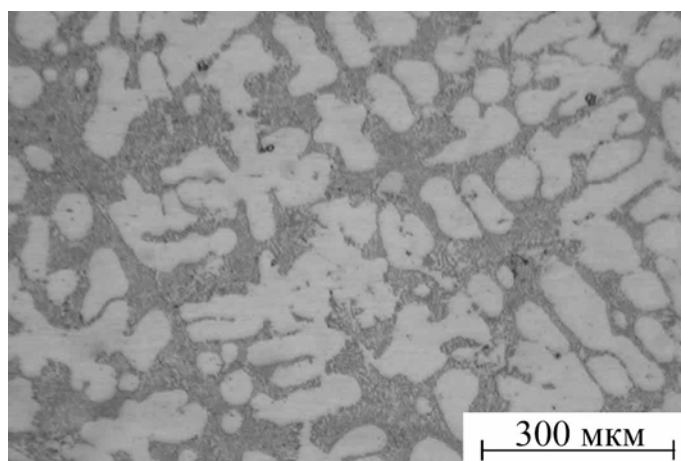


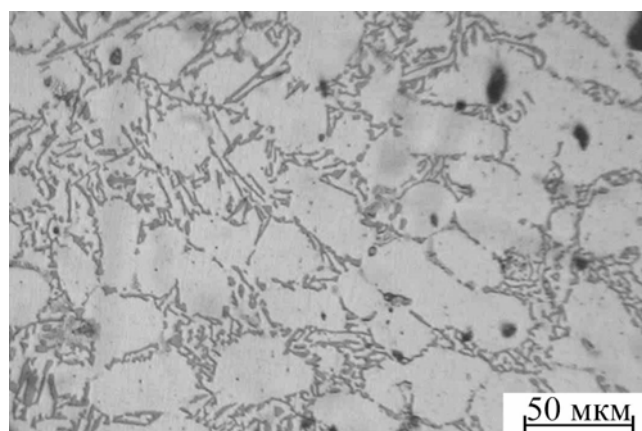
Рисунок 3.4 – Вихідна структура литого сплаву АК9

Формування такої евтектики пов'язано з модифікуванням розплаву флюсом, що призводить до накопичення його навколо граней кристалів кремнію та сповільнення їх зросту, що повністю узгоджується з теорією, описаною в [28].

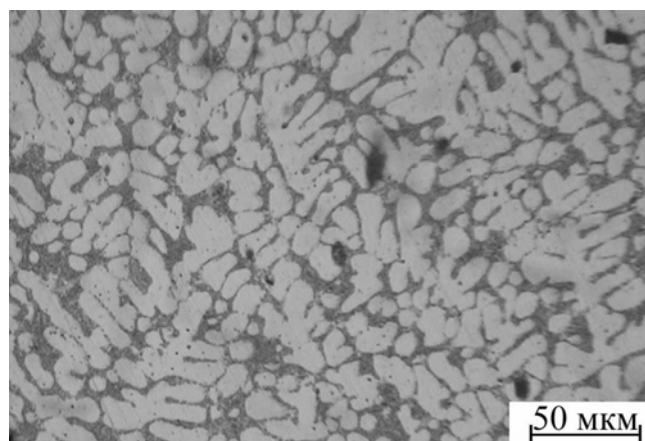
У верхній частині зливку (рис. 3.5, а), де швидкість охолодження є найнижчою, можна помітити, що світлі первинні дендрити алюмінію змінили свою форму, а тонкорозгалуджена евтектика Al-Si набула голчастого вигляду. Це може бути пояснено наявністю незначної кількості нерозчинених частинок кремнію в евтектиці Al-Si[28].

По мірі зростання швидкості охолодження розплаву АК 9, структурні елементи почали подрібнюватися (рис. 3.5, б). Неоднорідна дисперсна структура, що складалася з дезорієнтованих дендритів і нерівномірно

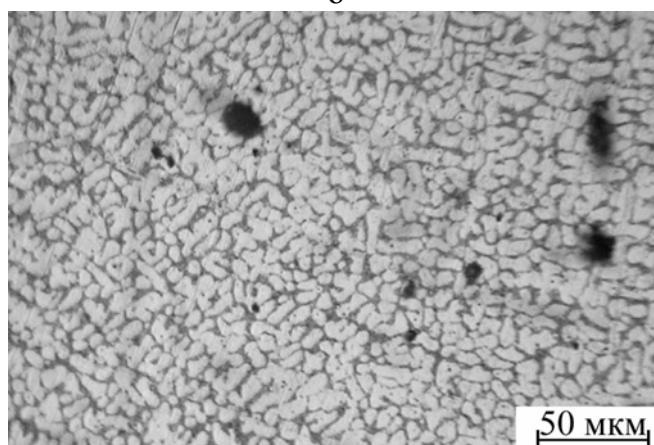
розподілених нерозчинених частинок кремнію набула орієнтації, направленої вздовж максимального тепловідводу.



а



б



в

а - верхня, б – центральна; в - нижня частини кокілю

Рисунок 3.5 – Мікроструктура сплаву АК 9

При найвищих швидкостях охолодження, які досягалися в зливку в нижній частині кокілю (рис. 3.5, в), спостерігалася значне підвищення ступеня дисперсності структури та зменшення розмірів евтектичних колоній. Згідно з [11] це призвело до підвищення дефектності структури внаслідок утворення термічних напружень при швидкому охолодженні та спричинило підвищення мікротвердості сплаву АК 9 в нижній частині кокілю у порівнянні з вихідною структурою (таблиця 3.1).

Таблиця 3.1 - Мікротвердість сплаву АК 9

Зразок	Фазовий склад	Мікротвердість, МПа
Литий стан	α - фаза	210
	евтектика	415
Верхня частина зливку	α - фаза	230
	евтектика	450
Центральна частина зливку	α - фаза	270
	евтектика	480
Нижня частина зливку	α - фаза+евтектика	420

Для отримання більш повної картини фазоутворення за глибиною кокілю сплаву АК9 було проведено рентгенофазовий аналіз (рис. 3.6).

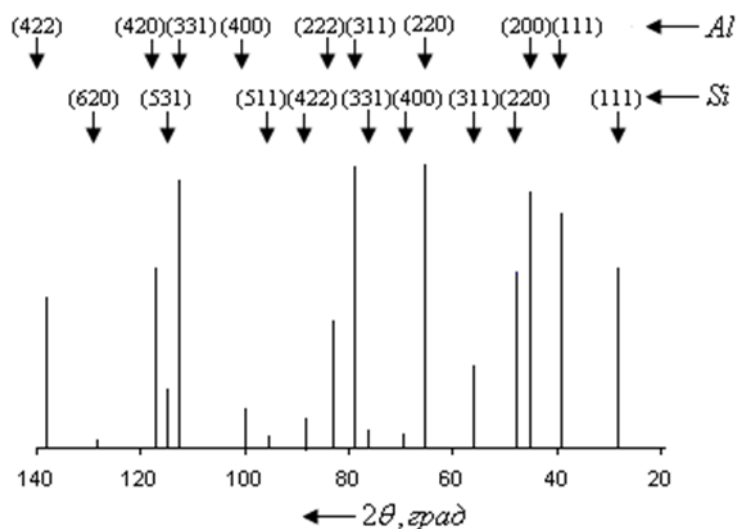
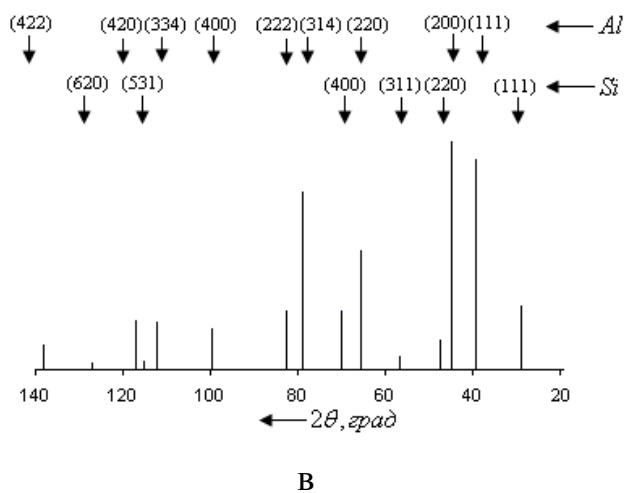
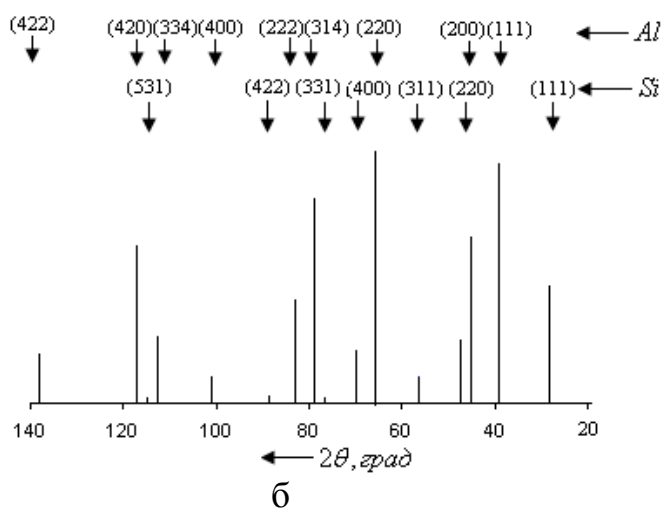
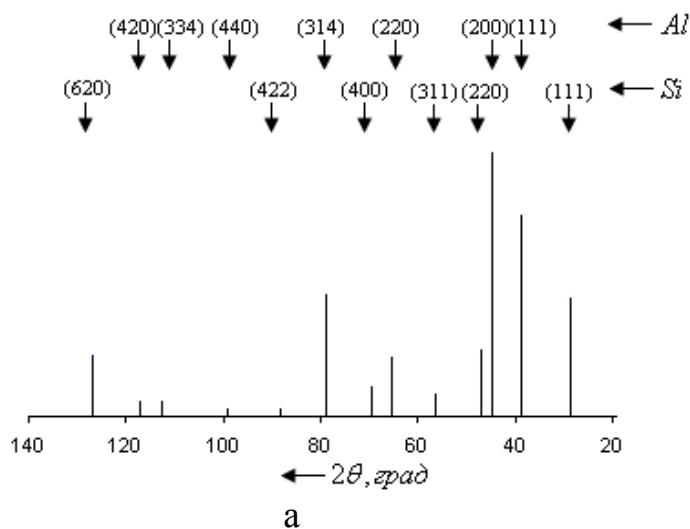


Рисунок 3.6 – Штрих-рентгенограма від поверхні литого зразка АК9



а - верхня , б – центральна; в - нижня частини кокілью

Рисунок 3.7 – Штрих-рентгенограми сплаву АК9

Виявилося, що в усіх ділянках сплаву фазовий склад не змінився, що добре видно з загального вигляду штрих-дифрактограм (рис. 3.7).

По мірі зростання швидкості охолодження, було помічено деяке зниження інтенсивностей дифракційних максимумів від ґратки кремнію. Це свідчило про його часткове розчинення в ґратці алюмінію, оскільки температура плавлення евтектичної суміші Al-Si є більш низькою, ніж температура плавлення твердого розчину.

Прецизійні вимірювання параметра ґратки ГЦК-фази на основі алюмінію, виконані за положенням центра тяжіння лінії (422), показали його зменшення з 0,40490 до 0,40484 нм (центральна частина кокілю), та з 0,40490 до 0,40464 нм (нижня частина кокілю). Таке зменшення параметра ґратки можна пояснити частковим розчиненням в ГЦК-ґратці алюмінію атомів кремнію, що знаходилися раніше в евтектиці, та утворенням пересиченого твердого розчину кремнію в алюмінії.

3.3 Визначення швидкості охолодження за міждендритними відстанями

На відміну від способу визначення швидкостей охолодження за термограмами, тобто кривими охолодження сплаву (рис. 3.2), є ще один, більш поширений метод – розрахунок швидкостей охолодження за міждендритними відстанями [12].

Відстань між гілками другого порядку називають дендритним параметром. Для його знаходження користуються такою залежністю

$$d = \frac{a}{v_{охл}^n}, \quad (3.1)$$

де d - дендритний параметр, мкм;

$v_{охл}$ - швидкість охолодження К/с;

a і n – постійні ($a \approx 45$ і $n = 1/3$) [23]

Вимірявши дендритні параметри сплаву АК9 для кожної частини кокілю (7,6 мкм, 3 мкм, 1,68 мкм, відповідно для верхньої, центральної та нижньої частини) та підставивши їх у формулу (3.1), було зроблено розрахунок швидкостей охолодження:

$$V_{охл.в.} = \left(\frac{a}{d}\right)^3 = \left(\frac{45}{7.6}\right)^3 \approx 2 \times 10^2 \text{ (К/с)}$$

$$V_{охл.ц.} = \left(\frac{a}{d}\right)^3 = \left(\frac{45}{3}\right)^3 \approx 3 \times 10^3 \text{ (К/с)}$$

$$V_{охл.н.} = \left(\frac{a}{d}\right)^3 = \left(\frac{45}{1.68}\right)^3 \approx 10^4 \text{ (К/с)}$$

З таблиці 3.2 видно, що швидкості охолодження, отримані експериментально з термограм зразків, та швидкості охолодження, теоретично розраховані за міждендритними відстаням, мають один порядок.

Таблиця 3.2 – Порівняння експериментальних та теоретичних швидкостей охолодження.

Зразок	Експерим. $V_{охл}, \text{К/с}$	Теоретич. $V_{охл}, \text{К/с}$
Верх зливку	0.5×10^2	2×10^2
Центр зливку	9×10^2	3×10^3
Низ зливку	3×10^3	10^4

Тому, порівнявши значення мікротвердості для зразків, відлитих у кокіль (420-450 МПа), а також розміри їхніх структурних складових, можна стверджувати, що швидкості охолодження силуміну, які досягалися при виливанні сплаву АК9 в кокіль [26], складатимуть близько $10^3 - 10^4$ К/с.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКИ У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані заходи з охорони праці при дослідженні структури досліджуваних зразків після лиття у кокіль.

4.1 Аналіз потенціальних небезпек

а) Небезпеки, пов'язані з порушеннями роботодавцями вимог НПАОП 0.00-7.11-12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників», а саме:

- вимог щодо організації безпеки на робочих місцях, що може бути пов'язано з не проведенням організаційних заходів щодо навчання та перевірки знань з ОП, а також усіх видів інструктажів, що може призвести до помилок, невикористанні захисних засобів та несвідомого порушення правил з ОП і, як наслідок, до випадків травматизму або загибелі.
- вимог щодо облаштування робочих зон, де знаходяться робочі місця, в частині відсутності захисних огорож, схем евакуації, загальної захарашченості або захарашченості аварійних виходів, що може призвести до виробничого травматизму.
- вимог щодо облаштування виробничих приміщень, що може бути пов'язано з втратою конструктивної міцності будівель і споруд, що може призвести до масової загибелі людей.

б) Можливість ураження електричним струмом внаслідок порушення правил електробезпеки, несправності електроспоживаючого обладнання, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту, що може призвести до електричних травм або летального наслідку.

в) Можливість отримання механічних травм при порізці шихти на стіркопильному верстаті у разі порушення правил з ОП при використанні металорізального інструменту.

г) Можливість ураження органів зору при модифікуванні та рафінуванні металевого сплаву, в результаті порушення технологічного процесу, правил захисту органів зору.

д) Можливість ураження органів зору при підготовці та очистці тигля роздавальних печей, в результаті порушення технологічного процесу, правил захисту органів зору.

е) Можливість ураження органів зору при підготовці та очистці кокіля, в результаті порушення технологічного процесу, правил захисту органів зору.

ж) Можливість отримання опіків при заливці кокіля при порушенні технологічного процесу при заливці кокіля.

з) Небезпеки, які пов'язані з перевіркою структури виливків методами рентгено-флуоресцентного аналізу, де основними небезпеками є іонізуюче випромінювання від джерел рентгенівського випромінювання, що може призвести, при відсутності захисних пристроїв або порушення регламенту, до ураження органів зору та зниження імунітету, як наслідок до розвитку загальних захворювань.

і) Небезпеки, пов'язані з підготовкою індукційної печі до плавки металу, а саме можливість вибуху у разі пошкодження футеровки та індуктора, що може призвести до руйнувань та загибелі людей, можливість механічних травм, опіків або руйнування печі при її завантаженні та розвантаженні у разі порушення правил її експлуатації.

к) Можливість отримання механічних травм при обрізці, зачистці виливків у разі порушення правил з ОП при використанні абразивного інструменту.

л) Можливість отримання механічних травм внаслідок порушень правил з охорони праці при підготовці зразків для випробування твердості,

механічних та технологічних властивостей та при безпосередніх випробуваннях. Основними небезпеками можуть бути: використання застарілого та небезпечного обладнання, порушення умов проведення випробувань.

м) Небезпеки які пов'язані з дослідженням фазового складу структури металу з використанням рентгеноструктурного аналізу на дифрактометрах типу ДРОН зокрема: негативний вплив іонізуючого випромінювання при порушенні методики досліджень або відсутності екрануючих пристроїв, нехтування захистом відстанню та часом, що може призвести до зниження імунітету та розвитку імунних захворювань, негативний вплив теплового випромінювання при дериватографії з використанням дилатометрів.

4.2 Заходи забезпечення безпеки

а) Усі працівники повинні пройти навчання та перевірку знань з питань охорони праці відповідно до «Типового положення про порядок проведення навчання і перевірки знань з питань охорони праці», затвердженого Держнаглядохоронпраці (Держпраці) від 26.01.2005 №15.

- вимоги до облаштування робочих зон передбачають справний робочий стан устаткування і захисних пристроїв, сприяння безпечних умов для усунення виявлених несправностей, які можуть негативно вплинути на безпеку і здоров'я працівників, можливість регулярного контролю і перевірок здатності функціонування захисних засобів і пристроїв, призначених для запобігання небезпеці або їх усунення.

- виробничі приміщення повинні мати достатню площу і висоту, для раціонального планування робочих місць відповідно до СНиП 2.09.04 – 87

«Административные и бытовые здания» та СНиП 2.09.02 – 85 «Производственные здания».

б) Забезпечення неможливості випадкового дотику до струмоведучих частин, що перебувають під напругою;

- електричний розподіл мережі;
- усунення небезпеки ураження з появою напруги на корпусах, кожухах та інших частинах електроустаткування, що досягається захисним заземленням, зануленням і захисним відключенням;
- захист від випадкового дотику до струмоведучих частин кожухами, огороженням або подвійною ізоляцією;
- контроль і профілактика пошкоджень ізоляції;
- компенсація ємнісної складової струму замикання на землю;
- застосування спеціальних електрозахисних засобів, блокувань, сигналізації та запобіжних пристроїв;
- організація безпечної експлуатації електроустановок

в) Обережне поводження з металорізальним інструментом;

- наявність інструкцій використання металорізальних інструментів;
- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку.

г) Контроль справності обладнання для проведення плавки металу;

- наявність інструкцій використання обладнання;
- використовувати спец. одяг та рукавиці;
- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів зі світлофільтром, які служать для захисту очей.

д) Обережне поводження з абразивним інструментом;

- контроль справності абразивного інструменту;
- наявність інструкцій використання абразивних інструментів;

- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку.

е) Обережне поводження з металорізальним та абразивним інструментом;

- контроль справності металорізального та абразивного інструменту;
- наявність інструкцій використання металорізальних та абразивних інструментів;
- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку.

ж) Контроль справності обладнання для проведення заливки кокіля;

- наявність інструкцій використання обладнання;
- використовувати спец. одяг та рукавиці;

з) Складання інструкцій, із вказівками порядку та правил проведення робіт;

- з берігання радіонуклідів у контейнерах у спеціальних сховищах;
- заборона робіт у приміщеннях з декількома джерелами радіації(з одним джерелом дозволяються).
- технічні заходи захисту полягають в екрануванні обладнання.Екрани виготовляють із алюмінію, оргскла, свинцю або вольфраму. Захисні екрани можуть бути: стаціонарними;пересувними; розбірними;настільними.

і) Контроль справності системи охолодження та цілісності футеровки, регулярне проведення планових ремонтів.

- контроль справності печі, регулярне проведення ремонту;
- використання спеціальних інструментів для завантаження та розвантаження;
- використання спец одягу при роботі з піччю.

к) Обережне поводження з абразивним інструментом;

- контроль справності абразивного інструменту;
- наявність інструкцій використання абразивних інструментів;
- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку.

л) Для уникнення механічних травм при виготовленні зразків необхідно працювати на справному станку, своєчасно проводити заміну деталей, термін експлуатації яких вже закінчився та використовувати захисні окуляри та рукавиці; для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку. Ці окуляри оснащені фігурними боковинами, що відкидаються. Застосовувати прозорий екран для захисту очей робітника від поранень частками, що відлітають.

- контроль справності обладнання для проведення механічних випробувань;
- наявність інструкцій використання обладнання;
- для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку.

м) Для безпеки роботи на дифрактометрі ДРОН-1 необхідно закрити місця можливого розсіяння рентгенівських променів захисними свинцевими екранами. При встановленні камер з люмінісцентними екранами для візуального спостереження за юстировкою зразка необхідно користуватися захисним просвинцованим склом. Для забезпечення захисту рук оператора від опромінення при юстировці гоніометра необхідно користуватися подовженими торцевими ключами. При використанні іонізаційного методу реєстрації гоніометр під час роботи має бути закритий ширмою або іншим захисним пристроєм, що забезпечує зменшення інтенсивності розсіяного випромінювання до допустимих величин. При випадковому попаданні в сферу дії іонізуючого випромінювання необхідно негайно відключити

аварійну установку від електромережі та повідомити про це відповідального за радіаційну безпеку в університеті та керівника.

4.3 Заходи з виробничих санітарних та гігієнічних праці

Заходи з виробничої санітарії і гігієни праці визначаються відповідно до вимог Державних санітарних норм і правил «Гігієнічна класифікація праці за показниками шкідливості та небезпечності факторів виробничого середовища, важкості та напруженості трудового процесу», зареєстрованих МЮ України 06.05.2014 р. за № 472/25249, з урахуванням виявлених, в процесі аналізу потенційних небезпек, небезпечних виробничих факторів.

Санітарний клас виробництва і розміри його санітарно-захисної зони визначаються з урахуванням наявних шкідливих виробничих факторів, згідно вимог ДСП 173-96 «Державні санітарні правила планування та забудови населених пунктів».

Параметри мікроклімату і чистоти повітря визначають згідно вимог ДСН 3.3.6-042-99 «Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень», в залежності від категорії фізичних робіт, для певних робочих.

Постійне робоче місце – це місце, на якому працюючий знаходиться понад 50% робочого часу або більше 2-х годин безперервно. Якщо при цьому робота здійснюється в різних пунктах робочої зони.

Непостійне робоче місце – це місце, на якому працюючий знаходиться менше 50% робочого часу або менше 2-х годин безперервно.

Необхідно враховувати, що:

- для постійних робочих місць визначаються оптимальні та допустимі параметри мікроклімату в холодний та теплий період року;
- для непостійних робочих місць визначаються тільки допустимі параметри мікроклімату в холодний та теплий період року.

- в холодний період року на непостійних робочих місцях допустима температура: 15-24 °С; допустима відносна вологість: 75 %; допустима швидкість переміщення повітря: не більше 0,3 м/с;
- в теплий період року на постійних робочих місцях: температура оптимальна 21-23 °С, допустима 18-27 °С; відносна вологість: оптимальна 40-60 %, допустима 40-60 %; швидкість переміщення повітря: оптимальна не більше 0,3 м/с, допустима не більше 0,2-0,4 м/с;

4.4 Заходи з пожежної безпеки

Заходи з пожежної безпеки визначаються відповідно до вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Категорію виробництва за пожежною небезпекою (А, Б, В, Г, Д) споруд цеху визначають на основі аналізу речовин і матеріалів, що використовуються у виробництві, відповідно до ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою» і СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания».

Відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки та вимогами ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги», визначають ступінь вогнестійкості приміщення цеху.

Шляхи евакуації працівників на випадок пожежі (переходи, евакуаційні виходи) передбачають згідно вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги».

Максимальну відстань від найбільш віддаленого робочого місця до найближчого евакуаційного виходу визначають згідно п. 2.29 (табл. 2) СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания».

Відповідність обладнання, силових і освітлювальних мереж вимогам пожежної безпеки в першу чергу залежить від відповідності ступеня захисту їх оболонок (ІР) класу пожежанебезпечної зони (П-I, П-II, П-IIIа и П-III) визначених згідно НПАОП 40.1-1.32-01 «Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок».

Засоби виявлення займань та пожеж передбачаються згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту».

В даний час можуть використовуватися:

- охоронно-пожежна сигналізація (ОПС) неадресного типу;
- порогова охоронно-пожежна сигналізація;
- адресно-порогова охоронно-пожежна сигналізація.

4.5 Заходи забезпечення безпеки в умовах надзвичайних ситуацій

Керівники об'єктів повинні передбачити управління надзвичайними ситуаціями. Для задачі забезпечення безпеки людини в НС стратегія управління повинна включати здійснення трьох цілей:

- запобігання причини виникнення;
- запобігання найекстремальніших ситуацій;
- пом'якшення, максимальне послаблення наслідків надзвичайних ситуацій.

Стратегія запобігання причин виникнення надзвичайних ситуацій передбачає недопущення таких дій або процесів, які несуть загрозу населенню. Дана стратегія здійснюється або відмовою від будівництва небезпечних об'єктів або знищення чи перепрофілюванням виробництв – джерел підвищеної небезпеки.

Друга стратегія - запобігання самої НС – передбачає недопущення виходу небезпечного процесу з-під контролю шляхом використання надійних аварійних систем, сигналізації, автоматики та інших заходів з

підвищення надійності і стійкості роботи підприємств, а також шляхом заходів превентивної евакуації.

Третя стратегія - пом'якшення наслідків – передбачає орієнтацію на ослаблення, локалізацію наслідків НС. Ця стратегія має пріоритет в управлінні стихійними лихами і ситуаціями «комбінованого» типу.

У праці управління найбільший ефект дає спільне використання всіх трьох стратегій, особливо при аваріях техногенного характеру. Для реалізації кожної із стратегій управління необхідно розробити і приймати комплекс превентивних та оперативних заходів.

Превентивні:

- аналіз і встановлення зовнішніх і внутрішніх причин, що ведуть до катастрофи;
- прогнозування вогнищ ураження, втрат і збитків на підприємстві;
- заходи з підвищення стійкості;
- обґрунтування сил і засобів для проведення дій з локалізації вогнищ ураження та пошуково-рятувальних робіт;
- навчання формувань і громадян способам захисту;
- підготовка надійного КП управління.

Оперативні:

- оповіщення про НС;
- проведення всіх видів розвідки та оцінка обстановки;
- проведення екстрених захисних заходів (укриття в ЗС, евакуація, використання ЗІЗ);
- використання сил постійної готовності для локалізації катастрофи;

ВИСНОВКИ

Збільшення швидкості охолодження розплаву, при литві сплаву АК9 в сталевий кокіль, призводить до двократного зростання значень мікротвердості, з 210 МПа до 420 МПа, у нижній частині зливку, внаслідок значного подрібнення структурних складових та формування пересиченого твердого розчину заміщення кремнію в алюмінії, зростання розчинності кремнію з 0,01 ат. % у рівноважному стані до 0,62 ат.%;

Порівняння результатів теоретичного методу визначення швидкості охолодження розплаву за дендритним параметром і експериментального методу дозволило стверджувати про їх ідентичність в межах одного порядку.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Мальцев М.В. Металлография промышленных цветных металлов и сплавов: 2-е изд./М.В. Мальцев - М.: Металлургия, 1970. 346 с.
2. Фридляндер И.Н. Алюминиевые сплавы/ И.Н. Фридляндер – М.: Гос. н.-т. изд-во Оборингиз, 1963. – 273 с.
3. Гуляев А. П. Металловедение./А.П. Гуляев – М.: Металлургия, 1986. – 544 с.
4. Вол А.Е. Строение и свойства двойных металлических систем. / А.Е. Вол –Физматгиз: 1959, т 1.
5. Захаров А. М. Диаграммы состояния двойных и тройных систем. /А.М. Захаров – М.: Металлургия, 1990. – 240 с.
6. Лившиц Б.Г. Металлография / Б.Г. Лившиц – М.: Металлургия, 1990. – 334 с.
7. Муратов В. С. Особенности формирования структуры и свойств быстрозатвердевших алюминиевых сплавов /В.С. Муратов – МиТОМ:-1997.- №5. – С. 31 – 34.
8. Никитин К.В. Модифицирование и комплексная обработка силуминов: учеб.пособие. 2-е изд., перераб. и доп./ К.В. Никитин - Самара: Самар. гос. техн. ун-т, 2016. 92 с.
9. Кимстач Г.М. О физико-химическом механизме модифицирования Al - Si сплавов / Г.М.Кимстач - МиТОМ. – 1999.-№3. – С. 14 – 17.
10. Александров В.Д. Модификация поверхности алюминиевых сплавов методом лазерной обработки // В.Д. Александров- МиТОМ. – 2002.- №2. - С. 33 – 36.
11. Мирошниченко И.С. Влияние скорости охлаждения при кристаллизации твердых растворов на состав осевых участков дендритных

ветвей / И.С. Мирошниченко // Вопросы формирования метастабильной структуры сплавов. – Днепропетровск, ДГУ. – 1983. – С.320 - 325.

12. Береза Е.Ю. О структуре метастабильной эвтектики /Е.Ю. Береза // МиТОМ. – 1987. – № 9. – С. 4–6.

13. Попов А.А. Влияние условий кристаллизации на макроструктуру алюминиевых сплавов / А.А. Попов - Литейное производство. – 1956. – № 1. – С.23–25.

14. Муратов В. С. Особенности формирования структуры и свойств быстрозатвердевших алюминиевых сплавов /В.С.- МиТОМ.-1997.-№5. – С. 31 – 34.

15. Васильева О.О. Металографічний аналіз металів та сплавів./методичні вказівки до лабораторних та курсових робіт (частина 1). /О.О. Васильева - Запоріжжя: ЗДУ, 1999. – 56 с.

16. Лившиц Б.Г. Металлография. /Б.Г. Лившиц – М.: Металлургия, 1990. – 334 с.

17. Уманский Я.С., Физическое металловедение. – /Я.С Уманский, Б.Н. Финкельштейн //- М.: Metallurgizdat, 1955. – 560 с.

18. Мудрий С.І Фізичне матеріалознавство: навч. Посібник/ С.І. Мудрий, І.І. Штаблавий. – Львів: ЛНУ імені Івана Франка, 2012.- 418 с.

19. Аристов Н.А. Термическая обработка литейных алюминиевых сплавов / Н.А. Аристов, И.Ф. Колобнев – М.: Металлургия, 1977. – 144 с.

20. М. Б. Альтман, Н. П. Стромская Повышение свойств стандартных литейных алюминиевых сплавов. М.: Металлургия, 1984 (Проблемы цветной металлургии). 128 с.

21. Белов Н. А., Гусев А.Ю. Оптимизация количества магния и меди в силуминах типа АК 7 // МиТОМ. – 1996.-№3. – С. 10 – 13.

22. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Повішення ефективності роботи кристаллизатора при непрерывном литье слитков // Литье и металлургия. 2005. №2. Ч.1 С. 139-141.

23. Шмырёва Т.П. Быстрое охлаждение эвтектических сплавов / Т.П. Шмырёва, Е.Ю. Береза. – К.: Техника, 1990, – 144 с.
24. Никаноров А.М. Превращения в расплавах алюминия и промышленного силумина АЛ2 их роль в формировании структуры и фазового состава в твердом состоянии / А.М. Никаноров, С.Н. Цвирко // Фазовые превращения структура и свойства сталей и сплавов. – Межвузовский сборник.– Л.: СЗПИ. – 1989. – С. 98–105.
25. Мирошниченко И.С. Экспериментальное определение области квазиэвтектик в сплавах Al–CuAl₂ / И.С. Мирошниченко, А.Я. Андреева // Доклады академии наук СССР. – 1969. – Т. 189. – № 5. – С. 1140–1142.
26. Стеценко В.Ю., Литье силуминов в кокиль со струйной системой охлаждения /Стеценко В.Ю., С.Л.Редько// Литье и металлургия. 2006. №2 (38). С. 136-138.
27. Беккер А.Г., Способы металлографического травления./ Беккер А.Г., Клемм Х. Ч. // – М.: Металлургия, 1988. – 398 с.
28. Гиржон В.В., Формирование структуры поверхностных слоев алюминиевых сплавов после импульсной лазерной обработки. /Гиржон В.В., Танцюра И.В. // Металлофизика и новейшие технологии. – 2005. – Т.27, №22. – С. 1519-1528.
29. Kraus W., Nozle G. POWDER CELL – a program for the representation and manipulation of crystal structures and calculation of the resulting X-ray powder patterns. J. Appl. Cryst. 1996. Vol. 29. P. 301-303.
30. Akselrud L., Grin Yu.. WinCSD: software package for crystallographic calculations (Version 4). J. Appl. Cryst. 2014. Vol. 47. P. 803.
31. Зиман З.З. Введення у рентгенографію. Рентгенівські промені та їх взаємодія зі сполуками: учбов. посібник / З.З. Зиман, А.Ф. Сирено./ – Х.: ХНУ ім. В.Н. Каразіна, 2013. – 472 с.
32. Мальцев М.В. Металлография цветных металлов и сплавов /Мальцев М.В., Барсукова Г.А., Борин Ф.А. // Металлургиздат, 1960.

33. Оптимизация состава и технология приготовления сплавов АК9М, применяемого при производстве двигателей на ОАО «ЗАВОЛЖСКИЙ МОТОРНЫЙ ЗАВОД» / В.Д. Белов, В.А. Семенов, В.И. Харитонов [и др.] // Известия вузов. Цветная металлургия. – 2004. – № 6. – С. 24–28.

34. Спиридонова І.М. Особливості квазіевтектичної кристалізації / І.М. Спиридонова, О.Ю. Береза, О.П. Ващенко // Металофізика і новітні технології. – 2005.– Т. 27. – № 4. – С. 447–455.

35. Колачев Б.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.А. Ливанов, В.И. Елагин // – М.: Металлургия, 1981. – 416 с.

36. Металловедение алюминия и его сплавов: Справочное издание. / Буйнов Н.Н., Дриц М.Е., Луцкая Г.А., Фридляндер И.Н. и др. // – М.: Металлургия, 1983. - 280с

37. Горелик С.С.,Рентгеноструктурный электронно оптический анализ. /Горелик С.С., Скакок Ю.А., Расторгуев Л.Н. // – М.: Металлургиздат, 1994. – 328 с.

38. Алюминий: сплава и физическое материаловедение: Справочник изд./Пер. С англ.. М.: Металлургия, 1989.