

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
Національний університет «Запорізька політехніка»

Інженерно-фізичний факультет  
(повне найменування факультету)

Кафедра «Фізичне матеріалознавство»  
(повне найменування кафедри)

## Пояснювальна записка

до дипломного проєкту (роботи)

бакалавр

(ступінь вищої освіти)

на тему Лазерна обробка силумінів

(назва теми)

Виконав(ла): студент(ка) IV курсу, групи ІФз-211сп

Спеціальності: 132 «Матеріалознавство»

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація) \_\_\_\_\_

Прикладне матеріалознавство

КОРНІЙЧУК Д.Ф.

(ПРИЗВИЩЕ та ініціали)

Керівник ГРЖОН В.В.

(ПРИЗВИЩЕ та ініціали)

Рецензент ПАВЛЕНКО Д.В.

(ПРИЗВИЩЕ та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет Інженерно-фізичний

Кафедра Фізичне матеріалознавство

Ступінь вищої освіти бакалавр

Спеціальність 132 Матеріалознавство

(код і найменування)

Освітня програма (спеціалізація) Прикладне матеріалознавство

(назва освітньої програми (спеціалізації))

**ЗАТВЕРДЖУЮ**

Завідувач кафедри \_\_\_\_\_

**ОЛЬШАНЕЦЬКИЙ В.Ю.**

« \_\_\_\_\_ » \_\_\_\_\_ 2024 року

**З А В Д А Н Н Я**  
**НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)**

КОРНІЙЧУКА Дениса Федоровича

(ПРІЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)

1. Тема проєкту (роботи): Лазерна обробка силумінів

керівник проєкту (роботи) д. ф-м. н. , професор ГІРЖОН Василь Васильович

(науковий ступінь, вчене звання, ПРІЗВИЩЕ, ім'я, по батькові)

затвержені наказом закладу вищої освіти від « 16 » квітня 2024 року № 144

2. Строк подання студентом проєкту (роботи) 16 травня 2024 року

3. Вихідні дані до проєкту (роботи) алюмінієвий сплав АЛ26

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Літературний огляд. 2. Матеріали та методи дослідження. 3. Результати та їх обговорення. 4. Охорона праці.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, кількість слайдів, плакатів) 12 слайдів

## 6. Консультанти дипломного проєкту (роботи)

Розділ	ПРИЗВИЩЕ, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	ГІРЖОН В.В. д. ф-м.н., професор		
2	ГІРЖОН В.В. д. ф-м.н., професор		
3	ГІРЖОН В.В. д. ф-м.н., професор		
4	НЕСТЕРОВ О.В. к.т.н., доцент		
н/к	ФАСОЛЬ Є.О. старший викладач		

7. Дата видачі завдання « 14 » березня 2024 року

## КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів проєкту (роботи)	Примітка
1	Літературний огляд	01.04.2024	
2	Матеріали та методи дослідження	15.04.2024	
3	Результати та їх обговорення	03.05.2024	
4	Охорона праці	16.05.2024	

Студент(ка)

\_\_\_\_\_ Денис КОРНІЙЧУК  
( підпис ) (Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

Керівник проєкту (роботи)

\_\_\_\_\_ Василь ГІРЖОН  
( підпис ) (Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

## РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка до бакалаврської роботи: 75 с., 4 табл., 19 рис., 30 джерел.

СИЛУМІН, ЛАЗЕРНА ОБРОБКА, ЗОНА ЛАЗЕРНОЇ ОБРОБКИ, ЗОНА ЛАЗЕРНОЇ ДІЇ, МІКРОСТРУКТУРА.

Тема роботи: Лазерна обробка заевтектичних силумінів.

Мета роботи: Встановлення закономірностей структуроутворення у поверхневих шарах та виявлення особливостей формування структури в заевтектичному силуміні АЛ26 після імпульсної лазерної обробки.

Перетворення структури до та після імпульсної лазерної обробки контролювалося за металографічним методом. В результаті дослідження було встановлено, що при імпульсній лазерній обробці, внаслідок високих швидкостей нагріву та охолодження, відбувається диспергування первинних кристалів кремнію в заевтектичному сплаві АЛ26 з рівномірним їх розподілом у приповерхневих шарах зони лазерної дії. Показано, що лазерна обробка з оплавленням поверхні призводить до утворення структури силуміну, характерної для силумінів у зоні лазерного впливу, яка складається з двох типів евтектичних структур.

## ЗМІСТ

	С.
Перелік умовних позначень та скорочень	6
Вступ	7
1 Літературний огляд	10
1.1 Сплави системи Al – Si	10
1.2 Структурні зміни в силумінах при термічних обробках	12
1.3 Вплив модифікування на властивості силумінів	14
1.4 Вплив швидкості охолодження на формування мікроструктури алюмінієвих сплавів	21
1.5 Лазерна обробка алюмінієвих сплавів	29
2 Матеріали та методи дослідження	35
2.1 Матеріали досліджень та методика лазерної обробки	35
2.2 Металографічні дослідження	36
2.3 Метод вимірювання мікротвердості	38
3 Результати експериментів та їх обговорення	42
3.1 Структура сплаву АЛ 26 у вихідному стані	42
3.2 Структурні особливості поверхневих шарів після лазерної обробки	43
4 Охорона праці	50
4.1 Аналіз потенційних небезпек	50
4.2 Заходи по забезпеченню безпеки	50
4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці	55
4.4 Заходи з пожежної безпеки	58
Висновки	60
Перелік джерел посилань	61
Додаток А	64

**ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ ТА СКОРОЧЕНЬ**

ІЛО	– імпульсна лазерна обробка
ЗЛД	– зона лазерного дії
ЗТВ	– зона термічного впливу
ЗГРС	– зона гартування з рідкого стану
ЗЛЛ	– зона лазерного легування
ЛЛ	– лазерне легування
ЛО	– лазерна обробка
ТО	– термічна обробка
НV	– твердість за Вікерсом

## ВСТУП

Бурхливий розвиток сучасної науки і техніки пред'являє все зростаючі вимоги до рівня, ефективності, якості і різноманітності властивостей виробів з кольорових металів.

У зв'язку з цим особливого значення набуває виробництво і використання алюмінію і його сплавів, що мають високу механічну міцність і пластичність, малу густину, високу корозійну стійкість і жароміцність, стійкість у вакуумі та інші специфічні характеристики.

Особливий інтерес для сучасного машинобудування представляють високоміцні ливарні алюмінієві сплави з властивостями, ідентичними властивостям сплавів, що деформуються. Перевага їх перед сплавами, що деформуються, полягає в можливості отримання точних і складних по конфігурації деталей з високим ступенем ізотропних властивостей матеріалу, з високою питомою міцністю при менших витратах праці на їх виготовлення і обробку; при цьому в 3 - 5 разів скорочується витрата металу на стружку, в 5 - 6 разів знижується трудомісткість виготовлення деталей і тим самим зменшується їх собівартість. Крім того, точне алюмінієве литво дозволяє у багатьох випадках одержувати деталі внутрішньої конфігурації такої складності, яка не може бути одержана іншими способами.

В наші дні застосування алюмінієвих сплавів, як конструкційних матеріалів стає все більш різноманітним. Їх широко використовують у сучасному машинобудуванні, в будівництві, електропромисловості.

Але все-таки, використання алюмінієвого литва в техніці все ж таки не можна вважати оптимальним – воно застосовується ще в недостатньому об'ємі. Тому основне завдання роботи полягає в ознайомленні з головними властивостями ливарних алюмінієвих сплавів, та дослідження впливу швидкостей охолодження на формування цих властивостей.

Легкі сплави, зокрема алюміній, знаходять застосування як замічник

сталі, чавуну, антифрикційних сплавів в різних галузях промисловості. За останні роки надто збільшилось їх споживання в автомобільній промисловості. Основною перевагою використання алюмінієвих сплавів є зниження металоємності конструкцій, завдяки чому можна знизити вагу сучасного легкового автомобіля на 150-200 кг, а вантажного до 200-300 кг. При цьому збільшуються їх грузопід'ємність, швидкість та зменшується навантаження на двигун.

Найбільш широкого застосування набули ливарні сплави системи Al-Si для виготовлення поршнів у двигунах внутрішнього згорання, а саме сплави як евтектичного складу АК12М2МгН (АЛ25), АК12ММгН (АЛ30), так і заевтектичного АК12М2,5Н2,5 (АЛ26), АК18, АК25. Аналогічні сплави, які застосовуються за кордоном 332,392 (США), Mahle 124, Mahle 138, KS 245 (Германія), LM 13 (Англія), 4032 (Японія) - аналоги АЛ25,АЛ30 та Mahle 244, KS 244 (Германія) – аналоги АЛ26.

Для збільшення зносостійкості сплавів застосовують: модифікування розплаву фосфор утримуючими засобами, легування, термічну обробку злитків. Одним із порівняно нових методів поверхневої обробки є лазерна обробка. Лазерне гартування поверхонь деталей, які піддаються інтенсивному зношуванню є найбільш поширеною операцією для CO<sub>2</sub>- лазерів.

Першим у світі прикладом лазерного гартування в промисловості є фірма «Дженерал моторс» (США) в 1974р. для гартування циліндра гідропідсилювача з ферито–перлитного ковкого чавуна. Відсутність деформацій та наступного шліфування деталей приводить до скорочення витрат на 80%, що перевищує службовий строк у 5 разів. Лазерне гартування виявилось для цього підприємства більш економічним, ніж хіміко-термічна обробка сплавів.

На цій же фірмі розробили методику гартування внутрішніх поверхонь за допомогою лазерного променя гільз циліндру в двигунах внутрішнього згорання. Випромінювання неперервного лазера подається усередину гільзи

паралельно її вісі, відбивається від дзеркала та фокусується на внутрішній поверхні деталі. Зношування гільз після лазерного гартування підвищується у 3 рази.

Ця робота націлена на узагальнення і систематизацію даних, які є в літературі з питання лазерної обробки алюмінієвих сплавів системи Al – Si.

## 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1 Сплави системи Al – Si

Група алюмінієвих сплавів, відомих як силумін, визначається як сплави з високим вмістом кремнію. Силумін - найпоширеніший алюмінієвий сплав, що використовується для лиття, і широко застосовується лише у литій формі (наприклад, в автомобільній та авіаційній промисловості). Рідше в якості ливарних сплавів на додаток до силуміну використовуються алюмінієві сплави, що містять мідь, магній і цинк.

Сплави з вузькою відстанню між кристалами використовуються для виробництва щільних виливків і, природно, підходять для цієї мети.

Серед висококремнієвих алюмінієвих подвійних сплавів слід особливо відзначити два сплави: з 5 і з 12% Si. У системі вітчизняного маркування сплав з 5% Si відомий під маркою АК, а в США під маркою № 43 як малолегований сплав з невисокою механічною міцністю ( $\sigma_B = 0,13 - 0,15 \text{ кг/м}^2$  при  $\delta = 4 - 6\%$ ). Тому в нашій країні він знайшов застосування лише в якості зварювальних стрижнів для заварки дефектних місць відливок із сплавів АЛ2, АЛ4, АЛ5, АЛ9 і т. д., а за кордоном - для литва малонавантажених деталей.

До переваг цього сплаву слід віднести:

- а) високу корозійну стійкість;
- б) простоту технології литва, що не вимагає особливих способів рафінування від газів, модифікування і застосування автоклава для кристалізації під тиском, оскільки сплав має малу схильність до утворення пористості;
- в) знижену сприйнятливості до впливу заліза (на механічні властивості цього сплаву залізо чинить менш шкідливий вплив, чим на інші сплави типу силумін: АЛ4, АЛ9 і ін.).

З подвійних висококремнієвих сплавів сплав АЛ2, що містить: 10 - 13 % Si, має найкращі ливарні властивості. Вперше цей сплав був одержаний в

1854 р., але через грубу кристалічну будову протягом майже сімдесяти років в промисловості знаходив досить обмежене застосування. Обидва сплави (АК і АЛ2) мають низьку сприйнятливість до зміцнюючої термічної обробки [1, 2].

Спроби підвищити механічні властивості сплаву АЛ2 термічною обробкою помітних результатів не дали. Це пояснюється тим, що відповідно до діаграми стану системи Al – Si (рис. 1.1) розчинність кремнію в твердому алюмінії при температурі плавлення евтектики складає, 1,65 %, а при кімнатній температурі майже рівна нулю – всього 0,05 %, твердий розчин кремнію в алюмінії схильний до швидкого розпаду з виділенням кремнію у вигляді порівняно крупних швидко коагулюючих частинок.

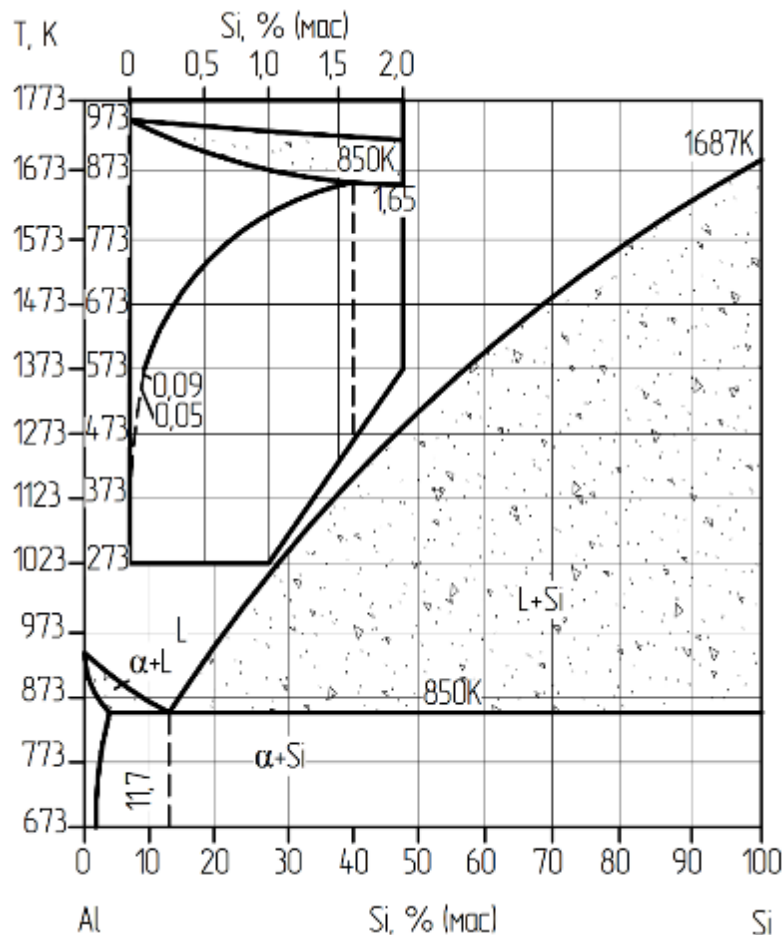


Рисунок 1.1 – Діаграма стану системи Al – Si [1]

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, що позначаються  $\alpha$  (Al-Fe-Si) і  $\beta$  (Al-Fe-Si), – це потрійні хімічні сполуки заліза, кремнію і алюмінію.

Присутність цих сполук, особливо при їх розміщенні по границях зерен, зменшує пластичність алюмінію.

До того ж евтектика  $\alpha + \text{Si}$  має дуже грубу будову, що і зумовило низькі механічні властивості сплаву АЛ2 і обмежило область його застосування.

Таким чином, мікроструктура подвійних сплавів може складатися лише з двох фаз: твердого розчину кремнію в алюмінію і твердого розчину алюмінію в кремнії.

## 1.2 Структурні зміни в силумінах при термічних обробках

Термічна обробка (ТО) литих деталей з алюмінієвих сплавів є ключовим етапом, який значно покращує їх механічні властивості. Після проходження термічної обробки, яка включає гартування (істинне) та штучне старіння, границя міцності та відносне подовження литих алюмінієвих сплавів збільшуються вдвічі.

Важливо відзначити, що ТО алюмінієвих ливарних сплавів має свої унікальні особливості порівняно з деформованими сплавами. Ці відмінності пояснюються різницею в хімічному складі та мікроструктурі, яка у ливарних сплавах є більш грубою та крупнозернистою.

Температура гартівного нагріву ливарних сплавів зазвичай дещо вища, ніж у деформівних, і вилівки доводиться витримувати при цій температурі довший час. Це тому, що грубі інтерметалічні фази, які часто існують на границях зерен, повинні бути розчинені, щоб забезпечити рівномірну концентрацію по всьому зерну.

Литі сплави мало піддаються природному старінню, а максимальна міцність досягається після штучного старіння при 325-355 К протягом 10-20

годин.

Зміцнення литих алюмінієвих сплавів, а також деформованих алюмінієвих сплавів пояснюється розчиненням інтерметалідних сполук  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{MgSi}$  та інших, що утворюють пересичені тверді розчини у загартованому стані. Одночасне підвищення міцності і в'язкості після термічної обробки обумовлено розчиненням цих інтерметалідних сполук, які були присутні по границях зерен в литому стані до термічної обробки. Тому в деяких випадках механічні властивості покращуються лише за допомогою гартування, без обробки старінням. Зазвичай обробка старінням додатково підвищує міцність, але часто знижує пластичність.

Зміцнююча термічна обробка ливарних сплавів алюмінію із вмістом від 9 до 20% Si сприяє деякому зниженню твердості в модифікованому і підвищенню в немодифікованому стані в порівнянні з твердістю початкових ливарних сплавів. При цьому межі міцності термічно оброблених і ливарних сплавів практично однакові, хоча відносне видовження вище у сплавів після термічної обробки.

У роботі [4] по дослідженню зміцнення сплавів алюмінію з 1,5 і 2 % Si при термічній обробці методом твердості з паралельним вимірюванням параметра ґратки твердих розчинів [2] показано, що розпад твердого розчину в сплавах 2 % Si проходить з такою ж інтенсивністю як і у сплаву з 1,5 % Si. Отже, присутність кристалів вільного кремнію у загартованому сплаві істотно не позначається на прискоренні процесу розпаду твердого розчину. Встановлено, що пластична деформація викликає прискорення процесу розпаду твердою розчину. В [5] показано особливо високий ступінь розпаду твердого розчину в деформованих сплавах при температурі 491 К. Це пояснюється тим, що сплав в деформованому стані має підвищений запас вільної енергії, що сприяє протіканню інтенсивних дифузійних процесів і при невисоких температурах ( $\approx 373$  К). Особливо слід зазначити той факт, що відпуск деформованих сплавів алюмінію з кремнієм при температурі 553 К протягом 8 - 10 хвилин викликає повний розпад твердого розчину.

Методом електронномікроскопічного дослідження [6] підтверджено, що пластична деформація прискорює розпад твердого розчину сплавів з кремнієм головним чином за рахунок створення великого числа центрів утворення другої фази.

В [3, 7] встановлено, що 10 % деформація загартованого сплаву алюмінію з 1,2 % Si збільшує в 2-3 рази кількість частинок кремнію, що виділяються з твердого розчину при відпустці (483 K).

З усіх домішок до силумінів найбільший вплив на ефект термічної обробки має магній. Чим вищим є вміст кремнію в сплавах і чим більше в них магнію, тим вищий ефект термічної обробки.

### 1.3 Вплив модифікування на основні властивості силумінів

Ефективним засобом регулювання структури служить модифікування сплавів. Модифікуванням називається процес зміни структури литого сплаву під дією невеликих кількостей добавок, що спеціально вводяться (модифікаторів). Класифікація видів модифікування по характеру викликаних ними структурних змін [8]: модифікування вигляду 1 - зміна розмірів первинних зерен; модифікування вигляду 2 - зміна внутрішньої будови первинних зерен; модифікування вигляду 3 - зміна структури евтектик. Ця класифікація набула найбільш широкого поширення стосовно легких сплавів, хоч і не є загальноприйнятою.

Українські промислові підприємства використовують модифікацію алюмінієвих ливарних сплавів натрієвою сіллю. Перед розливанням силуміни піддають модифікуванню, що полягає в обробці рідкого розплаву при певній температурі невеликими присадками металевого натрію або сумішшю фтористих і хлористих солей лужних металів (наприклад 60 % NaF, 25 % NaCl і 15 %  $\text{Na}_3\text{AlF}_6$ ). В результаті такого модифікування структура евтектики

суттєво змінюється. Сплави евтектичного і заевтектичного складу стають по структурі доевтектичними, а евтектика – дрібнозернистою.

Введення модифікаторів перешкоджає кристалізації кремнію. В результаті температура виділення кремнію та евтектичної кристалізації знижується, а продукти кристалізації стають більш дрібнозернистими. Заевтектичний сплав з 12...13 % Si 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,  $\delta = 8$  %.

Однак використання низькоплавких натрієвих солей для обробки масових розплавів технічно неможливо, оскільки короткий час дії модифікатора не дозволяє забезпечити необхідне подрібнення зерна і поліпшення механічних і технологічних властивостей сплавів. Перспективним напрямком покращення якості та властивостей алюмінієвих сплавів є використання дисперсних тугоплавких модифікаторів з розмірами зерен 10-100 нм на основі карбідів, нітридів, боридів та чистих металів [9]. Роль нанодисперсних добавок-модифікаторів полягає у створенні додаткових штучних центрів кристалізації в розплаві. Для цього такі добавки повинні бути співрозмірні з критичним ядром матричної фази сплаву і подаватися в достатній кількості для отримання мікроструктури у виливку, як показано в роботі [10]. тугоплавкі сполуки на основі титану і кремнію з розмірами частинок менше 100 нм визнані найбільш ефективними модифікаторами алюмінієвих сплавів.

Механічні властивості алюмінієвих сплавів залежать від розмірів частинок зміцнюючої фази, що відіграють ключову роль. У промислових експериментах із застосуванням дисперсних частинок SiC у широкому діапазоні розмірів (від 0,075 до 0,100 мкм, від 10 до 20 мкм, від 30 до 40 мкм,

від 50 до 60 мкм і від 90 до 100 мкм) було виявлено, що зі зменшенням розмірів частинок карбїду кремнію границя міцності сплаву АЛ4 зростає з 115 до 260 МПа (рис. 1.2).

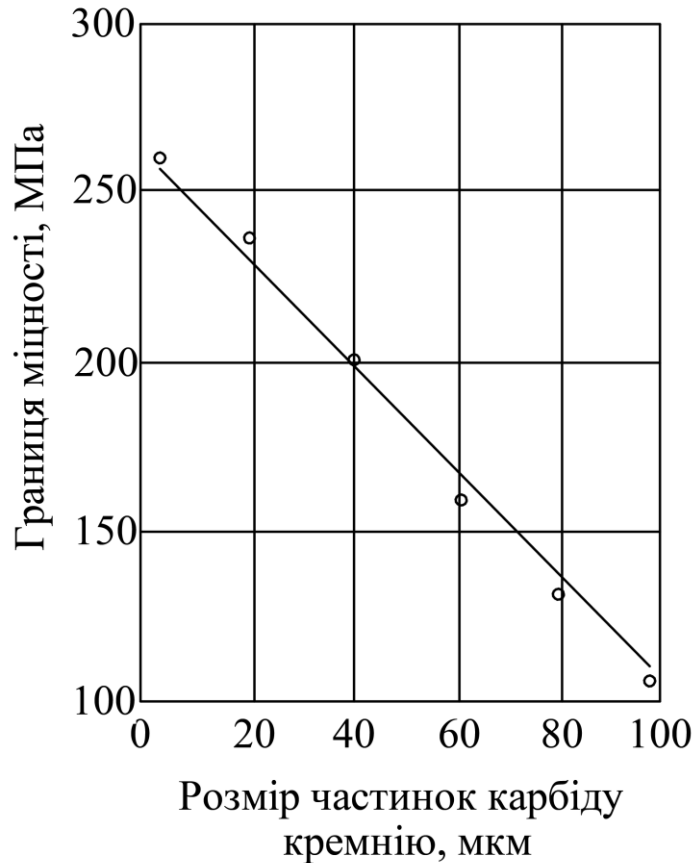


Рисунок 1.2 – Вплив розмірів частинок SiC на міцність сплаву АЛ4 [10]

Якщо в силумін перед модифікуванням ввести присадки тугоплавких компонентів (Ті, В, Мо та ін.), то разом з подрібненням виділень кремнію будуть подрібнятися зерна – колонії евтектики, подібно до первинного зерна алюмінієвого твердого розчину. Таке комплексне модифікування сприятливо впливає на механічні і технологічні властивості силуміну.

Відомо, що модифікуючий вплив натрію визнають всі дослідники [13, 11], але щодо впливу інших елементів є значні розбіжності. Ефективними модифікаторами евтектики Al – Si є наступні % (по масі): 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. Звичайно, введення в сплави Al - Si, наприклад, 7 % Cd не

можна вже розглядати як модифікування малими добавками. Кремній з магнієм, залізом і марганцем утворює сполуки  $Mg_2Si$ ,  $AlMnSi$ ,  $AlMnFeSi$ . Сполуки  $Mg_2Si$  розчиняється в твердому алюмінії, тому сплави системи Al - Si з добавками магнію зміцнюються термічно шляхом гартування і штучного старіння.

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 за собою відповідне 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 підвищення межі міцності, чим цього можна було б чекати тільки при збільшенні концентрації кремнію. Ймовірно, що у даному випадку підвищення гетерогенності сплаву спричиняє за собою збільшення дефектів структури, які можуть служити центрами зародків метастабільної фази, що виділяється  $\beta'$ .

Подальше зміцнення силумінів можна здійснити шляхом зміни їх хімічного складу за рахунок комплексного легування елементами, тощо. Комплексне легування сплавів берилієм і титаном дозволило ще більше підвищити міцність сплавів системи Al-Si-Mg (сплав АЛ34).

При введенні в алюмінієві сплави перехідних металів з малим числом електронів на *d*-оболонці (скандію, титану, цирконію, ніобію, молібдену і ін.), 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 [12].

Крім того, при легуванні титаном утворюється інтерметалідна сполука  $Al_3Ti$ , при цьому разом з подрібненням зерна твердого розчину внаслідок різкого збільшення міжзеренної поверхні (число зерен на  $1\text{ см}^2$  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 в їх склад титану і комплексному легуванні титаном, бором і цирконієм обумовлено не тільки зміною литої структури сплавів, але також 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 частинок, що виділяються. Підвищення механічних властивостей спостерігається вже при введенні малих добавок вказаних 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 фази  $\beta'$ .

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

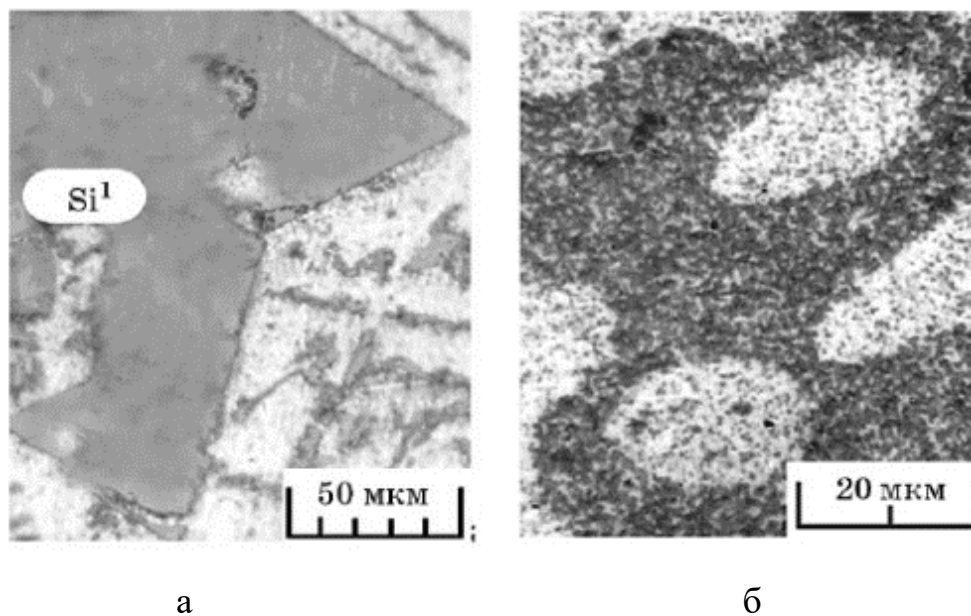
Аналіз мікроструктур силумінів показав, що найбільший ефект подрібнення зерна твердого розчину і структурних складових досягається при сумісному введенні в сплав титану, бору і цирконію. Присутність в сплаві тугоплавких сполук бору, цирконію і титану, які розташовуються по межах дендритних осередків і в центрі блоків зерна твердого розчину, сприяє більш рівномірному розподілу легуючих елементів по зерну твердого розчину, отриманню дисперсної структури і, отже, збільшенню механічних властивостей сплавів.

При збільшенні вмісту магнію до 0,6 % мас міцносні властивості значно

зростають, при цьому границя міцності досягає 327 МПа, а відносне видовження – 2,3 %.

В роботі [13] запропоновано метод модифікування евтектичного силікону шляхом обробки розплаву однополярними імпульсними струмами, частота яких періодично змінюється (циклічно). В результаті такого впливу пригнічується утворення первинних кристалів кремнію під час затвердіння розплаву, який охолоджується зі швидкістю 0,3 К/с. Крихкий основний метал алюмінію з вмістом кремнію 15 – 18 % за масою набуває пластичних властивостей на рівні алюмінію А0.

Результати металографічних досліджень заевтектичних силумінів, що попередньо оброблені в рідкому стані періодичним (циклічним) однополярним імпульсним електричним струмом (рис. 1.3).



а – вихідний стан; б – після обробки розплаву періодичним (циклічним) однополярним імпульсним електричним струмом

Рисунок 1.3 – Мікроструктура зливку сплаву Al – 18,5% мас. Si  
( $V_{\text{охол.}} = 0,3 \text{ К/с}$ ) [13]

Після обробки розплаву імпульсним електричним струмом високої

густини відбувається суттєве зменшення розміру структурних складових, кристали первинного кремнію методом оптичної мікроскопії не виявляються.

Таким чином, в результаті обробки розплаву періодичним (циклічним) однополярним імпульсним електричним струмом отримується заевтектичний силумін з первинними нанорозмірними кристалами кремнію, що має тонко диференційовану з елементами наноструктури, евтектику в усьому об'ємі відливки та підвищений рівень міцності та пластичності [13].

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  $\text{NaAlSi}$ , що утворюється при модифікуванні, на гранях зростаючих кристалів кремнію. Руйнування граничних шарів вібрацією розплаву зводить нанівець результати модифікування.

Якнайповніше природа модифікування силумінів пояснюється теорією, згідно якої на першій стадії евтектичної кристалізації зростання 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 роблять 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.

#### 1.4 Вплив швидкості охолодження на формування мікроструктури алюмінієвих сплавів

За сучасними уявленнями, формування структури відливки відбувається таким чином. Залитий у форму сплав охолоджується, і після закінчення деякого проміжку часу у відливці встановлюється як подовжній (верх - низ відливки), так і поперечний (середина стінки – поверхня) градієнти температур. При цьому в твердіючому об'ємі сплаву відливки можна виявити три зони: тверду, твердо-рідку (двофазну) і рідку. Рідка зона характерна для області температур, що лежать вище ліквідуса, двофазна - для температур всередині інтервалу твердіння і тверда - нижче за температуру солідусу.

Найбільш значний вплив на формування структури і властивостей відливок чинить період знаходження сплаву в двофазній області. Ширина цієї перехідної зони вважається пропорційною інтервалу температур кристалізації і обернено пропорційній швидкості кристалізації. Іноді кристалізацію сплавів і твердіння відливок розглядають окремо, відносячи до твердіння переважно теплотехнічні сторони процесу.

До одного з методів штучної дії на формування структури відливок відноситься створення значних швидкостей охолодження твердіючих відливок, тобто високих швидкостей кристалізації.

Високошвидкісна кристалізація алюмінієвих сплавів зазвичай призводить до наступних змін мікроструктури:

- 1) поліпшенню мікроструктури – подрібненню зерна, зменшенню розмірів гілок дендритів і евтектичних прошарків;
- 2) збільшенню межі розчинності легуючих елементів в твердому стані в первинному  $\alpha$ -Al твердому розчині і зміні форми виділень, що призводять до зменшення кількості або до повної ліквідації другої фази;
- 3) морфологічним змінам евтектики або первинної фази;
- 4) утворенню метастабільних фаз;

- 5) збільшенню кількості евтектики в доевтектичних сплавах;
- б) перенасиченню вакансіями.

Хоча всі вище перераховані зміни спостерігалися в алюмінієвих сплавах у ряді випадків навіть при середніх швидкостях охолодження (від 10 до 376 К/с), добре зрозумілі тільки перші чотири, що є найважливішими з погляду поліпшення властивостей кінцевого напівфабрикату.

У загальному випадку розмір зерна мікроструктури при дендритній кристалізації алюмінієвих сплавів, яка має місце в більшості систем, може бути пов'язаний з середньою швидкістю охолодження при кристалізації  $V_{cp}$  або локальним часом кристалізації (час, необхідний для укрупнення структури) залежностями:

$$DAS = \alpha \cdot v_{cp}^{-m} = b \cdot t_f^m; \quad (1.1)$$

$$v_{cp} = \frac{(T_L - T_S)}{t_f}, \quad (1.2)$$

де  $(T_L - T_S)$  – інтервал кристалізації сплаву;

$DAS$  – розмір дендриту;

$a, b, m$  – константи.

При використовуваних схемах охолодження сплави зазвичай мають дендритну будову (мається на увазі структура матриці, а не частинок інших фаз). У зоні стовпчастих кристалів сплави мають дендритну або комірчасту структуру, в зоні рівноосних кристалів – структуру вільних дендритів, що ростуть.

В [14] відмічено однозначну залежність середніх лінійних розмірів гілок дендритів від швидкості кристалізації. Із збільшенням швидкості кристалізації зменшується відстань між осями гілок другого порядку, або (при довільному перетині) середньостатистичний розмір гілок дендритів (розмір комірки

дендритної сітки). Така залежність показана на рис. 1.4.



Рисунок 1.4 – Залежність середнього розміру дендритних комірок від швидкості кристалізації дюралюмінію [2, 14, 15]

Відстань між гілками другого порядку прийнято також називати дендритним параметром. Існує ідентична залежність дендритного параметра від швидкості охолодження, яка рівна добутку лінійної швидкості кристалізації на температурний градієнт в двофазній зоні і для даного сплаву пропорційна об'ємній швидкості кристалізації. Найбільш поширено використання залежності

$$d = \frac{\alpha}{v_{охл}^n}, \quad (1.3)$$

де  $d$  - дендритний параметр, см;

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

$a$  і  $n$  - постійні, причому  $n$  дорівнює зазвичай  $1/3 \div 1/2$ .

Дроблення гілок дендритів супроводжується зменшенням розмірів евтектичних колоній і частинок других фаз по їх границям, диспергуванням пористості, зменшенням одиничних об'ємів дендритної ліквідації. Все це приводить до поліпшення властивостей не тільки в литому стані, але і у

виробах після деформації злитків. Тому підвищення швидкості охолодження при кристалізації є одним з головних засобів поліпшення якості відливаних і деформованих напівфабрикатів

На рис. 1.5 показана залежність дендритного параметра від швидкості охолодження для деяких алюмінієвих сплавів.



Рисунок 1.5 – Залежність відстані між гілками дендриту другого порядку (дендритного параметра) від швидкості охолодження, при

$$V = 10^{-2} - 10^4 \text{ K/c [14]}$$

Розміри зерен в загальному випадку не знаходяться в однозначній залежності від швидкості охолодження. Значною мірою величина зерна залежить від температури литва, попереднього перегріву розплаву, наявності в сплаві модифікаторів.

Але якщо за рахунок створення дуже великого числа центрів кристалізації, наприклад при поєднанні введення модифікаторів з ультразвуковою обробкою розплаву, вдається одержати гранично мале зерно, то виявляється, що його величина так само залежить від швидкості охолодження, як і дендритний параметр. Більш того, величина гранично малого зерна для кожної швидкості кристалізації співпадає з середньостатистичним розміром гілок, рівноосних дендритів даного сплаву.

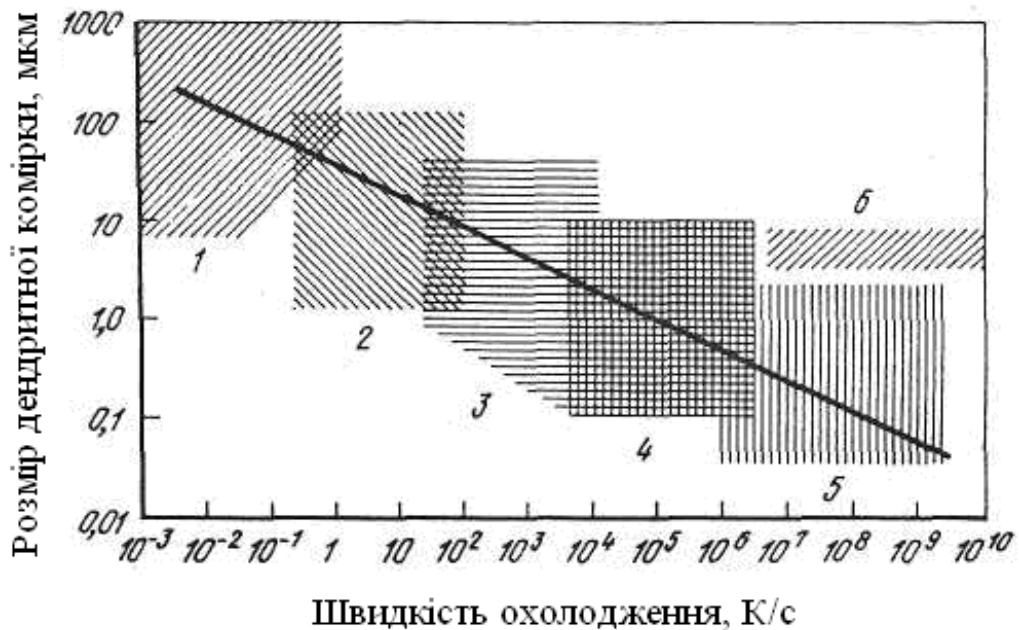
Суть цієї залежності зводиться до наступного. При дендритній кристалізації для виникнення гілки вищого порядку необхідне певне

переохолодження навколо стовбура. Зростання гілки знімає переохолодження, в деякому об'ємі металу, і наступна гілка виникає тільки за межами цього об'єму; точніше, слід говорити про різницю у величині переохолодження, необхідного для продовження зростання стовбура.

Зміна швидкості охолодження впливає на величину переохолодження і інтенсивність виділення теплоти кристалізації, тим самим визначаючи відстань між гілками. Якщо за умовами процесу (багато активних домішок, частинок модифікаторів, ультразвукова кавітація розплаву) число готових центрів таке велике, що в будь-якому об'ємі металу, який починає переохолоджуватися, є хоч би один центр, то гілки дендритів не утворюються, а зерно подрібнюється до своєї граничної величини. Таке зерно назване субдендритним. Для його формування енергія утворення центрів кристалізації повинна бути менше енергії утворення гілок дендритів.

Для декількох алюмінієвих сплавів встановлені експериментальні залежності між середньою швидкістю охолодження і розмірами гілок дендритів [16, 17]. Наприклад, досліджені розміри дендритів в сплаві Al – 10,5 % Si в залежності від середньої швидкості охолодження аж до 378 K/c. Методом електронної мікроскопії на репліках з мідною підкладкою встановлено, що довжина гілок дендритів складає 0,01 – 0,5 мкм, а величина прошарків евтектичної складової має близькі до неї значення. Проте в більшості досліджень експерименти були обмежені складністю точних вимірів швидкості охолодження при значеннях останньою менш  $10^3$  K/c.

На рисунку 1.6 показана ефективність різних методів кристалізації з погляду поліпшення мікроструктури при використовуваних в кожному методі швидкостях охолодження і приведена залежність розміру гілок дендриту, виражена рівнянням (1.1) для алюмінієвих сплавів.



1 - охолодження в злитку; 2 - газоцівкове розпилювання розплаву; 3 - розпилювання розплаву з охолодженням водою; 4 - розпилювання на охолоджену металеву підкладку; 5 - плазмове розпилювання; 6 - поверхня розплаву включаючи евтектичні складові.

Рисунок 1.6 – Залежність розміру дендритних комірок від швидкості охолодження при кристалізації алюмінію і алюмінієвих сплавів [3, 14]:

Слід обережно використовувати експоненціальну залежність рівняння (1.1) для оцінки впливу швидкості охолодження при швидкій кристалізації на розмір гілок дендриту, оскільки достовірність цієї залежності при великих значеннях вхідних в неї величин недостатня, особливо якщо досліджувана мікроструктура не має типової дендритної морфології. Крім того, константи в цьому рівнянні міняються залежно від складу сплаву. Дослідження впливу складу сплаву на структуру при фіксованій середній швидкості охолодження в подвійних сплавах Al - Cu, Al - Mg, Al - Si і Al - Zn показали, що збільшення концентрації розчиненого елемента викликає зменшення розмірів гілок дендриту, особливо в області низьких концентрацій. При збільшенні швидкості кристалізації відбувається також подрібнення вторинних фаз.

Швидка кристалізація може також викликати подрібнення зерен до 1 мкм, що значно менше, ніж при звичайних методах литва. У [18] проведено кількісний аналіз подрібнення зерен при кристалізації алюмінію з високими швидкостями охолодження ( $> 4,7$  К/с) при розпилюванні, і ними одержана збіжність результатів експериментів з теоретично розрахованими розмірами зерен.

У реальних умовах ливарного виробництва швидкості охолодження в процесі кристалізації досягають великих значень. Особливо це відноситься до спеціальних способів литва. Наприклад, при кристалізації під поршнеvim тиском швидкість кристалізації зростає у декілька разів в порівнянні із звичайним литвом в кокіль. При кристалізації деяких алюмінієвих сплавів вдається загальмувати дифузійні процеси і одержати тверді розчини, насичені легуючими елементами значно більше, чим за рівноважних умов.

Аналіз кривих охолодження показав, що твердіння найбільш поширених і типових відливань з алюмінієво-магнієвих сплавів з товщиною стінок 30 мм в піщаній формі відбувається з швидкістю біля 4,7 К/с, а в металевій формі - з швидкістю біля 6,63 К/с. В деяких випадках (при виготовленні в сухих піщаних формах або при литві по моделях, що виплавляються) швидкості охолодження відливань можуть бути набагато меншими.

При вивченні структури ділянок затверділої при «гарті» рідкої фази встановлено, що, не дивлячись на вельми велику швидкість охолодження зразків при гарті у воду, встигає протікати процес розділення ділянок «загартованої рідини» на твердий розчин фази  $\alpha$  і дрібнодисперсні евтектичні включення  $\beta$ -фази.

При охолодженні досліджуваного сплаву зразків АЛ27-1 до температури нижче 773 К спостерігається повне «виродження» структури «загартованої рідини», внаслідок чого по границях дендритних комірок утворюються відособлені і різко обкреслені включення  $\beta$ -фази.

Швидкість охолодження досліджуваних зразків із сплаву АЛ27-1 від температур вище за ліквідус до заданих температур істотно впливає на розміри

первинних дендритів: чим більше швидкість охолодження, тим дрібніше дендрити, що утворюються. Крім того, швидкість охолодження робить також великий вплив на кінетику процесу формування структури. При зростанні швидкості охолодження від 4,56 до 6,63 К/с істотно зменшується кількість рідкої фази при однакових температурах сплаву у момент «гарту». Ділянки  $\beta$ -фази в затверділому сплаві виходять тим більше, чим менша швидкість охолодження.

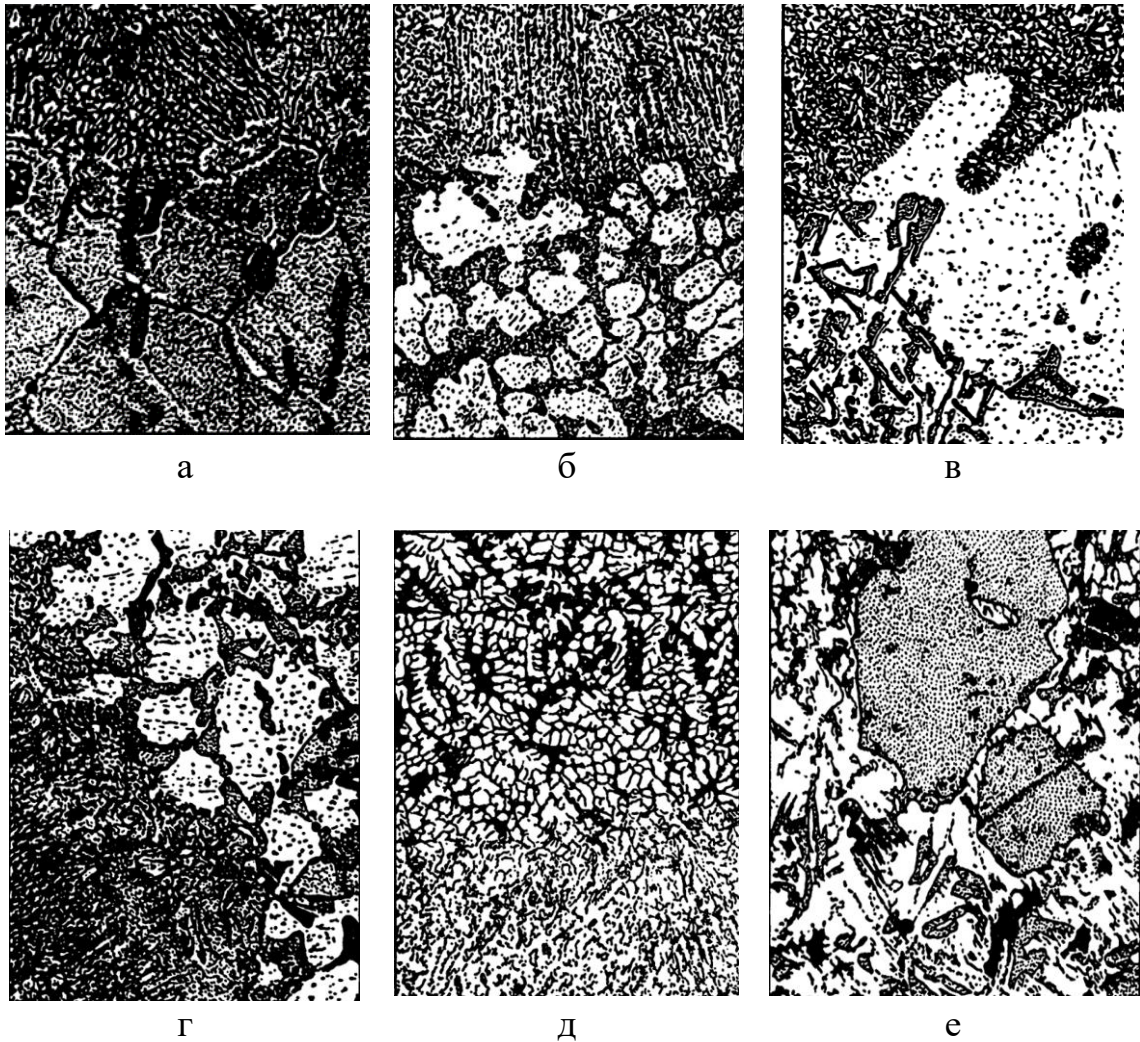
Вміст берилію в зернах твердого розчину складає 0,03 - 0,05 %, а в ділянках «загартованої рідини» він різний 0,06 - 0,13 %. Вміст магнію в ділянках «загартованої рідини» в міру зниження температури «гарту» від 873 до 793 К підвищується з 12 до 23 %. У зернах твердого розчину міститься 9 - 10 % Mg незалежно від умов проведення даних дослідів. Результати фотометрування рентгенівських мікроскопічних знімків [5] свідчать про те, що майже у всіх ділянках зерен твердого розчину спостерігається однаковий вміст магнію, який різко зростає лише поблизу меж зерен (подібний характер розподілу другого компоненту виявлений також при вивченні кристалізації сплавів системи Al - Cu).

## 1.5 Лазерна обробка алюмінієвих сплавів

В роботах [4, 19] алюмінієві деформовані сплави Д16, Д19, АК4 і силуміни АЛ4, АД9, АЛ10В, АК5М7, АЛ25, АЛ26, АЛ30 та ін. Після лазерної обробки без оплавлення зона лазерного впливу металографічно не виявилася істотних змін в мікротвердості. Обробку з оплавленням вели в інтервалі режимів:  $P - 0,5 \dots 5,0$  кВт,  $V = 5,8 \dots 271,7$  мм / с.

Після лазерної обробки без плавлення на металограмі не було виявлено зон впливу лазера і не спостерігалось суттєвих змін мікротвердості. У той же час, травлення водним розчином  $0,5\% \text{ HF} + 1,5\% \text{ HCl} + 2,5\% \text{ HNO}_3$  змішаної кислоти з гліцерином виявило металографічну мікроструктуру алюмінієвого сплаву (рис. 1.7, а-д). Основною відмінністю зони лазерного термічного впливу (ЛТВ) алюмінієвих сплавів від сталі та чавуну є формування лише одного шару, отриманого шляхом швидкого охолодження з рідкого стану. У цьому випадку зона термічного впливу, що спостерігається в сталі і чавуні, практично відсутня.

У сплаві АК4 і дюралюмінах Д16 і Д19, хімічний склад яких далекий від евтектичного, вихідна структура являє собою  $\alpha$ -твердий розчин з різного роду зміцнюючими вторинними фазами  $\text{CuAl}_2$ ,  $\text{Al}_2\text{CuMn}$ ,  $\text{Mn}_2\text{Si}$  та ін. Найбільше зміцнення цих сплавів досягається зон Гін'є-Престона або вторинних фаз у метастабільному стані. Після лазерної обробки відбувається значне подрібнення зерен  $\alpha$ -твердого розчину та зникнення вторинних фаз (рис. 1.7, а). Отже, зміцнення за рахунок зон Гін'є-Престона або за рахунок метастабільності вторинних фаз знімається, а збільшується частка зміцнення за рахунок подрібнення зерна, пересичення твердого розчину та збільшення дефектності структури. В результаті мікротвердість ( $H_{20}$ , МПа) в ЗО алюмінієвих сплавів, що деформуються, попередньо термозміцнених, дещо знижується в порівнянні з вихідним станом (табл. 1.1).



а – АК4; б – АЛ4; в – АЛ10В; г – АЛ25; д – АЛ26; верх ЗО; е – АЛ26, низ ЗО  
та вихідна структура

Рисунок 1.7 – Мікроструктура поверхневих шарів алюмінієвих сплавів після обробки безперервним лазером [20]

Таблиця 4.1 – Мікротвердість ( $H_{20}$ , МПа) у ЗО

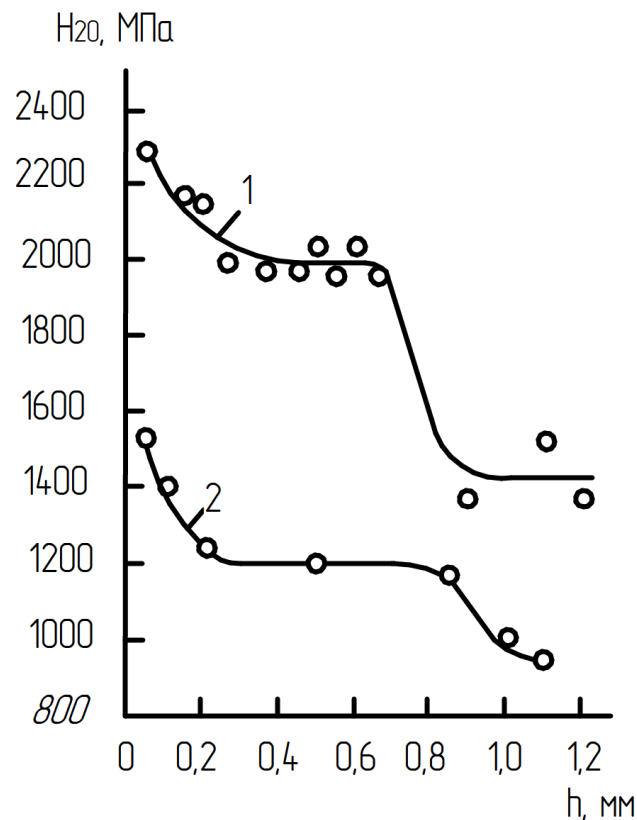
Сплав	АК4	Д16	Д19	АЛ4	АЛ9
Стан					
Вихідний:					
$\alpha$ -розчин	1110...1180	1220...1860	1310...1650	700...920	810...900
евтекстичка	1600...1790	-	-	1010...1460	790...970
Після ЛО	940...1790	1030...1650	840...1070	970...1790	950...1220
Сплав	АЛ10В	АК5М7	АЛ25	АЛ26	АЛ30
Стан					
Вихідний:					
$\alpha$ -розчин	790...970	970...1140	1000...1330	7000...12720	1030...1140
евтекстичка	1180...1780	1720...1950	1070...1890	970...2200	-
Після ЛО	1220...2570	1460...2570	2350...2650	940...1790	1790...2030

Інша картина спостерігалася при лазерній обробці силумінів. У вихідному стані ці сплави також були оброблені методами гартування та старіння за режимами, що забезпечують їх найбільше зміцнення. В цьому випадку структура доевтектичних сплавів системи Al – Si (АЛ4, АЛ9) і системи Al – Si – Cu – Mg (АЛ10В, АЛ25, АЛ30, АК5М7) складалася з первинних світлих зерен  $\alpha$ -твердого розчину та евтектики  $\alpha + Si$  (рис. 1.7, б, в, г). В заевтектичному сплаві АЛ26 первинні кристали розміром 100 мкм являють собою Si (рис. 1.7, д, е). Крім того, можливі виділення в стабільному або метастабільному стані різних фаз:  $Mg_2Si$ ,  $AlMnFeSi$ ,  $Al_4SiFe$ ,  $(CuAl_2)$ ,  $W(Al_xMg_5Si_4)$ ,  $Al_5Mg_8Cu_2Si_6$ ,  $Al_4CuMg_5Si_4$ ,  $Al_7Cu_2Fe$ , та інші.

Після лазерної обробки структура силумінів у зоні оплавлення значно змінилася. У сплавах зі складом, близьким до евтектичного, пригнічуються кристалізація та зростання первинних кристалів або Si. Структура в ЗО має квазіевтектичну будову, що відрізняється дрібнодисперсністю фаз. Мікротвердість при цьому трохи вища за мікротвердість евтектики у вихідній структурі (табл. 1.1). Великі світло-сірі первинні кристали Si, в одному з яких добре помітна тріщина (рис. 1.7, д, е), подрібнюються при лазерній обробці в 18...40 разів. Змінюється при цьому і морфологія фаз: якщо у вихідній структурі евтектики є гострокутні фази, то після лазерної обробки форма

часток близька до глобулярної. Окрім подрібнювання фазових складових в умовах гартування з рідкого стану можливим є також перехід в твердий розчин цілого ряду фаз.

Отже, при лазерній обробці твердий розчин пересичується за рахунок розчинення проміжних фаз і кремнію і це поряд з подрібненням може бути причиною підвищення твердості. Про це свідчить той факт, що приріст твердості у високолегованих сплавах АЛ25 та АК5М7 вищий, ніж у малолегованого сплаву АЛ4 (рис. 1.8). У верхній частині ЗЛВ металу АК5М7 відзначено деяке зниження мікротвердості, що можна пояснити перестарюванням металу в жорсткому стані.

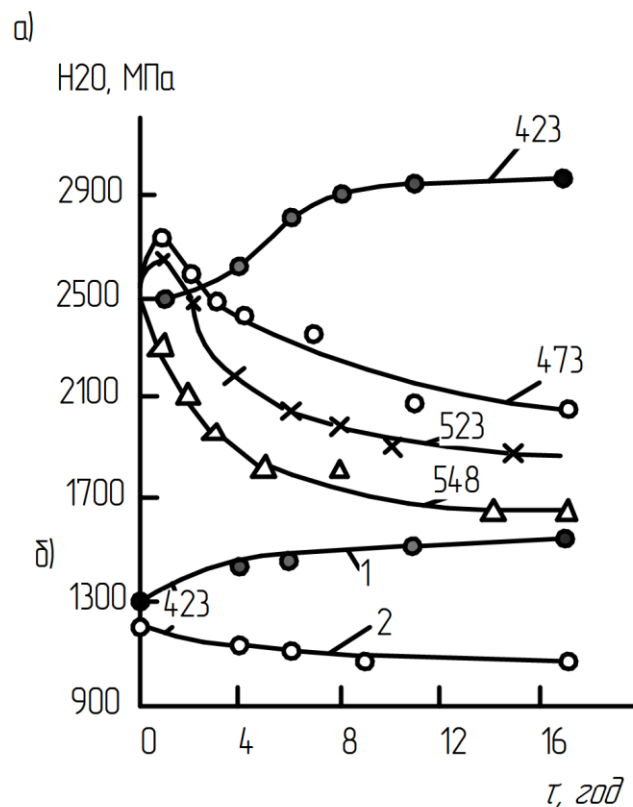


1 – АЛ25; 2 – АЛ4

Рисунок 1.8 – Зміна мікротвердості за глибиною ЗЛВ алюмінієвих сплавів [20]

Про високу міру пересичення твердого розчину свідчить підвищення

твердості силумінів при старінні після лазерної обробки. Так, при температурі старіння 423 К мікротвердість у ЗО сплаву АЛ25 безперервно зростає протягом 17 годин від 2460 до 3050 МПа, тоді як у структурних складових неопромінених ділянок значення Н20 змінюються мало (рис. 1.9). При температурах старіння 473, 523 і 548 К мікротвердість в ЗО зменшується в процесі тривалої витримки, проте вона залишається вище за рівень мікротвердості необробленої структури.



а – в ЗЛВ; б – у вихідній структурі

Рисунок 1.9 – Зміна мікротвердості в процесі старіння сплаву АЛ25 [20]

Після лазерної обробки сплаву АЛ30 за режимом  $P = 4$  кВт і  $V = 10$  мм/с твердість за Вікерсом 30 складала НV90. Нагрівання на повітрі протягом 24 годин при температурі 423 і 473 К призвело до підвищення твердості до НV146 і 119 відповідно. Лише після нагрівання при температурах 523, 573, 623 і 673 К протягом 24 год твердість знизилася (рис. 1.10).

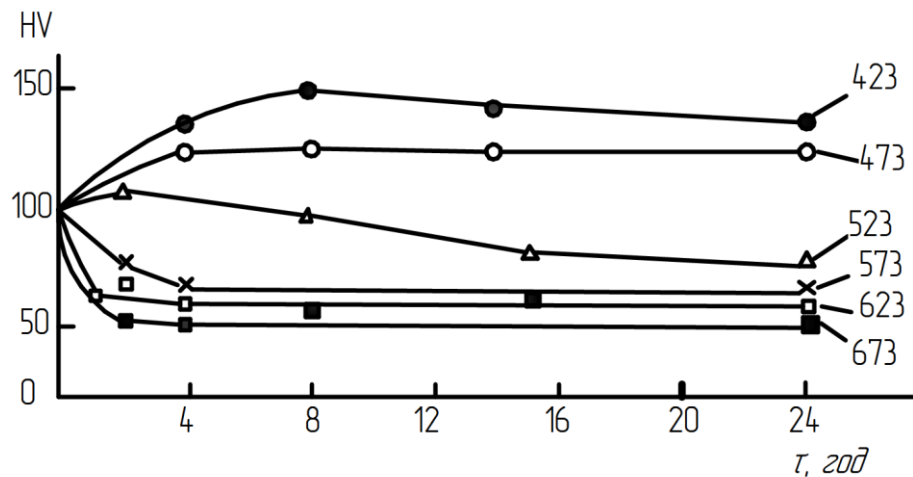


Рисунок 1.10 – Зміна мікротвердості за Вікерсом у процесі старіння сплаву АЛ30 після лазерної обробки [20]

Таким чином, силумін – це важлива група алюмінієвих сплавів з високим вмістом кремнію, які знайшли широке застосування в автомобільній та авіаційній промисловості. Вони відрізняються високою корозійною стійкістю та простотою технології лиття. Термічна обробка покращує їхні механічні властивості, збільшуючи межу міцності та відносне подовження. Однак, мікроструктура може впливати на їхні механічні властивості, що потребує уважного контролю під час термічної обробки. Модифікація силумінів є ефективним методом для покращення їхніх механічних властивостей. Використання модифікаторів, таких як натрієві солі та нанодисперсні матеріали, може підвищити міцність та технологічні властивості сплавів. Крім того, легування тугоплавкими компонентами разом з модифікаторами може позитивно впливати на механічні та технологічні характеристики матеріалу. Лазерна обробка сприяє зміні структури та підвищенню твердості силумінів. Однак, для досягнення максимальних результатів варто уважно контролювати умови старіння.

Отже, вивчення механічних та технологічних властивостей силумінів та їх модифікація є важливим напрямком досліджень, що може привести до поліпшення їхнього застосування в різних галузях промисловості.

## 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

### 2.1 Матеріали досліджень та методика лазерної обробки

За об'єкти досліджень були обрані зразки модельного алюмінієвого сплаву АЛ 26 у формі сектора з хімічним складом, який наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад алюмінієвого сплаву АЛ26

Сплав	Хімічний склад, мас. %								
	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Ni	Al
АЛ26	21,5	0,22	2,14	0,63	0,68	0,01	0,01	1,63	Основа

Лазерна поверхнева обробка виконувалася на імпульсному рубіновому лазері КВАНТ-12 ( $\lambda = 1,06$  нм,  $\tau = 4$  мс) з різною густиною потужності випромінювання. В якості поглинаючого покриття на зразок наносили тонкий шар графіту.

Таблиця 2.2 – Режими обробки

Густина потужності (МВт/м <sup>2</sup> )	Режими обробки
900	оплавлення
720	оплавлення
620	оплавлення
610	оплавлення
410	передоплавлення

Лазерна обробка виконувалася одиночними імпульсами та з 30% перекриттям плям, які мали діаметр близько 1 мм.

## 2.2 Металографічні дослідження

Металографічним методом вивчають розміри, форму та взаємне розташування кристалів.

Враховуючи те, що всі метали є непрозорими речовинами (для видимого світла), форму кристалів, а також їх розмір та взаємне розташування вивчають на спеціально виготовлених мікрошліфах.

Дослідження структури поверхневих шарів сплавів проводилося металографічним методом з метою вивчення природи формування високих міцностних та зносостійких властивостей, впливу різних чинників на властивості досліджуваних зразків після лазерної обробки. Металографічні дослідження проводилися на зразках, оброблених лазером, на мікроскопі EPIQUANT при збільшеннях від 200 до 1000. Процес виготовлення мікрошліфів містив у собі основні операції:

- вирізку та підготовку поверхні;
- шліфування;
- полірування;
- травлення.

Вирізати, відшліфувати і відполірувати зразок таким чином, щоб на поверхні зразка був мінімальний деформований шар металу і не було подряпин, вм'ятин, відмітин або забруднень. Під час шліфування не можна допускати забруднення неметалевими включеннями, карбідами та іншими фазами. Крім того, поверхня шліфування повинна бути достатньо рівною, щоб її можна було побачити під великим збільшенням.

Як відомо, розрізняють часткове, бічне та діагональне шліфування за положенням перетину поверхонь шліфів [21]. Якщо зразки, що досліджуються, мають тонкий поверхневий шар, що відрізняється від основного металу за структурою та фазовим складом, то досліджується поперечний шліф. У даній роботі використовувалися поперечні шліфи. Зразки

закріплювалися у металевій формі і фіксувалися в такому положенні за допомогою протакрілу. Після застигання фіксатора зразки шліфувалися і полірувалися.

Головною метою шліфування і полірування є усунення всіх подряпин, ямок, рисок і забруднень з поверхні шліфа.

Абразивна підготовка шліфів полягає в зрізанні нерівностей поверхонь абразивними частками. Обробку проводили в декілька стадій, поступово зменшуючи величину цих часток. Заключною операцією абразивної обробки було полірування. В якості абразивних матеріалів використовували алмазні пасти.

Шліфування і полірування проводилося для одного типу матеріалу, тому ці процеси можна представити як типову схему для готування шліфа :

- обробка на наждаковому камені;
- шліфування на шкурці;
- притирання на паперовому колі (ватман) із пастою, що містить абразивний порошок;
- механічне полірування з використанням діамантових паст у якості полірувального засобу.

Шліфування проводили з використанням шкурки декількох номерів із зернистістю, що послідовно зменшували. Протягом кожного такого процесу зберігали те саме положення зразків, щоб усі риси на його поверхні були паралельні, а потім, при переході до обробки на шкурці наступного номеру, напрямок шліфування змінювали поворотом зразка на 90°. Кожну таку операцію проводили до повного усунення усіх рисок, що утворилися під час попередньої операції. Останні сліди шліфування усували наступним поліруванням.

Полірування служило для одержання гладкої дзеркальної поверхні шліфа, коли на ній під мікроскопом не спостерігалися риси й подряпини.

Після закінчення усіх описаних вище процесів, зразки очищали в мильному розчині, промивали водою і відразу ж сушили.

Для виявлення мікроструктури зразка проводили хімічне травлення шляхом занурення його в розчин 0,5% MF+1,5% HCl + 2,5% HNO<sub>3</sub>+ гліцерин. Час травлення – 5-20 секунд, температура 20°C. Під дією цього розчину насамперед розчинялися виділення на границях зерен, що мали іншу хімічну природу.

Металографічний аналіз проводився після травлення зразків. Для розгляду мікрошліфу застосовували мікроскоп МИМ-8. Фотографували зразки на цифрову фотокамеру “Olympus”.

### 2.3 Метод вимірювання мікротвердості

Вимір твердості різних матеріалів – один з найбільш легко і 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, які пов’язані з розпізнаванням речовин та вивченням їх властивостей, функцій та структурних перетворень у них.

Прилад що використовувався для вимірювання мікротвердості у даній роботі – це мікротвердомір ПМТ-3 [22].

Прилад ПМТ-3 (рис. 2.1) використовується для випробувань матеріалів на твердість вдавненням під навантаженням від 2 (5) до 200 Г. В якості інструмента, що вдавлюється (індентора), застосовують алмазну піраміду з кутом при вершині між протилежними гранями 136°.



Рисунок 2.1 – Мікротвердомір ПМТ-3 [22]

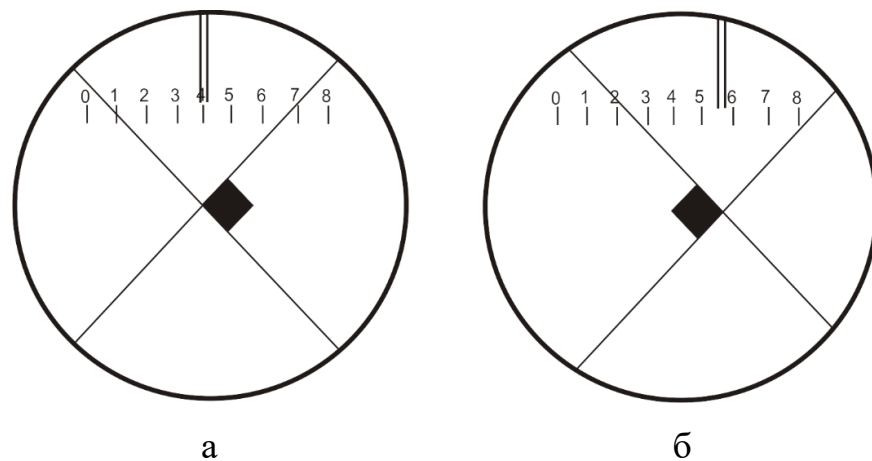
Для того, щоб зробити відбиток, досліджуваний матеріал переміщують на предметному столику так, щоб обрати під мікроскопом місце для нанесення відбитка. Після цього переміщують об'єкт з предметним столиком так, щоб обране на поверхні зрізця місце попало під вістря алмазної піраміди. Це можна досягти обертанням всього столика на  $180^\circ$  навколо своєї осі проти часової стрілки за допомогою гвинта предметного столика. В приладі ПМТ-3 передбачена можливість юстування для того, щоб вісь обертання столика опинилась на рівній відстані від оптичної осі мікроскопу і від осі індентора з алмазною пірамідою. Для того, щоб після обертання предметного столика навколо осі обране місце для випробування знаходилося завжди строго навпроти алмазного вістря, на приладі є упори, які обмежують обертання і столик обертається тільки від одного упора до іншого.

Після того, як матеріал підведений під індентор, він проштовхується всередину. Стрижень опускається, обертаючись на половині довжини розрядника. Під дією ваги стрижень опускається до тих пір, поки алмазна піраміда не торкнеться зразка, а потім під дією тієї ж ваги проштовхується в

зразок. Коли ця дія завершена, стрижень повертається у вихідне положення за допомогою ручки арретиру.

Для вимірювання довжини діагоналі повертають предметний столик рукояткою до упору, тим самим столик зі зразком приводять в початкове положення.

Прилад ПМТ-3 оснащений освітлювальним пристроєм, за допомогою якого можна розглядати поверхню предмета епіоб'єктивом у «світлому полі» і в «темному полі» за допомогою пластин для світлого і темного полів.



а – перше вимірювання діагоналі відбитку; б – друге вимірювання діагоналі відбитку

Рисунок 2.2 – Схема, яка пояснює послідовне виконання вимірювання діагоналі відбитків на приладі ПМТ-3 окулярним мікрометром АМ9-2 (АМ9-1) [22]

Діагональ відбитку треба вимірювати в декілька прийомів за допомогою окулярного мікрометра АМ9-2 (або АМ9-1).

Знаходять різницю двох показників ( $N$ ), а отриманий результат помножити на ціну поділки шкали в мікронах ( $C$ ), отримуючи довжину діагоналі в мікронах:

$$d = CN \quad (2.8)$$

При використанні епіоб'єктива з апертурою  $A=0,65$  ціна поділки шкали барабана окуляр-мікрометра  $C \approx 0,3$  мкм.

У випробуваннях на мікротвердість числове значення результату вимірювання – це частка від ділення навантаження  $P$  (кгс) на бічну поверхню  $F$  (мм<sup>2</sup>) задрукованого матеріалу.

$$H_{\mu} = \frac{(2P \sin \alpha / 2)}{d^2} \approx \frac{1.854P}{d^2}, \quad (2.9)$$

де  $d$  – довжина діагоналі, мм;

$\alpha$  - кут при вершині алмазної піраміди ( $136^{\circ}$ , або  $2,47$  рад);

$P$  - нормальне навантаження, кг.

## 3 РЕЗУЛЬТАТИ ЕКСПЕРИМЕНТІВ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

### 3.1 Структура сплаву АЛ 26 у вихідному стані

Вихідна структура заевтектичного сплаву АЛ 26 (рис. 3.1) складалася з первинних кристалів кремнію, евтектики Al + Si [23]. Необхідно зазначити, що первинні кристали кремнію, які входили до складу сплаву, були нерівномірно розподілені в матриці, їх максимальний розмір, за даними кількісної металографії, складав 240 мкм. Згідно [24] подібне розташування первинних кристалів кремнію пов'язано з нерівномірним розподілом групвань атомів кремнію в об'ємі розчину у передкристалізаційний період, що при затвердінні призводить як до формування областей, збіднених виділеннями первинних кристалів кремнію, так і ділянок їх збагачення.

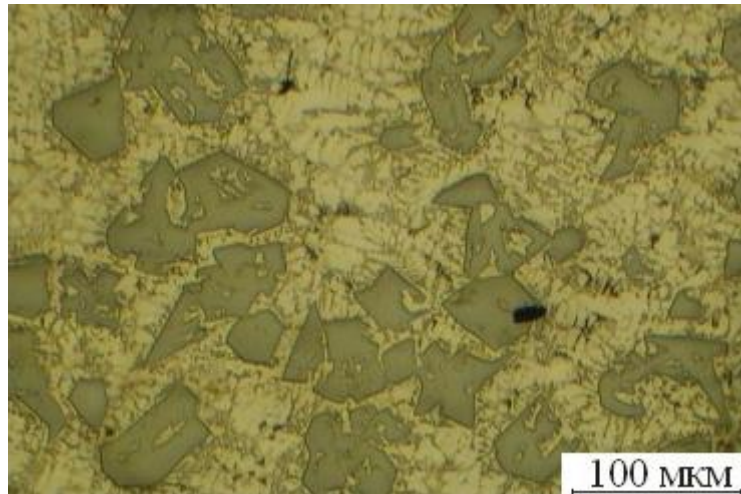
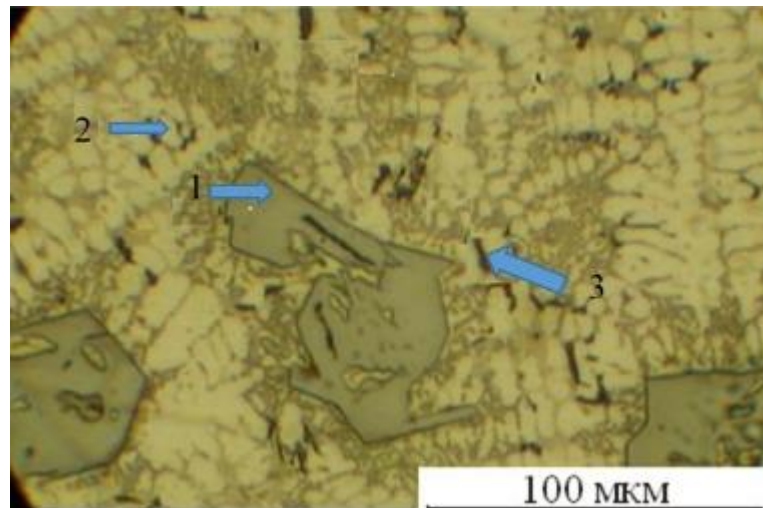


Рисунок 3.1 – Вихідна структура сплаву АЛ 26

Оскільки залізо, марганець, магній, мідь, нікель і цинк в сплаві АЛ26 містяться в незначній кількості, евтектичний сплав містить невелику кількість інтерметалідних фаз. Згідно літературних даних [23] та металографічного аналізу (рис. 3.2) інтерметалідні фази були ідентифіковані як фази типу:  $(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ ,  $\text{FeNiAl}_9$ ,  $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Ni}$ ,  $\text{AlMnFeSi}$ . При цьому фази типу  $(\text{Fe,Mn})_3\text{Si}_2\text{Al}_{15}$ ,  $\text{FeNiAl}_9$  формувалися між осями другого порядку дендритів

алюмінію, а фази  $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Ni}$ ,  $\text{AlMnFeSi}$  входили до складу евтектичної суміші [23].



1 –первинні кристали алюмінію; 2 – кристалів алюмінію різного розміру та кристалів кремнію; 3 – інтерметалідні фази  $\text{Al}_3\text{Cu}_2\text{Ni}$

Рисунок 3.2 – Мікроструктура сплаву АЛ 26 у вихідному стані

### 3.2 Структурні особливості поверхневих шарів після лазерної обробки

Для підвищення механічних властивостей силумінів на практиці [25] використовують додаткові легуючі компоненти. Підвищення міцності алюмінієвих сплавів при застосуванні подібного методу в значній мірі обмежується тим, що алюміній не здатний утворювати у широкому концентраційному інтервалі тверді розчини. Введення навіть малих кількостей легуючих елементів призводило до утворення інтерметалідних з'єднань у вигляді грубих включень, наявність яких майже не позначалася на міцності сплаву [26]. Утворення в структурі крупних первинних кристалів кремнію та інтерметалідних фаз найчастіше негативно позначалася на механічних властивостях, оскільки вони були концентраторами напружень, які при

подальшій обробці призводили до утворення мікротріщин. Розміри включень первинного кремнію згідно [24] можна зменшувати модифікуванням. Однак, розроблені складні технологічні комплекси модифікування та рафінування розчину дозволяли подрібнювати кристали первинного кремнію лише до 25 - 40 мкм.

Швидке охолодження з рідкого стану і збільшення швидкості кристалізації дозволило отримати пересичений твердий розчин на основі алюмінію, тим самим збільшивши кількість кремнію в алюмінієвій ґратці. До недоліку такого методу можна віднести неможливість підвищення властивостей на ділянках вже готових виробів. Тому застосування імпульсної лазерної обробки (ІЛО), яка з одного боку дозволяла досягати в поверхневих шарах матеріалу, який оброблявся, таких же високих швидкостей нагрівання та охолодження, як і при гартуванні з рідкого стану, а з другого може бути застосованою для локальних ділянок поверхонь вже готових виробів, тому є актуальним як з практичної, так і з теоретичної точки зору.

Характер формування структури поверхневого шару в зоні лазерної дії (ЗЛД) при ЛО в режимах передоплавлення та оплавлення відрізнявся принципово: в першому випадку структурні зміни могли відбуватися під дією термічних напружень, які виникали внаслідок існування високих температурних градієнтів та ударного навантаження, а в другому – за рахунок надшвидкої напрямленої кристалізації розплаву та виникнення вихрових процесів у розплаві (типу ефекту Марангоні-Гіббса).

Після ЛО в режимі передоплавлення особливих змін в структурі не відбувалося, хоча спостерігалася деяка диспергізація евтектичної складової сплаву. За даними металографічного аналізу ЗЛД складалася з кристалів алюмінію, та квазіевтектичних колоній Al+Si [26] (рис.3.3). При цьому не фіксувалося чіткої границі між ЗЛД та матрицею.

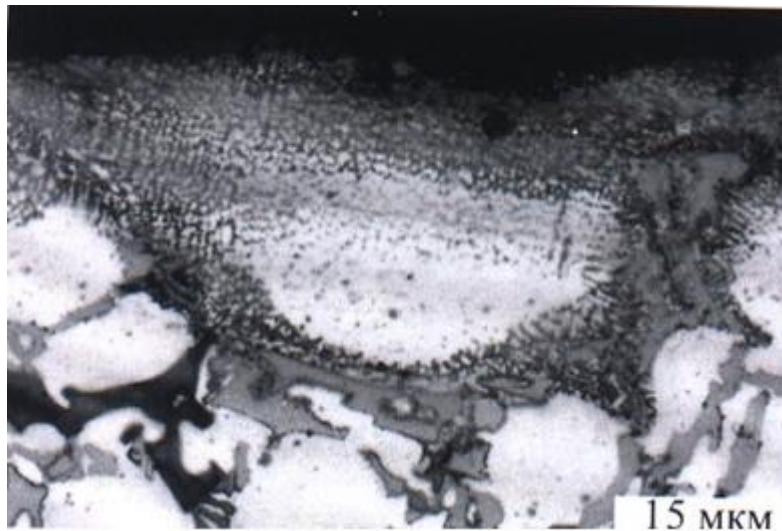


Рисунок 3.3 – Зона лазерної дії в режимі передоплавлення

Згідно [27] причина утворення колоній на границі дендриту алюмінію та евтектики могла бути обумовлена явищем контактного плавлення. Тобто можна припустити, що в цих зонах досягалися температури, які перевищують температуру плавлення евтектики. В місцях контакту дендриту алюмінію та евтектики утворювалася рідка фаза, яка була збагачена евтектичною складовою. Ця фаза, внаслідок високих швидкостей охолодження, кристалізувалася в квазіевтектичні колонії. Напрямок росту колонії був перпендикулярним до осей дендритів алюмінію (в бік максимального відводу тепла).

Оскільки поверхня не плавилася, то загальний напружений стан ЗЛД міг значно підсилюватись як за рахунок вихідних механічних напружень, які утворювалися в процесі приготування сплаву, та не встигаючих за короткий час дії лазерного імпульсу релаксувати, так і за рахунок напружень, викликаних високими швидкостями охолодження. Тому значення мікротвердості після ЛО в режимі передоплавлення поверхні мали досить високі значення (800 МПа) у місці формування квазіевтектичних колоній.

Згідно даних металографічного аналізу ІЛО у режимі оплавлення призводила до утворення в ЗЛВ двох зон: зони гартування з рідкого стану (ЗГРС) та зони термічного впливу (ЗТВ). При цьому структура ЗГРС являє

собою комірчасті та стовбчасті кристали, описані у [28, 29].

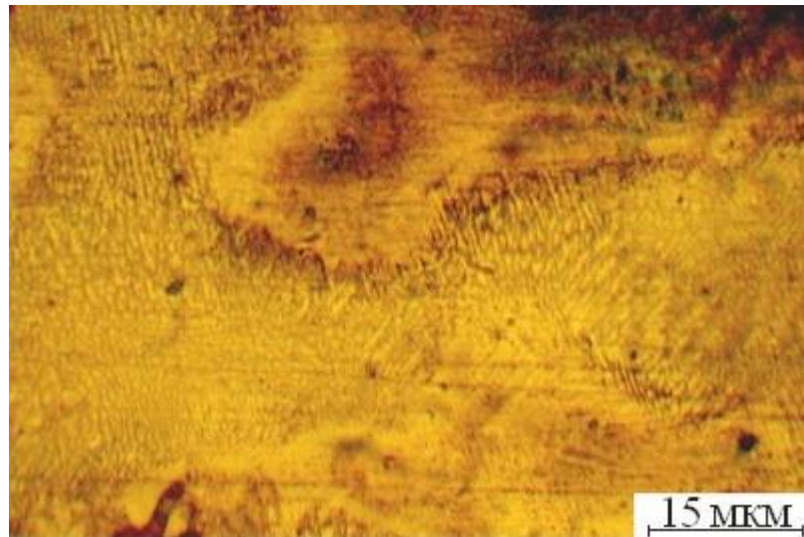


Рисунок 3.4 – Вихрові структури в ЗЛВ

Лазерне оплавлення поверхні з максимальною густиною потужності випромінювання призводило до формування в ЗЛВ яскраво вираженої вихрової структури (рис. 3.4). В літературі існують дані про утворення подібної структури при лазерному легуванні (ЛЛ). Утворення вихрової структури при ЛО пов'язане з нерівномірним розподілом легуючих компонентів у ванні розчину. Характер утворення вихрової структури при ІЛО пов'язано з тим, що під час перебування розплаву в рідкому стані в ньому діють сили, які обумовлені імпульсом віддачі при ЛО, що і призводило до утворення турбулентних потоків. Вихри, які травляться світлим кольором, являли собою квазіевтектичні колонії, які були збагачені алюмінієм.

ЗГРС була неоднорідною по глибині. На мікрошліфах поперечного перерізу чітко виявляються дві відмінні області: область дисперсних кристалів первинного кремнію, які утворилися в результаті лазерного оплавлення, (термотравляча область та квазіевтектичних колоній (рис. 3.5). При цьому ЗТВ для цього сплаву були практично відсутніми.

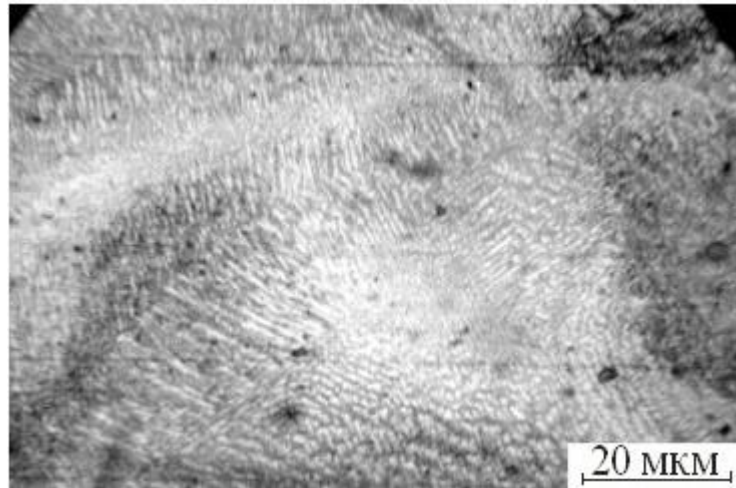


Рисунок 3.5 – Квазіевтектичні колонії

ІЛО у режимі оплавлення призводила як до повного, так і до часткового руйнування крупних кристалів первинного кремнію. При цьому незруйнована частина кристалів розташовувалася в нижній частині зони лазерного впливу (ЗЛВ) (рис. 3.5). Внаслідок короткочасної дії імпульсу лазерного випромінювання в ЗЛВ не досягалися також умови, які призводили б до повного розплавлення крупних первинних кристалів кремнію. Тому, можна припустити, що наявність дисперсних кристалів кремнію обумовлювалися не кристалізацією їх з рідкого стану, а руйнуванням кристалів, які були отримані литтям. Розташування дисперсних кристалів кремнію в приповерхневих шарах може бути пов'язане, з однієї сторони, з повним руйнуванням тих кристалів кремнію, які знаходилися у центральній частині ЗЛВ, в зв'язку з тим, що центральна частина зони розігрівалася до більш високих температур, ніж її окраїни. З другої сторони це може бути пов'язане з частковим руйнуванням кристалів кремнію, які знаходилися на дні ванни розчину. Згідно даним металографічного аналізу ті кристали кремнію, які знаходилися на границі ЗЛВ та матриці, практично не змінювалися, хоча в них утворювалися тріщини вздовж границь розділу (рис. 3.6).

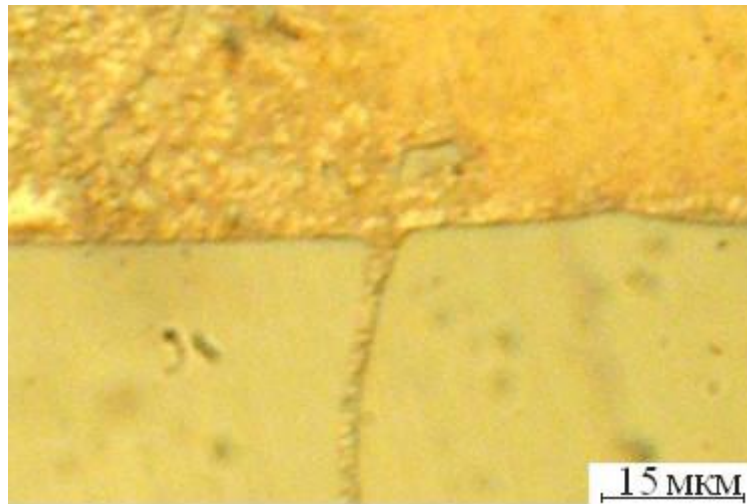


Рисунок 3.6 – Подрібнення кремнію на границі ЗЛВ та матриці

Це пов'язано як з високою крихкістю кристалів, так і з існуванням в них високих градієнтів температур, які є причиною значних термічних напружень, які викликали зародження мікротріщин. Цей факт дає право припустити, що отримані при литті первинні кристали кремнію після ІЛО руйнувалися та утворювали при цьому дисперсні кристали, які переносилися у ванні розчину турбулентними потоками, а незруйновані частини розташовувалися на границі ЗЛВ та матриці. Необхідно відмітити, що в поверхневих шарах кристали кремнію мали більш дрібну, близьку до сферичної форму, що можливо пов'язано з більш тривалим їх перебуванням в рідині ванни розчину.

Згідно даних металографічного аналізу частки первинного кремнію в вихідному стані складали  $42 \div 240$  мкм. Розміри частинок кремнію в ЗЛВ не перевищували  $2 \div 15$  мкм (в залежності від режиму оброблення). Необхідно відмітити, що збільшення ступеня перекриття лазерних плям до 30% (при обробці в режимі оплавлення поверхні) призводило до більш рівномірного розподілу дрібних часток кремнію в ЗЛВ. При цьому їх розміри в місцях перекриття плям не перевищували 10 мкм (рис. 3.7), що пов'язано з більш тривалим часом перебування в рідкій ванні розчину.

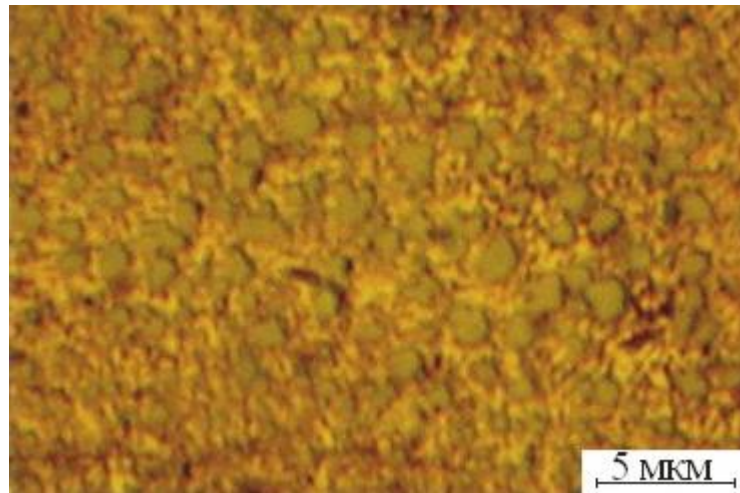


Рисунок 3.7 – Розподіл подрібнених часток кремнію після ЛЮ у режимі  
оплавлення

Утворення ж термотравлених ділянок навколо первинних кристалів кремнію може бути пов'язане з виродженням квазіевтектичних колоній Al+Si. В результаті високих швидкостей охолодження розчину кристали алюмінію починали формуватися в безпосередній близькості від первинних кристалів кремнію, утворивши «білий ободок». Незначна товщина шару кристалів алюмінію може бути пояснена більш високими темпами росту квазіевтектичних колоній, внаслідок чого зупинялося подальше зростання кристалів алюмінію. Необхідно відмітити, що напрямок зростання кристалів алюмінію співпадав з напрямком максимального відводу тепла, тобто був би перпендикулярним до первинного нерозчиненого кристалу кремнію. Дисперсні кристали кремнію, які були утворені при ЛЮ були локальними центрами відводу тепла. Враховуючи це вони могли служити центрами зародження квазіевтектичних колоній.

## 4 ОХОРОНА ПРАЦІ

### 4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) недотримання правил електробезпеки, несправність обладнання або відсутність заземлення може призвести до ураження електричним струмом, що може призвести до травм або смерті від ураження електричним струмом;

б) можливі механічні травми під час підготовки зразків для подальших досліджень через недотримання організаційних заходів щодо забезпечення безпеки праці або невідповідні засоби індивідуального захисту ;

в) можливі небезпеки, пов'язані з безпосереднім виконанням дослідницької роботи, тобто можливий негативний вплив лазерного випромінювання на органи зору через недотримання вимог до експлуатації імпульсного рубінового лазера "КВАНТ-12";

г) небезпеки, які пов'язані із дослідженням мікроструктури на мікроскопі МИМ-8;

д) небезпеки, пов'язані з випробуваннями механічних властивостей;

е) незадовільні параметри повітряного середовища в робочій зоні через неефективну роботу системи витяжної вентиляції, що може призвести до загальних захворювань органів дихання та поява алергічних реакцій;

є) небезпеки, пов'язані з обробкою результатів досліджень за допомогою ПК, зокрема пошкодження опорно-рухового апарату через роботу в одній позі протягом тривалого часу;

ж) можливість виникнення пожежі через порушення правил безпеки або несправність обладнання;

### 4.2 Заходи по забезпеченню безпеки

а) Відповідно до ПУЕ – 2017 «Правила устрою електроустановок»,

для усунення можливості ураження електричним струмом передбачено наступні заходи:

- всі співробітники лабораторії повинні мати 2-3 групу електробезпеки. Опір заземлення повинен перевірятися регулярно один раз на рік і не повинен перевищувати 4 Ом. Якість заземлення перевіряється щорічно згідно з нормативними вимогами ГОСТ 12.1.019-79 «Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты».

- періодично, не рідше ніж два рази на рік, передбачається перевіряти справність контактів електроз'єднань, штепсельних вилок з'єднувальних провідників. В тому випадку, якщо при дотику до знеструмленої частини електроприводу відчувається електричний струм, пристрій необхідно відключити від електромережі. До ремонту електрообладнання допускаються особи, які мають кваліфікаційну групу (не нижче III) з електробезпеки.

- усі ремонтно-монтажні роботи або огляд високовольтних частин мікроскопу проводити не менш, ніж двома особами.

Для забезпечення електробезпеки необхідно знати основні заходи щодо запобігання ураження електричним струмом.

Організаційні заходи – до виконання робіт допускаються особи віком від 18 років, які пройшли навчання, та перевірку знань з електробезпеки. Основним нормативним актом є ПУЕ (правила улаштування електроустановок). Ремонт обладнання повинен виконуватися тільки спеціально навченими особами. Для кожного електроприладу, що споживає електроенергію, повинні бути складені нормальні та аварійні робочі схеми.

Технічні заходи - активні лінії повинні бути розташовані на недоступній висоті (до 1000 В) не менше 3,5 м (вище 1000 В - 6 м). Всі неізольовані активні лінії повинні бути надійно огорожені суцільною огорожею. Відкривати їх можна лише за допомогою спеціального обладнання. Опір ізоляції проводів повинен бути не менше 0,5 Ом. Захисне заземлення або занулення є обов'язковим. Використання засобів індивідуального захисту, зокрема гумових діелектричних килимків, є обов'язковим, а їхній опір необхідно

регулярно перевіряти. Автоматичні блокувальні пристрої для запобігання небезпечним діям людини є обов'язковими. Блокувальні пристрої поділяються на механічні, електричні та електромеханічні.

б) Щоб уникнути механічних травм [30] під час виготовлення зразків, необхідно працювати на справному обладнанні, своєчасно замінювати деталі, термін експлуатації яких закінчився, а також використовувати захисні окуляри та рукавички. Щоб уникнути травм очей, необхідно використовувати захисні окуляри, які захищають очі від пошкоджень, викликаних летючими твердими частинками, що надходять спереду, знизу і збоку. Ці окуляри повинні мати форму з відкидними боковинами. Для захисту очей оператора від пошкоджень, викликаних відлітаючими частинками, слід використовувати прозорий щиток.

Заходи безпеки при роботі на шліфувальних і заточувальних верстатах:

- встановлювати шліфувальні круги на верстат повинні тільки спеціально навчені оператори;
- заборонено використання абразивних кругів з дефектами;
- на шліфувальному крузі повинен бути прикріплений випробувальний штамп або наліпку з серійним номером шліфувального круга і підписом особи, відповідальної за випробування;
- біля кожного верстата повинна бути вивішена табличка із зазначенням окружної швидкості використовуваного шліфувального круга і допустимої робочої швидкості і частоти обертання шпинделя верстата (в хвилинах);
- під час обертання шліфувального круга виступаючий кінець шпинделя і затискний пристрій повинні бути захищені захисним кожухом;
- інструментальні підкладки повинні мати достатню площу для стабільного позиціонування заготовки. Зазор між краєм опорного диска і робочою поверхнею шліфувального круга не повинен перевищувати 3 мм;
- заборонено працювати без інструкції, захисного щитка і захисних окулярів, якщо верстат не заземлений і не обладнаний пристроєм для видалення абразивного пилу. ГОСТ 12.3.028–82 «Процесс обработки

абразивними и эльборовым инструментом».

в) Використання лазера КВАНТ-12 пов'язано з такими небезпеками, як лазерне випромінювання. Тому при виконанні робіт по лазерній обробці були прийняті наступні заходи безпеки:

- використання затемненого екрану, щоб контролювати процес;
- використання витяжних систем, для запобігання потрапляння парів металу в лабораторію;
- працювати лише спеціальними інструментами в зонах лазерного випромінювання.

г) При визначенні типу структури горизонтальний металургійний мікроскоп МИМ-8 використовується для дослідження мікроструктури металів та інших непрозорих об'єктів в світлопольному, темнопольному і поляризованому освітленні з прямим і відбитим світлом. Для візуального спостереження об'єкта мікроскоп оснащений монокулярним і бінокулярним об'єктивами. Фактичне збільшення бінокулярного об'єктива становить 2,5х.

Освітлення здійснюється лампою розжарювання потужністю 170 Вт, напругою 17 В, що живиться від освітлювальної мережі 220 В через понижуючий трансформатор з секційним перемикачем для регулювання яскравості напруги лампи.

Правильне використання мікроскопа вимагає розумного поєднання об'єкта і окуляра. Збільшення мікроскопа має бути в діапазоні 500-1000х.

Крім правильного поєднання об'єкта і окуляра, не менш важливим є правильне використання світлофільтрів. Як правило, фільтри слід використовувати при використанні ахроматичних об'єтивів, але апохроматичні об'єктиви можна використовувати без фільтрів.

Оскільки ахроматичні лінзи коригують лише проміжні кольори у видимому діапазоні, біле світло створює зображення з розмитими контурами, переважно в кольорах на краях поля зору. Апохроматичні лінзи коригують майже всі кольори видимого діапазону, тому жовто-зелений фільтр не потрібен.

д) Для запобігання хімічних опіків під час роботи необхідно носити спеціальний одяг (халати, рукавички) відповідно до ДСТУ 3962-2000 та ГОСТ 12.4.137-2001.

Для виготовлення зразків використовуються хімічні реактиви, поводження з якими може бути небезпечним для життя людини, тому необхідно дотримуватися наступних правил.

Транспортування пляшок з кислотами та аміаком зі складу до лабораторії передбачено проводити у міцних плетених корзинах з двома ручками (всередині обкладених соломною або стружкою).

Кислота виливається з бутлів за допомогою сифона, під витяжкою, при цьому два працівники перекидають бутлі в кошик. За відсутності витяжки розлив здійснюється в протигазі, відповідно до ГОСТ 12.4.103-83 "Одежда специальная защитная, средства индивидуальной защиты ног и рук". Відповідно до "Класифікації", під час розливання робітники повинні носити гумові фартухи, рукавички, чоботи і захисні окуляри.

Травлення шліфів хімічними реактивами проводити у витяжній шафі. Поруч повинна бути проточна вода.

Якщо використовуються сильні хімічні речовини, травлення слід проводити у витяжній шафі, в гумових рукавичках.

Луги і лужні метали можна переносити за допомогою пінцета або порцелянової ложки.

Тверді їдкі луги слід розчиняти в термостійкому посуді. Товстостінний посуд при нерівномірному нагріванні може розірватися.

У випадку поєднання розчинів кислот та лугів відбувається нейтралізація, яка супроводжується розігріванням та розбризкуванням. Для нейтралізації користуються тільки розбавленими розчинами.

При опіках шкіряних покривів кислотою або лугом (II клас шкідливості) постраждалому необхідно надати першу допомогу:

- ретельно промити обпечену ділянку великою кількістю води;
- промити ділянку опіку: при опіках кислотою – 10 % розчином

бікарбонату натрію, при опіках лугом – 3-5 % (за об'ємом ) розчином оцтової кислоти або 1-2 % (за об'ємом ) розчином соляної кислоти.

У випадку потрапляння лугу або кислоти в очі або ротову порожнину, нейтралізацію після попереднього промивання водою проводять:

- для кислот – 5% розчином бікарбонату натрію;
- для лугів – 2% розчином борної кислоти або 3% розчином оцтової кислоти.

е) При визначенні типу структури використовуйте горизонтальний металографічний мікроскоп МІМ-8 для дослідження мікроструктури металів та інших непрозорих матеріалів у світлому, темному і поляризованому світлі в прямому і відбитому світлі. Для візуального спостереження об'єкта мікроскоп оснащений монокулярним і бінокулярним об'єктивами. Власне збільшення бінокулярних об'єктивів становить 2,5х

є) Для запобігання механічних травм під час випробувань механічних властивостей необхідно дотримуватися інструкцій з техніки безпеки, характерних для дослідницького обладнання.

#### 4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

а) Розглянемо комплекс заходів щодо забезпечення належних санітарно-гігієнічних умов праці в лабораторії.

Санітарні вимоги до параметрів повітряного середовища промислових об'єктів описані в ГОСТ 12.1.005-88 «Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны». Для нормальної роботи в лабораторії він призначений для підтримки оптимальних норм температури, відносної вологості і швидкості руху повітря, значення яких наведені в таблиці 4.1.

З метою підтримки температури повітря на відповідному рівні СНиП 2.04.85-86 «Отопление, вентиляция, кондиционирование. Нормы

проектирования». У проектних нормах пропонується використовувати кондиціонування повітря, вентиляцію - природну (припливно-витяжну) і механічну загальну заміну. Поряд з використанням вентиляції. У шафі для зберігання реагентів передбачена система витяжної вентиляції.

Таблиця 4.1 - Оптимальні норми температури, відносної вологості і швидкості переміщення повітря у робочій зоні виробничих приміщень

Сезон року	Категорія робіт	Температура, °С	Відносна вологість, %	Швидкість переміщення повітря, м/с
Холодний і перехідний період року	Легка, I	20-23	60-40	0,2
Теплий період року		22-25		

Об'єм повітря, що видаляється за допомогою витяжної вентиляції розраховується за формулою :

$$L = F \cdot V \cdot 3600 \text{ м}^3/\text{год.}$$

Та дорівнює :  $L = 5,9 \cdot 0,5 \cdot 3600 = 10620 \text{ м}^3/\text{год.}$

Також передбачається проведення вологого прибирання в приміщенні.

б) Персонал, що працює за комп'ютером, повинен дотримуватися вимог інструкції, розробленої відповідно до санітарних норм і правил СанПіН 2.2.2.542-96 «Гігієнічні вимоги для відео дисплейних терміналах, персональними електро розрахунковими машинами і організації робіт», а також нести особисту відповідальність за дотримання вимог безпеки при виконанні робіт, а також за створення небезпечних або шкідливих виробничих факторів для інших робіт і комп'ютерних збоїв.

При роботі з комп'ютером шкідливими і небезпечними факторами є :

– електростатичне поле;

- електромагнітне випромінювання;
- локальна перевтома, системна перевтома.

Режим праці і відпочинку при роботі з комп'ютером повинен бути організований відповідно до виду і категорії трудової діяльності.

Види трудової діяльності поділяються на 3 групи:

Група А-завдання на зчитування інформації з екрану комп'ютера за попереднім запитом;

Група Б - робота по введенню інформації;

Група В - творча робота в інтерактивному режимі.

Для основної роботи з комп'ютером необхідно брати те, що займає не менше 50% роботи під час роботи комп'ютера.

Для виду роботи встановлені 3 категорії: тяжкість і інтенсивність роботи з комп'ютером, які визначаються наступним чином:

- для групи А - за сумою кількості символів, створених під час операції не більше 60 000 символів, не комп'ютер;
- для групи Б - загальна кількість символів, прочитаних або введених під час роботи з комп'ютером, не перевищує 40 000 символів;
- для групи В - не більше 6 годин під час роботи з комп'ютером, в залежності від загального часу безпосередньої роботи з комп'ютером.

Для забезпечення оптимальної продуктивності і підтримки працездатності під час експлуатації монітор комп'ютера повинен мати покриття, що просвітлює (за винятком групи А) з коефіцієнтом відображення 0,5 або менше. Покриття також повинно забезпечувати відведення статичної електрики з поверхні екрану, скупчення іскор і пилу. Корпус монітора повинен забезпечувати захист від іонізуючого і неіонізуючого випромінювання. Необхідно перевіряти робоче положення комп'ютера з підставки між стінами з віконними прорізами, а відстань до столу має становити не менше 0,8 м. Якщо кількість робочих місць невелика, рекомендується розташувати стіл біля стіни, протилежної віконного отвору. Відстань між робочими столами має становити не менше 1,2 м, і ви не зможете знайти 2-е робоче місце з боку

задньої стінки комп'ютера. Оптимальними температурними параметрами в офісі допускаються 19-21 °С, 18-22°С, а відносна вологість повітря становить 62-55%.

Тривалість безперервної роботи з комп'ютером без регламентованого перерви не повинна перевищувати 2 годин. Під час регламентованого перерви рекомендується виконати ряд вправ для зниження нервово-емоційної напруги, втомити зорового аналізатора, усунення наслідків бездіяльності і запобігання розвитку перевтоми. Рівень шуму в приміщенні під час роботи комп'ютера не повинен перевищувати 50 дБ. Конструкція відеомонітора повинна передбачати заходи щодо забезпечення гарної читаності зображення незалежно від зовнішнього освітлення.

#### 4.4 Заходи з пожежної безпеки

Заходи з пожежної безпеки визначаються відповідно [30] до вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Категорії пожежної небезпеки виробництва (А, В, С, D, E) будови (приміщення) цеху (дільниці, підстанції) визначають на основі аналізу речовин і матеріалів, що використовуються у виробництві, відповідно до вимог 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 (дільниці, підстанції).

Шляхи евакуації працівників (проходи, виходи) на випадок пожежі передбачені відповідно до вимог ДБН В.1.1-7:2016 "Пожежна безпека в будівництві. Загальні вимоги".

Максимальну відстань від найвіддаленішого 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 залежить в першу чергу від відповідності ступеня захисту оболонки (ІР) класам зон пожежної небезпеки, визначеним відповідно до (П-I, П-II, 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».

Наразі доступні:

- системи пожежної та охоронної сигналізації (СПС) неадресного типу;
- порогові системи пожежної та охоронної сигналізації;
- адресна порогова охорона.

## ВИСНОВКИ

Збільшення ступеня перекриття лазерних плям при імпульсній обробці заєвтектичного силуміну посилює тепловий вплив на поверхню, що веде до більш інтенсивного руйнування та рівномірного розподілу дисперсних кристалів кремнію в зоні лазерного впливу. Максимальний розмір цих кристалів не перевищує 10 мкм.

В режимі передоплавлення поверхні, що використовується при імпульсній лазерній обробці, короткочасний вплив імпульсу та висока теплопровідність сплаву АЛ 26 не дозволяють досягти температур, необхідних для плавлення  $\alpha$ -фази та формування квазієвтектичних колоній, збагачених алюмінієм. Це призводить до утворення квазієвтектичних колоній, в яких переважає кремній.

**ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ**

1. Прокопович І. В. Металознавство : навчальний посібник – Одеса: Екологія, 2020. – 308 с.
2. Murray J. The Al-Si (aluminum-silicon) system / J.L. Murray, A.J. McAlister // Journal of Phase Equilibria. – 1984. – Vol.5, №1. – P.74 –84.
3. Белецкий В.М., Кривов Г.А. Алюминиевые сплавы (состав, свойства, технология, применение). Справочник под общей редакцией академика РАН Фриндландера И.Н. – К.: «Коминтех», 2005. – 365 с.
4. Safonov A.N. Stability of strengthening of laser-treated aluminum alloys / A.N. Safonov, N.A. Smirnova // Metal Science and Heat Treatment. – 1994. – Vol.36, № 6. – P. 326–329. DOI: 10.1007/BF01401077
5. Горелик С.С. Рентгенографический и электронно-оптический анализ / Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. – М: МИСИС, 1994. – 328с.
6. Kehl G. L. Principles of Metallography. – New York, NY: McGraw-Hill, 1963 – 383 p.
7. J. E. Hatch Aluminum: Properties and Physical Metallurgy / Hatch J. E. – ASM International, 1984. – 424 p.
8. Kimstach G.M.. On the physicochemical mechanism of modification of Al - Si alloys / G.M. Kimstach // Metal Science and Heat Treatment – 1999. – Vol. 41, № 3. – P. 105 – 108. DOI: 10.1007/BF02467694
9. Kalinina N.E. Special features of the phase composition and structure of aluminum alloys modified by refractory nanocompositions /N.E. Kalinina, D.B. Hlushkova, A.I. Voronkov, A.F. Sanin, O.V. Bondarenko, T.V. Nosova, A.V. Kalinin // Functional Materials. – 2020. – Vol.27, № 3. – P. 508 – 517. DOI: 10.15407/FM27.03.508

10. Belov V.D. The effect of special modifying treatment on microstructure and mechanical properties of piston eutectic silumin / V.D. Belov, A.A. Selivanov, S.A. Kucheryaev // *Izvestiya Vysshikh Uchebnykh Zavedenij. Tsvetnaya Metallurgiya*. – 2005. – № 4. – P. 32 – 34.
11. Belov N.A. Optimization of the amount of magnesium and copper in silumins of the AK7 type / N.A. Belov, A.Yu. Gusev // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1996. – Vol.38, №3. – C. 107 – 111.
12. Aleksandrov V.D. Modification of the surface of Al alloys using laser processing / V.D. Aleksandrov // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2002. – № 4. – P. 33 – 36.
13. Petrov S.S. Modification of hypereutectic silumins by processing the melt with pulsed electric current / S.S. Petrov, S.V. Prigunov, A.G. Prigunova, D.N. Klyuchnik // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. – 2015. – Vol.37, № 3. – P 367 – 378.
14. Muratov, V.S. Structure formation and properties of rapidly quenched aluminum alloys / V.S. Muratov // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1997. – Vol.39, №5. – P. 214 – 218.
15. Dyson David J. *Metallography, Microstructure, and Analysis* – New York: Springer, 2020. – 334 p.
16. M. Hansen, K. Anderko *Non-Ferrous Metals and Alloys* – ASM International, 2001. – 1026 p.
17. Armstrong R. W. *Microhardness of Single- and Two-Phase Alloys*. – New York: Wiley-Interscience, 1980. – 240 p.
18. Фізичне матеріалознавство / за ред. Л. А. Метельського. – Київ: Наукова думка, 2020. – 560 с.
19. Grigor'yants A.G. Strengthening of aluminum alloy AL25 with a continuous CO<sub>2</sub>-laser / A.G. Grigor'yants, A.N. Safonov, N.A. Makusheva // *Metal Science and Heat Treatment*. – 1983. – Vol.25, № 8. – P. 637 – 639.

20. Ion J. C. Laser Processing of Engineering Materials: Principles, Procedure and Industrial Application. – Oxford: Butterworth-Heinemann, 2005. – 576 p.
21. Vander Voort G. F Metallography: Principles and – ASM International, 1984. – 752 p.
22. Blau P.J. Microindentation Techniques in Materials Science and Engineering.  
/ P.J. Blau, B.R. Lawn // Philadelphia, PA: ASTM International. – 1985. – 311 p.
23. E. Schumann Metallography of Non-Ferrous Metals and Alloys. – New York: Springer-Verlag, 1972. – 420 p.
24. Nikulin L.V. Morphology of dendrite bicrystals in hypereutectic aluminum-carbon alloys solidified in the process of pressure casting / L.V. Nikulin // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 1998. – № 5. – P. 25 – 29.
25. Згуріцький О. К. Сплави алюмінію з кремнієм. – Київ.: Наукова думка, 1985.
26. Samuel A. M. The effect of cooling rate on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys / A. M. Samuel, F. H. Samuel, H. W. Doty // Materials Science and Engineering. – 1997.
27. Kirkaldy J. S, Young D. J. Dendritic Solidification. Oxford: Pergamon Press, 1967. – 256 p.
28. Volchok I.P. Increasing of microhardness of Al-Si alloys by laser treatment / I.P. Volchok, V.V.Girzhon, I.V. Tantsiura // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2011. – Vol.33, №8. – P. 1111 – 1118.
29. Brekharya G.P. Formation of structure of surface layers of the eutectic and hypereutectic silumins after pulse laser processing / G.P. Brekharya, V.V.Girzhon, I.V. Tantsyura // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. - 2007. – Vol.29, №11. – P. 1243 – 1254.
30. Охорона праці в галузі: Конспект лекцій та методичні вказівки з виконання контрольних робіт для студентів технічних вузів / Укл.: О.М. Савчук. – Запоріжжя: Просвіта, 2004. – 164 с.

## ДОДАТОК А



НУ «Запорізька політехніка»  
Міністерства освіти і науки України

Інженерно фізичний факультет  
КАФЕДРА ФІЗИЧНОГО МАТЕРІАЛОЗНАВСТВА



# ЛАЗЕРНА ОБРОБКА СИЛУМІНІВ

Бакалавр 4 курсу  
група Іфз – 211 сп  
Корнійчук Д.Ф.

Науковий керівник д. фіз.-мат. н., проф. Гіржон В.В.

## Мета роботи

Встановлення закономірностей структуроутворення у поверхневих шарах та виявлення особливостей формування структури в заевтектичному силуміні АЛ26 після імпульсної лазерної обробки

## Матеріал для дослідження

Заевтектичний алюмінієвий сплав АЛ26

## Методи дослідження

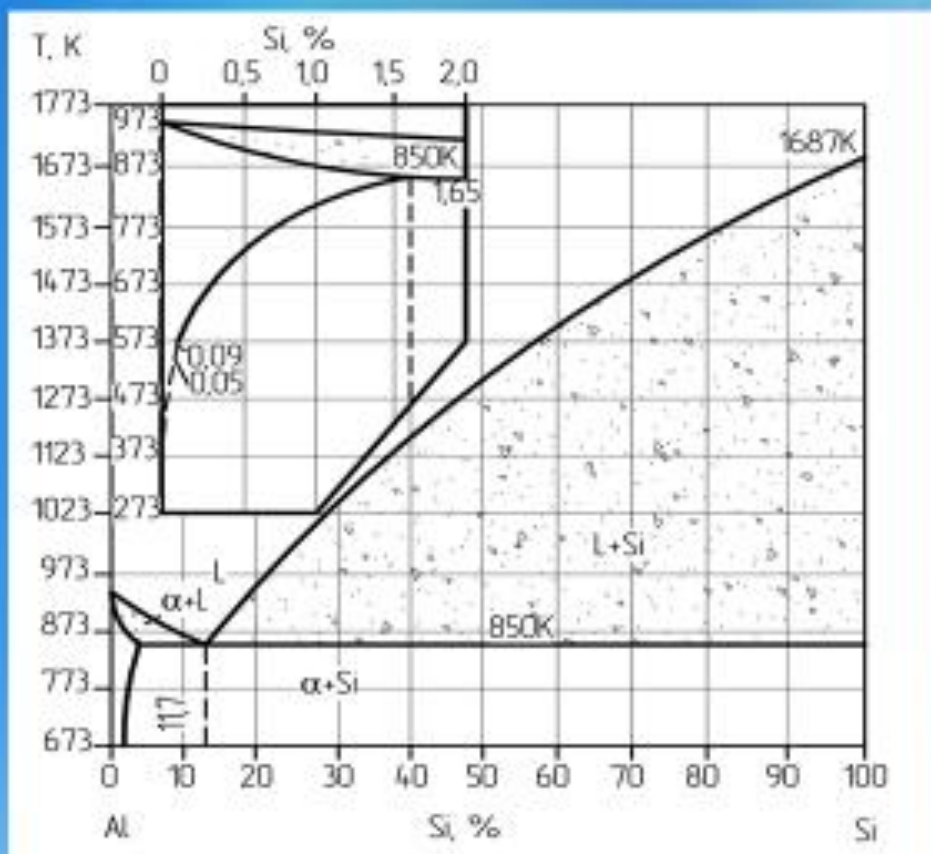
- ❖ металографічний аналіз (Еріquant, МИМ-8);
- ❖ вимірювання мікротвердості (ПМТ-3, АМ9-2);

# МАТЕРІАЛ ДЛЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

## Хімічний склад алюмінієвого сплаву АЛ26

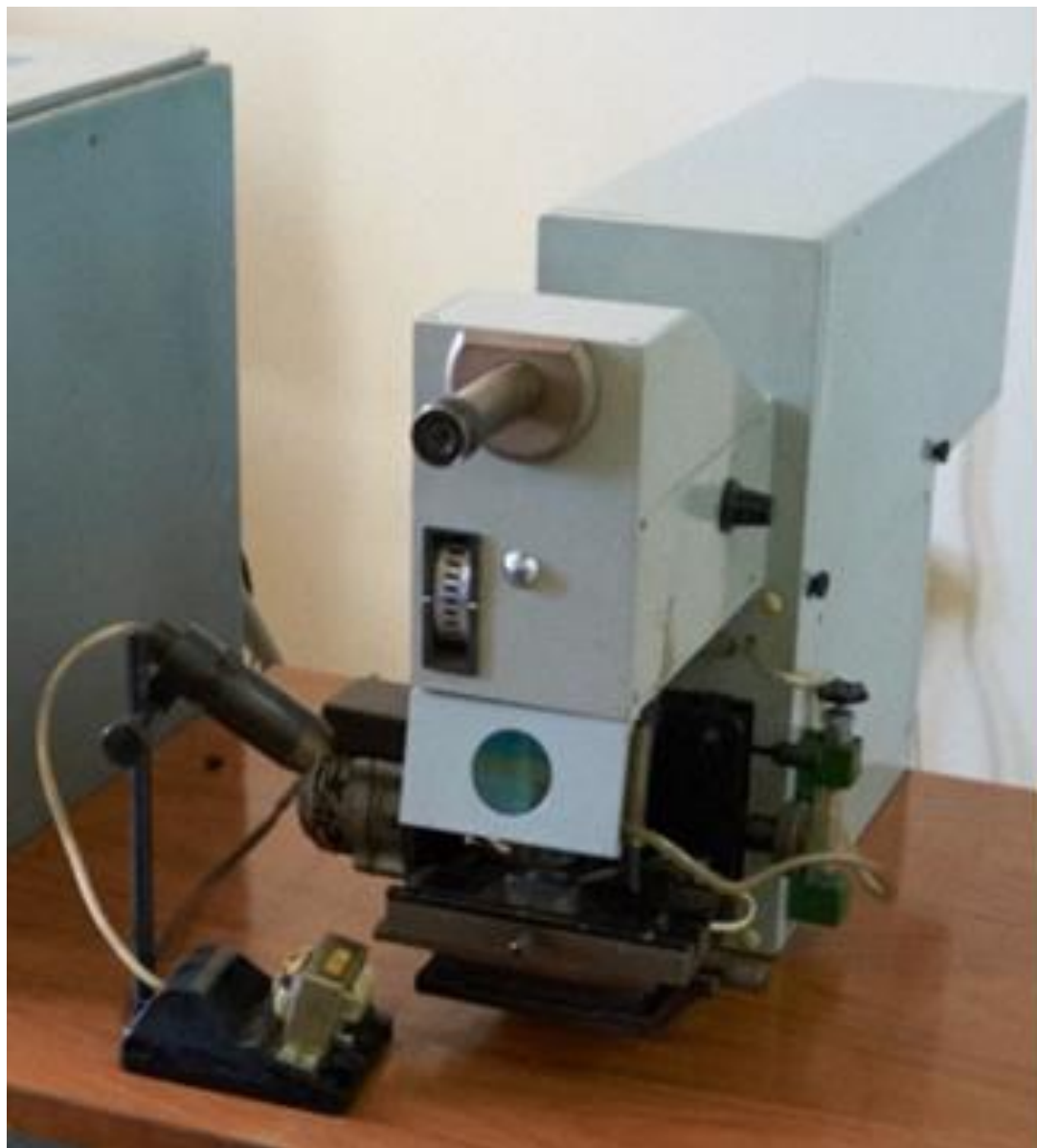
<i>Сплав</i>	<i>Хімічний склад, мас. %</i>								
	<i>Si</i>	<i>Fe</i>	<i>Cu</i>	<i>Mn</i>	<i>Mg</i>	<i>Zn</i>	<i>Ti</i>	<i>Ni</i>	<i>Al</i>
<b>АЛ26</b>	21,5	0,22	2,14	0,63	0,68	0,01	0,01	1,63	Основа

## Діаграма стану системи Al-Si



## Фазовий склад сплаву системи Al-Si за рівноважних умов

Мікроструктура подвійних Al-Si сплавів являє собою сукупність двох фаз: первинних кристалів Si та евтектики Al+Si. Розчинність кремнію в ГЦК гратці алюмінію при температурі 850K складає 1,65%



5

## Лазерна обробка

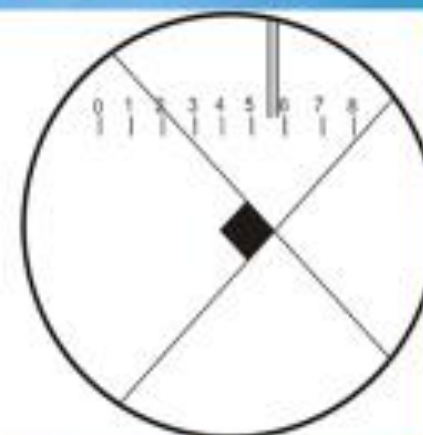
Густина потужності (МВт/м <sup>2</sup> )	Режими обробки
900	оплавлення
720	оплавлення
620	оплавлення
610	оплавлення
410	передоплавлення

# Металографічні дослідження

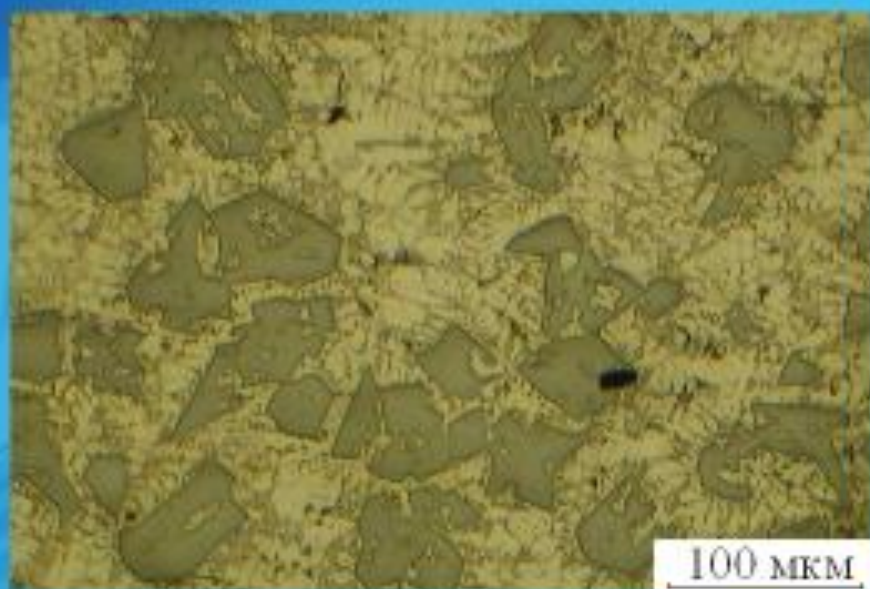


# Вимірювання мікротвердості

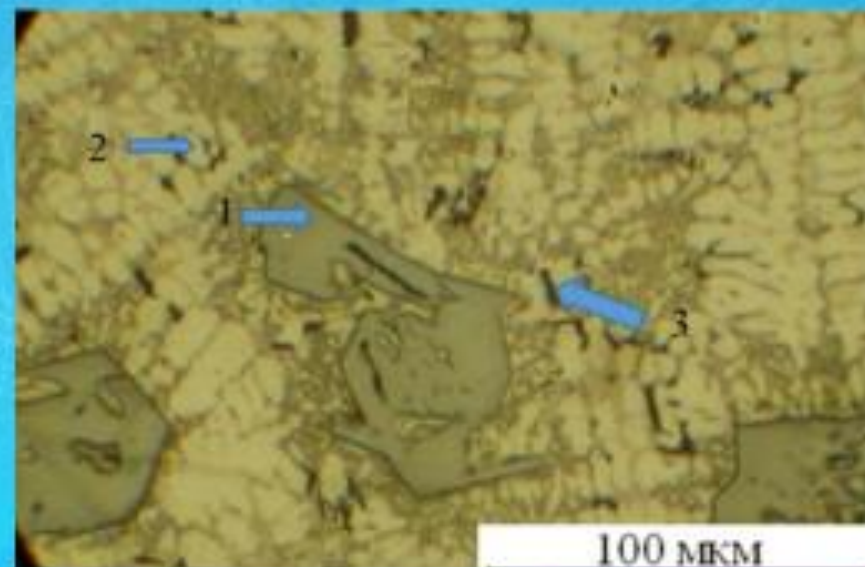
7



## Вихідна структура заевтектичного силуміну АЛ26



первинні кристали кремнію та  
евтектика Al+Si



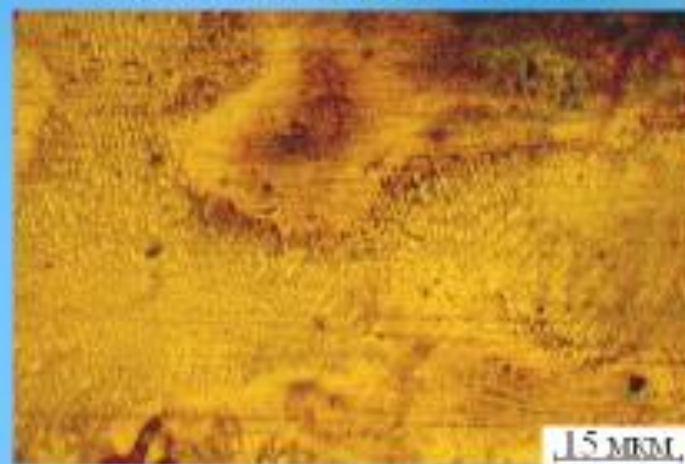
1 – первинні кристали кремнію;  
2 – кристалів алюмінію різного  
розміру та кристалів кремнію;  
3 – інтерметалідні фази  $Al_3Cu_2Ni$

# МІКРОСТРУКТУРА СПЛАВУ АЛ 26

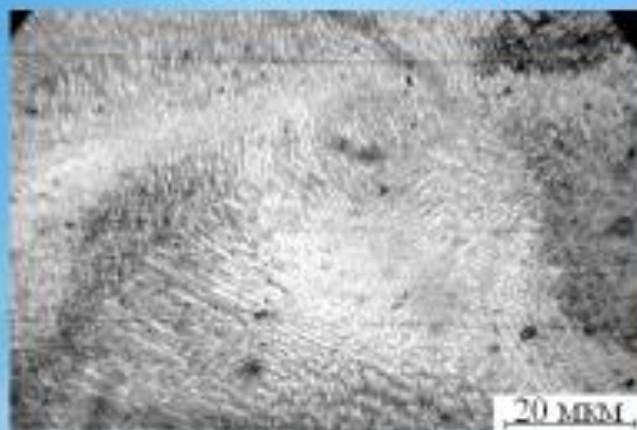
Зона лазерної дії в режимі передоплавлення



Вихрові структури в ЗЛВ



Квазіевтектичні колонії

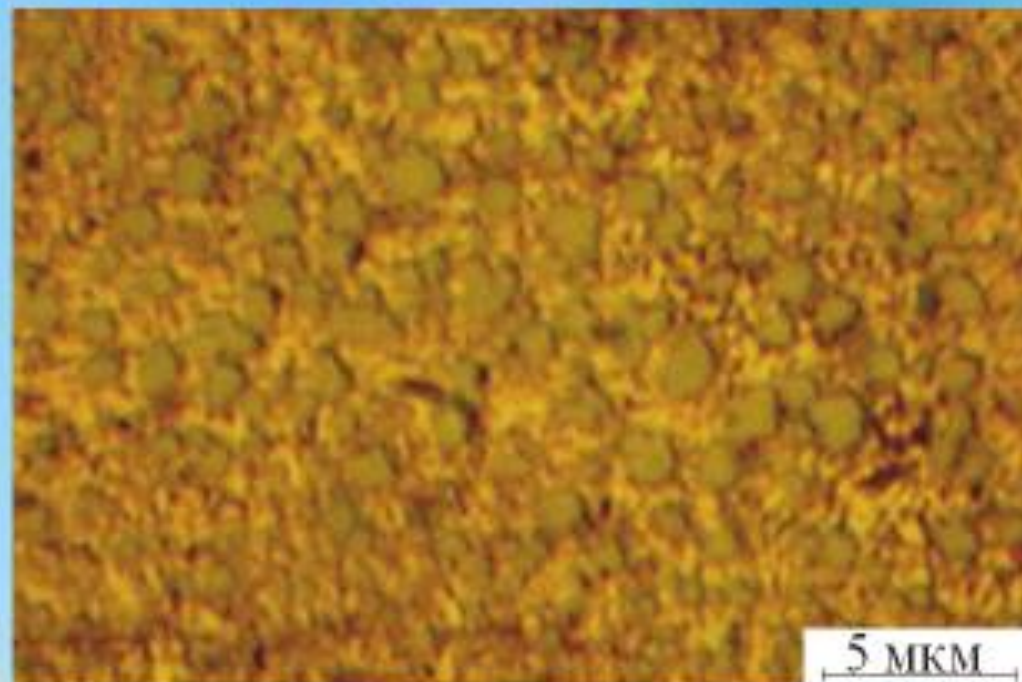
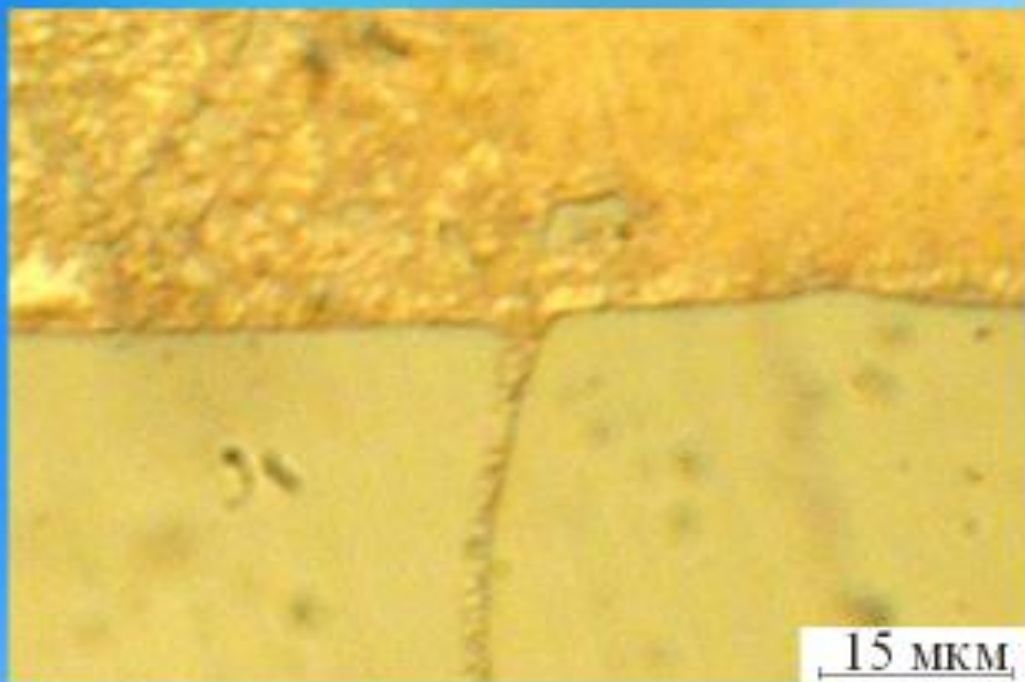


10

## ***Подрібнення кремнію в сплаві АЛ26***

Подрібнення кремнію на границі ЗЛВ та матриці

Розподіл подрібнених часток кремнію  
у режимі оплавлення



## ВИСНОВКИ

11

- ❖ Збільшення ступеня перекриття лазерних плям при імпульсній обробці заевтектичного силуміну посилює тепловий вплив на поверхню, що веде до більш інтенсивного руйнування та рівномірного розподілу дисперсних кристалів кремнію в зоні лазерного впливу. Максимальний розмір цих кристалів не перевищує 10 мкм.
- ❖ В режимі передоплавлення поверхні, що використовується при імпульсній лазерній обробці, короткочасний вплив імпульсу та висока теплопровідність сплаву АЛ 26 не дозволяють досягти температур, необхідних для плавлення  $\alpha$ -фази та формування квазіевтектичних колоній, збагачених алюмінієм. Це призводить до утворення квазіевтектичних колоній, в яких переважає кремній

*Дякую за увагу!*