

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет будівництва, архітектури та дизайну
(головне найменування інституту, факультету)

Пояснювальна записка

до дипломного проєкту (роботи)

магістра

(ступінь вищої освіти)

на тему **ВПЛИВ ЛАЗЕРНОГО ОБРОБЛЕННЯ НА МЕХАНІЧНІ
ВЛАСТИВОСТІ СИЛУМІНІВ**

Виконав: студент 2 курсу, групи БАД-214м

Спеціальність 132 «Матеріалознавство»
(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

«Композиційні та порошкові матеріали,
покриття»

Євген МОСКОВЧЕНКО

(ім'я і прізвище)

Керівник к.т.н., доц. Наталія ШИРОКОБОКОВА

(ім'я і прізвище)

Рецензент к.т.н., доц. Наталія ГОНЧАР

(ім'я і прізвище)

2025 р.

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Факультет Будівництва, архітектури та дизайну
Кафедра Композиційних матеріалів, хімії та технологій
Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) магістр
Спеціальність 132 Матеріалознавство
(код і назва)
Освітня програма (спеціалізація) Композиційні та порошкові матеріали, покриття
(назва освітньої програми (спеціалізації))

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри КМХТ
доц. Іван АКІМОВ
« 10 » 10 2025 року







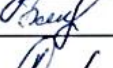



З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ(РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

Московченка Євгена Романовича

(прізвище, ім'я, по батькові)

- Тема проекту (роботи) Вплив лазерного оброблення на механічні властивості силумінів
керівник проекту (роботи) Широкобокова Наталія Вікторівна к.т.н., доцент
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)
затверджені наказом вищого навчального закладу від «29» 09 2025 р., № 446
- Строк подання студентом проекту (роботи) 25.12.2025 р.
- Вихідні дані до проекту (роботи) технічне завдання
- Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) Вплив методів обробки на структуру та механічні властивості вторинних доевтектичних сплавів.
- Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, кількість слайдів) 10

6. Консультація розділів проєкту (роботи)

Розділ	ПРИЗВИЩЕ, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	Широкобокова Н.В.		
2	Широкобокова Н.В.		
3	Широкобокова Н.В.		
Нормоконтроль	Петруша Ю.Ю.		
Перевірка на плагіат	Петрашов О.С.		

7. Дата видачі завдання « 14 » 10 2025 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1	Літературний огляд	14.11.2025	
2	Вибір обладнання і методів контролю	20.11.2025	
3	Дослідження методів виготовлення та контролю композиційних матеріалів	01.12.2025	
4	Оформлення пояснювальної записки	25.12.2025	
5	Оформлення презентаційного матеріалу	10.01.2026	

Студент(ка)


(підпис)

Євген МОСКОВЧЕНКО

(Ім'я та ПРИЗВИЩЕ)

Керівник проєкту (роботи)


(підпис)

Наталія ШИРОКОБОКОВА

(Ім'я та ПРИЗВИЩЕ)

РЕФЕРАТ

Дипломна робота: 43 с., 11 рис., 2 табл., 26 літературних джерела.

Об'єкт досліджень – процес зміни структури сплаву АК8М3 при обробленні лазером та вплив на механічні властивості.

Предмет дослідження – структура, твердість та шорсткість поверхні сплаву АК8М3 при різному вмісті заліза.

Мета роботи – дослідити структурні зміни та зміни механічних властивостей доєвтектичного силуміну під впливом комплексного оброблення.

Метод дослідження – аналітичний, графічний, експериментальний.

У дипломному проєкті розглядається послідовний вплив технологічних факторів на механічні властивості вторинного силуміну.

ВТОРИННІ СИЛУМІНИ, ІНТЕРМЕТАЛІДИ, ЛАЗЕРНА ОБРОБКА,
МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, ПРИРОДНЕ СТАРІННЯ.

ABSTRACT

The diploma work consists of 43 pages, 11 figures, 2 table, 26 literary sources.

The object of investigation is the process of structural transformation in the AK8M3 alloy during laser processing and its subsequent impact on mechanical properties.

The subject of further investigation is the microstructure, hardness, and surface roughness of the AK8M3 alloy under varying iron content.

The purpose – to investigate the structural changes and mechanical property variations of hypoeutectic silumin under the influence of complex processing.

The research method are analytical, graphical, and experimental methods.

The diploma project examines the sequential influence of technological factors on the mechanical properties of secondary silumin.

SECONDARY SILUMINS, INTERMETALLICS, LASER TREATMENT, MECHANICAL PROPERTIES, NATURAL AGING.

ЗМІСТ

Вступ.....	7
Розділ 1 Вплив технологічних факторів на властивості вторинних силумінів	8
1.1 Сучасні методи впливу на алюмінієві сплави.....	9
1.2 Вплив лазерного оброблення на морфологію фаз та механічні властивості силумінів.....	14
1.3 Вплив лазерного оброблення на шорсткість поверхні.....	17
Розділ 2 Матеріали, методи та засоби досліджень	20
Розділ 3 Методи оброблення силумінів та їх вплив на властивості	23
3.1 Рафінувально-модифікувальна обробка вторинних алюмінієвих сплавів	23
3.2 Лазерна обробка вторинного силуміну.....	29
3.3 Вплив лазерного оброблення та довготривалого природнього старіння на твердість вторинного силуміну.....	30
3.4 Вплив вмісту заліза на шорсткість поверхні після лазерного оброблення	33
Висновки.....	39
Список використаних джерел.....	41

ВСТУП

Сучасні тенденції розвитку виробництва замкненого циклу зумовлюють зростання частки використання вторинних алюмінієвих сплавів в різних галузях. Вторинні силуміни є критично важливими матеріалами завдяки їхній малій вазі та задовільним ливарним властивостям. Однак суттєвим бар'єром для їх широкого використання є гірші механічні характеристики порівняно з первинними аналогами. Це може бути зумовлено наявністю домішок (зокрема заліза), підвищеною пористістю та неоднорідністю мікроструктури, які негативно впливають на експлуатаційні властивості деталей.

Традиційні методи покращення властивостей вторинних силумінів, такі як модифікування розплаву або термічна обробка, часто не дозволяють досягти необхідного рівня поверхневої твердості, міцності та зносостійкості. Тому лазерну обробку (лазерне переплавлення та зміцнення) можна розглядати як один із найбільш перспективних методів покращення структури та властивостей алюмінієвих сплавів. Високі швидкості нагріву та охолодження при лазерному впливі сприяють подрібненню евтектичного кремнію, розчиненню грубих інтерметалідних фаз та формуванню пересичених твердих розчинів.

В той же час науковий інтерес викликає питання стабільності зміцненого шару під час довготривалого природного старіння, що може вплинути на прогнозування терміну роботи деталей зі вторинних силумінів.

РОЗДІЛ 1

ВПЛИВ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ФАКТОРІВ НА ВЛАСТИВОСТІ ВТОРИННИХ СИЛУМІНІВ

Економічна ефективність використання вторинних алюмінієвих сплавів (вторинних силумінів) є одним із головних чинників їх широкого застосування в промисловості і формується не лише за рахунок різниці в ціні сировини, а й завдяки значному зниженню енергоємності виробництва.

Вторинні сплави отримують шляхом переробки брухту та відходів виробництва. Вартість вторинного алюмінію зазвичай на 30–50% нижча, ніж первинного алюмінію (марки А8, А7), отриманого електролізом бокситів [1].

При цьому найбільш вагомим фактором є енергозбереження. Для виробництва 1 тонни первинного алюмінію потрібно приблизно 14 000 – 15 000 кВт/год. В той же час переплавка брухту потребує лише 5% від цієї енергії (близько 700 – 800 кВт/год). В результаті економія енергоресурсів на 95% прямо пропорційно знижує витрати на енергоносії в кошторисі підприємств.

Іншим фактором може бути склад матеріалів. Часто вторинні силуміни вже містять у своєму складі необхідні легуючі компоненти. Це дозволяє підприємству економити на закупівлі дорогих лігатур та чистих легуючих елементів.

З екологічної точки зору та у контексті сучасного європейського законодавства виробництво вторинного алюмінію супроводжується значно меншими викидами CO₂. В результаті підприємства, що виготовляють та використовують вторинну сировину, сплачують нижчі екологічні збори та отримують «зелені» преференції, що робить їхню продукцію більш конкурентоспроможною на міжнародних ринках.

1.1 Сучасні методи впливу на алюмінієві сплави

Окрім переваг підприємства стикаються із з ключовими обмеженнями використання вторинних силумінів – наявністю домішок, серед яких найнебезпечнішою є залізо. Саме залізовмісні фази найбільше псують структуру силумінів, роблячи їх крихкими, що веде до формування грубих фаз, які погіршують якість силумінів. Традиційним методом нейтралізації негативного впливу заліза є введення модифікуючих елементів, що трансформують інтерметаліди із голчастої на більш компактну, що значно покращує властивості матеріалу [2, 3].

Для алюмінієвих сплавів саме модифікування вважається найефективнішим способом, що дозволяє одночасно підняти і міцність, і пластичність за рахунок формування сприятливої структури та фазового складу. Найчастіше використовується хімічне модифікування, яке передбачає додавання в розплав потрібні компонентів. За класикою їх ділять на зародкоутворювальні (створюють центри кристалізації) та поверхнево-активні (гальмують ріст зерен).

Механізм модифікування силумінів можна пояснити трьома способами. Крім відомих зародкоутворюючих та поверхнево-активних добавок, існують модифікатори, ефективність яких залежить від їхньої розчинності в алюмінії: менша розчинність гарантує сильніший ефект. Такі добавки проникають у залізовмісні включення, змінюючи їхню форму на більш сприятливу. Фізично це відбувається через флуктуації в розплаві та утворення зародків на наявних частинках оксидів чи карбідів. Ключовою умовою для модифікації саме залізовмісних фаз є подібність атомних розмірів елемента-модифікатора та заліза, що робить можливою їх взаємозаміну в структурі інтерметаліди [4, 5].

За функціональним призначенням модифікатори поділяють на три основні групи. Модифікатори евтектичного кремнію, де найпоширенішими є препарати на основі натрію та стронцію. Натрій часто вводять у вигляді флюсів (суміш солей NaCl та NaF), а стронцій – у формі лігатур Al–Sr (вміст Sr 5–10%). Для подрібнення α -твердого розчину за рахунок використання, наприклад, титану, бору, цирконію. Найбільш ефективними вважаються комплексні лігатури Al–Ti–B. Для нейтралізації голчастих фаз заліза застосовують марганець, хром, молібден та іноді берилій [6-8].

Механізми впливу елементів при модифікуванні відрізняються. Без модифікування кремній у силумінах кристалізується у вигляді грубих пластин або голок, які є концентраторами напружень. Атоми Sr або Na мають поверхнево-активну дію і адсорбуються на фронті росту кристалів кремнію. Це створює перепону для центрів росту, змушуючи кремній рости у волокнистій, розгалуженій формі. В результаті відбувається підвищення пластичності у 2-3 рази та зростання міцності.

Титан та бор діють як центри кристалізації і призводить до утворення інтерметалідів. Ці частинки мають кристалографічну відповідність до решітки алюмінію, що дозволяє зернам α -фази починати ріст одночасно по всьому об'єму розплаву. Подрібнення зерна призводить до рівномірного розподілу пор та інтерметалідів, що покращує герметичність виливків.

Для нейтралізації залізовмісних фаз у вторинних сплавах, наприклад для АК8М5, може застосовуватися марганець. Марганець має близький до заліза атомний радіус. Він заміщує частину атомів заліза, трансформуючи пластинчасті фази у компактні ієрогліфічні. Компактна форма інтерметалідів не тільки підвищує механічні властивості, а й менше знижує динамічну в'язкість сплаву, що критично для деталей, які працюють під вібраційними навантаженнями.

Для покращення структури вторинних матеріалів і, відповідно, властивостей, широко застосовуються ультразвук та вібрація.

Ультразвук застосовується для вторинних алюмінієвих сплавів переважно для дегазації розплаву (видалення газів для покращення якості), модифікації структури (збільшення міцності, опору втомі) та очищення металу від включень за допомогою акустичної кавітації, що покращує механічні властивості, зменшує дефекти та робить сплави придатними для високотехнологічних застосувань, незважаючи на їх вторинне походження.

Основні застосування оброблення можна навести на прикладі різних типів. Ультразвукова дегазація – потужні ультразвукові хвилі змушують бульбашки газу зливатися, що дозволяє легко видалити водень та інші небажані гази з розплаву, запобігаючи пористості у готових виливках. Ультразвукова модифікація – змінює структуру кристалізації, створюючи дрібніші та однорідніші зерна, що підвищує міцність, пластичність та опір втомі зварних з'єднань, навіть для вторинних сплавів. Очищення розплаву – кавітація руйнує та диспергує оксидні плівки та неметалеві включення, що покращує чистоту сплаву. Гомогенізація та диспергування – ультразвук допомагає рівномірно розподіляти легуючі елементи та модифікатори в розплаві.

Переваги для вторинних сплавів:

- покращення якості. Ультразвукова обробка допомагає «очистити» вторинну сировину, доводячи її властивості до рівня первинних сплавів;
- енергоефективність. Зменшує кількість браку та потребу в повторній переплавці;
- розширення застосувань. Дозволяє використовувати вторинні сплави у вимогливих галузях, таких як автомобілебудування та авіація, де потрібна висока надійність.

Застосування ультразвукової обробки при підготовці алюмінієвих розплавів дозволяє ефективно вирішити проблему газовмісту та пористості виливків. Завдяки інтенсифікації видалення бульбашок газу та одночасному подрібненню зерна, ультразвукова дегазація забезпечує формування

однорідної структури з високими фізико-механічними властивостями. Важливою перевагою методу є також зменшення шлакоутворення, що робить процес дегазації більш екологічним та економічно вигідним порівняно з традиційними методами. Приклад обладнання для проведення ультразвукового оброблення наведено на рис. 1.1 [9].



Рисунок 1.1 – Приклад обладнання для проведення ультразвукового оброблення

Застосування вібрації для алюмінієвих сплавів знаходить місце у кристалізації та литті для формування дрібнозернистої структури, покращення механічних властивостей (міцність, пластичність) та зменшення

дефектів, а також при обробці поверхонь та механічній обробці для підвищення якості фінішної обробки, видалення задирок і покращення точності. Це дозволяє створювати більш якісні та довговічні деталі для авіації, автомобілебудування та машинобудування.

До основних напрямків застосування можна віднести:

- вібраційне лиття та кристалізація. Вібрація під час застигання розплаву сприяє утворенню дрібніших кристалів, що підвищує міцність та пластичність сплаву. Допомогає усунути пори, шлакові включення та покращує щільність литого металу. Дозволяє зменшити нагрів сплаву, що зберігає його властивості;

- вібраційна обробка (фінішні операції). Віброшліфування та віброполірування видаляє нерівності, надає блиску та покращує якість поверхні. Ефективно згладжує гострі краї та видаляє невеликі надлишки металу після механічної обробки. Застосовується для автомобільних компонентів (поршні, блоки циліндрів), деталей літаків, інструментів тощо;

- комбіновані технології. Поєднання вібрації з іншими видами обробки (наприклад, вібраційне шліфування після механічної обробки) для досягнення специфічних властивостей.

До переваг цього методу можна віднести: підвищення механічних властивостей (міцність, твердість, втомна довговічність); покращення якості поверхні; зменшення браку та дефектів; енергоефективність (у деяких процесах).

Також слід враховувати, що застосування, наприклад, низькочастотної вібрації дозволяє змінити морфологію інтерметалідних включень, зменшити їх розміри та розосередити більш рівномірно по об'єму. Особливо таке використання доцільне для залізовмісних інтерметалідів великих розмірів.

Таким чином, вібрація є потужним інструментом для модифікації структури та покращення якості алюмінієвих сплавів на різних етапах виробництва [10, 11].

1.2 Вплив лазерного оброблення на морфологію фаз та механічні властивості силумінів

Згідно з класифікацією, наведеною в роботах, методи підвищення міцності металевих матеріалів диференціюють за шістьма основними напрямками. До них належать: створення захисних поверхневих плівок, модифікація хімічного складу та структури поверхні, варіювання енергетичного стану поверхневого шару, регулювання параметрів шорсткості, а також об'ємна структурна модифікація металу. Попри певний ступінь умовності такого поділу, він слугує базою для розробки інноваційних зміцнювальних технологій відповідно до функціональних вимог до виробів. Зокрема, для суттєвого підвищення експлуатаційного ресурсу деталей найбільший потенціал мають методи цілеспрямованої зміни структури поверхневих шарів, насамперед шляхом термічного та деформаційного зміцнення [12].

Розвиток методів поверхневої інженерії зумовив появу прогресивних технологій зміцнення, що базуються на впливі висококонцентрованої енергії. Використання електронного променя, плазми та лазера для термічної обробки й легування дозволяє досягти якісно нового рівня зносостійкості та міцності робочих поверхонь порівняно з традиційними методами [13, 14].

Фізико-хімічні особливості взаємодії лазерного випромінювання з алюмінієвими сплавами. Лазерне оброблення силумінів, зокрема лазерне поверхневе переплавлення (Laser Surface Melting – LSM), базується на надшвидкому нагріві локальних ділянок поверхні до температур, що значно перевищують точку ліквідус. Особливістю алюмінієвих сплавів є їхня висока відбивна здатність та висока теплопровідність, що вимагає використання лазерів з високою густиною енергії ($10^4 - 10^6$ Вт/см²).

При впливі лазерного променя утворюється ванна розплаву, в якій виникають інтенсивні конвективні потоки (ефект Марангоні). Це сприяє

гомогенізації хімічного складу. Швидкість охолодження при лазерному обробленні досягає $10^3 - 10^6$ К/с, що кардинально змінює характер кристалізації порівняно з традиційним литтям.

Трансформація мікроструктури та евтектичних складових. Головним структурним наслідком лазерної модифікації є екстремальне подрібнення зерна та зміна морфології кремнієвої евтектики.

Подрібнення кремнію – у вихідному литому стані кремній у силумінах зазвичай присутній у вигляді грубих пластин або голок. Після лазерного переплавлення структура трансформується у високодисперсну суміш, де кристали кремнію набувають сфероїдальної або дифузної форми з розмірами менше 1 мкм.

Розширення меж розчинності. Високі швидкості гартування з рідкого стану дозволяють зафіксувати аномально високу концентрацію легуючих елементів (Si, Mg, Cu) в алюмінієвій матриці. Це призводить до формування пересичених твердих розчинів, що є основою для подальшого зміцнення.

Нейтралізація негативного впливу залізовмісних фаз. Для вторинних силумінів (наприклад, АК8МЗ) критичним є питання залістистих домішок. У литому стані вони утворюють крихкі голчасті фази Al_5FeSi . Лазерне оброблення забезпечує:

- дроблення фаз. Потужний енергетичний вплив руйнує цілісність голчастих включень;
- зміну параметра форми. Співвідношення довжини до ширини часток різко знижується, що мінімізує концентрацію напружень у матриці та підвищує пластичність матеріалу;
- часткове розчинення. Частина заліза переходить у твердий розчин, що нейтралізує його шкідливу дію як ініціатора мікротріщин.

Зміна механічних властивостей та мікротвердості. Вплив лазерної обробки на механічні показники проявляється через декілька механізмів зміцнення:

- зернограничне зміцнення. Зменшення розміру дендритних комірок призводить до суттєвого підвищення опору пластичній деформації;

- твердорозчинне зміцнення. Пересичення матриці атомами легуючих елементів спотворює кристалічну ґратку Al, створюючи додаткові бар'єри для дислокацій.

- дисперсійне зміцнення. Природне старіння після лазерної обробки протікає інтенсивніше через високу щільність вакансій, що сприяє виділенню нанорозмірних зміцнюючих фаз (Mg_2Si , $CuAl_2$).

Експериментальні дані показують, що мікротвердість поверхневого шару після лазерної модифікації може зростати в 1,5 – 2,5 рази порівняно з основою. Однак, слід враховувати фактор шорсткості: лазерний переплав створює специфічний мікрорельєф, який зазвичай потребує фінішного шліфування.

Пористість та дефектоутворення у вторинних сплавах. При обробці вторинних силумінів виникає ризик загострення проблеми пористості. Вторинна сировина часто насичена воднем. Під час лазерного переплаву водень виділяється з розплаву, що при надшвидкому охолодженні може призвести до формування газових пор у зміцненому шарі.

Ефективність обробки залежить від правильного підбору параметрів (потужності P та швидкості сканування V). Оптимальне енерговкладення дозволяє «заварювати» ливарні пори, підвищуючи щільність поверхневого шару.

Лазерне оброблення є ефективним інструментом керування структурою вторинних силумінів. Воно дозволяє не тільки підвищити твердість поверхні, а й трансформувати морфологію небажаних залізовмісних фаз [15 - 17].

1.3 Вплив лазерного оброблення на шорсткість поверхні

Лазерне наплавлення є складним технологічним процесом, де стан шорсткості поверхні критично залежить від таких параметрів випромінювання, як його потужність, швидкість сканування та діаметр лазерної плями. Кожен із цих чинників визначає фізичні характеристики ванни розплаву, що безпосередньо впливає на підсумкову якість плакованого шару. Завдяки розумінню та оптимізації цих режимів стає можливим отримання гладких поверхонь, що дозволяє суттєво покращити експлуатаційні властивості та термін служби оброблених деталей. Подальші наукові дослідження в цій царині сприятимуть вдосконаленню контролю над процесами наплавлення, забезпечуючи вищу надійність та якість модифікованих поверхонь.

Ключовими параметрами, що описують лазерне випромінювання, є його потужність, довжина хвилі, час впливу, а також енергія та частота імпульсів. Крім того, випромінювання характеризується такими властивостями, як когерентність, спрямованість, монохроматичність та поляризація.

До взаємозв'язку параметрів лазерного випромінювання та показників шорсткості поверхні можна віднести [18, 19]:

- потужність лазерного випромінювання – є ключовим параметром процесу лазерного наплавлення, оскільки вона безпосередньо визначає обсяг теплоти, що надходить у матеріал. Це своєю чергою формує характеристики ванни розплаву та фінішну шорсткість поверхні;

- потужність лазера. Зростання потужності веде до збільшення геометричних розмірів (глибини та ширини) ванни розплаву, що покращує плавлення та текучість металу. Проте надлишковий енерговклад може спровокувати перегрів, спричиняючи дестабілізацію поверхні та зростання шорсткості. Зокрема, у дослідженнях встановлено, що підвищення

потужності з 1,2 кВт до 2,0 кВт спершу сприяло згладжуванню мікрорельєфу, проте згодом призвело до його погіршення через нестабільність розплаву;

- встановлення оптимальної потужності забезпечує якісне плавлення та адгезію при мінімальній шорсткості. Було визначено, що при потужності 1,5 кВт досягається Ra 5 мкм, тоді як при відхиленні від цього значення в будь-який бік шорсткість зростала до 8 мкм;

- швидкість сканування. Швидкість переміщення лазерного променя по поверхні підкладки визначає час термічного впливу, що суттєво впливає на морфологію поверхневого шару. Низька швидкість сканування призводить до тривалого контакту променя з матеріалом і забезпечує формування глибокої та гомогенної ванни розплаву. Це сприяє зниженню шорсткості, оскільки метал має достатньо часу для рівномірного розподілу та затвердіння. При швидкості 2 мм/с поверхня була гладшою (Ra 4 мкм) порівняно зі швидкістю 5 мм/с (Ra 7 мкм). При високій швидкості сканування скорочується час взаємодії, що може стати причиною неповного розплавлення та формування дефектного рельєфу. Перевищення швидкості 6 мм/с веде до різкого зростання шорсткості внаслідок недостатнього теплового вкладу та погіршення текучості розплаву;

- діаметр лазерного променя. Діаметр плями променя впливає на щільність розподілу енергії та глибину зони плавлення. Малий діаметр променя – це концентрація енергії на обмеженій площі, що підвищує прецизійність процесу. Однак це створює високі локальні температурні градієнти, які за відсутності суворого контролю можуть збільшити шорсткість. Слід зазначити, що діаметр 0,5 мм дозволяє досягти меншої шорсткості порівняно з 1 мм лише за умови ретельного балансування інших параметрів для запобігання перегріву. Розподіл енергії на більшу площу формує ширшу та меншу за глибиною ванну розплаву, що сприяє рівномірному затвердінню та зниженню шорсткості. У порівняльному аналізі

доведено, що використання променя діаметром 1,5 мм забезпечує Ra 6 мкм, тоді як при діаметрі 1 мм цей показник становив 8 мкм.

Функціонування більшості лазерних технологій ґрунтується на тепловому ефекті, що передбачає нагрівання оброблюваного матеріалу до необхідної температури. З цієї причини потужність є визначальною характеристикою лазера для таких процесів. У випадку імпульсного обладнання розрізняють пікову потужність в імпульсі та середню потужність, значення якої визначається тривалістю та частотою слідування імпульсів.

Вибір довжини хвилі лазерного випромінювання зумовлений необхідністю досягнення максимального рівня енергопоглинання матеріалом. Оскільки відбивна здатність металів падає зі скороченням довжини хвилі, використання лазерів із меншим показником λ дозволяє суттєво підвищити ефективність нагрівання. Зокрема, застосування Nd:YAG-лазера ($\lambda = 1,06$ мкм) є раціональнішим порівняно з CO₂-лазером ($\lambda = 10,6$ мкм) через кращу поглинальну здатність випромінювання металеву поверхню [20].

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ, МЕТОДИ ЗА ЗАСОБИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Для досліджень в роботі використовували доектектичний алюмінієвий сплав АК8М3. Основу сплаву складала вторинна сировина (лом, відходи виробництва, стружка), переплавлення сировини відбувалося в заводських умовах під покривним флюсом складу 33% KCl, 67% NaCl, з наступним обробленням рафінувальним флюсом (15% KCl, 45% NaCl, 40% AlF₃).

Для отримання зразків для випробувань зі змінним вмістом заліза від 0,40% до 1,45% сплав розплавляли в лабораторній печі опору СНЗ-3 у чавунному тиглі під покривним флюсом (62% NaCl, 13% KCl, 25% NaF) в кількості 2% від маси розплаву. Далі проводили нагрівання до $720^{\circ} \pm 5^{\circ} \text{C}$ та обробку модифікатором [21] у кількості 0,1% від маси розплаву та рафінувально-модифікувальний комплекс для покращення якості вторинного силуміну [22]. Також вторинний сплав містив більшу кількість домішок: Pb, Ni, Mn та інші. Оброблення флюсами та модифікаторами проводилося для покращення структури, підвищення щільності сплаву, зниження об'єму неметалевих включень та газів, які потрапляють в сплав при обробці.

З метою підвищення механічних властивостей сплав АК8М3 з різним вмістом заліза піддавався термічному обробленню за режимом Т6 (гартування при температурі $500^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$, витримка протягом 5 годин, охолодження в воді + повне старіння при температурі $180^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$ протягом 7 годин), згідно з ДСТУ 2839-94 [23].

Наступним кроком було оброблення поверхневого шару зразків за допомогою лазера. Був використаний імпульсний лазер КВАНТ-12 (час дії імпульсу $\tau = 4$ мс, довжина хвилі $\lambda = 0,6943$ мкм) з 30% перекриттям доріжок в атмосфері навколишнього середовища. Додатково для підвищення поглинальної здатності поверхню зразків покривали шаром сажі. Сама

обробка проводилася при густині потужності випромінювання ($q \sim 600 \dots 700 \text{ МВт/м}^2$) в режимі однократного оплавлення поверхні.

Мікроскоп МИМ-8 використовувався з метою металографічного аналізу структури силумінів, растровий електронний мікроскоп РЭМ-106И – для вивчення мікроструктури оплавленого шару при збільшенні 600 раз. Фазовий склад визначали методом якісного рентгенівського фазового аналізу (ДРОН-3) та ідентифікацією за допомогою літературних джерел.

Контроль хімічного складу сплавів здійснювали на іскровому спектрометрі «SPECTROLAB» з точністю $\pm 0,0001$ мас. % за кожним елементом.

При вимірюванні твердості використовували твердомір Роквелла (шкала В), мікротвердості оплавленого шару та зон після природнього старіння - мікротвердомір ПМТ-3 (навантаження 0,20 Н) та напівавтоматичний мікротвердомірі НВА-1 фірми «МІКРОТЕХ» (Україна) (рис. 2.1) при навантаженні 0,25 Н.



Рисунок 2.1 – Напівавтоматичний мікротвердомірі НВА-1 фірми «МІКРОТЕХ» (Україна)

Профілометр-профілограф HANDYSURF+ (Японія) (дискретність 0,0007 мкм, діапазон вимірювання по осі Z від -210 до 160, програмне забезпечення для виведення даних) застосовувався для вимірювання параметрів шорсткості (рис. 2.2) [24].

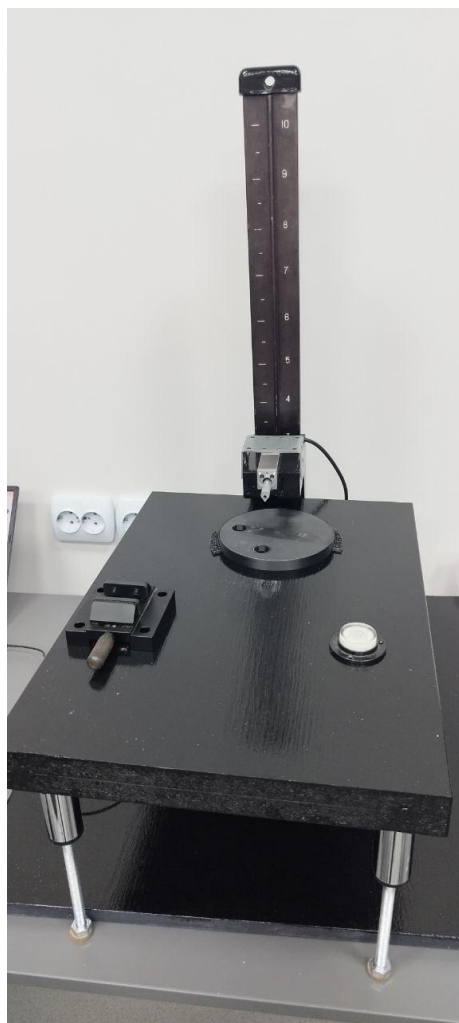


Рисунок 2.2 – Робоча частина профілометр-профілографа
HANDYSURF+ (Японія)

РОЗДІЛ 3

МЕТОДИ ОБРОБЛЕННЯ СИЛУМІНІВ ТА ЇХ ВПЛИВ НА ВЛАСТИВОСТІ

3.1 Рафінувально-модифікувальна обробка вторинних алюмінієвих сплавів

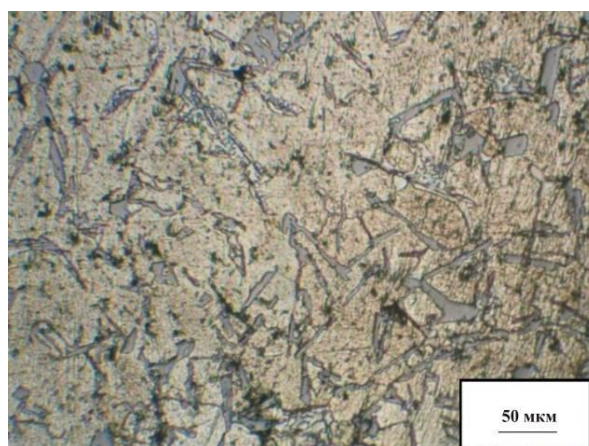
З літературних джерел та за результатами досліджень науковців відомо, що якість лазерної обробки алюмінієвих сплавів напряду залежить від геометрії та концентрації інтерметалідів у матриці. Висока пористість вторинних сплавів є критичним фактором, що може спровокувати появу дефектів під час лазерного оброблення. Геометричний фактор є важливим, оскільки голчасті фази (з високою довжиною) поглинають лазерне випромінювання та плавляться інакше, ніж рівноосні. Також слід враховувати, що вторинна сировина має схильність до газової пористості, яка при швидкому лазерному нагріві призводить до «кипіння» ванни розплаву та додатковому утворенні пор і має більш грубу структуру у порівнянні з первинними сплавами

Вплив зростаючих концентрацій заліза (0,40%, 0,64%, 0,92%, 1,1%, 1,45%) та подальшої лазерної обробки вивчали на вторинному алюмінієвому сплаві АК8М3 (табл. 3.1), отриманому в заводських умовах.

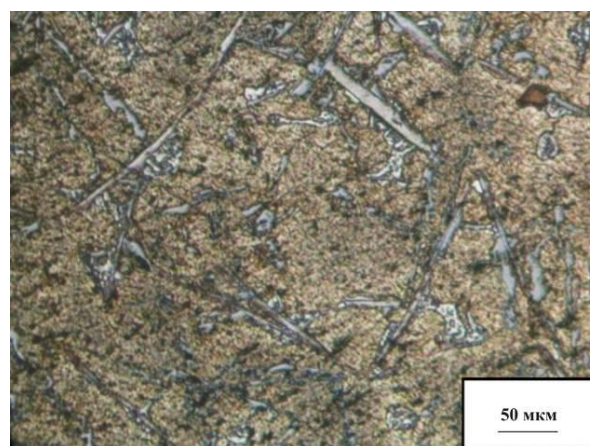
Згідно з даними металографічних досліджень, зростання концентрації заліза в сплаві (особливо при перевищенні порогу 1%) призводить до збільшення об'ємної частки та лінійних розмірів пластинчастих інтерметалідів, ідентифікованих як фаза Al_5SiFe . У мікроструктурі також спостерігалися подовжені включення евтектичного кремнію, причому розподіл структурних складових по площі шліфа характеризувався значною нерівномірністю (рис. 3.1).

Таблиця 3.1 – Хімічний склад сплаву АК8М3 [22]

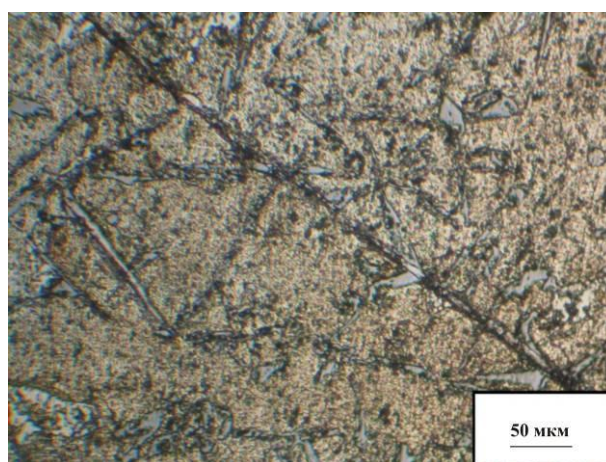
№ сплаву	Вміст елементів, мас. %							
	Si	Cu	Fe	Mn	Mg	Zn	Ni	Cr
1	9,84	3,27	0,40	0,054	0,093	0,088	0,011	0,0026
2	9,78	3,35	0,64	0,055	0,087	0,097	0,012	0,0035
3	9,84	3,36	0,92	0,057	0,077	0,099	0,012	0,0058
4	9,76	3,38	1,11	0,058	0,071	0,111	0,012	0,0075
5	9,73	3,40	1,45	0,060	0,067	0,112	0,013	0,0086



а



б



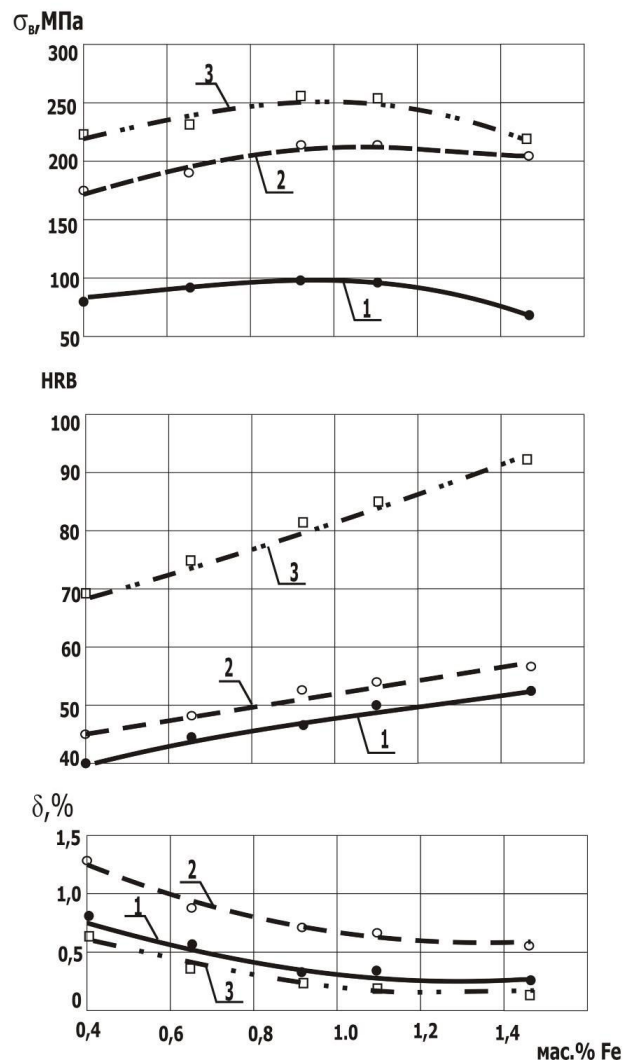
в

а – 0,40% Fe; б – 0,92% Fe; в – 1,45% Fe

Рисунок 3.1 – Мікроструктура сплаву АК8М3 в литому стані [22]

Для зменшення кількості зразків для подальших досліджень в роботі обрали для три сплави з різним вмістом заліза: з 0,4% , 0,92% та 1,45%.

Зазначені структурні трансформації безпосередньо позначилися на механічних характеристиках матеріалу. Так, підвищення вмісту заліза з 0,4% до 1,45% спричинило зростання твердості з 39 HRB до 52 HRB відповідно. Границя міцності σ_B демонструвала висхідну динаміку з 84 МПа до пікового значення 100 МПа при вмісті заліза 1,1% (рис. 3.2).



1 – литий стан (плавлення під покривним флюсом); 2 – литий стан після модифікування; 3 – після модифікування та термообробки за режимом Т6

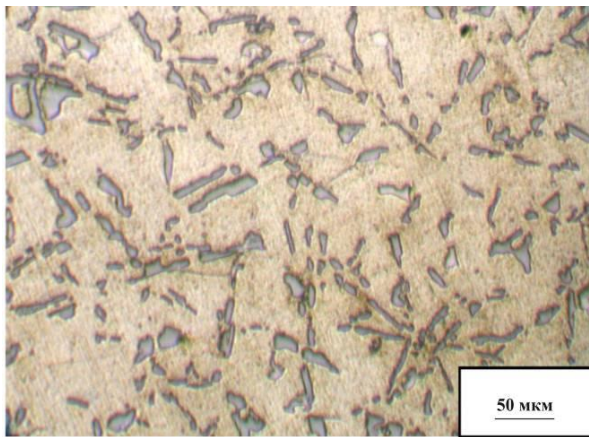
Рисунок 3.2 – Залежність механічних властивостей сплаву АК8М3 від вмісту заліза [22]

У діапазоні концентрацій заліза від 0,4% до 1,1% включення фази Al_5SiFe мали незначний параметр форми λ і забезпечували зміцнюючий ефект за механізмом дисперсійного зміцнення, що сприяло зростанню міцності. Однак при подальшому збільшенні вмісту заліза у структурі з'являлися масивні голчасті та пластинчасті інтерметаліди. Виконуючи роль активних концентраторів напружень, ці фази спровокували зниження механічних властивостей сплаву.

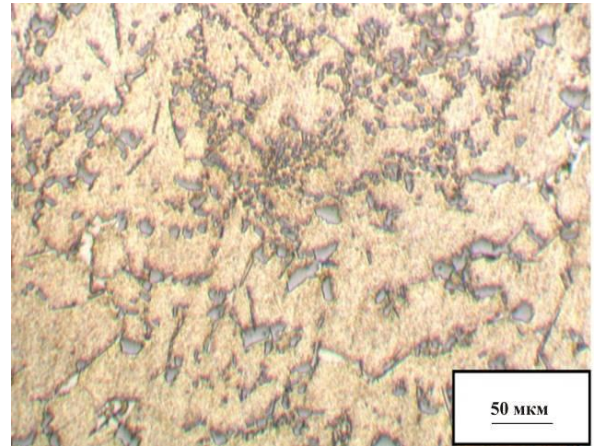
При аналізі літературних джерел визначено, що на відміну від первинних, вторинні алюмінієві сплави мають значну меншу технологічність за рахунок крупним інтерметалідним включенням. Для підвищення стабільності процесу лазерної обробки та отримання більш рівномірної глибини оплавленого шару і враховуючи, що рафінувально-модифікувальна обробка є одним з найбільш економічних та ефективних методів оброблення силумінів на етапі отримання виливка застосували рафінувально-модифікувальну обробку сплаву АК8МЗ на стадії отримання виливка з розрахунку 0,1 мас. %.

Для цього на етапі отримання чушок сплав обробили розробленим науковцями кафедри рафінувально-модифікувальним комплексом наступного складу: 10...20% Na_2CO_3 ; 15...20% $MnCl_2$; 12...20% SiC , 3...8% порошкового Ti ; S – решта [25].

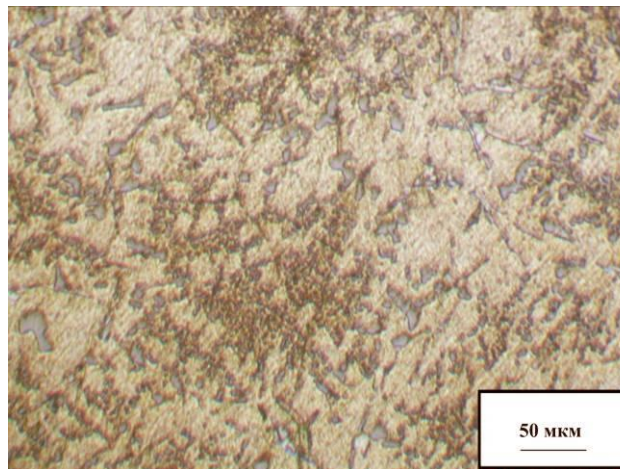
Комплексне оброблення розплавів дозволило отримати кращий розподіл структурних складових, змінити пластинчасту форму інтерметалідних включень, особливо на основі заліза, на більш компактну та більш дрібних розмірів (рис. 3.3) [22].



а



б



в

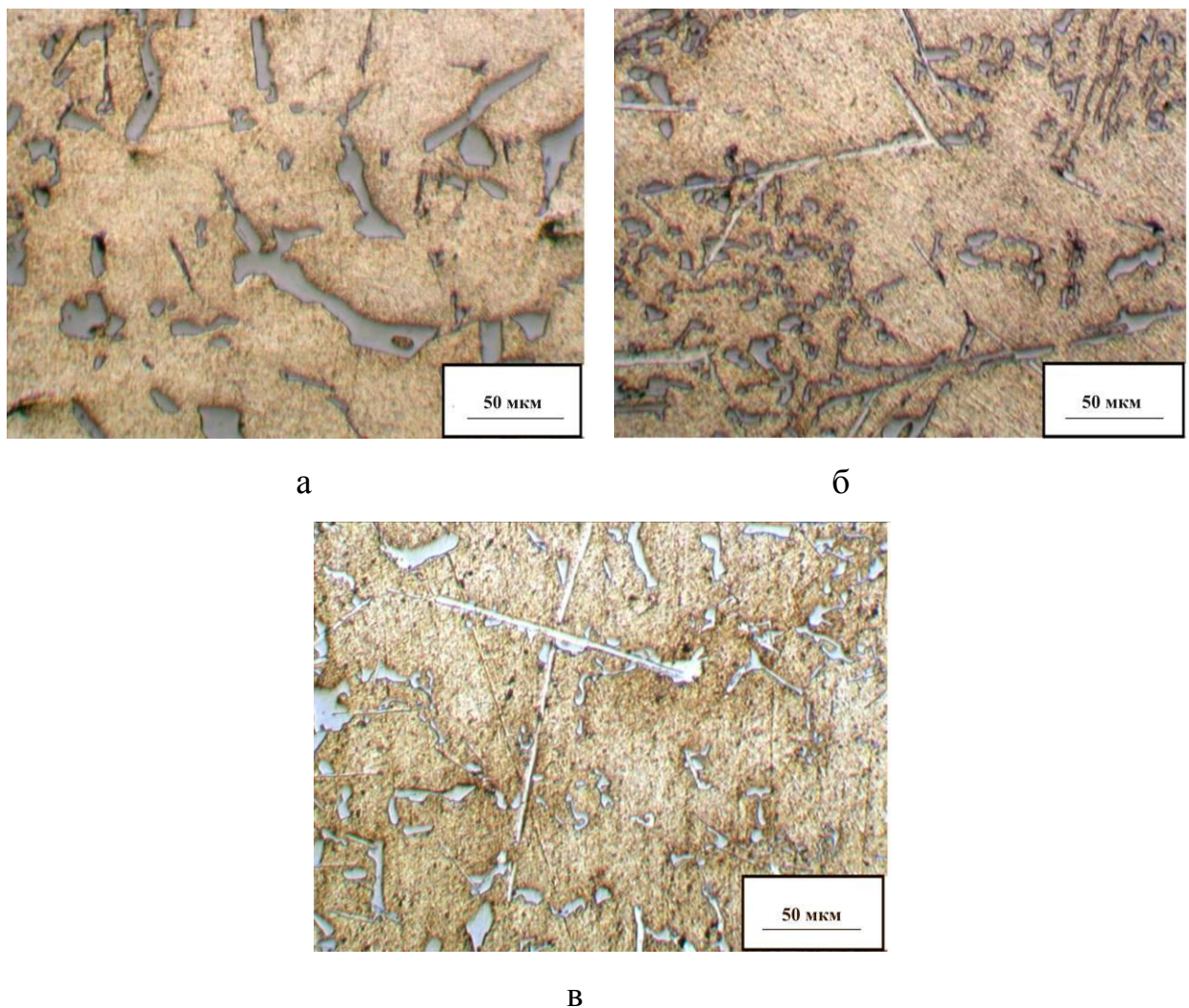
а – 0,40% Fe; б – 0,92% Fe; в – 1,45% Fe

Рисунок 3.3 – Структура вторинного сплаву АК8МЗ після модифікування в литому стані

Застосування РМК для АК8МЗ дозволило зменшити параметр форми включень до 4...5, отримати межі міцності в середньому на рівні 179 МПа та відносного видовження біля 1,3%. Обробка не дозволила повністю позбутися пористості, але пори стали дисперсними та локалізувалися в твердому розчині.

Зазвичай для підвищення механічних властивостей, а саме твердості та міцності силуміни піддають термічній обробці (гартування та старіння). Тому дослідні сплави також додатково проходили термічну обробку за режимом Т6 (гартування + повне старіння) згідно з ДСТУ 2839-94 [23].

Згідно з даними металографічного аналізу, після термообробки структура сплаву з мінімальною кількістю заліза була досить дисперсною і складалася з α -твердого розчину на основі Al, включень евтектичного Si та інтерметалідних фаз (рис. 3.4). За результатами рентгеноструктурного аналізу структура сплаву з 0,4% заліза складалася з основи, дисперсної інтерметалідної фази Al_2Cu , без ідентифікування залізовмісна фази [22].



а – 0,40% Fe; б – 0,92% Fe; в – 1,45% Fe

Рисунок 3.4 – Структура сплаву АК8М3 після модифікування та термообробки за режимом Т6 [22]

При підвищенні вмісту заліза в сплаві від 0,92% до 1,45% фаза Al_5SiFe ідентифікувалася вже досить чітко як за допомогою металографічного та

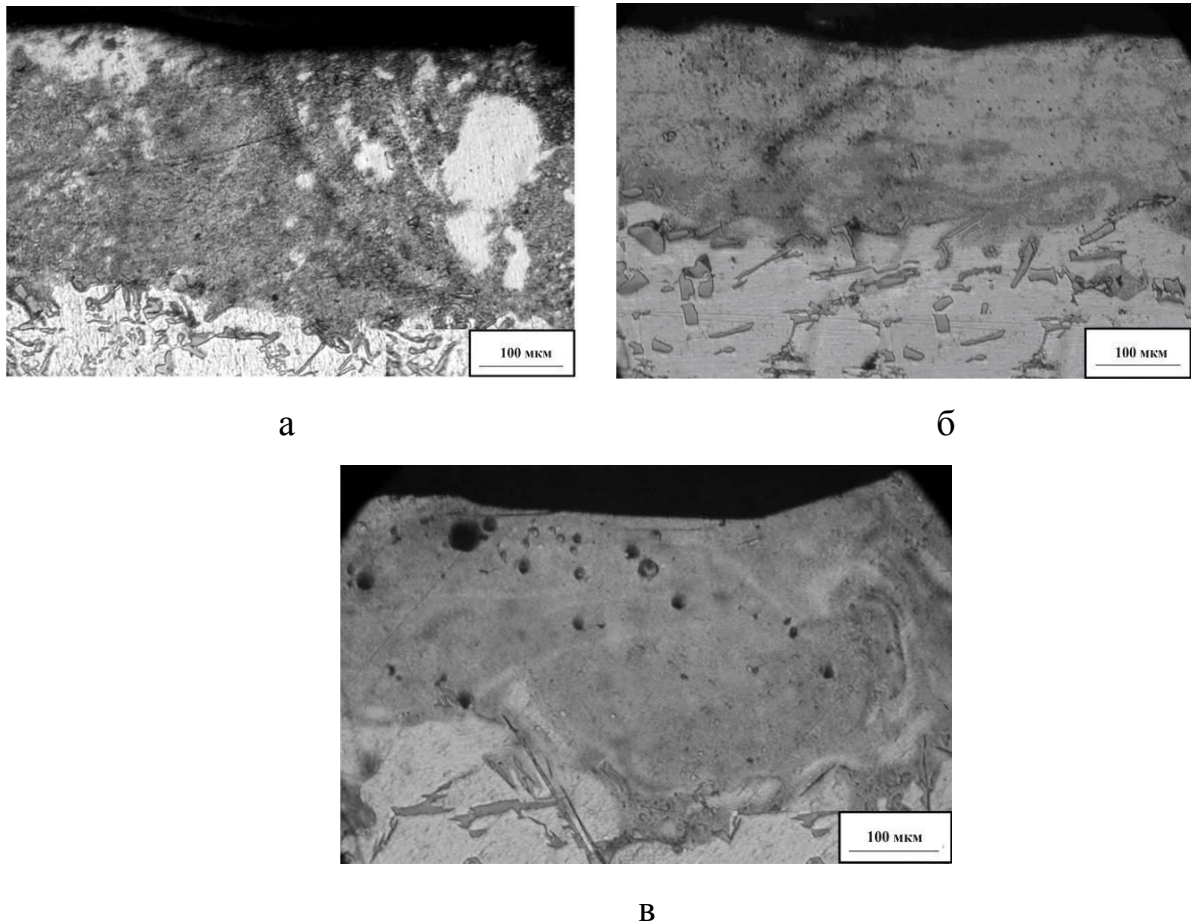
рентгенографічного аналізів. Самі інтерметаліди набували форму пластин, збільшувалися їх кількість. Взагалі, після модифікувальної та термічної обробки включення мали більші розміри, у порівнянні з литим станом. Пояснити такі зміни можливо вищою температурою плавлення інтерметалідних включень та включень кремнію, а також збільшенням розмірів виділених часток з пересиченого твердого розчину.

Зміни структури відповідно призвели до змін механічних властивостей. При підвищенні вмісту заліза до 0,92...1,1% границя міцності підвищилася до 250 МПа за рахунок виділення при старінні дрібних інтерметалідів та часток кремнію. Однак при подальшому збільшенні концентрації заліза і розміру фаз на основі цього елемента показники міцності падали, підвищуючи крихкість сплаву.

3.2 Лазерна обробка вторинного силуміну

Остаточною термічною обробкою було однократне лазерне оброблення поверхні вторинного силуміну за допомогою імпульсного лазера з густиною потужності імпульсу 700 МВт/м^2 .

В результаті однократної лазерної обробки відбулося подрібнення та часткове розчинення евтектики, залізовмісних та інших інтерметалідних фаз (рис. 3.5). Враховуючи дуже велику дисперсність складових і використання оптичного мікроскопу чітко розрізнити структурні складові в оплавленому шарі не вдалося. Також візуально не спостерігалася відмінність в структурі сплавів з різним вмістом заліза, однак збільшувалася кількість дефектів округлої форми. При однократній обробці значення середньої глибини зони оплавлення сплавів складала 200...250 мкм.



а – 0,40% Fe; б – 0,92% Fe; в – 1,45% Fe

Рисунок 3.5 – Мікроструктура зони лазерної дії сплавів після однократної обробки [22]

3.3 Вплив лазерного оброблення та довготривалого природнього старіння на твердість вторинного силуміну

Визначення мікротвердості показали, що після однократної лазерного оплавлення шар мав показники приблизно у 2 рази вищі ніж твердий розчин на основі алюмінію. А збільшення вмісту заліза від 0,40% до 1,45% призвело до зростання мікротвердості зміцненого шару приблизно на 8%. Окрім того відбулося підвищення границі міцності σ_B зміцненого шару в середньому до 550 МПа у порівнянні з 250 МПа основи. Така тенденція спостерігалася для

усіх сплавів (табл. 3.2), що вказує на позитивний вплив такої шкідливої домішки, як залізо [22].

Таблиця 3.2 – Мікротвердість та границя міцності зміцненого шару і основного металу

Вміст Fe, %	Показник	Зміцнений шар на відстані від поверхні, мкм			Основний метал (твердий розчин на основі Al)
		25	100	175	
0,40	H _μ , МПа	1640	1605	1600	975
	σ _B , МПа	527	515	514	172
0,92	H _μ , МПа	1660	1625	1720	994
	σ _B , МПа	534	523	548	180
1,45	H _μ , МПа	1680	1620	1735	1000
	σ _B , МПа	540	524	550	174

Подальші дослідження стосувалися впливу природнього процесу на зміну показників мікротвердості. Довготривале природнє старіння (зберігання при кімнатній температурі) суттєво впливає на структуру та механічні властивості силумінів, особливо тих, що містять добавки магнію та міді, як дисперсійно зміцнюючі часток. Згідно з класичними дослідженнями, рушійною силою природнього старіння є різке зниження розчинності цих елементів в алюмінієвій матриці при зниженні температури, що ініціює дифузійні процеси навіть при кімнатній температурі [26].

Як показали вимірювання мікротвердості за допомогою напівавтоматичного твердоміра HVA-1 надтривале природнє старіння призвело до зниження механічної властивості сплаву АК8М5 в проплавленому шарі в середньому на 315..570 МПа в залежності від вмісту заліза (рис. 3.6).

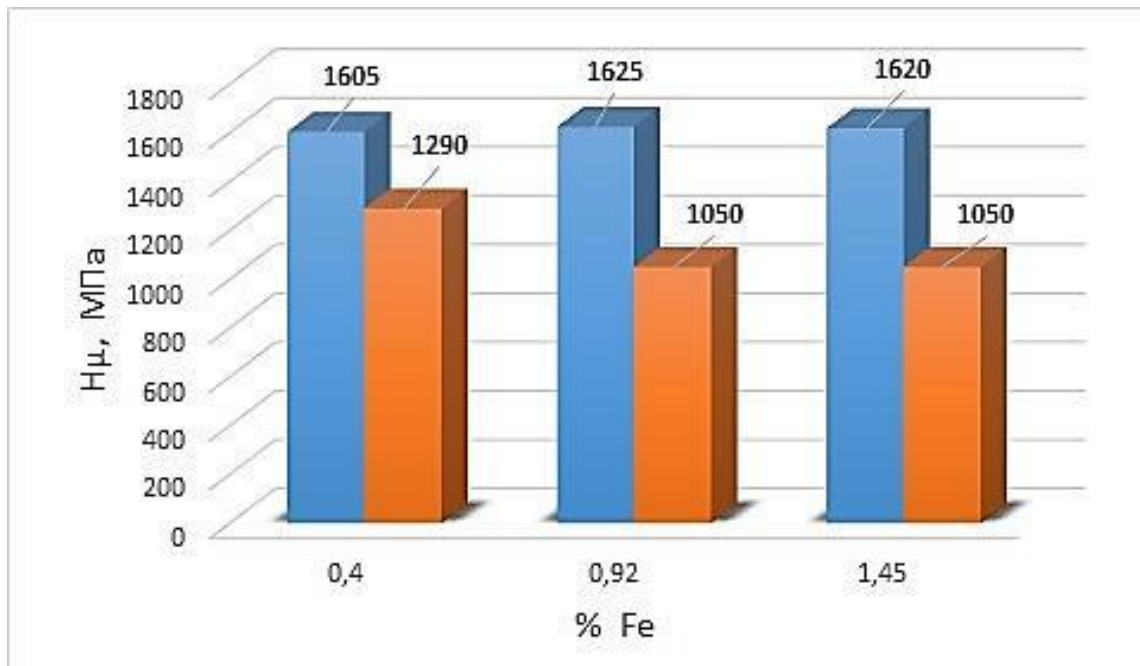


Рисунок 3.6 – Показники мікротвердості зміцненого шару після лазерного оброблення та природнього старіння сплаву АК8М5

В той же час мікротвердість основного металу (твердого розчину на основі Al) залишилась майже в межах попередніх показників 930...1000 МПа.

Даний ефект знеміцнення у складних багатоконпонентних системах Al-Si-Cu-Mg можливо пояснити за рахунок декільком механізмів.

По-перше, це релаксація внутрішніх напружень в оплавленому шарі. Вторинний силумін після комплексної обробки має досить високий рівень внутрішніх напружень та метастабільну структуру. Зважаючи, що будь-яка термодинамічна система з часом старається прийти до рівноважного стану, а природне старіння – це самовільний процес зниження вільної енергії системи, можемо допустити про зниження внутрішніх напружень, зменшення викривлення кристалічної решітки.

По-друге, це виникнення ефекту перестарювання. Може початися процес дифузії атомів легуючих елементів (міді, магнію) до міжфазних меж з пересиченого твердого розчину. А також процес коагуляції, коли дрібні зародки розчиняються, а великі ростуть. Це термодинамічно вигідно,

оскільки зменшується сумарна площа поверхні розділу фаз, але це ж призводить до зниження мікротвердості, яке ми отримали.

3.4 Вплив вмісту заліза на шорсткість поверхні після лазерного оброблення

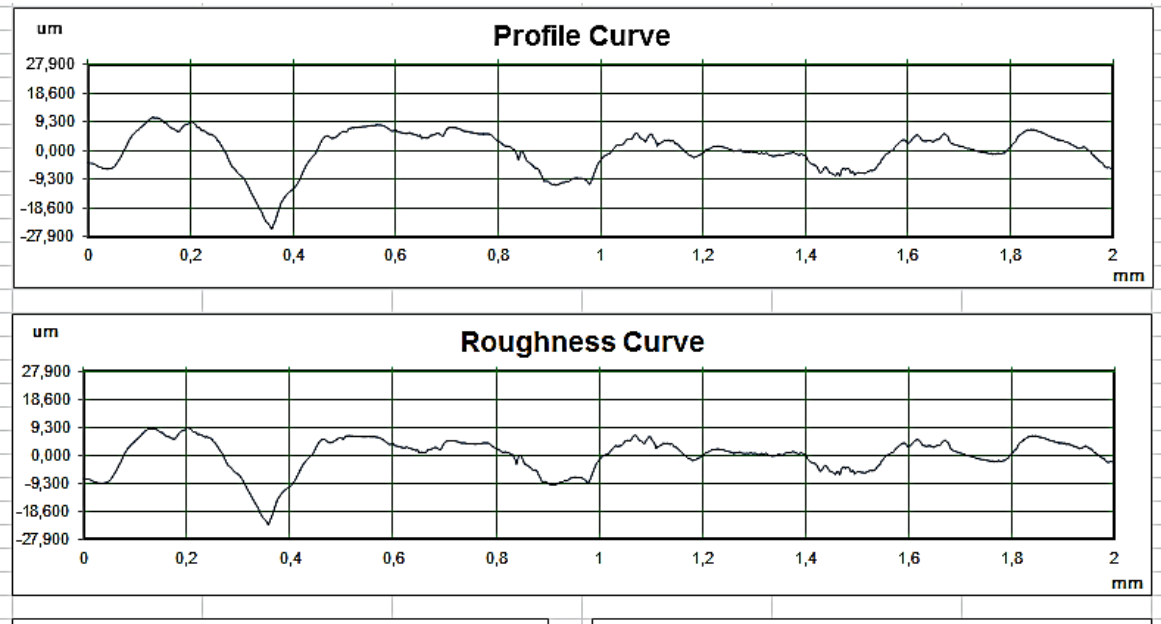
Так як механічні властивості матеріалів безпосередньо впливають на експлуатаційні характеристики, то в дослідженні було приділено увагу питанню якості отриманої поверхні після лазерного оброблення вторинного силуміну, а саме шорсткості поверхні.

Визначення параметру шорсткості (R_a) проводили за допомогою профілометр-профілографа HANDYSURF+ з програмним забезпеченням. Дане обладнання призначено для вимірювання та аналізу шорсткості та профілю поверхні деталей на виробництві, контролю якості та наукових дослідженнях, а його програмне забезпечення дозволяє обробляти, аналізувати та передавати отримані дані (параметр шорсткості, криві профілю) на комп'ютер, забезпечуючи відповідність міжнародним стандартам (ISO, JIS, ASME) та розширені можливості вимірювань.

До основних призначень можна віднести:

- вимірювання шорсткості, оцінка параметрів R_a , R_z та інших стандартів для оцінки якості поверхні;
- побудова профілограф, створення графічного зображення профілю поверхні для візуального аналізу;
- контроль якості, перевірка відповідності шорсткості поверхонь технічним вимогам на виробництві.

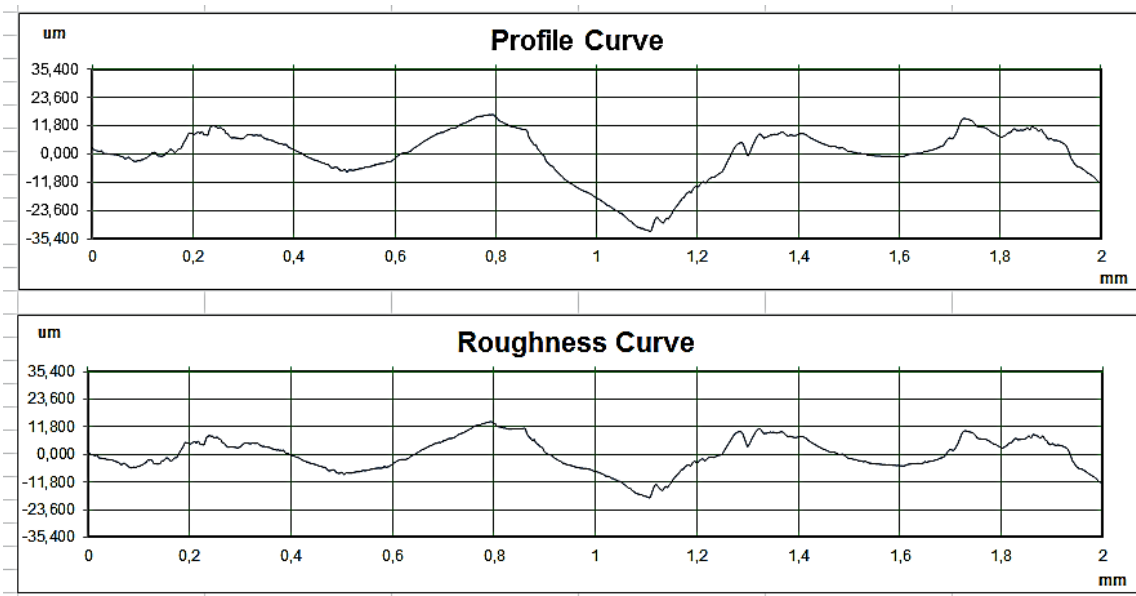
Використовуючи даний профілометр були отримані профілографи поверхонь досліджуваних зразків та показники шорсткості (рис. 3.7, 3.8).



a

Inspection certificate				ACCRETECH	
Serial No.		Comment		Measuring date	2019.02.09
WorkPiece name		Inspector		Measuring time	00:31:04
Measuring condition					
Measurement type	Roughness measurement	Cutoff value	0.8mm	λs filter	2.5um
Calculation standards	ISO1997/2009	Type of filter	Gaussian	Unit	mm/um
Evaluation length	2.00mm	Measuring range	-210 – +160um		
Measuring speed	0.6mm/s	Form removal	Straight		
Measuring Results					
Ra	4.414	Ra_1	6.131	Rqmax	7.372
Rasd	1.086	Ra_2	2.697	Rqmin	3.294
Ra+sd	5.500	Rq	5.333	Rq_1	7.372
Ra-sd	3.328	Rqsd	1.289	Rq_2	3.294
Ramax	6.131	Rq+sd	6.622	Rz	22.790
Ramin	2.697	Rq-sd	4.044	Rzsd	6.081

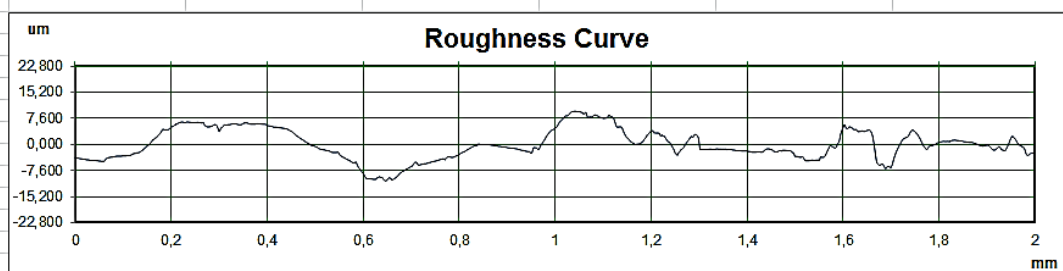
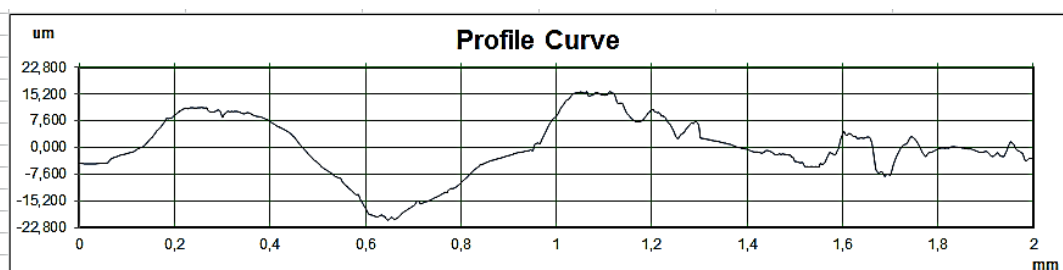
6



B

Inspection certificate					
Serial No.		Comment		Measuring date	2019.02.09
WorkPiece name		Inspector		Measuring time	00:34:07
Measuring condition					
Measurement type	Roughness measurement	Cutoff value	0.8mm	λs filter	2.5um
Calculation standards	ISO1997/2009	Type of filter	Gaussian	Unit	mm/um
Evaluation length	2.00mm	Measuring range	-210 – +160um		
Measuring speed	0.6mm/s	Form removal	Straight		
Measuring Results					
Ra	5.764	Ra_1	5.144	Rqmax	7.601
Rasd	0.392	Ra_2	6.384	Rqmin	6.111
Ra+sd	6.156	Rq	6.856	Rq_1	6.111
Ra-sd	5.372	Rqsd	0.471	Rq_2	7.601
Ramax	6.384	Rq+sd	7.327	Rz	26.170
Ramin	5.144	Rq-sd	6.385	Rzsd	2.196

Г



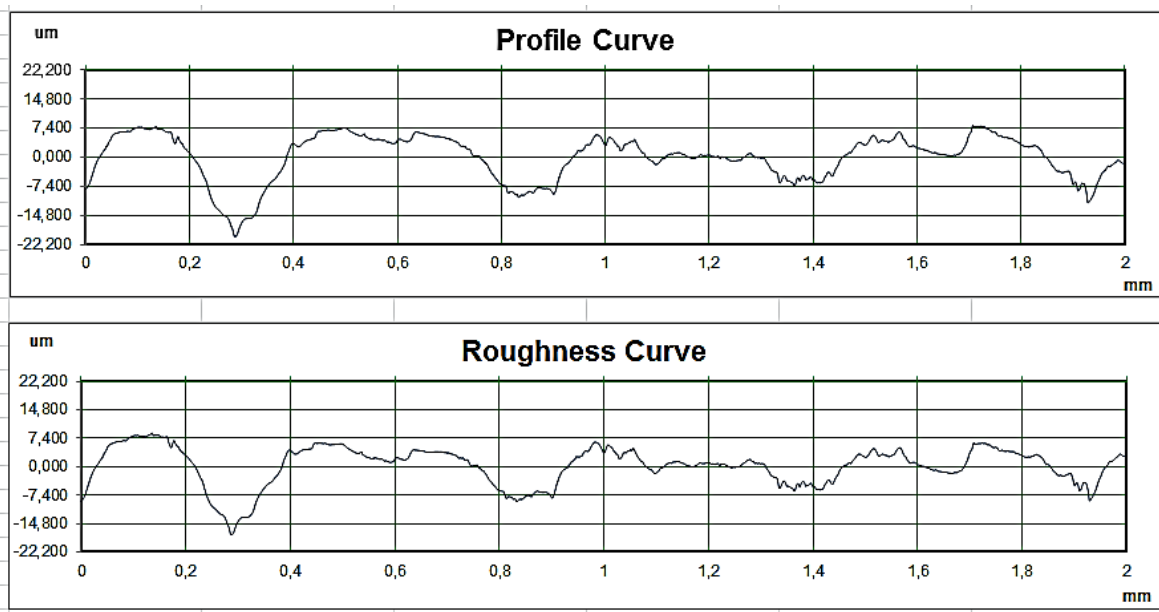
Д

Inspection certificate					
Serial No.		Comment		Measuring date	2019.02.09
WorkPiece name		Inspector		Measuring time	00:36:24
Measuring condition					
Measurement type	Roughness measurement	Cutoff value	0.8mm	λs filter	2.5um
Calculation standards	ISO1997/2009	Type of filter	Gaussian	Unit	mm/um
Evaluation length	2.00mm	Measuring range	-210 – +160um		
Measuring speed	0.6mm/s	Form removal	Straight		
Measuring Results					
Ra	3.553	Ra_1	4.167	Rqmax	4.910
Rasd	0.388	Ra_2	2.939	Rqmin	3.867
Ra+sd	3.941	Rq	4.388	Rq_1	4.910
Ra-sd	3.165	Rqsd	0.330	Rq_2	3.867
Ramax	4.167	Rq+sd	4.718	Rz	16.977
Ramin	2.939	Rq-sd	4.059	Rzsd	0.152

Ж

а, в, д – профілограми зразків з вмістом 0,4%, 0,92 та 1,45% Fe відповідно; б, г, ж – розрахункові дані шорсткості зразків з вмістом 0,4%, 0,92 та 1,45% Fe відповідно

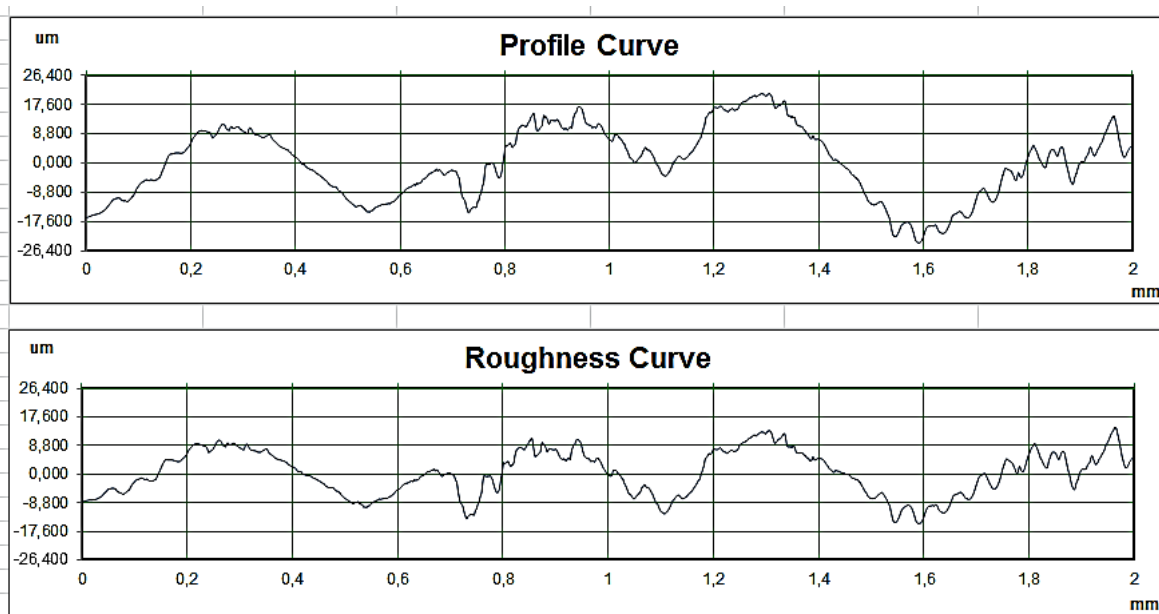
Рисунок 3.7– Отримані дані для зразків без лазерного оброблення




a

Inspection certificate				ACCRETECH	
Serial No.		Comment		Measuring date	2019.02.09
WorkPiece name		Inspector		Measuring time	00:31:50
Measuring condition					
Measurement type	Roughness measurement	Cutoff value	0.8mm	λs filter	2.5um
Calculation standards	ISO1997/2009	Type of filter	Gaussian	Unit	mm/um
Evaluation length	2.00mm	Measuring range	-210 - +160um		
Measuring speed	0.6mm/s	Form removal	Straight		
Measuring Results					
Ra	3.937	Ra_1	5.287	Rqmax	6.294
Rasd	0.854	Ra_2	2.586	Rqmin	3.203
Ra+sd	4.791	Rq	4.748	Rq_1	6.294
Ra-sd	3.083	Rqsd	0.977	Rq_2	3.203
Ramax	5.287	Rq+sd	5.726	Rz	20.794
Ramin	2.586	Rq-sd	3.771	Rzsd	3.590

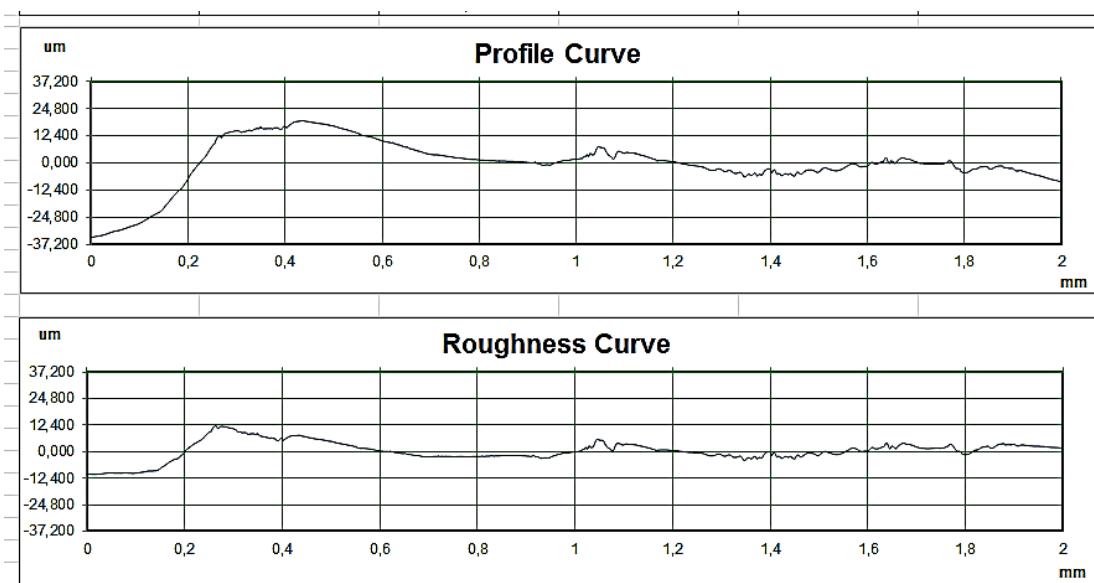
6




B

Inspection certificate					
Serial No.		Comment		Measuring date	2019.02.09
WorkPiece name		Inspector		Measuring time	00:34:49
Measuring condition					
Measurement type	Roughness measurement	Cutoff value	0.8mm	As filter	2.5um
Calculation standards	ISO1997/2009	Type of filter	Gaussian	Unit	mm/um
Evaluation length	2.00mm	Measuring range	-210 – +160um		
Measuring speed	0.6mm/s	Form removal	Straight		
Measuring Results					
Ra	5.925	Ra_1	5.454	Rqmax	7.467
Rasd	0.298	Ra_2	6.397	Rqmin	6.318
Ra+sd	6.223	Rq	6.892	Rq_1	6.318
Ra-sd	5.627	Rqsd	0.364	Rq_2	7.467
Ramax	6.397	Rq+sd	7.256	Rz	27.184
Ramin	5.454	Rq-sd	6.529	Rzsd	1.503

Г



Д

Inspection certificate					
Serial No.		Comment		Measuring date	2019.02.09
WorkPiece name		Inspector		Measuring time	00:38:09
Measuring condition					
Measurement type	Roughness measurement	Cutoff value	0.8mm	As filter	2.5um
Calculation standards	ISO1997/2009	Type of filter	Gaussian	Unit	mm/um
Evaluation length	2.00mm	Measuring range	-210 – +160um		
Measuring speed	0.6mm/s	Form removal	Straight		
Measuring Results					
Ra	3.361	Ra_1	4.823	Rqmax	5.989
Rasd	0.925	Ra_2	1.898	Rqmin	2.221
Ra+sd	4.286	Rq	4.105	Rq_1	5.989
Ra-sd	2.436	Rqsd	1.192	Rq_2	2.221
Ramax	4.823	Rq+sd	5.296	Rz	16.321
Ramin	1.898	Rq-sd	2.913	Rzsd	4.072

Ж

а, в, д – профілограми зразків з вмістом 0,4%, 0,92 та 1,45% Fe відповідно; б, г, ж – розрахункові дані шорсткості зразків з вмістом 0,4%, 0,92 та 1,45% Fe відповідно

Рисунок 3.8 – Отримані дані для зразків після лазерного оброблення

Аналіз стану поверхні вторинного алюмінієвого сплаву АК8М5 показав, що вихідна шорсткість зразків у стані після лиття коливається в межах $R_a = 3,9 \dots 5,9$ мкм. Але при збільшенні вмісту заліза від 0,4% до 1,45% не зафіксовано тенденцію до зростання значень шорсткості, що можна було припустити за рахунок формування грубих інтерметалідних фаз залізного походження, які впливають на кристалізацію та якість поверхні виливок.

Після проведення лазерного сканування поверхні було встановлено, що мікрорельєф зазнає незначних змін. Показники шорсткості після лазерної обробки становили $R_a = 3,5 \dots 5,7$ мкм для відповідних складів сплаву.

Порівняльний аналіз отриманих даних дозволяє зробити наступні висновки:

- збереження якості поверхні. Лазерне оплавлення призводить до незначного зниження значень R_a (в середньому на 0,2–0,4 мкм), що свідчить про ефект часткового нівелювання мікронерівностей у процесі швидкої рекристалізації поверхневого шару;

- глибина модифікованого шару. Враховуючи, що глибина проплавлення при одноразовому проході лазерного променя сягає 250 мкм, можна стверджувати про формування стабільного гомогенізованого шару;

- експлуатаційна стабільність. Оскільки зміна шорсткості є мінімальною і не виходить за межі допусків для вихідних литих заготовок, лазерна обробка не погіршує якість поверхневого шару. Це критично важливо для подальшого комплексного оброблення, оскільки дозволяє покращити структурний стан металу без необхідності додаткового інтенсивного механічного шліфування.

Враховуючи, що глибина проплавленого шару при однократній обробці лазером сягає до 250 мкм, можна вважати, що лазерна обробка суттєво не вплине на якість поверхневого шару та експлуатаційні властивості силумінів після комплексного оброблення. Такий підхід гарантує високі експлуатаційні властивості деталей без негативного впливу на їхню геометрію.

ВИСНОВКИ

1. Проведено аналіз технологічних факторів, які впливають на структуру та якість вторинного силуміну АК8МЗ з різним вмістом заліза.

2. Застосовано комплексне оброблення вторинного силуміну (модифікувальне, термічне, лазерне). Досліджено їх вплив на структуру та механічні властивості матеріалу.

3. Встановлено характер впливу лазерного оброблення на мікрогеометрію поверхні (шорсткість), доведено стабільність мікрорельєфу при лазерному обробленні, обґрунтовано ефективність технологічного впливу.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Яка різниця між первинним і вторинним алюмінієм? [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://ua.almoldcasting.com/news/what-is-the-difference-between-primary-and-sec-71644489.html>.
2. Вплив комплексного модифікування на нейтралізацію залізовмісних фаз ливарного сплаву $AlSi9Cu3$ з підвищеним вмістом заліза до 2 % [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://repository.kpi.kharkov.ua/server/api/core/bitstreams/2b3b0e9a-f006-465e-9721-8cbc1eb6fec2/content>.
3. Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. / під заг. ред. А. М. Фесенка, М. А. Турчаніна. – Краматорськ: ДДМА, 2023. – 179 с.
4. Das K.S. Aluminum Industry and Climate Change-Assessment and Responses / K.S. Das, A.S. Green J. // JOM. – 2010. – № 2 (62). – P. 27-31.
5. Pancho A. Influence of Fe on the microstructure and mechanical properties of low Al-Si alloys / A. Pancho, C. Diaz, O.E. Sotomayor // Microstructure and Materials Properties. – 2018. – Vol. 13. – № 5. – P. 317-330.
6. Юзюк Д.В., Ямшинський М.М. Вплив модифікування високодисперсного карбїду кремнію на властивості сплавів системи Al–Si // XIII Міжнародна науково-технічна конференція. Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021. Київ, 28-29 квітня 2021 р. КПІ ім. Ігоря Сікорського, Україна. – С. 199-203.
7. М.А. Фон Прусс. Вплив модифікування V, Co, Mo, Cr, Ni на структурнофазовий склад ливарних вторинних силумінів $AlSi9Cu3$ [Електронний ресурс]. – Режим доступу: <https://repository.kpi.kharkov.ua/server/api/core/bitstreams/2b3b0e9a-f006-465e-9721-8cbc1eb6fec2/content>.

8. Glazof M. Casting Aluminum Alloys / Michael V. Glazoff, Vadim S. Zolotarevsky, Nikolai A. Belov. UK: Elsevier, 2010. – 544 p.
9. Ультразвукова дегазація розплавів алюмінієвих сплавів [Електронний ресурс] – Режим доступу: <https://www.hielscher.com/uk/ultrasonic-degassing-of-aluminium-alloy-melts.htm>
10. Школяренко В.П. Вплив температури розплаву і вібрації на структуру сплаву АМг6 / В.П. Школяренко, О.В. Середенко, І.Р. Баранов // *Металознавство та обробка металів*. – 2024. – №1. – С. 59-65.
11. Нурадинов А.С. Фізичні методи управління формуванням структури металів / А.С. Нурадинов, А.Г. Пригунова, В.Ю. Шейгам, А.Г. Вернидуб, І.А. Нурадинов // *Метал і лиття України*. – 2020. – № 2. – С. 41-48.
12. Посвятенко Е.К. Поліпшення надійності форсованих двигунів транспортної техніки дискретним зміцненням поверхні деталі / Е.К. Посвятенко, М.А. Ткачук, В.М. Шеремет // *Східноєвропейський журнал передових технологій*. – 2012. – №3/10(57). – С. 23-26.
13. Poprawe R. Laser Application Technology. Springer-Verlag Berlin: Heidelberg, 2011. – 603 p.
14. Головка Л.Ф. Лазерні технології та комп'ютерне моделювання / Під ред. Л.Ф. Головка, С.О. Лук'яненка. – Київ: Вістка, 2009. – 296 с.
15. Guowei Yang. Effect of laser remelting on the microstructure and properties of the aluminum high silicon alloy coating / Guowei Yang, Binguo Fu // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2024. – Vol. 324. – P. 118278.
16. Zhuo L. Effect of post-process heat treatment on microstructure and properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy / Zhuo L. et al. [J]. // *Materials Letters*. – 2019. – Vol. 234. – P. 196-200.
17. Peng Liu. Effect of laser power on microstructure and mechanical properties of selective laser melted AlSi10Mg alloy / Peng Liu, Maoliang Wu, Guoqiang Wu // *Journal of Physics Conference Series*. – 2023. – Vol. 2587(1). – 012008.

18. Лі Т. Оптимізація параметрів для мінімізації шорсткості поверхні в лазерному покритті / Лі Т., Парк Дж., Лі Х. // Журнал застосування лазерів. – 2022. – № 34(1). – 012405.

19. Хуанг Ю. Оптимізація параметрів лазерного покриття для покращення обробки поверхні / Хуанг Ю., Лі С., Ван Х. // Технологія поверхонь і покриттів. – 2019. – № 374. – С. 99-107.

20. Лесик Д.А. Особливості формування мікрорельєфу та мікротвердості термічно зміцнених зон сканувальним лазерним променем / Д.А. Лесик, В.В. Джемелінський // Вісник НТУУ «КПІ». Серія машинобудування. – 2015. – №1(73). – С. 100-106.

21. Пат. 32929, МПК С22С 1/00. Модифікатор для алюмінієвих сплавів / І.П. Волчок, О.А. Мітяєв, О.В. Лютова, Н.В. Широкобокова, В.М. Повзло; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 02.01.2008; опубл. 10.06.2008, Бюл. № 11. – 3 с.

22. Широкобокова Н.В. Поверхнєве зміцнення вторинних силумінів методом лазерної обробки: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 «Матеріалознавство» / Н.В. Широкобокова. – Запоріжжя, 2013. – 20 с.

23. Сплави алюмінієві ливарні. Технічні умови: ДСТУ 2839-94. – [Введ. 1996-01-01]. – К.: Держспоживстандарт України, 1996. – 109 с. – (Національні стандарти України).

24. Профілометр HANDYSURF 35/40/45 [Електронний ресурс]. – Режим доступу: https://microtech-ua.com/index.php?id_product=11473&controller=product&id_lang=2.

25. Пат. 69720, МПК С22С 1/06. Рафінувально-модифікувальний комплекс для алюмінієвих сплавів / Н.В. Широкобокова, О.А. Мітяєв., І.П. Волчок, С.В. Кюрчев, О.С. Колодій; заявник і патентоутримувач Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 31.10.2011; опубл. 10.05.2012, Бюл. № 9. – 6 с.

26. Tao G. H. Effect of Natural Aging on the Precipitation Kinetics of Al-Mg-Si Alloys / Tao G. H. et al. // Metals. – 2022. – № 12(3). – 470 p.