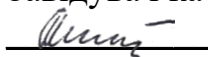


НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ УКРАЇНИ
«КИЇВСЬКИЙ ПОЛІТЕХНІЧНИЙ ІНСТИТУТ
імені ІГОРЯ СІКОРСЬКОГО»
Інженерно-фізичний факультет
Кафедра високотемпературних матеріалів та порошкової металургії

«На правах рукопису»
УДК 621.762 _____

«До захисту допущено»
Завідувач кафедри
 В. І. Мазур
«13» 7 05 2020 р.

Магістерська дисертація
за освітньо-науковою програмою
Нанотехнології та комп'ютерний дизайн матеріалів
зі спеціальності 132 Матеріалознавство
на тему: «Закономірності формування структури та властивостей
порошкових сплавів Al-Fe»

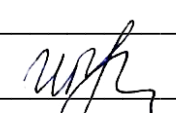
Виконав: магістрант II курсу, групи ФН-81мн

Похилько Богдан Анатолійович

Науковий керівник: професор, к. т. н. Степанчук А. М.

Консультант з охорони праці та безпеки в надзвичайних
ситуаціях, зав. кафедри ОПЦБ, професор, д. т. н. Левченко О. Г.

Рецензент: доц., к. т. н. Гурія І. М.


_____

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

Київ – 2020 року

Національний технічний університет України
«Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського»

Факультет	Інженерно-фізичний
Кафедра	Високотемпературних матеріалів та порошкової металургії
Рівень вищої освіти	другий (магістерський)
Спеціальність	132 МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО
Освітньо-професійна програма	Комп'ютеризовані технології порошкової металургії

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри

_____ В. І. Мазур

« ____ » _____ 2020 р.

ЗАВДАННЯ

на магістерську дисертацію студенту

Похилька Богдана Анатолійовича

1. Тема дисертації: «Закономірності формування структури та властивостей порошкових сплавів Al–Fe»,
2. Науковий керівник дисертації: професор, к. т. н. Степанчук А. М. затверджені наказом по університету від 17.03. 2020 року № 893-с
3. Термін подання студентом дисертації 13.05.20
3. Предмет дослідження:
 - аналіз сучасного стану отримання композиційних матеріалів на основі системи Al–Fe та зміцненого твердими дисперсними частинками інтерметалідів;
 - формування структури та властивостей порошкових сплавів Al–Fe;
 - дослідження умов отримання матеріалів на основі системи Al–Fe на структуру, фазовий склад та властивості.

4. Об'єкт дослідження: композиційний матеріал Al–Fe з передбачення на те, що в структурі утворюються інтерметалічні фази, що вступають в ролі дисперсно-зміцнюючих фаз.

5. Перелік завдань, які потрібно розробити (зміст пояснювальної записки):

а) літературний огляд:

– провести аналіз сучасного стану отримання композиційних матеріалів на основі алюмінію;

– сформулювати об'єкти та задачі дослідження.

б) матеріали та методи дослідження:

– обрати склад сплавів Al–Fe, провести планування експерименту;

– отримати сплави композиційні матеріали на основі Al–Fe за різних умов;

– провести аналіз впливу умов отримання на мікроструктуру, фазовий склад та властивості сплавів Al–Fe.

в) результати дослідження та їх обговорення:

– провести аналіз отриманих даних та зробити висновки;

г) розділ охорони правці та безпеки в надзвичайних ситуаціях:

– провести аналіз шкідливих та небезпечних виробничих факторів;

– розробити заходи щодо безпеки праці;

– розробити заходи безпеки в надзвичайних ситуаціях;

– проаналізувати отримані результати та зробити висновки.

6. Орієнтовний перелік графічного (ілюстративного) матеріалу

– особливості алюмінієвих сплавів;

– діаграми стану;

– методики отримання та дослідження композиційних матеріалів;

– властивості та мікроструктура композиційних матеріалів.

7. Орієнтовний перелік публікацій

– Структуроутворення при взаємодії заліза з розплавами сплавів алюмінію;

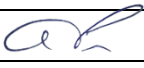
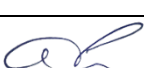
– Отримання та компактування інтерметалідів у системі Al–Fe.

8. Консультанти розділів дисертації

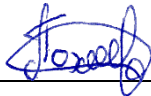
Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
Розділ охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	Зав. кафедри ОПЦБ, д. т. н. Левченко О. Г.	10.04.20	

9. Дата видачі завдання _____ 2020 р.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів виконання магістерської дисертації	Термін виконання етапів магістерської дисертації	Примітка
1	Аналіз літературних даних та написання літогляду	05.03.20	
2	Планування експерименту	18.03.20	
3	Отримання порошків сплавів Al-Fe литтям з наступним механічним подрібненням та диспергуванням розплаву	27.03.20	
4	Пресування та спікання порошків	02.04.20	
5	Дослідження мікроструктури та мікротвердості композитів	08.04.20	
6	Проведення Small Punch Test	13.04.20	
7	Обробка експериментальних даних та їх обговорення	15.04.20	
8	Розробка розділу охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях	22.04.20	
9	Оформлення пояснювальної записки та графічного матеріалу	08.05.20	
10	Попередній захист дисертації	14.05.20	

Студент



Б. А. Похилько

Науковий керівник дисертації



А. М. Степанчук

РЕФЕРАТ

Магістерська дисертація вміщує: стор. 97; рис. 61; табл. 14; бібл. 85.

КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ, ЗАЛІЗО, АЛЮМІНІЙ, Al–Fe, ЛИТЯ, РОЗМЕЛЮВАННЯ, ДИСПЕРГУВАННЯ РОЗПЛАВУ, МІКРОСТРУКТУРА, ФАЗОВИЙ СКЛАД,.

Дисертація спрямована на вирішення **актуальної** задачі – розробці нових матеріалів багатофункціонального призначення на основі алюмінію, зокрема для виготовлення струмознімачів рухомого транспорту.

Робота проводилась у межах науково-дослідних робіт кафедри згідно плану (програми) № 23-ІФ.

Метою та задачею дисертації роботи було отримання композиційних матеріалів триботехнічного призначення на основі системи Al–Fe з підвищеними експлуатаційними характеристиками, встановлення закономірностей та фундаментальних засад отримання матеріалів з наперед заданими структурою та властивостями. **Задачею** роботи було вибір та обґрунтування вихідних матеріалів, вивчення процесів їх компактування, дослідження структури та фазового складу і, як наслідок, встановлення фундаментальних засад впливу цих факторів на кінцеві властивості матеріалу.

Об'єктом досліджень дисертації були сплави Al–Fe виходячи з передбачення, що взаємодія між ними у процесі отримання вихідних порошків і виробів з них сприяє утворенню структур, в яких утворюється дисперсно зміцнююча фаза.

Предмет дослідження – структура, фазовий склад та властивості матеріалів на основі сплавів Al–Fe.

Науковою новизною одержаних результатів є встановлення закономірностей та фундаментальних засад формування властивостей порошкових виробів з сплаву Al–Fe, які мають підвищені техніко-економічні показники застосування.

Практичне значення полягає у тому, що отримані матеріали за оптимальних, встановлених в роботі умов, можуть бути використані для виготовлення зносостійких виробів трибо технічного призначення, зокрема струмознімачів рухомого транспорту.

Результати дисертації опубліковані в 1-й статті та оговорені на 1-й науковій конференції.

ABSTRACT

The master dissertation contains: p. 97; fig. 61; table. 14; sors. 85.

COMPOSITE MATERIALS, IRON, ALUMINIUM, Al–Fe, CASTING, GRINDING, MELT DISPERSION, MICROSTRUCTURE, PHASE COMPOSITION.

The dissertation is aimed at solving the **actual** problem - the development of new multifunctional materials based on aluminum, in particular for the manufacture of pantographs for mobile vehicles.

The work was carried out within the research work of the department according to the plan (program) № 23-IF.

The aim and task of the dissertation was to obtain composite materials for tribotechnical purposes based on the Al–Fe system with high performance characteristics, to establish patterns and fundamental principles of obtaining materials with predetermined structure and properties. The task of the work was to select and substantiate of raw materials, to study the processes of their compaction, to study the structure and phase composition and, as a consequence, to establish the fundamental principles of the influence of these factors on the final properties of the material.

The object of research of the dissertation were Al–Fe alloys based on the assumption that the interaction between them in the process of obtaining the original powders and products from them contributes to the formation of structures in which the disperse-strengthening phase is formed.

The subject of research is the structure, phase composition and properties of materials based on Al–Fe alloys.

The scientific novelty of the obtained results is the establishment of regularities and fundamental principles of formation of properties of powder products from Al – Fe alloy, which have high technical and economic indicators of application.

The practical significance lies in the fact that the obtained materials under optimal, established in the work conditions, can be used for the manufacture of wear-resistant products for technical purposes, in particular pantographs of mobile vehicles.

The results of the dissertation are published in 1 article and discussed at 1 scientific conference.

ЗМІСТ

ВСТУП.....	9
1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД.....	11
1.1 Композиційні матеріали.....	11
1.1.1 Класифікація композиційних матеріалів.....	12
1.2 Сплави на основі алюмінію	18
1.2.1 Сплави на основі системи Al–Fe.....	19
1.2.2 Сплави на основі системи Al–Zr.....	27
1.2.3 Сплави на основі системи Al–Ni.....	32
1.3 Висновки та постановка задачі	36
2 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА	37
2.1 Характеристика вихідних матеріалів	37
2.2 Отримання вихідних матеріалів	37
2.2.1 Отримання сплавів.....	38
2.2.2 Отримання порошків сплавів механічним диспергуванням	45
2.2.3 Отримання порошків сплавів диспергуванням розплавів	47
2.3 Компактування порошків сплавів	48
2.3.1 Статичне пресування	48
2.3.2 Спікання пресовок у середовищі водню	51
2.3.3 Гаряче штампування порошків сплавів.....	56
2.4 Визначення механічних характеристик матеріалів за методом Small Punch Test	64
3 ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ	70
4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ	74
4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів (ШНВФ).....	74
4.1.1 Мікроклімат	76
4.1.2 Рівень шуму	77
4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці	78
4.3 Розрахунок інженерного рішення. Вентиляція.....	80

4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях.....	82
4.4.1 Пожежна безпека	82
4.4.2 Забезпечення безпеки в надзвичайних ситуаціях	84
4.5 Висновки до розділу охорони праці	86
ВИСНОВКИ	87
CONCLUSIONS.....	88
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ	89

ВСТУП

Розвиток машинобудування призводить до того, що з'являється потреба у виготовленні деталей з матеріалів, що мають принципово нові властивості. Особливо важливими вимогами до матеріалів є висока міцність та мала густина. Саме тому алюміній та його сплави є важливим класом матеріалів завдяки їх універсальним властивостям, які роблять їх придатними для використання в різних галузях промисловості, таких як авіакосмічна галузь, суднобудування, автомобільне машинобудування, будівництво, нафтова та хімічна промисловість, а також електротехнічна і атомна енергетика.

В останній час інтенсивно розробляються легкі металічні композиційні матеріали. Особливо перспективними являються сплави алюмінію, леговані елементами, що сприяють утворенню в них дисперсних фаз, які зміцнюють матеріал. Серед таких матеріалів варто приділити увагу сплавам алюмінію, легованих залізом. Зміцнення в таких сплавах забезпечується за рахунок інтерметалідів Al-Fe, багатих на алюміній (Al_2Fe , Al_5Fe_2 , Al_3Fe). Вони мають значний технічний інтерес завдяки їх вигідним властивостям, зокрема високою питомою жорсткістю, гарною міцністю при середніх температурах, високою корозійною стійкістю при підвищених температурах та відносно високою міцністю [1]. При чому, значний вплив на властивості сплавів здійснюють вид і кількість інтерметалідів, а також мікроструктура, якою можна керувати за допомогою коригування умов отримання.

В сучасному машинобудуванні зустрічається проблема руйнування рухомих деталей машин та механізмів внаслідок тертя через низький термін експлуатації. Тому нові матеріали, що працюють в умовах тертя, мають відповідати ряду певних вимог, а саме висока зносостійкість, достатня міцність та стійкість при роботі в певному діапазоні температур.

Однак при створенні нових альтернативних матеріалів виникає проблема. Нові матеріали повинні працювати в заданій системі тертя належним чином та бути сумісними з матеріалами інших деталей. Отже, існує актуальність створення матеріалів, що б відповідала б наведеним вище вимогам.

Тому метою даної роботи є дослідження впливу складу та умов отримання на мікроструктуру та властивості сплавів на основі Al–Fe, дослідження процесів їх пресування та спікання, що дасть змогу використовувати отримані дані для створення і оптимізації умов отримання матеріалів з заданими властивостями.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

Сучасному матеріалознавству відома велика кількість матеріалів, кожен з яких є унікальним з точки зору його складу, структури та властивостей. Саме останні визначають перспективність застосування матеріалу в тій чи іншій сфері машинобудування. Широкого застосування набули композиційні матеріали серед інших матеріалів.

1.1 Композиційні матеріали

В останній час відбувається стрімкий розвиток машинобудування, що призводить до потреби розробки нових матеріалів з покращеними характеристиками. Підвищення міцності конструкційних матеріалів являється важливою проблемою в машинобудуванні, оскільки в процесі експлуатації вони піддаються значним навантаженням. Однак у міру збільшення міцності матеріалів різко знижується їх пластичність, збільшується схильність до крихкого руйнування, що в значній мірі обмежує використання високоміцних матеріалів як конструкційних матеріалів.

Створення матеріалів, що представляють собою композиції з м'якої матриці і розподілених в ній високоміцних часинок або волокон другої фази (більш міцною, ніж матриця), значно розширює їх експлуатаційні можливості [2]–[3].

За останні роки було створено низку штучних композиційних матеріалів з різноманітним складом та будовою: на металевій і неметалевої основі, армованих неорганічними волокнами високої міцності і жорсткості, ниткоподібними кристалами, неорганічними частками тощо [4]–[7]. Широкого застосування в сучасному виробництві знаходять саме композити на металевій основі завдяки своїй універсальності та доступності. Серед них перспективним класом матеріалів є композити на основі алюмінію за рахунок високого співвідношення міцності до ваги, електричних властивостей, стійкості до корозії та Далі буде більш детально розглянуто будову, склад та властивості композитів.

1.1.1 Класифікація композиційних матеріалів

Композиційними називають складні матеріали, до складу яких входять компоненти, які сильно відрізняються за властивостями, нерозчинні або мало розчинні один в одному та розділені в матеріалі яскраво вираженою границею. Властивості композиційних матеріалів в основному залежать від фізико-механічних властивостей компонентів і міцності зв'язку між ними. Відмінною особливістю композиційних матеріалів є те, що в них проявляються гідності компонентів, а не їх недоліки. Разом з тим композиційних матеріалів притаманні властивості, якими не володіють окремі компоненти, що входять до їх складу [3].

Основою композиційних матеріалів (матриць) служать метали або сплави (композиційні матеріали на металевій основі), кераміки, а також полімери, вуглецеві та керамічні матеріали (композиційні матеріали на неметалевої основі). Матриця пов'язує композицію і надає їй форму. У матриці рівномірно розподілені наповнювачі, головна роль яких полягає в підвищенні міцності матеріалу. Наповнювачі називають армуючими компонентами.

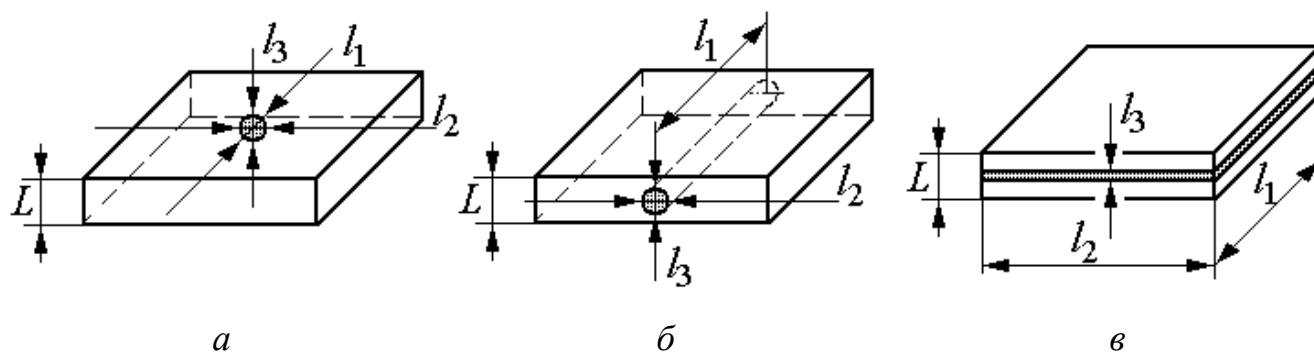
Функція матриці полягає в тому, щоб передати навантаження на арматуру, тому перенесення навантаження не покладається тільки на матрицю. Для належної роботи композиту, матриця повинна бути добре зв'язаною з арматурою, що залежить таких властивостей, як «ідеальна змочуваність» і невелика вага [4].

Властивості композиційного матеріалу залежать від форми або геометрії, розміру, кількості і характеру розподілу наповнювача. За формою наповнювачі поділяють на три основні групи (рис. 1.1) [8]: нульмірні, одновимірні, двовимірні.

За формою наповнювача композиційні матеріали поділяють на дисперсно-зміцнені, волокнисті і шаруваті. Дисперсно-зміцненим називають композиційні матеріали, зміцнені нульмірні наповнювачами, а волокнистими – зміцнені одновимірними, шаруватими – двовимірними наповнювачами.

На відміну від волокнистих в дисперсно-зміцнених матеріалах матриця є основним елементом, що несе навантаження. Дисперсні частинки гальмують в металі рух дислокацій, збільшуючи його міцність при нормальній і підвищеній

температурах [9]. Перевагою таких матеріалів на відміну від волокнистих є ізотропність властивостей.



a – нульмірні; *б* – одномірні, *в* – двовимірні;

l_1, l_2, l_3 – розміри наповнювачів; L – товщина матриці

Рисунок 1.1 – Форми наповнювачів композитів [8]

Висока міцність досягається при розмірі частинок зміцнюючої фази від 0,01 мкм до 0,1 мкм. Об'ємний вміст частинок залежить від схеми армування, але зазвичай не перевищує 5–10 об. % [8].

В якості зміцнюючої фази використовуються частки тугоплавких сполук – оксидів, нітридів, боридів, карбідів (Al_2O_3 , SiO_2 , BN, SiC і ін.) [10]–[11]. Найбільш широко застосовуються дисперсно-зміцнені композиційні матеріали на основі алюмінію і нікелю [8].

Матеріали на основі алюмінію називаються спеченими алюмінієвими порошком (САП) і складаються з алюмінію і чешуїнок Al_2O_3 (в кількості до 18 мас. %). САП Матеріал САП (табл. 1.1) характеризується високою міцністю, жароміцністю, корозійною стійкістю і термічною стабільністю властивостей [12]. Зі збільшенням вмісту окису алюмінію підвищується міцність, твердість, жароміцність і зменшується пластичність.

З САП виготовляють поршневі штоки, лопатки компресорів, лопаті вентиляторів і турбін, обмотки трансформаторів і т.д. [8].

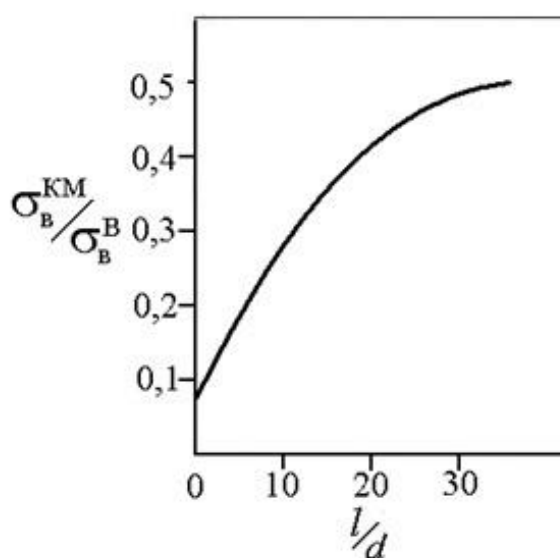
У волокнистих композитах в якості зміцнюючого наповнювача служать волокна або ниткоподібні кристали чистих елементів і тугоплавких сполук (В, С,

Al_2O_3 , SiC і ін.), а також дріт з металів і сплавів (Мо, W, Be, високоміцна сталь і ін.) Для армування використовуються безперервні і дискретні волокна діаметром від часток до сотень мікрон [8].

Таблиця 1.1 – Механічні властивості САП [8]

Матеріал	Вміст Al_2O_3 , мас. %	Межа міцності σ_B , МПа	Межа текучості $\sigma_{0,2}$, МПа	Відносне видовження δ , %
САП-1	6–8	300	220	7
САП-2	9–12	350	280	5
САП-3	13–17	400	320	3
САП-4	18–22	450	370	1,5

Теоретичні розрахунки (рис. 1.2) [8], підтверджені практикою показали, що чим менше діаметр волокна d , тобто чим більше відношення його довжини до діаметру l/d , тим вище ступінь зміцнення $\sigma_B^{\text{KM}} / \sigma_B$, де σ_B^{KM} – міцність композиційного матеріалу.



l – довжина волокон; d – діаметр волокон

Рисунок 1.2 – Теоретична крива зміцнення волокнистого композиту [8]

Міцність композиційних волокнистих матеріалів визначається властивостями волокон. Матриця повинна перерозподіляти напруження між армуючими елементами. Жорсткі армуючі волокна сприймають напруження, що виникають в композиції при навантаженні, надають їй міцність і жорсткість в напрямку орієнтації волокон.

Волокна в композиційному матеріалі зменшують швидкість поширення тріщин, що зароджуються в матриці, і практично повністю виключають раптове крихке руйнування.

На відміну від волокнистих в дисперсно-зміцнених матеріалах матриця є основним елементом, що несе навантаження [13]. Дисперсні частинки гальмують в металі рух дислокацій, збільшуючи його міцність при нормальній і підвищеній температурах. Тому перевагою дисперсно-зміцнених матеріалів на відміну від волокнистих є ізотропність властивостей.

Як було сказано раніше, в якості матеріалу матриці можуть бути метали та сплави, кераміка та полімери. Метали – дуже універсальні технічні матеріали. Вони міцні і жорсткі, можуть бути пластично деформуватися, а також їх можуть бути зміцнені за допомогою найрізноманітніших методів, в основному за рахунок перешкоджання руху дислокацій.

Композити з металевою матрицею знаходять все більший інтерес за останні десятиліття в різних галузях виробництва, таких як автомобільна та аерокосмічна техніка, завдяки своїм високоефективним застосуванням. Такі композити в основному містять в собі як матеріал матриці легкі метали, такі як алюміній, магній та титан, та різні арматури: B_4C , TiC , SiC , Al_2O_3 , Si_3N_4 , а також інтерметаліди металів $AlNi$, Al_3Fe , Al_3Ti [14]–[17].

Як матричні матеріали можна використовувати різноманітні метали та їхні сплави. Ми коротко опишемо важливі характеристики деяких більш поширених.

Алюмінієві сплави через низьку щільність та чудову міцність, в'язкість та стійкість до корозії знаходять важливе застосування в аерокосмічній галузі. Особливо згадуються в цьому плані сплави $Al-Cu-Mg$ та $Al-Zn-Mg-Cu$, дуже важливі сплави, що зміцнюються старінням [18]. $Al-Li$ сплави утворюють один з

найважливіших алюмінієвих сплавів [19]. Літій, доданий до алюмінію як основного легуючого елемента, має унікальну характеристику збільшення модуля пружності та зменшення щільності сплаву.

Титан є одним з найважливіших аерокосмічних матеріалів. Він має відносно низьку щільність та достатньо високий модуль Юнга. Для титанових сплавів щільність може змінюватись в межах $4,3 - 5,1 \text{ г/см}^3$, тоді як модуль може мати діапазон $80 - 130 \text{ ГПа}$. Важливі співвідношення міцності до ваги та модуля Юнга до ваги. Титан має відносно високу температуру плавлення ($1672 \text{ }^\circ\text{C}$) і зберігає міцність до високих температур з хорошою корозійною стійкістю. Всі ці фактори роблять його ідеальним матеріалом для аерокосмічних застосувань. Титан має велику спорідненість до кисню, азоту та водню. Титанові сплави застосовуються в реактивних двигунах (лопатки турбін і компресорів), деталях фюзеляжу тощо. Однак це дорогий матеріал.

На надзвукових швидкостях шкіра літака нагрівається настільки сильно, що алюмінієві сплави не приносять користі; титанові сплави повинні використовуватися при таких високих температурах. При швидкостях, більших за 2 Махи, температури будуть навіть вищими, ніж титанові сплави. Алюмініди титану є одним із кандидатських матеріалів у цьому випадку.

Магній та його сплави утворюють ще одну групу дуже легких матеріалів. Магній – один з найлегших металів; його щільність складає $1,74 \text{ г/см}^3$. Магнієві сплави, особливо литі, застосовуються в корпусах коробки передач літальних апаратів, корпусах ланцюгових пилок, електронному обладнанні тощо. Магній, будучи гексагональним щільнопакованим металом, важко працює в холоді.

Мідь має гране-центровану кубічну структуру. Його використання в якості електричного провідника досить поширене. Має хорошу теплопровідність. Його можна легко відливати і обробляти. Одне з головних застосувань міді в композиті як матричному матеріалі - в надпровідниках на основі ніобію.

Інтерметалічні сполуки можуть бути впорядковані або неупорядковані. Структура впорядкованих інтерметалічних сплавів характеризується дальнім упорядкуванням, тобто різні атоми займають специфічні положення в решітці. Через

впорядковану структуру рух дислокацій в інтерметалідах значно обмежений, ніж у неупорядкованих сплавах. Це призводить до утримання (в деяких випадках навіть збільшення) міцності при підвищених температурах, що є дуже корисною особливістю. Наприклад, алюмінід нікелю демонструє помітне збільшення міцності до 800 °С. Небажаною особливістю інтерметалідів є їх надзвичайно низька пластичність. Спроби підвищення пластичності в інтерметалідах включали ряд металургійних методик. Швидке затвердіння – один із методів. Ще одна методика, яка досягла успіху – це додавання бору до Ni_3Al . При надзвичайно малій кількості бору (0,06 мас. %) пластичність збільшується від приблизно 2 % до приблизно 50 %. Порядок дальнього походження також має значний вплив на дифузійно-контрольовані явища, такі як відновлення, перекристалізація та ріст зерна. Енергія активації цих процесів збільшується, і ці процеси сповільнюються. Таким чином, упорядковані інтерметалічні сполуки мають тенденцію проявляти високу стійкість до повзучості. Підвищення в'язкості за рахунок виготовлення композитів з матеріалів з інтерметалічною матрицею є потенційною можливістю.

Полімерні матричні композити – це матеріали, що складаються з волокон, які вбудовані в органічну полімерну матрицю. Ці волокна вводяться для посилення вибраних властивостей матеріалу.

Полімерні матричні композити класифікуються за рівнем міцності та жорсткості на два різних типи:

- армована пластмаса володіє підвищеною міцністю, за рахунок додавання в пластик волокон;
- Advanced Composites (продвинуті композити) складаються з комбінацій волокон та матриць, які сприяють підвищенню міцності та високій жорсткості. Вони в основному містять суцільні волокна, такі як скло з високою жорсткістю, графіт або інші органічні волокна.

Полімерні матричні композити присутні майже в усіх аспектах сучасного життя – від компонентів гаджетів до величезного вибору автомобільних аксесуарів. Полімери часто складаються з гілок вуглецю та водню, хімічно пов'язаних між собою, утворюючи ланцюг.

Полімери, які часто використовуються як композити, є або термопластичними полімерами, термореактивними полімерами, або еластомерами. Вони є джерелом широкого спектру недорогих сировини, які пропонують багато переваг, таких як: низька питома вага; висока стійкість матеріалу проти корозії; хороша електро- та теплоізоляція; простота формування та економічне масове виробництво; привабливі оптичні властивості.

Тим не менше, вони страждають від дефіциту, як у міцності і жорсткості. Для усунення цих недоліків арматуру вбудовують у полімерні матеріали для підвищення їх механічних властивостей.

Виявлено, що металеві матричні композити надають кращі механічні властивості, такі як висока питома міцність, поліпшена жорсткість, поліпшена зносостійкість та вища робоча температура порівняно з неармований метал. Гнучкість зміни властивості композитів отримувати бажаний стан матеріалу також збільшується.

Отже, перспективними матеріалами є алюмінієві сплави, леговані іншими металами, що сприяють утворенню в структурі інтерметалідних фаз, які виступають в якості дисперсно-зміцнюючих частинок. Такі матеріали показують унікальне поєднання фізико-механічних властивостей, підвищену міцність та збереження електропровідності.

1.2 Сплави на основі алюмінію

Властивості сучасних матеріалів необхідно постійно вдосконалювати, щоб відповідати стандартам безпеки та експлуатації для різних застосувань, оскільки вони відіграють дуже важливу роль у виборі матеріалів із бажаними властивостями. Тому в останні роки проявляється підвищений інтерес до композиційних матеріалів на основі алюмінію, що володіють багатьма привабливими властивостями. Особливо перспективними являються сплави алюмінію, що містять в собі інтерметаліди, які завдяки своїм властивостям сприяють зміцненню матеріалу. В сучасній науці інтерметаліди – це матеріали з величезним потенціалом застосування у широкому спектрі технологічно важливих областей [19].

Сьогоднішнє і перспективнє застосування композиційних матеріалів на основі алюмінієвих композитів зосереджено на трьох конкретних областях: автомобільної промисловості, авіакосмічної промисловості, і будівельна галузь. Проте, інтерес також зростає в області механічного обладнання, в основному для зносостійких або високоточних установок, і також в електричній та електронній галузі.

Серед таких матеріалів можна виділити сплави на основі систем Al–Fe, Al–Ti, Al–Ni, Al–Cu, Al–Si тощо, кожному з яких властиві особливі експлуатаційні характеристики (рис. 1.3) [21].

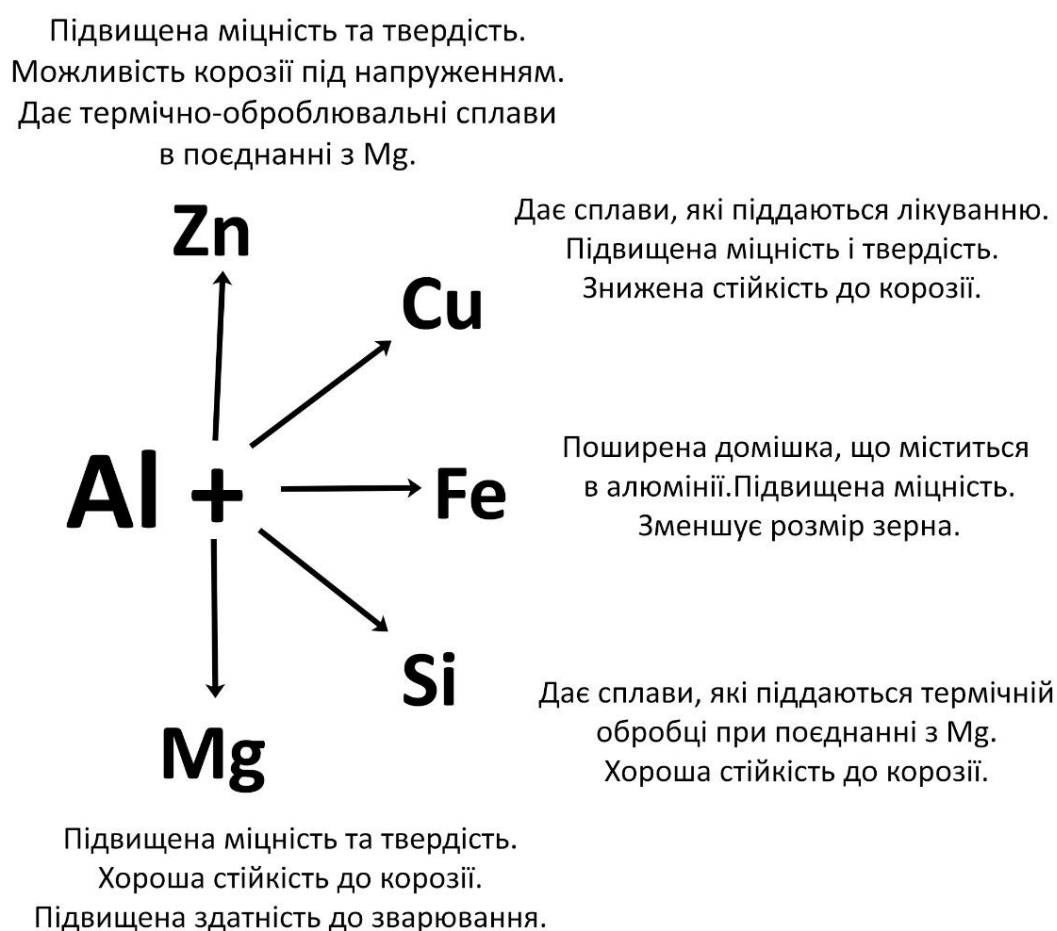


Рисунок 1.3 – Поширені сплави алюмінію та їх особливості [21]

1.2.1 Сплави на основі системи Al–Fe

Сплави на основі Al–Fe являються перспективними за рахунок своїх фізико-механічних характеристик. Вони привабливі для застосування при температурах,

що виходять за межі тих, при яких зазвичай працюють звичайні алюмінієві сплави. Залізо (Fe) та алюміній (Al) відносяться до числа найбільш важливих машинобудівних матеріалів, оскільки вони забезпечують хороші властивості при низькій вартості матеріалів у багатьох сферах застосування [22].

Діаграма стану Al–Fe представлена на рисунку 1.4 [23]. В даній системі утворюється низка інтерметалідів: Al_3Fe , Al_5Fe_2 , Al_2Fe , AlFe , AlFe_3 , із яких лише Al_5Fe_2 плавиться конгруентно, коли як всі інші – по перитектичним реакціям.

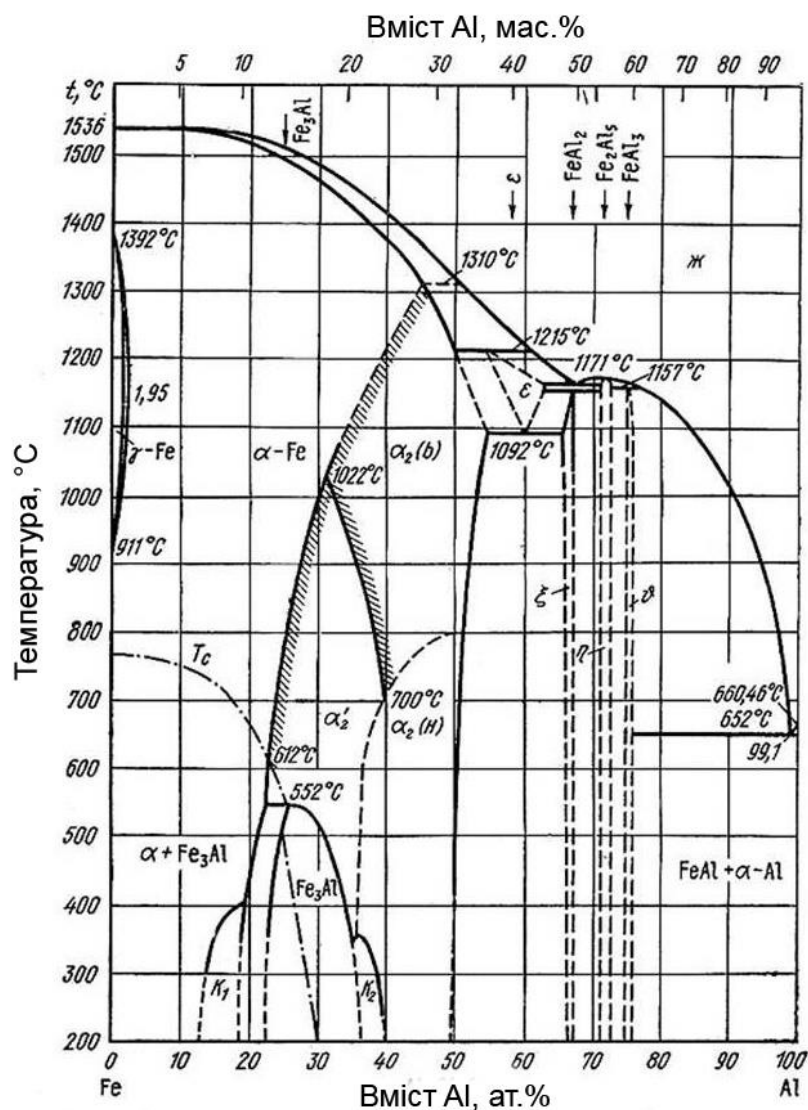


Рисунок 1.4 – Діаграма стану системи Al–Fe [23]

В таблиці 1.2 представлені деякі характеристики (кристалічна структура, діапазон стійкості сполук, мікротвердість та температура плавлення)

інтерметалідних фаз Al–Fe [23]–[25]. Al₃Fe вважається потенційним кандидатом зміцнюючої фази алюмінієвих композитів через низьку щільність (4 г/см³), високу температуру плавлення (1157 °C) та конкурентний модуль пружності (190 ГПа) разом із його стійкістю до окислення та корозії [26]. Al₃Fe є термодинамічно стабільною фазою, що згідно діаграми стану надає можливість створювати композити з різноманітними характеристиками шляхом традиційного лиття [27]–[28].

Таблиця 1.2 – Характеристика інтерметалідів Al–Fe [23]–[25]

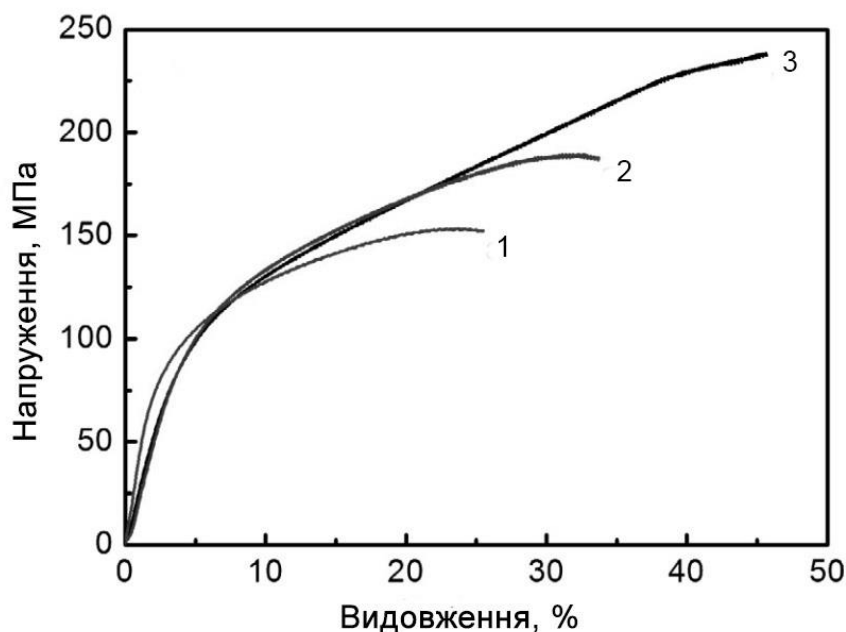
Фаза	Кристалічна структура	Параметри ґратки, нм	Діапазон стійкості, ат. % Al	Мікро-твердість, HV	Температура дисоціації, °C
AlFe	ГЦК	$a = 0,29080$	23–55	491–667	1310
AlFe ₃	кубічна DO ₃	$a = 0,89757$	23–34	344–368	552
Al ₂ Fe	триклинна	$a = 0,48745$ $b = 0,64545$ $c = 0,87361$ $\alpha = 87,930^\circ$ $\beta = 74,396^\circ$ $\gamma = 83,062^\circ$	66–66,9	1058–1070	1092
Al ₅ Fe ₂	орторомбічна	$a = 0,76559$ $b = 0,8078$ $c = 0,42184$	70–73	1000–1158	1171
Al ₃ Fe	моноклинна	$a = 1,5492$ $b = 0,8078$ $c = 1,2471$ $\beta = 107.69^\circ$	74,5–76,5	772–1017	1157

Композити на основі системи Al–Fe демонструють достатньо високі механічні характеристики. Так, на рисунку 1.5 представлено діаграми стиску композитів Al–Fe з вмістом Fe 1, 3 та 5 об. % [29]. Значення границі текучості цих композитів,

отриманих пресуванням та спіканням при 570 °С у вакуумній печі, складає приблизно 82 МПа, в той час як напруження стиску зменшується від 231 МПа до 152 МПа зі збільшенням вмісту Fe від 1 об. % до 5 об. %. Це свідчить про зміцнення даних композитів зі збільшенням вмісту Fe за рахунок утвореними в структурі матеріалу інтерметалічних сполук, які виступають в ролі дисперсно-зміцнюючих частинок.

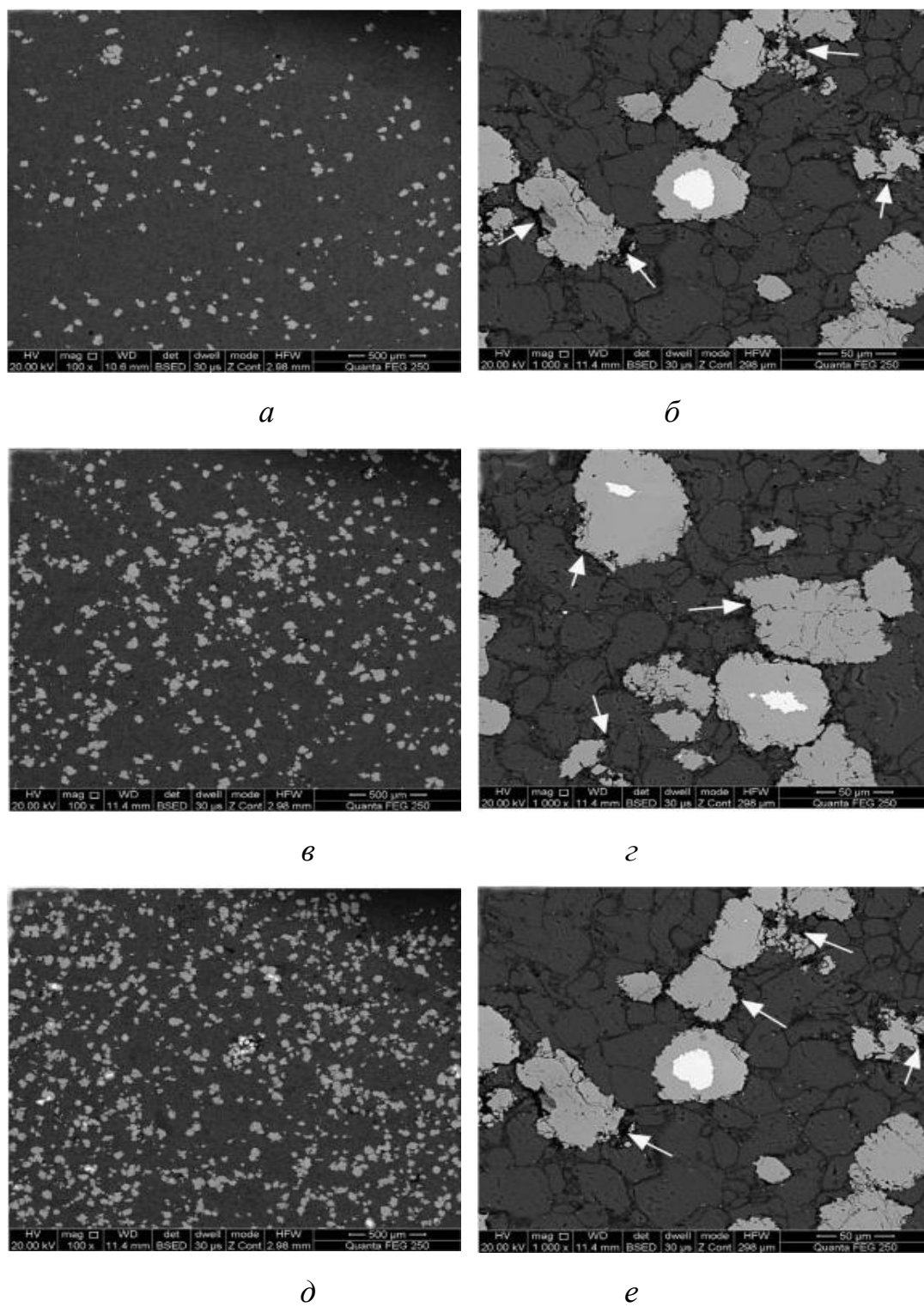
Це підтверджується знімками мікроструктури, що представлені на рисунку 1.6 [29]. Як можна помітити, кількість частинок сірої фази, в ролі якої виступає Al_3Fe , збільшується зі збільшенням вмісту Fe. Варто відмітити, що пористість зразків складала порядку 20 %, що значно вплинуло на кінцевий результат.

При чому частинкам також характерна структура ядро-оболонка (core-shell), коли ядро заліза оточує оболонка з інтерметаліду Al_3Fe . Така структура у поєднанні з м'якою матрицею алюмінію може ефективно гальмувати розповсюдження тріщин та рух дислокацій, коли тріщини стикаються з інтерметалічною оболонкою під час пластичної деформації, що призводить до збереження пластичності та одночасного покращення міцності.



1 – 1 об. % Fe; 2 – 3 об. % Fe; 3 – 5 об. % Fe

Рисунок 1.5 – Діаграма стиску для композитів Al–Fe з різним вмістом Fe, отриманні пресуванням та спіканням у вакуумній печі [29]



a, б – 1 об. % Fe; *в, г* – 3 об. % Fe; *д, е* – 5 об. % Fe

Рисунок 1.6 – Мікроструктури композитів Al–Fe з різним вмістом Fe, отриманні пресуванням та спіканням у вакуумній печі [29]

Значно більші властивості композитів Al–Fe було виявлено в іншій роботі [30], де матеріали було отримано з допомогою технології SPS (Spark Plasma

Sintering) – технології іскро-плазмового спікання, при температурі 550 °С в середовищі вакууму. Результати представлено в таблиці 1.3 та рисунку 1.7.

Така різниця може бути обумовлена багатьма факторами. В першу чергу, велику роль відіграє щільність зразків, яка в даному випадку складає 95 – 100 %. Також вагомий вплив має розмір фазових складових. Оскільки в роботі [30] матеріал отримувався механічним легуванням, то було отримано нанокристалічний композит Al–Fe. Також на рисунку 1.6 спостерігаються тріщини на границях зерен, що значно зменшує міцність зчеплення зміцнюючих частинок з матрицею.

Таблиця 1.3 – Механічні характеристики композитів Al–Fe при випробуванні на стиск, отриманих з допомогою SPS [30]

Вміст Fe, ат. %	Відносна щільність, %	Границя текучості, МПа	Пластична деформація, %	Твердість, ГПа
2,5	95,9	657,6	17,2	1,44
3,5	99,2	764,2	17,4	1,55
5	99,8	1018,8	14,5	1,61
10	93,9	1130,9	—	1,97

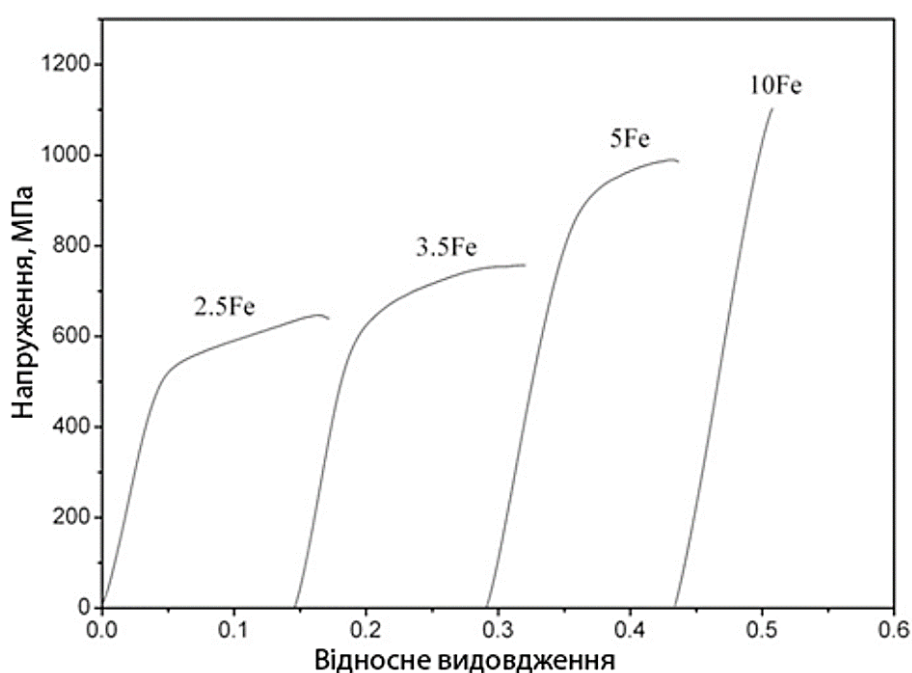


Рисунок 1.7 – Діаграма стиску для композитів Al–Fe з різним вмістом Fe, отриманні з допомогою SPS [30]

Механічні властивості інтерметалідів тісно пов'язані з їх структурою та стабільністю [31]. Межі зерна є найважливішими мікроструктурними елементами матеріалів, а їх зміцнюючий ефект феноменологічно визначається класичним співвідношенням Холла-Петча:

$$\sigma = \sigma_0 + kd^{-\frac{1}{2}},$$

де σ_0 – межа макропружності;

k – коефіцієнт зернограничного зміцнення;

d – розмір зерна.

Однак відхилення від відношення Холла-Петча, що сприяє пом'якшенню, спостерігаються також після критичного розміру зерна через різницю механічних властивостей, на яку сильно впливає мікроструктура [32]–[33].

Так, в роботі [34] було показано зміну мікротвердості сплаву Al + 25 ат. % Fe залежно від зворотного квадратного кореня розміру зерна (рис. 1.8). Твердість лінійно збільшується при зменшенні розміру зерен до близько 42 нм.

Для отримання сплавів на основі системи Al–Fe проводилися дослідження фазових рівноваг та фазових переходів у системах вищого порядку. Тому досліджувалися потрійні системи Al–Fe–X та вищого порядку, серед яких потрійні системи Al–Fe–C [35], Al–Fe–Ti [36], Al–Fe–Cr [37], Al–Fe–Zr [38], Al–Fe–Mo [39].

Система Al–Fe–Ni застосовується до багатьох промислових аспектів, таких як високотемпературні сплави, магнітні матеріали та пристрої пам'яті форми. Сплави алюмінію, які містять низький вміст Fe і Ni, показали чудові електричні та механічні характеристики та набули широкого уваги до промислового застосування [40]. Наприклад, очікується, що звичайні сплави для лиття Al з низькою електропровідністю будуть замінені сплавом Al–Fe–Ni для різних електронних та електричних застосувань через меншу розчинність Ni та Fe в Al. Крім того, Fe та Ni

здатні утворювати високотемпературні стійкі фази, оскільки вони повільно дифундують в матриці Al [41].

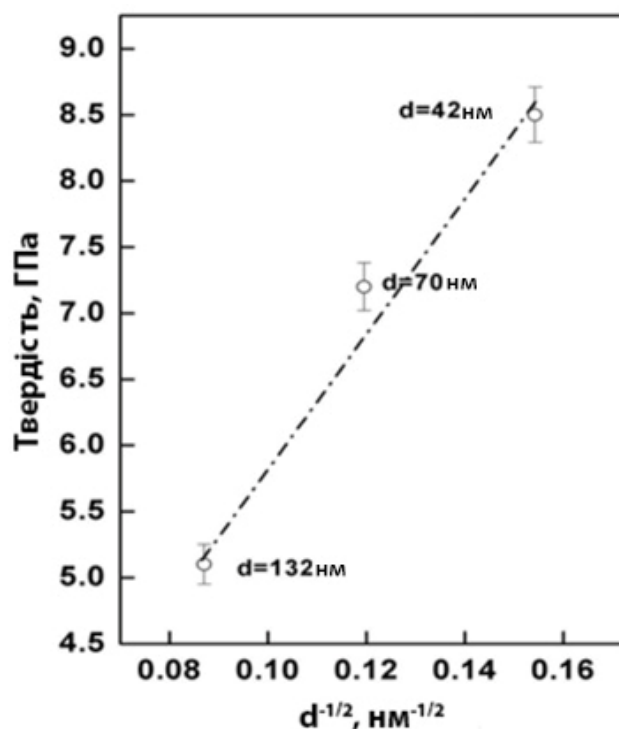


Рисунок 1.8 – Залежність мікротвердості сплаву Al + 25 ат. % Fe від зворотного квадратного кореня розміру зерна [34]

Склад і стан охолодження сплавів є основними факторами контролю мікроструктури сплаву [43]. Вважається, що швидкість охолодження сильно впливає на мікроструктуру Al–Fe–Ni, включаючи часткове зменшення або повне очищення евтектичної фази Al_9FeNi , яка погіршує механічні властивості матеріалу.

У роботі [42] було досліджено регулювання мікроструктури сплавів Al–Fe–Ni шляхом коригування швидкості охолодження розплаву та номінальної масової частки евтектичної фази, доданого масового співвідношення Fe/Ni. Сплав складу Al + 1,75 мас. % Fe + 1,25 мас. % Ni, попередньо нагрітий до 740 °C до розплавленого стану, охолоджували в залізній та мідних формах.

Як правило, евтектична мікроструктура в цьому сплаві Al–Fe–Ni містила евтектичну фазу Al_9FeNi . Зі збільшенням швидкості охолодження ці фази зникали, і виникали більш рівномірні евтектичні фази. Зразки, що охолоджувалися в залізній

та мідній формі, мають міцність на рівні 138 МПа та 182 МПа відповідно. Це підтверджує явище зміцнення матеріалу при великих швидкостях отримання, тобто при меншому розмірі зерен.

1.2.2 Сплави на основі системи Al–Zr

Останнім часом алюмінієві сплави з додаванням цирконію широко використовуються в електричних системах (включаючи високовольтні дроти передачі) через їх чудове поєднання міцності, електропровідності та жароміцності [44]. Попередні дослідження виявили, що Zr і Al можуть утворювати метастабільний Al_3Zr , когерентний матриці, може гальмувати перекристалізацію та підвищувати термостійкість сплаву [44]–[45].

Так, в роботі [46] досліджувався вплив добавок Zr до сплаву Al–Fe на мікроструктуру та властивості. У сплавах Al–Fe–Zr спостерігали інтерметалічні сполуки Al_3Zr та Al_3Fe . Зі збільшенням вмісту Zr від 0,1 мас. % до 0,4 мас. % об'ємна частка Al_3Zr значно зросла від $4,78 \times 10^{-3}$ до $5,233 \times 10^{-1}$. При цьому, об'ємна частка Al_3Fe майже не змінилася, а також розмір та морфологія двох фаз майже не змінюються. Зі збільшенням вмісту Zr від 0,1 мас. % до 0,4 мас. % частка перекристалізованих зерен зменшилася від 44,2 до 86,9 %. Отже, це додавання Zr дозволяє зберегти малий розмір зерен та покращити його механічні характеристики.

Додавання Nb з високою температурою плавлення підвищує високотемпературну міцність сплаву Al–Fe з точки зору ефекту зміцнення утворення фаз, що сприяють його зміцненню. В якості такої фази виступає $\text{Nb}(\text{Fe}, \text{Al})_2$, що може підвищити корозійну стійкість бінарного сплаву [47]. Потрійний сплав Al–Fe–Nb вважається потенційними конструкційними матеріалами з низькою вагою, низькою вартістю та хорошою стійкістю до повзучості, що обслуговуються в умовах високої температури або стійкості до корозії, таких як авіаційні компоненти та захисні компоненти [48].

В роботі [49] було досліджено швидке затвердіння потрійного сплаву складу 55 ат. % Al, 40 ат. % Fe та 5 ат. % Nb в умовах вільного падіння. Мікроструктура

сплаву складається з первинного дендриту FeAl, евтектики FeAl + Nb(Fe, Al)₂ та композиту фаз FeAl, FeAl₂ та Nb(Fe, Al)₂. Для високотемпературних конструкційних матеріалів твердість - це комплексний показник, який характеризує її міцність на розрив, втомну міцність і зносостійкість.

На рисунку 1.9 представлено залежність мікротвердості від зворотного квадратного кореня розміру зерна. Із збільшенням швидкості охолодження, розмір зерен та евтектична структура удосконалювалися, кількість субзерен та меж зерен значно збільшувалася. Неправильне розташування та спотворення решітки гальмують ковзання на межах зерна, виявляючи посилення мікротвердості. Завдяки комбінованому впливу великої швидкості переохолодження та охолодження, евтектика та композит змінилися від звичайного до дифузійного розподілу зерен. В результаті чого однорідний розподіл трьох фаз відіграв певну роль у збільшенні мікротвердості.

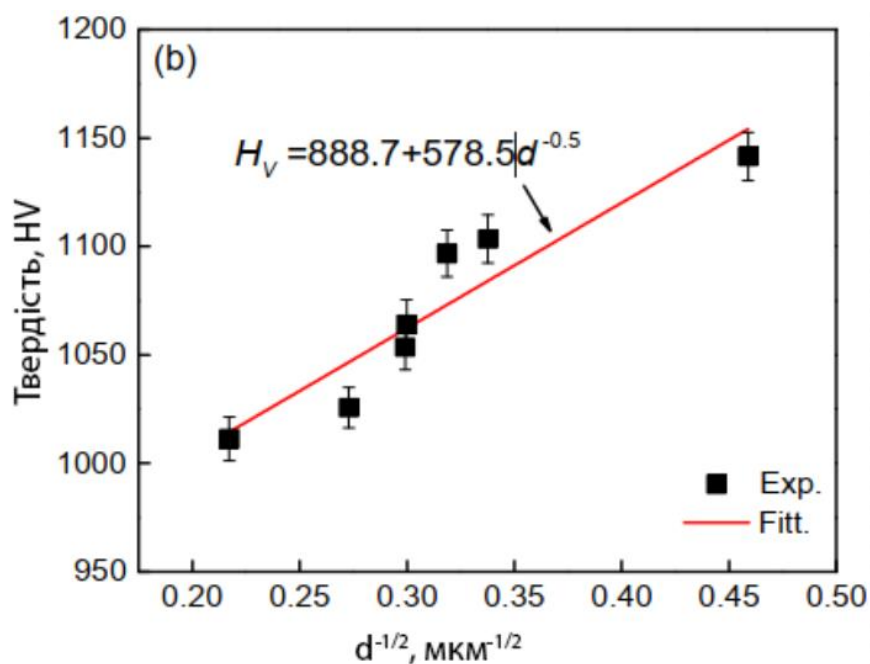


Рисунок 1.9 – Залежність мікротвердості сплаву 55 ат. % Al, 40 ат. % Fe та 5 ат. % Nb від зворотного квадратного кореня розміру зерна [49]

Сплави Al–Ti є привабливими матеріалами для аерокосмічної структури та виготовлення двигунів завдяки їх низькій щільності, високій питомій міцності,

відносно хорошим властивостям при підвищеній температурі та високій стійкості до повзучості при температурі до 900 °С. До факторів, що обмежують сплави при широкому застосуванні, належить їх низька пластичність при кімнатній температурі та підвищена температурна деформованість.

Система Al–Ti є досить різноманітною в багатьох відношеннях. Вона представлена на рисунку 1.10 [50]. В ній відсутні евтектичні реакції, а кількість інтерметалічних фаз досить велика. Аллотропне перетворення від гексагональна α -Ti (щільноупакована ґратка) до β -Ti (об'ємноцентрована кубічна ґратка) ускладнює потенційні перетворення. Рівноважні інтерметалічні фази складаються з TiAl_3 , TiAl_2 , TiAl і Ti_3Al . Крім того, існує кілька інших фаз, таких як нерівноважна фаза Ti_3Al_5 і фаза з структурою з довгоперіодними надґратками δ і тетрагональна суперрешітка α - TiAl_2 , пов'язана з рівноважною структурою TiAl_3 . Знову ж, фаза TiAl_3 є лінійною сполукою.

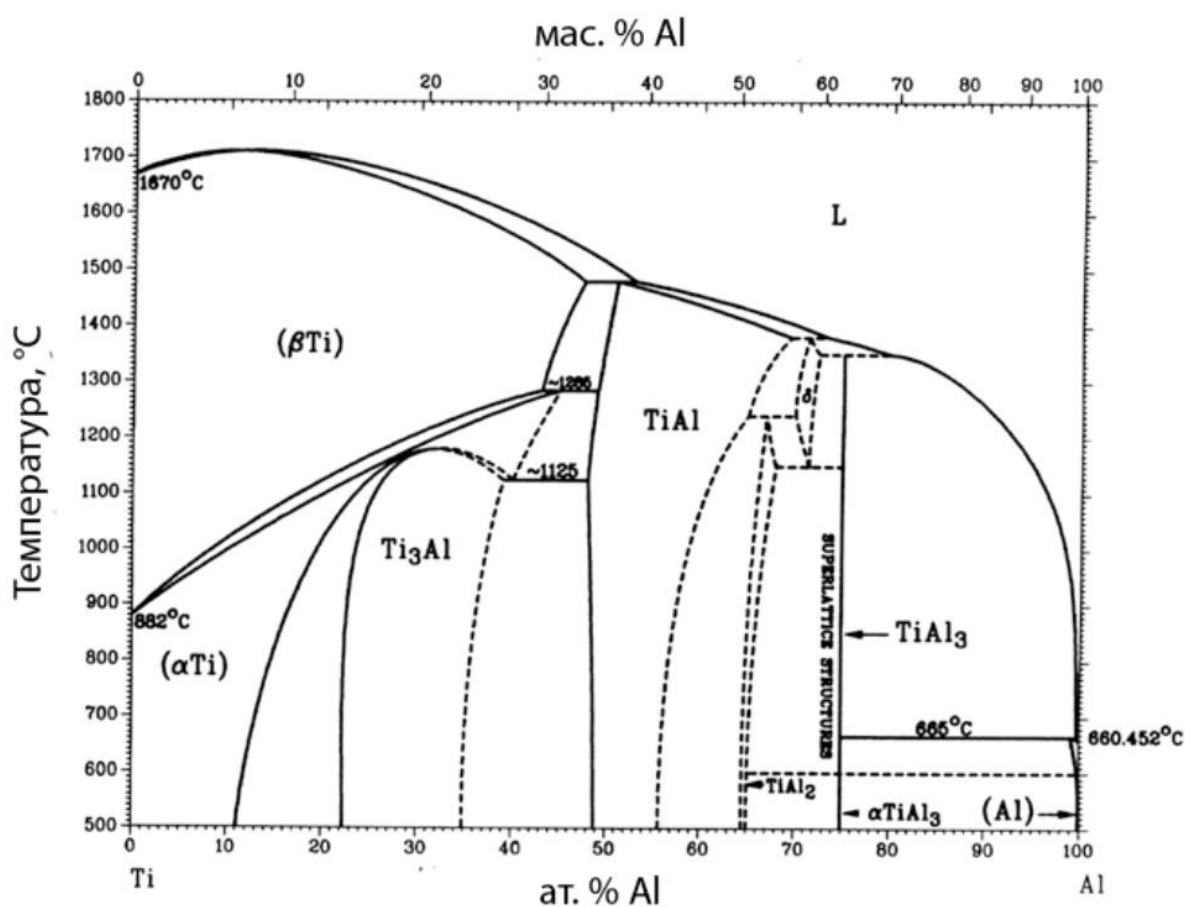


Рисунок 1.10 – Діаграма стану системи Al–Ti [50]

Як і Al–Fe, також сплави Al–Ti з потрійними і часто четвертинними добавками зазвичай мають мікроструктури, що містять велику об'ємну частку термічно стійких, дисперсних інтерметалічних фаз, розподілених термічно стійких, дисперсних інтерметалічних фаз, диспергованим рівномірно в матриці алюмінію. Система сплавів Al–Ti є однією з групи перитектичних систем на основі Al, що мають потенціал для розвитку. Інтерметалічна фаза Al_3Ti є стійкою з температурою плавлення $1350\text{ }^\circ\text{C}$ [51].

Алюмінієві сплави серії 7xxx, що містять 4 – 8% Zn і 1 – 3% Mg – ідеальні матеріали, які мають кращу твердість і міцність порівняно з іншими алюмінієвими сплавами [52]. Високоміцні алюмінієві сплави були розроблені для помірних температур, щоб замінити титанові сплави в деяких технічних областях.

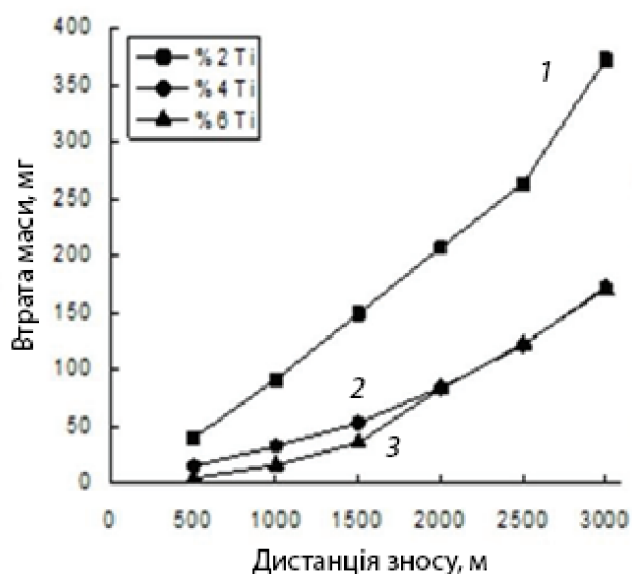
Механічні властивості сплавів на основі системи Al–Ti досліджувалися в роботі [53]. В ній сплав алюмінію AA7075 (5,48 мас. % Zn, 2,58 мас. % Mg, 1,57 мас. % Cu, 0,55 мас. % Fe, 0,4 мас. % Si) з додаванням 2, 4 та 6 мас. % Ti тестували на зносостійкість (рис. 1.11).

В результаті видно, що втрата ваги збільшується у міру збільшення відстані ковзання. Крім того, як добре видно з рисунку 1.11 а, найбільша втрата маси спостерігається у композитах, що утворюються при додаванні 2 мас. % Ti, а потім у композитах, отриманих шляхом додавання 4 мас. % та 6 мас. % Ti. Швидкість зносу, наведеної на рисунку 1.11 б, та результати втрати маси підтримують одна одну. Результати показують, що показник зношування зменшувався зі збільшенням кількості Ti. Субмікронна фаза Al_3Ti , що утворюється в структурі за рахунок збільшення кількості Ti, покращує зносостійкість.

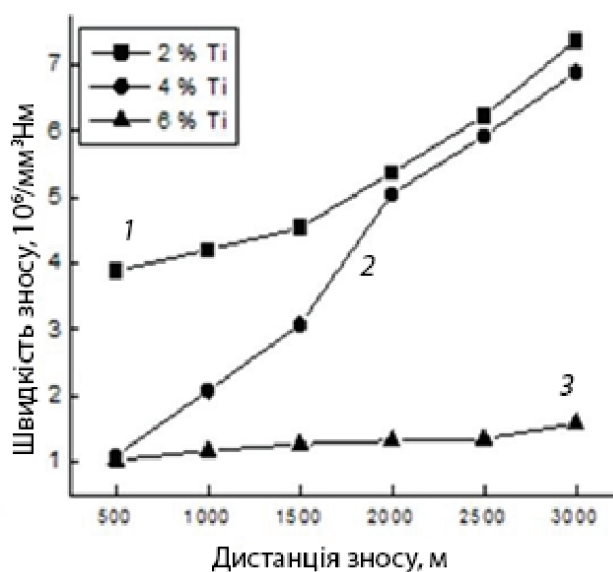
Шарувата структура $\text{TiAl} + \text{Ti}_3\text{Al}$ має ефект інгібування розповсюдження тріщин [54], тому до сплавів Al–Ti додають Zr. Через високу питому міцність сплаву на основі TiAl та відмінні механічні властивості фази Al_2Zr [55] цікавим є сплав, що містить ці дві фази, і ідентифікується як $\text{TiAl} + \text{Al}_2\text{Zr} + \text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})_5$ трифазну область.

Мікротвердість різних сплавів Al–Ti–Zr показує, що сплав складу 40 ат. % Al, 40 ат. % Ti та 20 ат. % Zr має найвищу мікротвердість – 627 HV, тоді як 43 ат. % Al,

47 ат. % Ti та 10 ат. % Zr має найнижчу мікротвердість – 458 HV у $\text{Al}_3\text{Ti} + \text{TiAl} + \text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})_5$ [56].



a



б

1 – 2 мас. % Ti; 2 – 4 мас. % Ti; 6 – 2 мас. % Ti

Рисунок 1.11 – Залежність втрати маси (а) та швидкості зносу (б) від відстані ковзання сплаву алюмінію AA7075 з додаванням різного вмісту Ti [53]

Мікротвердість фази TiAl та Ti_3Al становить 350 HV та 300 HV відповідно, що менше, ніж мікротвердість зразків Al–Ti–Zr. Фази Al_3Zr_5 і Al_2Zr мають твердість

1116,9 HV і 2134,86 HV, тому фази TiAl і Ti_3Al відносно м'які порівняно з інтерметалідами AlZr .

В'язкість при руйнуванні різних сплавів Al-Ti-Zr показує [56], що 43 ат. % Al , 47 ат. % Ti та 10 ат. % Zr має найвищу в'язкість при руйнуванні – $6,0 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$, а потім 41 ат. % Al , 45 ат. % Ti та 14 ат. % Zr – $5,2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Тріщини проходять через $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})_5$ і Al_2Zr фази безпосередньо без відхилення, який би не витрачав енергію розмноження тріщин ефективно. Однак, коли тріщини відповідають межі фази $\text{Al}_3(\text{Ti}, \text{Zr})_5$ та $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{TiAl}$, вони відхиляються, а потім простягаються вздовж ламел $\text{Ti}_3\text{Al} + \text{TiAl}$.

Легування ванадієм може призвести до покращення механічних властивостей у сплавах Al-Ti як наслідок подрібнення розміру зерна [57]. Фазові співвідношення та фазові переходи в системі Al-Ti-V , таких як $(\text{Ti}, \text{V})\text{Al}_3$, Al_{21}V_2 та Al_{45}V_7 , залишаються нерозкритими в інтервалі проміжних температур $600 - 700^\circ\text{C}$ [58].

Очікується, що сплави на основі Al-Ni будуть використовуватися як високо-температурні та стійкі до окислення матеріали в декількох сферах, наприклад, аеронавтика, виробництво лопатей турбін, космічні системи, автомобілебудування, каталітична хімія, технологія водневих паливних елементів та ін. біомедицина. Зокрема, сплави Al-Ni мають привабливі властивості, такі як низька щільність, висока міцність та хороша стійкість до корозії [59].

1.2.3 Сплави на основі системи Al-Ni

На основі бінарної фазової діаграми Al-Ni (рис. 1.12) [60] представлено докази п'яти інтерметалічних сполук (наприклад, Al_3Ni , Al_3Ni_2 , Al_3Ni_5 , AlNi та AlNi_3). Ці каталітичні матеріали відрізняються від більшості інших типів каталізаторів, оскільки їх висока площа поверхні досягається шляхом вибіркового вилугування алюмінію водним розчином гідроксиду натрію [61]. Крім того, ці інтерметалічні фази стабільні при високих температурах і можуть підвищувати температуру використання алюмінієвих сплавів.

Незважаючи на ці привабливі властивості, сплави на основі Al–Ni мають обмежене застосування через їх надзвичайну крихкість та виникаючі труднощі у формуванні та литті.

У бінарній системі Ni–Al більшість наукової уваги зосереджена на розробці фаз NiAl та Ni₃Al [62]. Обидві фази мають велике поле застосування у високих температурах. Фази Al₃Ni, Al₃Ni₂ та Al₃Ni₅ не вважаються придатними для використання у високотемпературних областях, головним чином через їх низькі температури плавлення, 854 °С, 1133 °С та приблизно 700 °С відповідно. Ці фази на основі механізмів їх утворення, фізичних та механічних властивостей можуть бути успішно використані для зміцнення Al композитів [63].

Було встановлено [64], що утворення інтерметалічних фаз та їх ріст при помірних і високих температурах, що виникають в основному від взаємодії твердого Ni та розплавленого Al, контролюються дифузійними процесами. Дифузійна поведінка упорядкованих інтерметалідів, як правило, набагато складніша, ніж поведінка неупорядкованого твердого розчину.

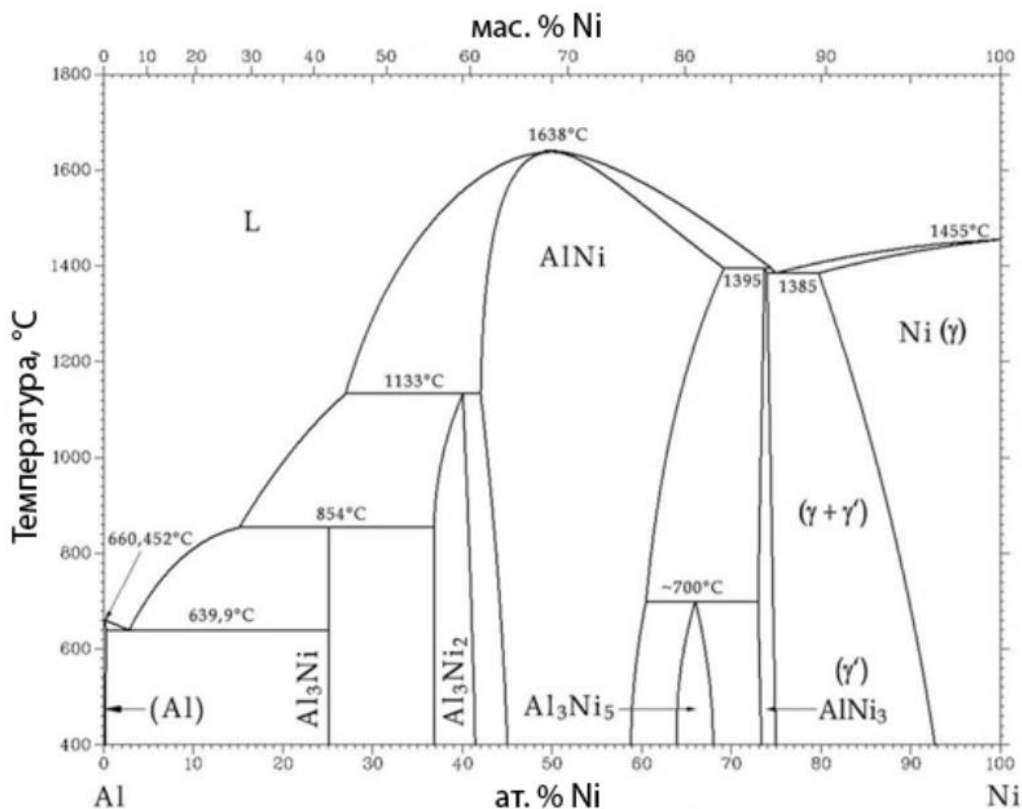
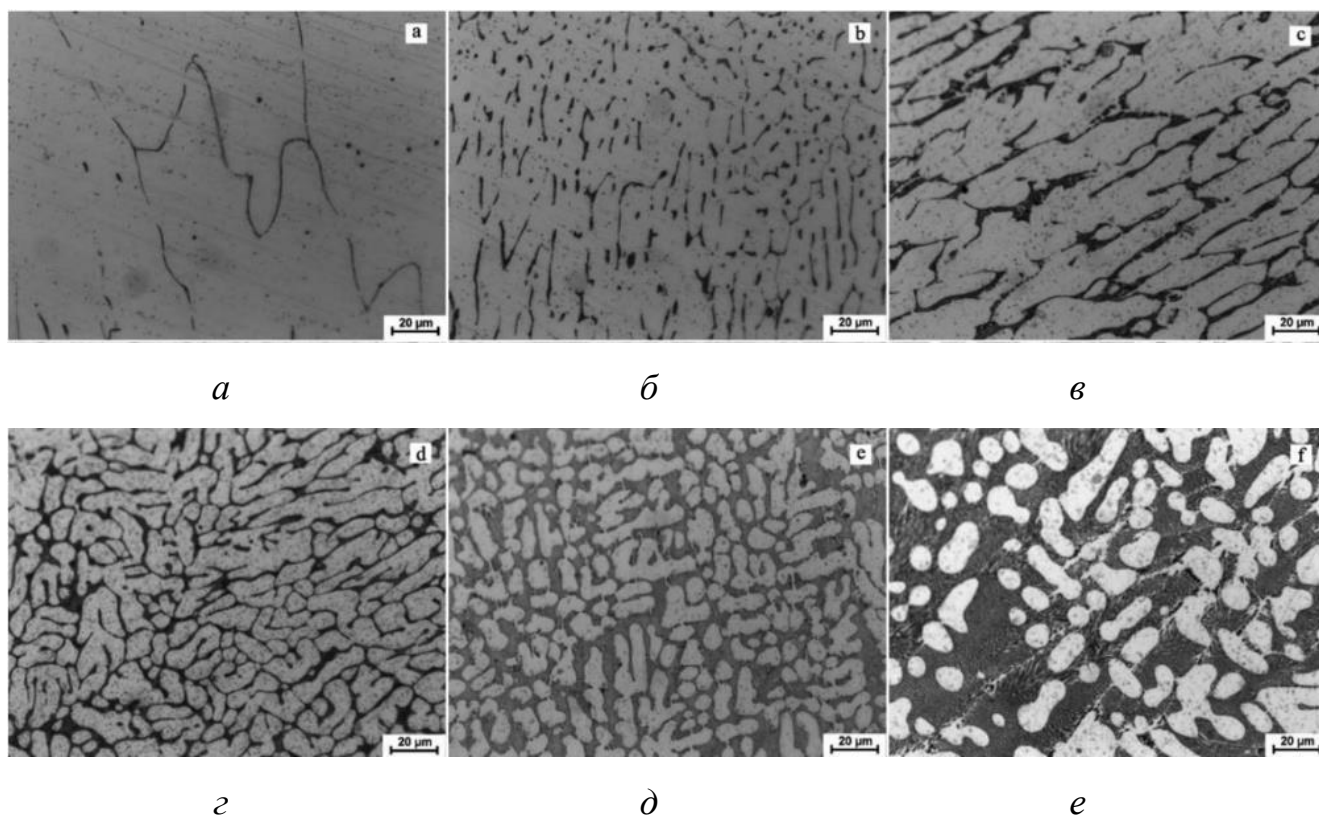


Рисунок 1.12 – Діаграма стану системи Al–Ni [60]

В роботі [65] досліджувався вплив вмісту Ni в межах 1 – 5 мас. % на мікротвердість литого сплаву Al–Ni. Мікроструктури зразків, що містять різну кількість нікелю, показані на рисунку 1.13. Аналіз мікроструктури показали, що додавання нікелю до чистого алюмінію спричиняє осадження евтектичної фази Al_3Ni –Al.

На рисунку 1.14 показано вплив вмісту Ni на мікротвердість сплавів [65]. Твердість по Віккерсу литих сплавів Al–xNi збільшується зі збільшенням вмісту Ni і досягає максимального значення 46,2 HV при 5 мас. % Ni. Це функція збільшення об'єму відносно твердої фази Al_3Ni в мікроструктурі. Як видно з рисунка, при вмісті Ni 4 мас. % мікротвердість залишається відносно постійною.

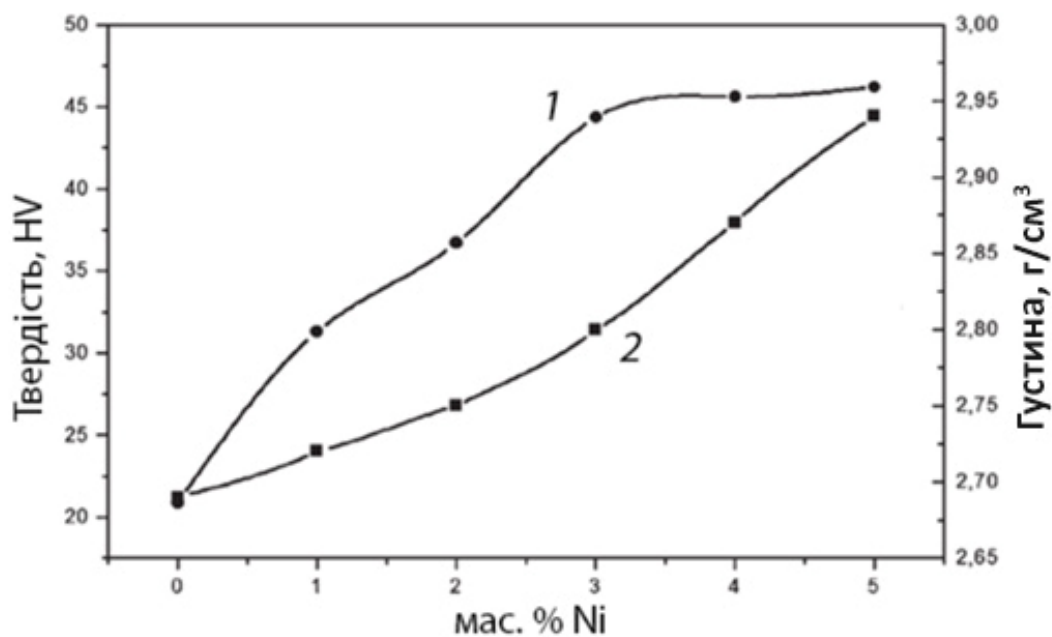
На рисунку 1.15 показано мікроструктуру частинок Al + 50 мас. % Ni, затверділих за швидкості охолодження 0,083 °C/c і 0,33 °C/c відповідно [66]. Можна помітити, що на цих показниках мікроструктура трохи удосконалюється при більшій швидкості охолодження.



a – 0 мас. % Ni; *б* – 1 мас. % Ni; *в* – 2 мас. % Ni;

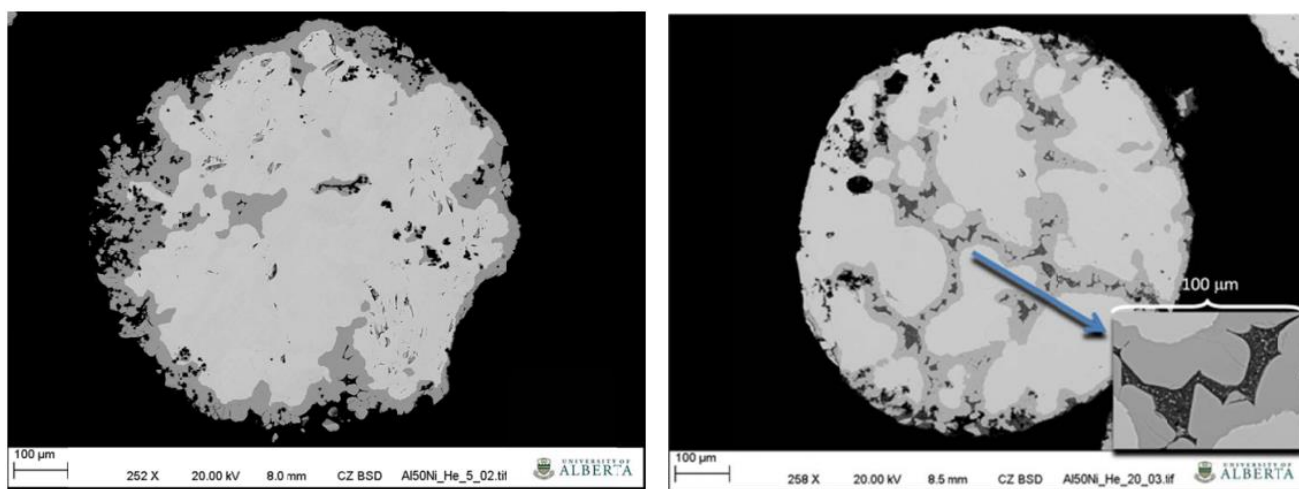
г – 3 мас. % Ni; *д* – 4 мас. % Ni; *е* – 5 мас. % Ni

Рисунок 1.13 – Мікроструктури сплавів Al–Ni з різним вмістом Ni [65]



1 – мікротвердість; 2 – щільність

Рисунок 1.14 – Залежність мікротвердості та густини зразків Al–Ni в залежності від вмісту Ni [65]



a

б

a – 0,083 °C/с; *б* – 0,33 °C/с

Рисунок 1.15 – Мікроструктури сплавів Al + 50 мас. % Ni, що отримувалися при різних швидкостях охолодження [66]

На обох малюнках Al_3Ni_2 – світло-сіра фаза та Al_3Ni – темно-сіра фаза/ У цих зразках ознак первинної фази AlNi не спостерігалось. Також було помічено, що у

частинках, затверділих при меншій швидкості охолодження ($0,083\text{ }^{\circ}\text{C/s}$), візуально не виявлено евтектичної структури (рис. 1.15 а). З іншого боку, у частинці, яка затверділа зі швидкістю охолодження $0,33\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, можна побачити евтектичну мікроструктуру (рис. 1.15 б).

Мікроструктурний аналіз частинок, затверділих зі швидкістю охолодження $0,083\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ та $0,33\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, показав, що охолоджена при більш високій швидкості охолодження частинка має більш тонку мікроструктуру. Підвищення швидкості охолодження з $0,083\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ до $0,33\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ призвело до утворення деякої евтектичної мікроструктури і збільшило співвідношення $\text{Al}_3\text{Ni}/\text{Al}_3\text{Ni}_2$.

1.3 Висновки та постановка задачі

Виявлено, що металеві матричні композити надають кращі механічні властивості, такі як висока питома міцність, поліпшена жорсткість, поліпшена зносостійкість та вища робоча температура. Серед них композити на основі алюмінію мають широкий спектр властивостей, що дозволяє застосовувати їх в різноманітних областях машинобудування.

Як висвітлено в літературних даних, на властивості сплавів на основі Al значно впливають їх складові та мікроструктура, що може регулюватися зміною умов отримання. Перспективними в якості складових являються інші метали, що сприяють утворенню інтерметалічних фаз, які являються дисперсно-зміцнюючими частинками. Серед багатьох систем Al–Me, цікавим з точки зору доступності та унікальних властивостей, насамперед механічних і електричних, являється система Al–Fe, що містить в собі декілька інтерметалідів (Al_3Fe , Al_2Fe , Al_5Fe_2), які сприяють зміцненню алюмінію.

Тому було поставлено завдання дослідити вплив складу та умов отримання сплавів Al–Fe та їх порошків на мікроструктуру та властивості, а також дослідити процеси пресування та спікання порошків, визначення оптимальних умов їх отримання.

2 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

2.1 Характеристика вихідних матеріалів

Як зазначалось вище, об'єктом досліджень в роботі є сплави на основі системи Al–Fe. Дані сплави мають перспективу використання в різних областях машинобудування. Для отримання сплавів Al–Fe було взято шихту Al та Fe в якості вихідних матеріалів, хімічний склад яких представлений в таблицях 2.1 і 2.2.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад вихідних матеріалів алюмінію

Матеріал	Вміст, мас. %		
	Al	Mg	Fe
Шихта Al	$99,182 \pm 0,076$	$0,612 \pm 0,076$	$0,206 \pm 0,003$

Таблиця 2.2 – Хімічний склад вихідних матеріалів заліза

Матеріал	Вміст, мас. %		
	Fe	Mn	Si
Шихта Fe	$99,466 \pm 0,029$	$0,363 \pm 0,021$	$0,171 \pm 0,020$

2.2 Отримання вихідних матеріалів

В даній роботі було отримано порошки сплавів Al–Fe двома методами: литтям з наступним механічним подрібненням та диспергуванням розплаву, з метою дослідження впливу умов отримання на їх структуру та властивості. Також досліджувалися процеси компактування отриманих порошків статичним пресування, спіканням пресовок у середовищі водню та гарячим пресуванням, що дозволить визначити технологічні параметри отримання сплавів Al–Fe в майбутньому. Загальні технологічні схеми виготовлення даних сплавів представлено на рисунку 2.1.

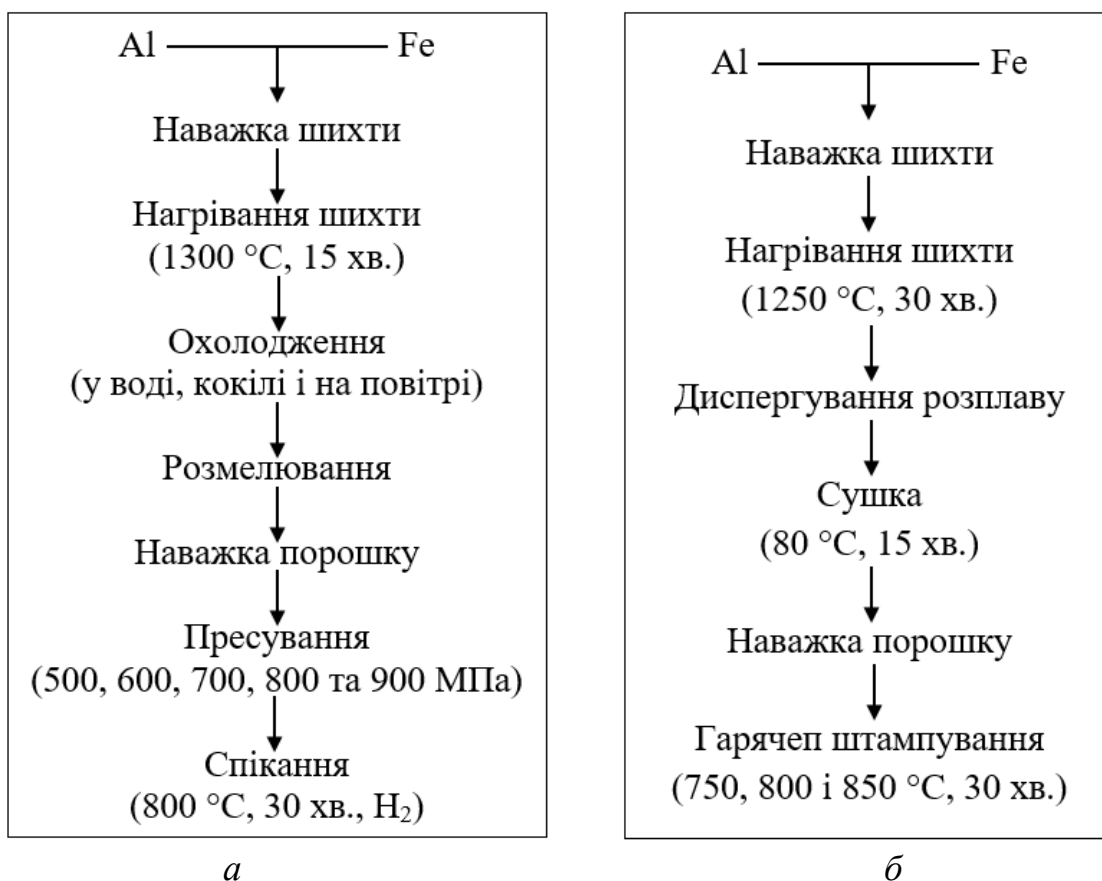
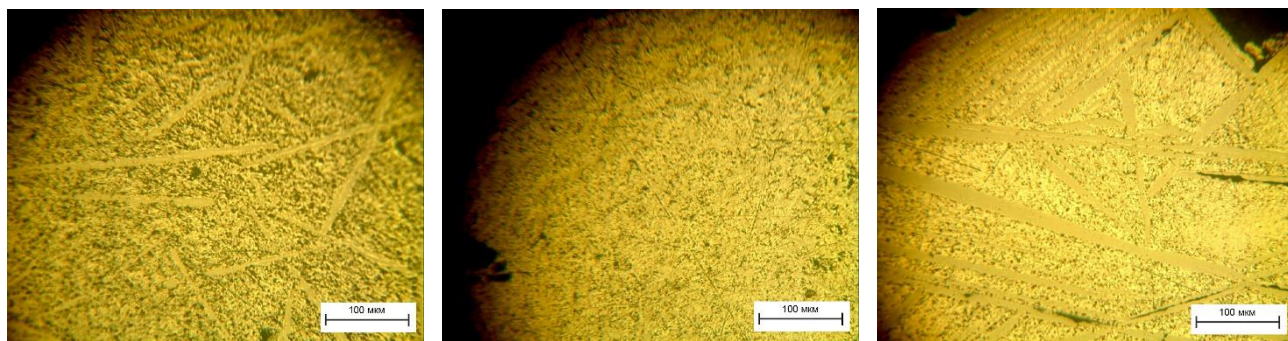


Рисунок 2.1 – Технологічні схеми виготовлення сплавів Al–Fe литтям з наступним подрібненням (а) та диспергуванням розплаву (б)

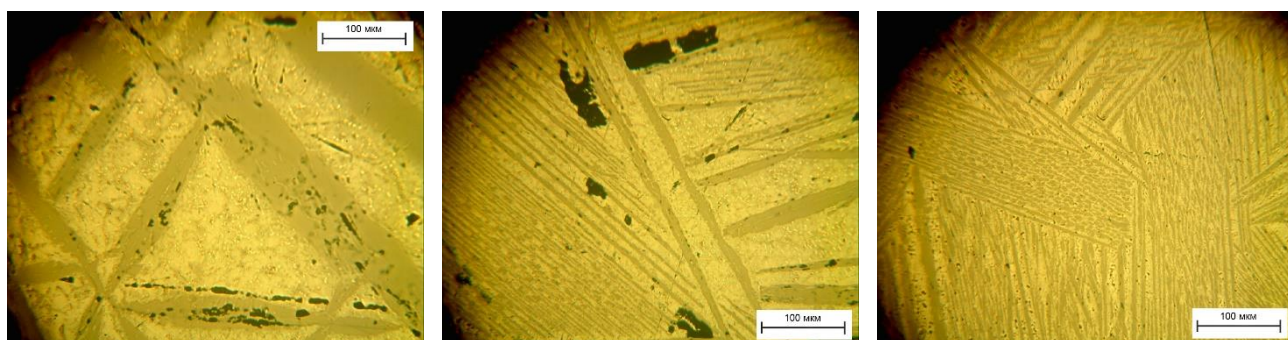
2.2.1 Отримання сплавів

Було отримано виливки сплавів Al–Fe з вмістом Fe 10, 15 та 40 мас. % методом лиття. Перед розміщенням шихти в піч на її поверхню було додано флюс кріоліт (Na_3AlF_6), який сприяє рафінуванню алюмінієвих сплавів. Плавлення шихти проводилося у високотемпературній речі в середовищі повітря. Шихта нагрівалася до температури 1300 °C протягом 15 хв. з метою отримання однорідного розплаву. Далі проводилася ізотермічна витримка протягом 5 хв. для проходження взаємодії між компонентами, після чого розплав охолоджували в різних середовищах: в кокіль, пісок та воду з метою дослідження впливу швидкості охолодження на мікроструктуру та властивості сплавів Al–Fe. Мікроструктури отриманих сплавів Al–Fe з оптичного мікроскопу «NEOPHOT» представлені на рисунках 2.2–2.4.

*a**б**в*

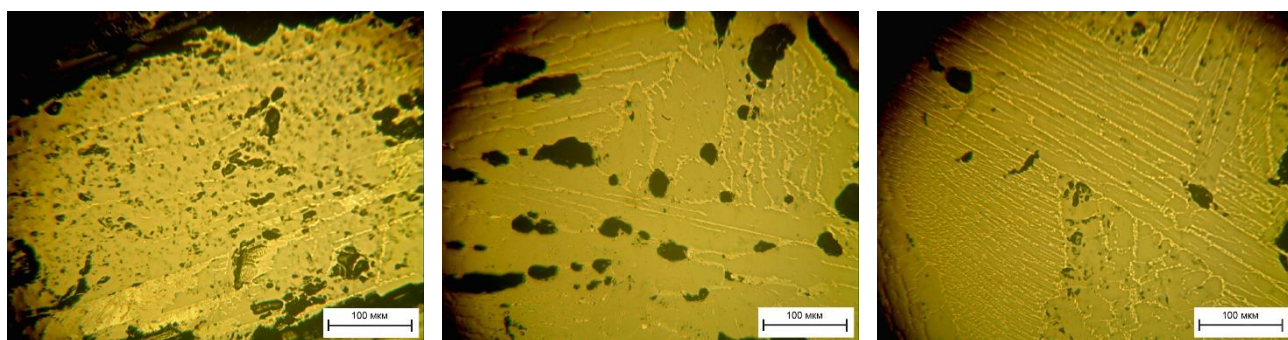
a – на повітрі; *б* – у металевому кокілі; *в* – у воді

Рисунок 2.2 – Мікроструктура сплаву Al + 10 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (оптичний мікроскоп) ($\times 100$)

*a**б**в*

a – на повітрі; *б* – у металевому кокілі; *в* – у воді

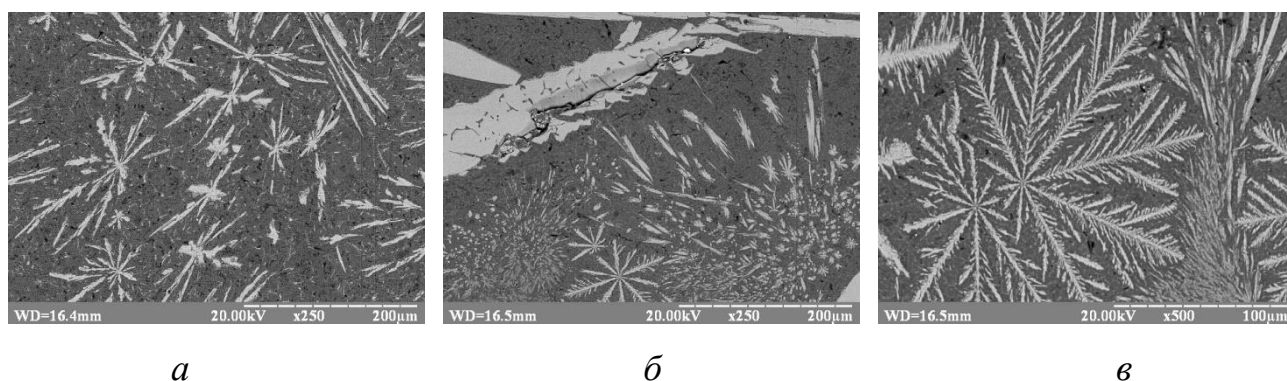
Рисунок 2.3 – Мікроструктура сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (оптичний мікроскоп) ($\times 100$)

*a**б**в*

a – на повітрі; *б* – у металевому кокілі; *в* – у воді

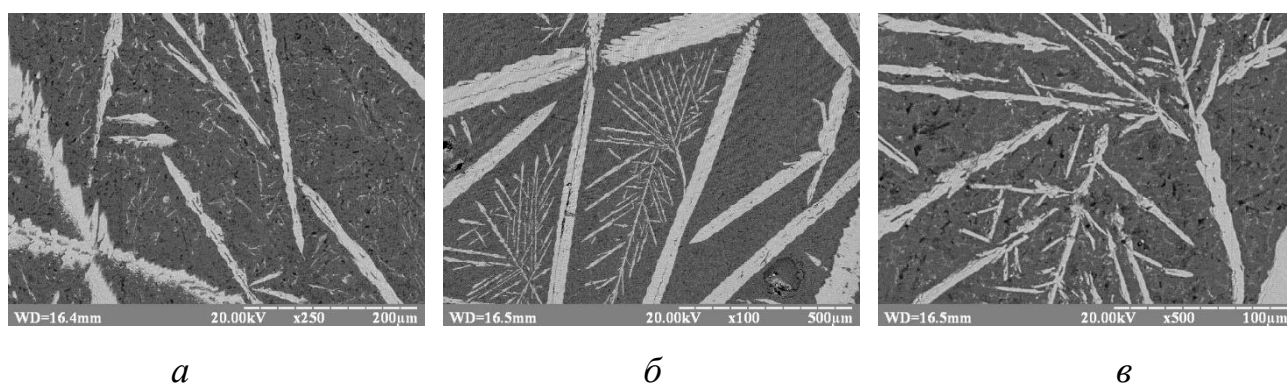
Рисунок 2.4 – Мікроструктура сплаву Al + 40 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (оптичний мікроскоп) ($\times 100$)

Мікроструктури сплавів Al–Fe з вмістом Fe 10, 15 та 40 мас. %, отриманих литтям, з електронного мікроскопу показані на рисунках 2.5–2.7. Результати енергодисперсійного аналізу (EDS) показані на рисунках 2.8–2.10 та таблиці 2.3.



a – у металевому кокiлi ($\times 250$); *б* – у водi ($\times 250$); *в* – у водi ($\times 500$)

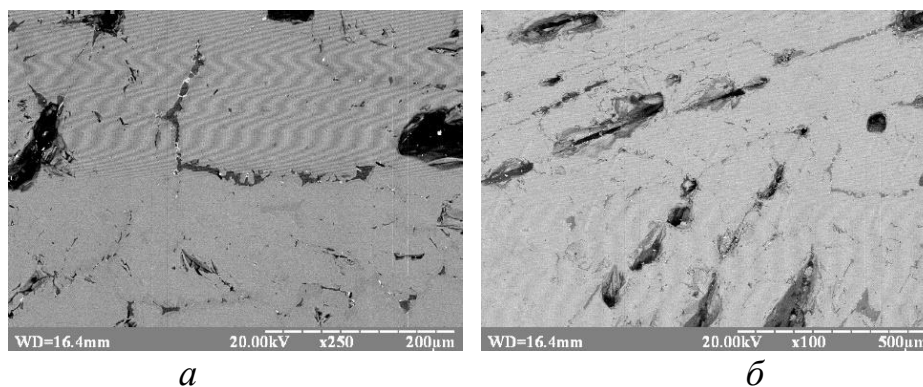
Рисунок 2.5 – Мікроструктура матеріалу Al + 10 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (електронний мікроскоп)



a – у металевому кокiлi ($\times 250$); *б* – у водi ($\times 100$); *в* – у водi ($\times 500$)

Рисунок 2.6 – Мікроструктура матеріалу Al + 15 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (електронний мікроскоп)

Як бачимо, мікроструктура сплавів Al–Fe складається з двох фаз: світлої та темної (на знімках з оптичного мікроскопу). Аналізуючи рисунки 2.2–2.4, можна помітити, що зі збільшенням вмісту Fe (від 10 мас. % до 40 мас. %) кількість темнішої фази збільшується. Також помітна різницю розмірів зерен залежно від середовища охолодження розплаву. Найдрібніша структура властива сплавам, охолодженим у воді, а найкрупніша – на повітрі.



a – на повітрі ($\times 250$); *б* – у металевому кокілі ($\times 250$)

Рисунок 2.7 – Мікроструктура матеріалу Al + 40 мас. % Fe, отриманого литтям за різних умов (електронний мікроскоп)

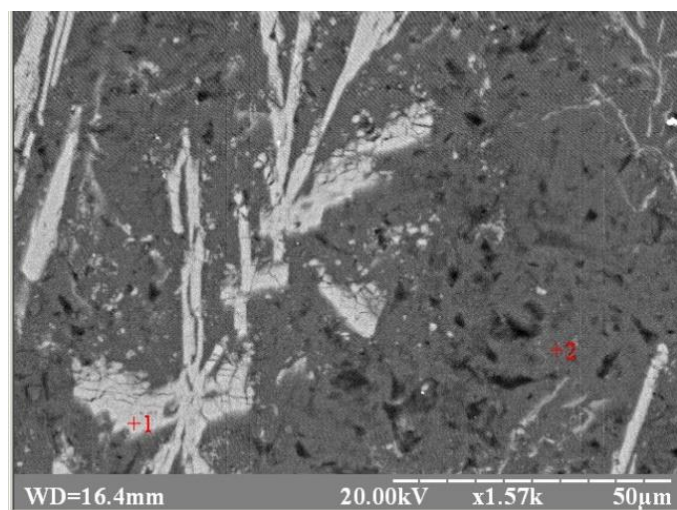


Рисунок 2.8 – EDS сплаву Al + 10 мас. % Fe

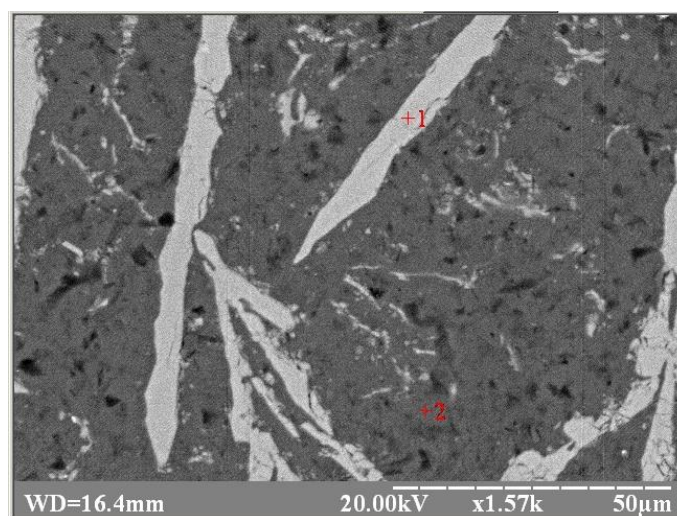


Рисунок 2.9 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe

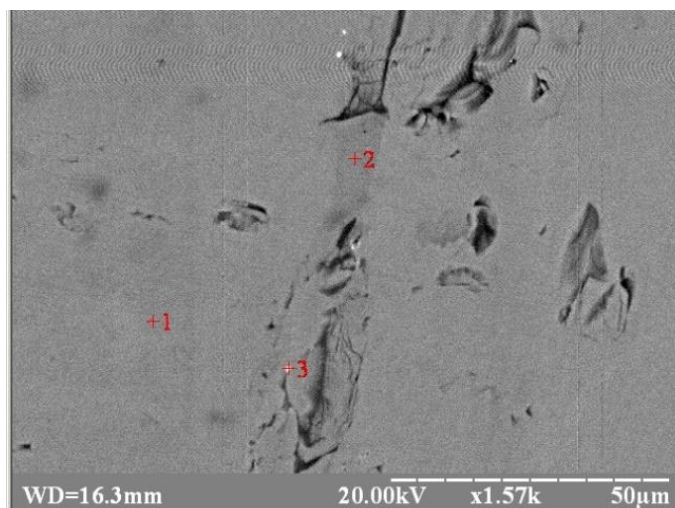


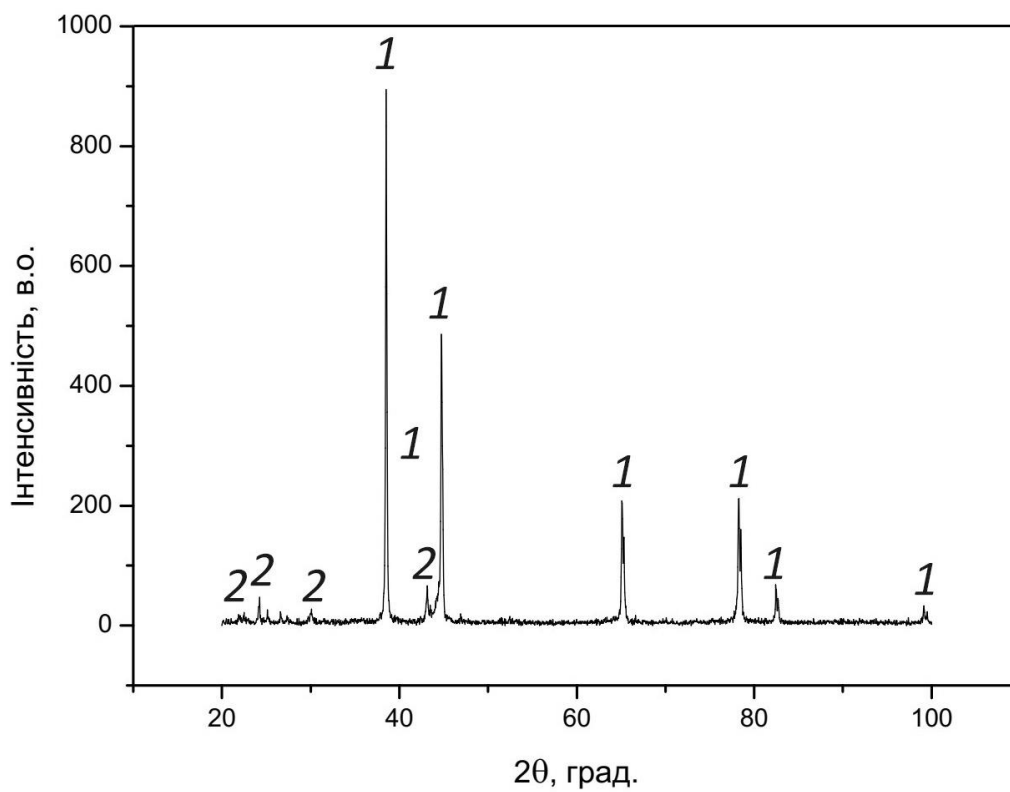
Рисунок 2.10 – EDS сплаву Al + 40 мас. % Fe

Таблиця 2.3 – EDS сплавів Al–Fe, отриманих литтям

Вміст Fe в сплаві, мас. %	Точка	Фаза	Вміст, мас. %			
			Al	Fe	Ta	Pb
10	1	Світла	37,05	62,95	—	—
	2	Темна	99,89	0,11	—	—
15	1	Світла	36,77	63,23	—	—
	2	Темна	99,90	0,10	—	—
40	1	Сіра	34,33	35,67	—	—
	2	Сіра	42,65	57,35	—	—
	3	Біла	30,97	40,41	10,38	18,24

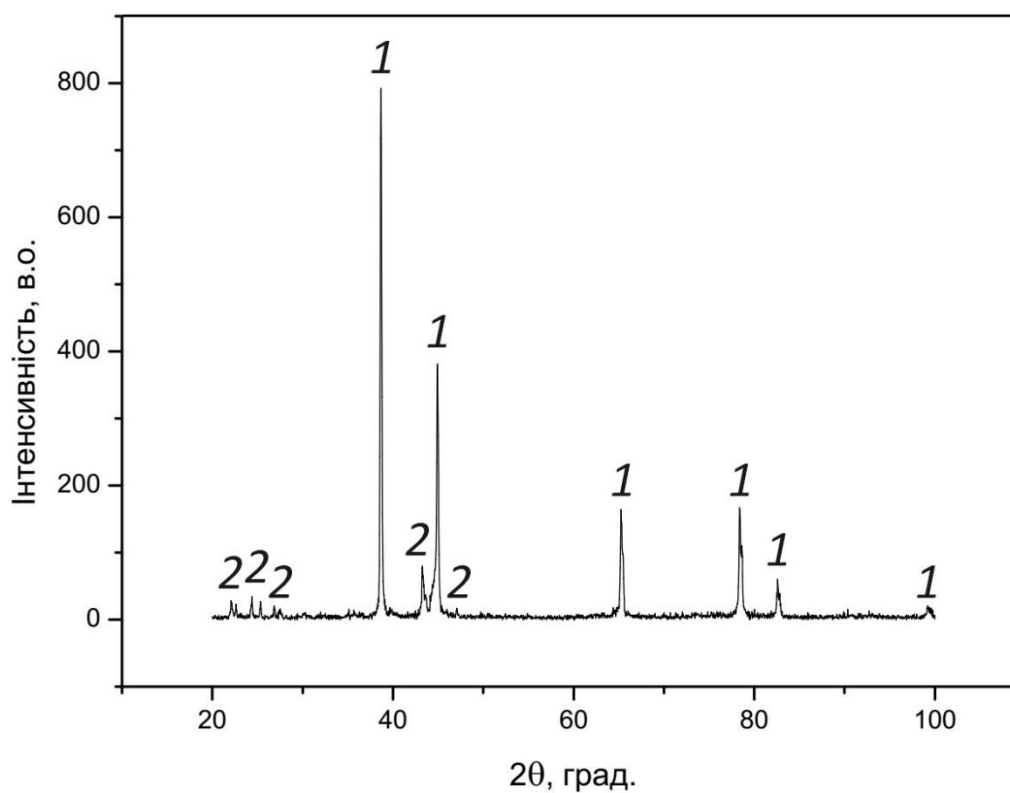
Було проведено рентгенофазовий аналіз отриманих сплавів Al–Fe складу 10, 15 та 40 мас. % Fe (рис. 2.11–2.13). В результаті, було визначено, що всі зразки містять дві фази: Al та інтерметалід Al_3Fe , що відповідає попереднім металографічним дослідженням.

Фазовий склад показаний в таблиці 2.4. Зі збільшенням вмісту Fe у сплавах збільшується вміст інтерметалічної фази Al_3Fe . Варто відмітити, що вміст фази Al_3Fe у матеріалі Al + 40 мас. % Fe значно більший і складає 89 %. Це вказує на те, що цей склад практично повністю відповідає зоні гомогенності інтерметаліду Al_3Fe , який складає від 38 до 41 мас. % Fe.



1 – Al; 2 – Al_3Fe

Рисунок 2.11 – Рентгенограма матеріалу Al + 10 мас. % Fe



1 – Al; 2 – Al_3Fe

Рисунок 2.12 – Рентгенограма матеріалу Al + 15 мас. % Fe

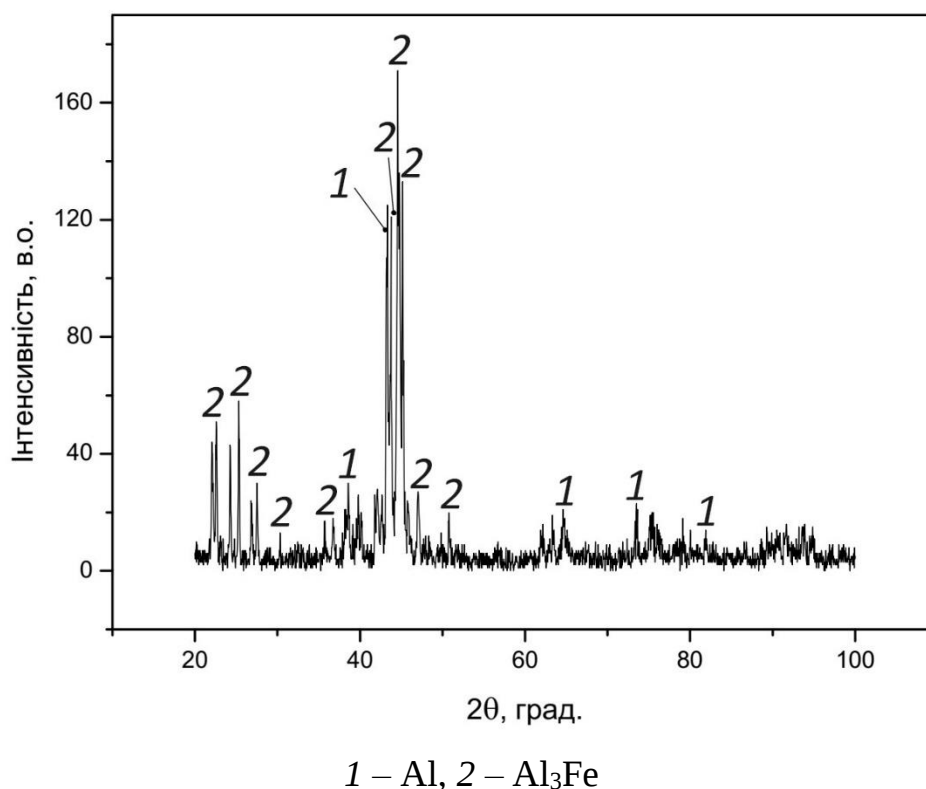


Рисунок 2.13 – Рентгенограма матеріалу Al + 40 мас. % Fe

Таблиця 2.4 – Фазовий склад сплавів Al–Fe, отриманих литтям та наступним механічним подрібненням

Матеріал	Вміст фази, мас. %	
	Al	Al ₃ Fe
Al + 10 мас. % Fe	48	52
Al + 15 мас. % Fe	43	57
Al + 40 мас. % Fe	11	89

З метою ідентифікування фаз було досліджено мікротвердість фаз сплавів Al + 15 мас. % Fe та Al + 40 мас.% Fe, отриманих методом лиття за різних умов. Результати вимірювань показано в таблиці 2.5. В даних матеріалах наявні дві фази: світла, що являється алюмінієм, та темна – інтерметалід Al₃Fe.

Видно, що мікротвердість інтерметаліду є в декілька раз вища, ніж алюмінію. В результаті, у сплаві Al + 15 мас. % Fe світла фаза має середню твердість 0,79 ГПа, а сіра – 4,6 ГПа. У сплаві Al + 40 мас. % Fe: світла фаза – 1.65 ГПа та сіра – 7,91 ГПа, що відповідає літературним даним (табл. 1.2).

Таблиця 2.5 – Дослідження мікротвердості фаз

Матеріал	Умови отримання	Фаза	Прикладене навантаження, г	Мікротвердість HV, ГПа
Al + 15 мас. % Fe	На повітрі	Світла	30	0,81
		Сіра	20	6,25
	У кокiлі	Світла	30	0,76
		Сіра	30	3,27
	У воді	Світла	10	0,80
		Сіра	20	4,29
Al + 40 мас. % Fe	На повітрі	Світла	20	2,03
		Сіра	30	7,35
	У кокiлі	Світла	30	1,26
		Сіра	30	8,87
	У воді	Світла	—	—
		Сіра	30	7,52

З результатів енергодисперсійного, рентгенофазового та мікродюрOMETричного аналізів можна стверджувати, що темна фаза відповідає матриці алюмінію, а світла – інтерметаліду Al_3Fe (на знімках електронного мікроскопу).

2.2.2 Отримання порошків сплавів механічним диспергуванням

2.2.2.1 Механічне подрібнення відливок різанням

Зливки сплаву Al + 15 мас. % Fe механічно подрібнювали фрезеруванням то точінням при глибині 1,5 мм та подачі 0,5 мм з метою отримання стружки.

2.2.2.2 Подрібнення у планетарному млині

Отримана стружка розміщувалася в барабани із стальними молотковими тілами та піддавалася розмелюванню в планетарному млині протягом 2 хв. Планетарний млин дозволяє інтенсивно подрібнювати матеріал за рахунок складного руху барабанів з матеріалом та молотковими тілами. Барабани обертаються водночас

навколо своєї осі та по колу. На рисунках 2.14–2.15 показано мікроструктуру та морфологію частинок розмеленого у планетарному млині порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe.

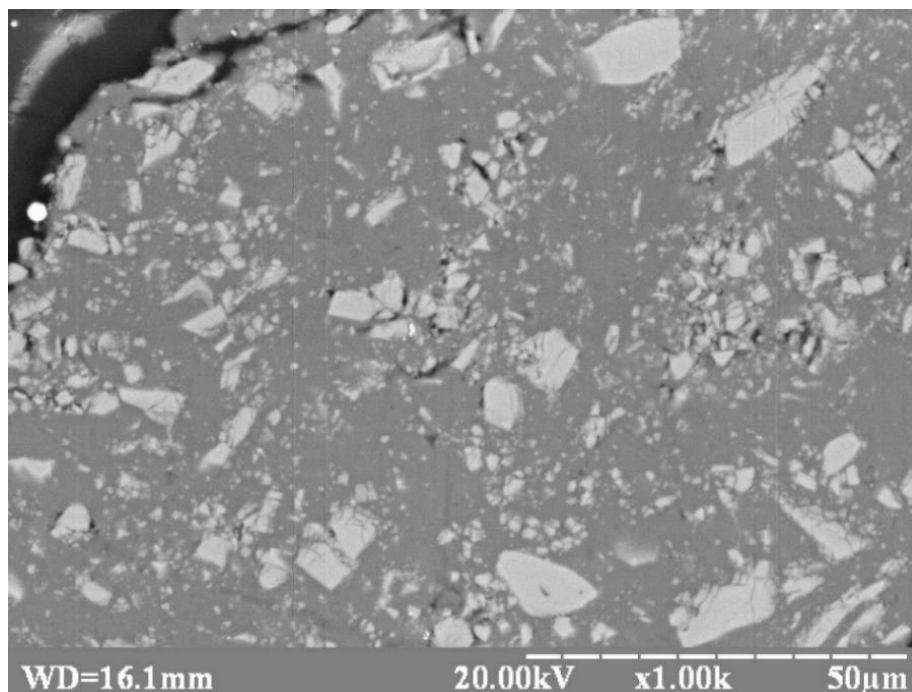


Рисунок 2.14 – Мікроструктура розмеленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe

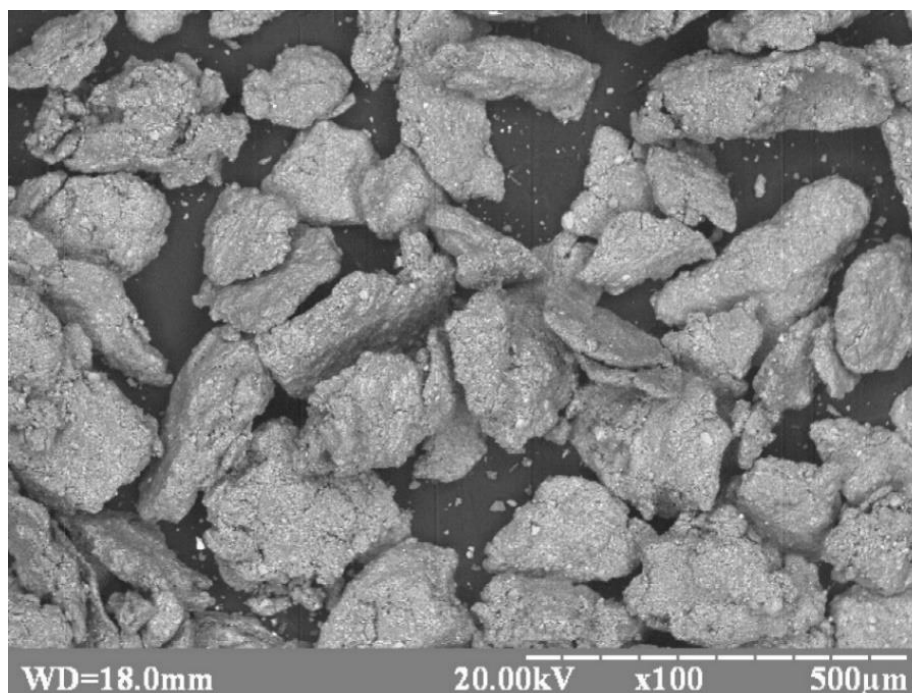


Рисунок 2.15 – Морфологія частинок розмеленого порошку сплаву
Al + 15 мас.% Fe

2.2.3 Отримання порошків сплавів диспергуванням розплавів

Також сплав Al + 15 % Fe було отримано методом відцентрового диспергуванням розплаву, суть якого полягає в руйнуванні струменя розплаву ударними лопатками, що обертаються. В результаті такої механічної дії на струмінь розплаву сплаву диспергується на дрібні частинки. Далі частинки падають у воду та охолоджуються.

В роботі було отримано порошки сплаву Al + 15 % Fe з використанням установки “полет” [67]. Вихідна шихта плавилася в індукційній печі за температури 1250 °C та ізотермічно витримувалися протягом 30 хв. з метою гомогенізації розплаву, після чого подавалася до установки. Отриманий порошок подавали до сушильної шафи та проводили ізотермічну витримку за температури 80 °C протягом 15 хв. з метою усунення вологи.

Мікроструктура та морфологія частинок розпиленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe представлені на рисунках 2.16–2.17. Частинкам характерна неправильна форма з розвинутою поверхнею.

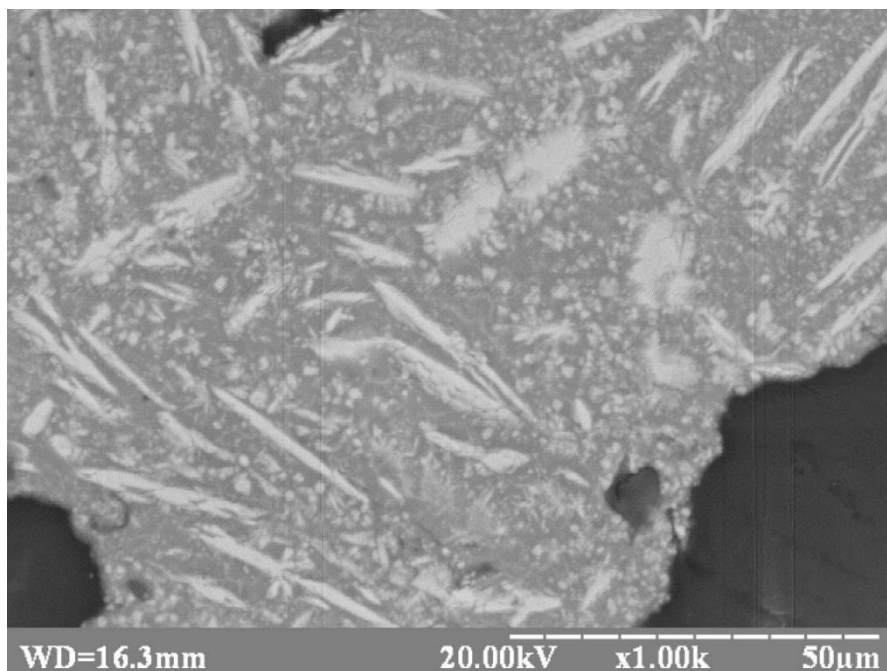


Рисунок 2.16 – Мікроструктура порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого диспергуванням розплаву

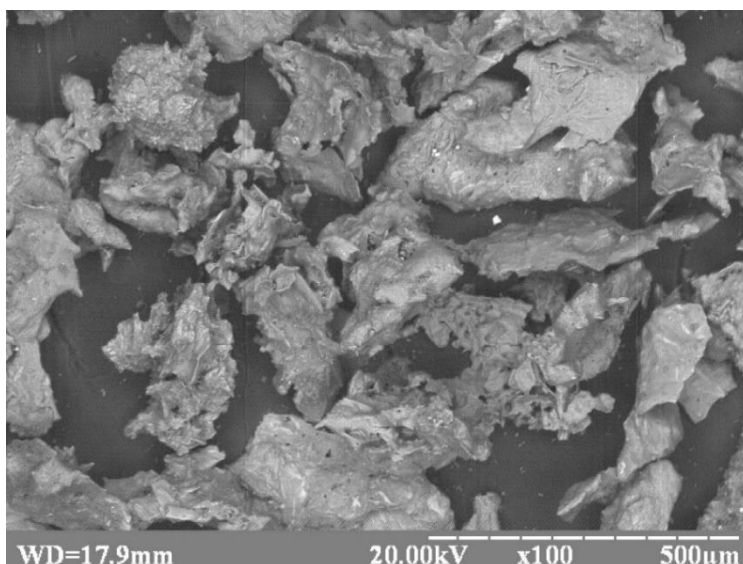


Рисунок 2.17 – Морфологія частинок порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого диспергуванням розплаву

2.3 Компактування порошків сплавів

З метою визначення оптимальних технологічних параметрів отримання виробів із сплавів Al–Fe було проведено пресування з наступним спіканням та гаряче пресування порошків за різних умов.

2.3.1 Статичне пресування

Важливим фактором при пресуванні порошкових сумішей являється розподіл тисків пресування в прес-формі. До цього відносяться розподіл тиску по висоті виробу, бічні тиски сили зовнішнього тертя. Врахування цих факторів при розробці прес-форм та технологічних параметрів значно збільшує кінцеві характеристики виробів. Бічний тиск виникає внаслідок «розтікання» порошку, подібно рідині, зумовлюючи при цьому тиск на бічну поверхню прес-форми. В процесі пресування виникає тертя порошкової суміші об стінки прес-форми, обумовлене бічний тиском. Це призводить до втрати частини зусилля пресування.

Існують три основні стадії процесу пресування порошків. Першою стадією є утворення нестабільних просторових структур. На цій стадії структура

порошкового матеріалу ще є нестійкою, а напруження не перевищують межу пружності. Але в області контакту частинок напруження можуть перевищувати межу пружності, що призведе до виникнення пластичної деформації на контактних ділянках.

Друга стадія – стадія утворення стійких просторових структур, що характеризується відносним переміщенням частинок та їх більш щільному пакуванню. Процес пресування супроводжується локальною пластичною деформацією або руйнуванням виступів. Утворення стійких просторових структур відбувається з тисків, що вищі ніж межа текучості матеріалу.

Третя стадія – стадія макродеформації об'єму частинок порошку, що супроводжується інтенсивною деформацією частинок. На цій стадії тиск пресування досягає такого значення, що дозволяє отримати безпористий матеріал.

В роботі проводилося пресування розмеленого у планетарному млині порошку сплаву $Al + 15 \text{ мас. \% Fe}$. В якості тисків пресування було взято 500, 600, 700, 800 та 900 МПа. Залежності відносної щільності та пористості від тиску пресування представлені на рисунках 2.18–2.19.

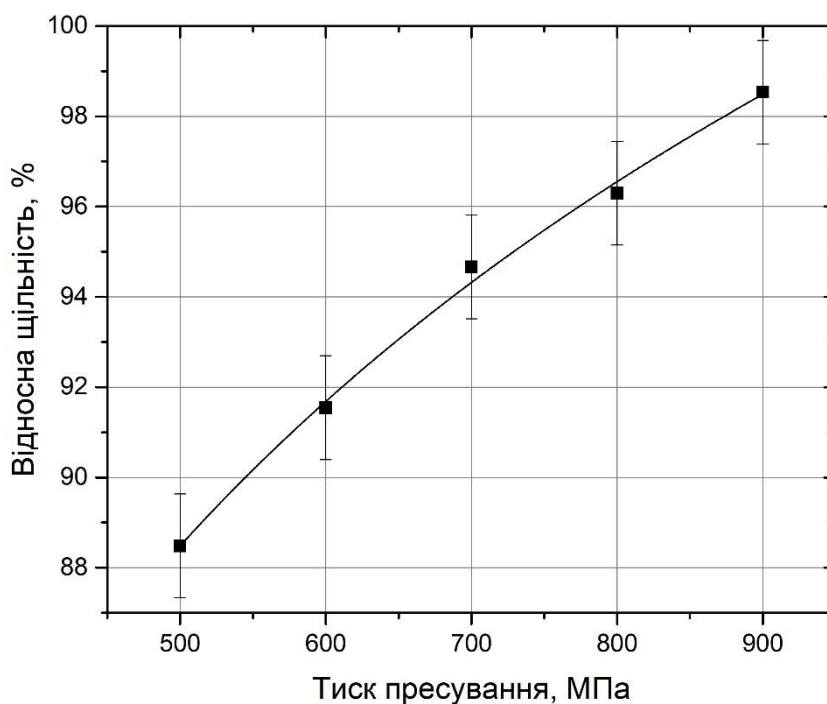


Рисунок 2.18 – Залежність відносної щільності пресовок із розмеленого порошку сплаву $Al + 15 \text{ мас. \% Fe}$ від тиску пресування

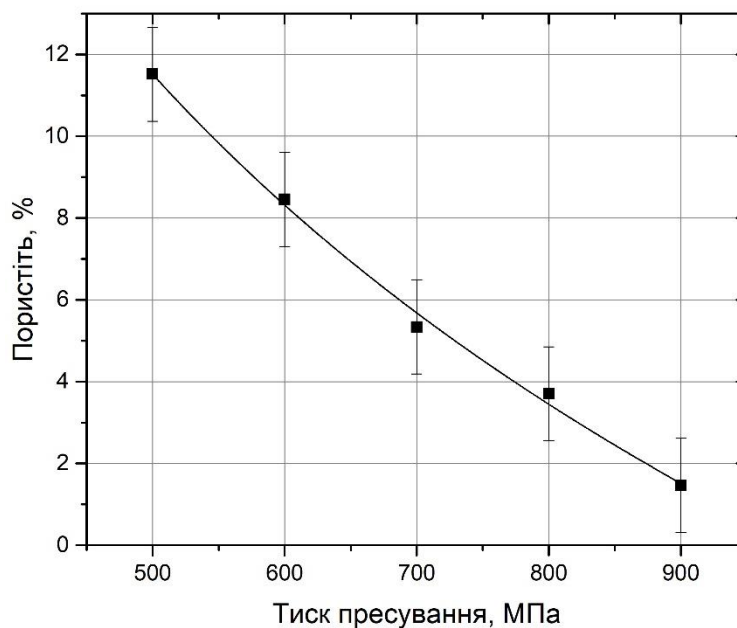


Рисунок 2.19 – Залежність пористості пресовок із розмеленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe від тиску пресування

Проводилося пресування розпиленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe. В якості тисків пресування було взято 500, 600, 700 та 800 МПа. Залежності відносної щільності та пористості від тиску пресування представлені на рисунках 2.20–2.21. Найвищої щільності зразків (90 %) вдалося отримати за тиску 800 МПа.

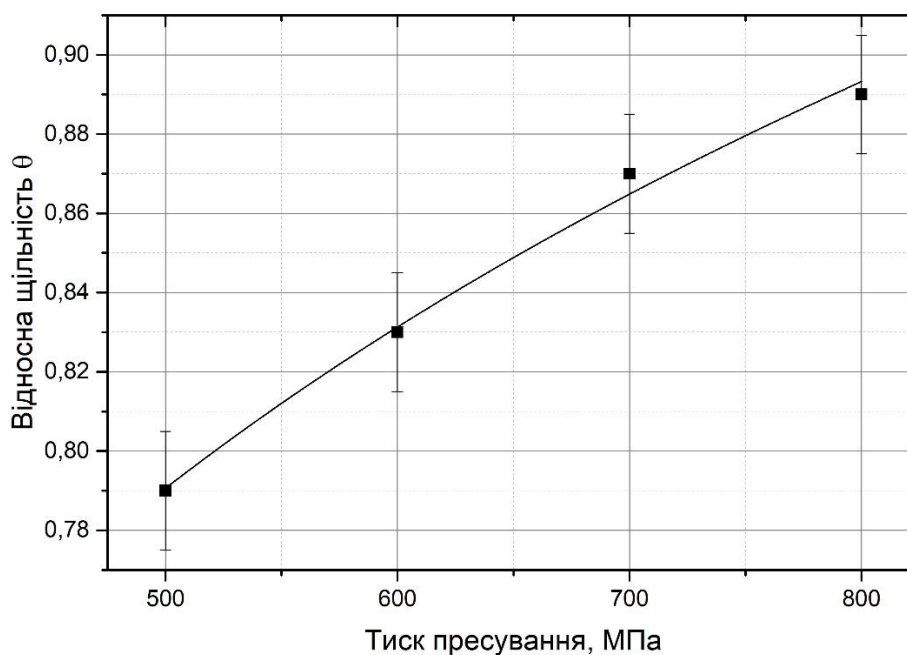


Рисунок 2.20 – Залежність відносної щільності пресовок з порошку, отриманого диспергуванням розплаву, сплаву Al + 15 мас. % Fe від тиску пресування

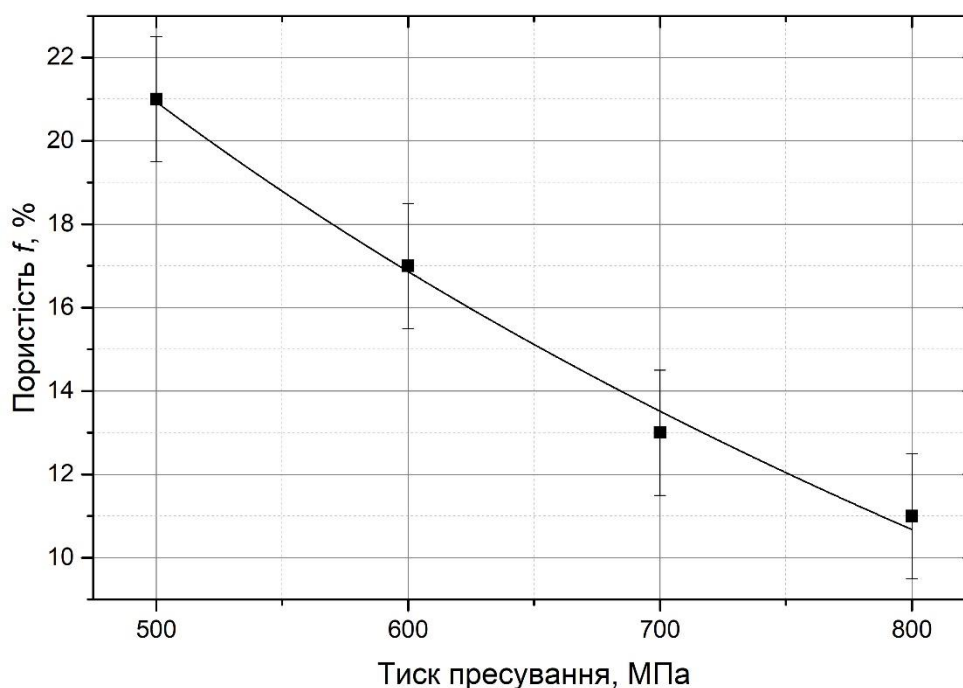


Рисунок 2.21 – Залежність пористості пресовок з порошку, отриманого диспергуванням розплаву, сплаву Al + 15 мас. % Fe від тиску пресування

2.3.2 Спінання пресовок у середовищі водню

Спінання – технологічний операція в технології порошкової металургії, що супроводжується термічною обробкою порошкового тіла за температури 0,6–0,8 від температури плавлення основного компонента для надання йому кінцевого комплексу механічних і фізико-хімічних властивостей.

Процес спінання проходить у дві стадії. На першій відбувається консолідація за рахунок термічно активованої під-будови кристалічних ґраток поверхневих шарів частинок порошку бездифузійним – дислокаційним або кооперативним шляхом. Проходить заміна контактної поверхні частинок пресовок на міжзеренну межу. Також відбувається залякування дефектів в об'ємі порошкового тіла. В результаті утворюється зв'язане пористе тіло, структура якого відрізняється від структури пресовки. Внаслідок капілярних (Лапласівських) сил проходить в'язке капілярне ущільнення порошкового тіла.

Після цього починається друга стадія спінання, для якої характерні ознаки:

- інтегральне об'ємне ущільнення утвореного пористого тіла за рахунок рівномірного зменшення розміру пор;
- дифузійна коалесценція пор після утворення ізольованої пористості;
- повільна зміна фізико-механічних властивостей контактів між частинками, зумовлена незначною зміною їх геометрії.

Спикання пресовок з розмеленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe, проводилося в муфельній печі в середовищі водню за температури 800 °С з ізотермічною витримкою 30 хв. Залежності відносної щільності та пористості зразків від тисків пресування після спикання показані на рисунках 2.23–2.24, а усадки – на рисунку 2.25. Залежність щільності від тисків пресування має нелінійний характер і найвище значення щільності досягається за тиску 700 МПа.

Але як бачимо із рисунку 2.25, після спикання відбувся ріст усіх досліджуваних зразків у лінійних розмірах, особливо отриманих за найвищого тиску пресування – 900 МПа.

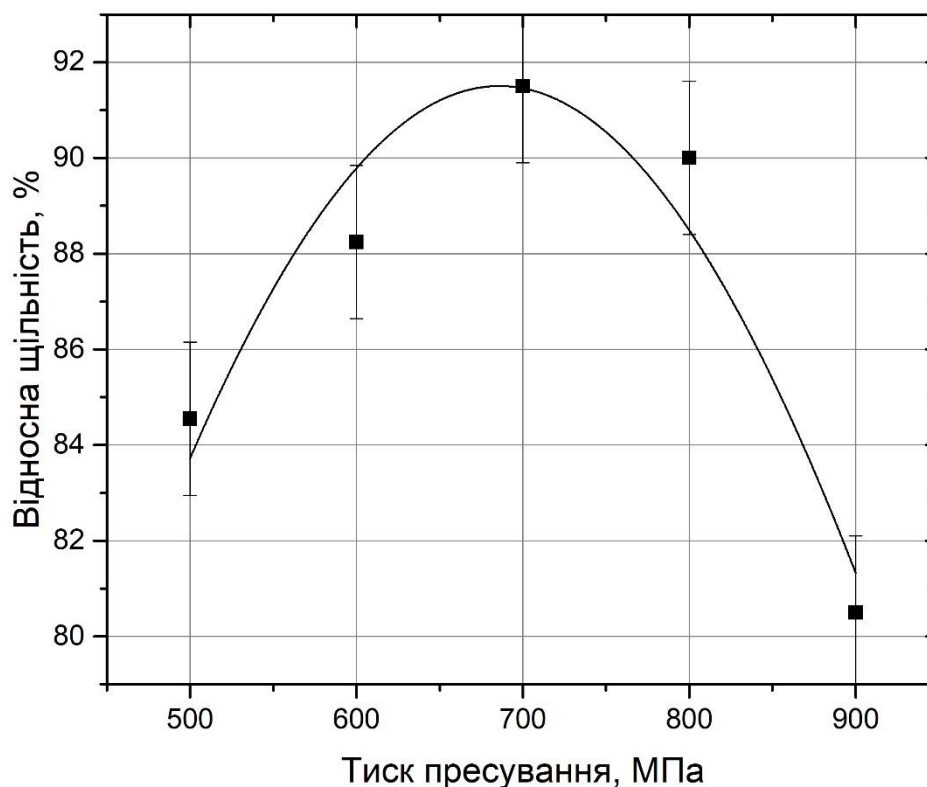


Рисунок 2.22 – Залежність відносної щільності зразків із розмеленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe від температури спикання

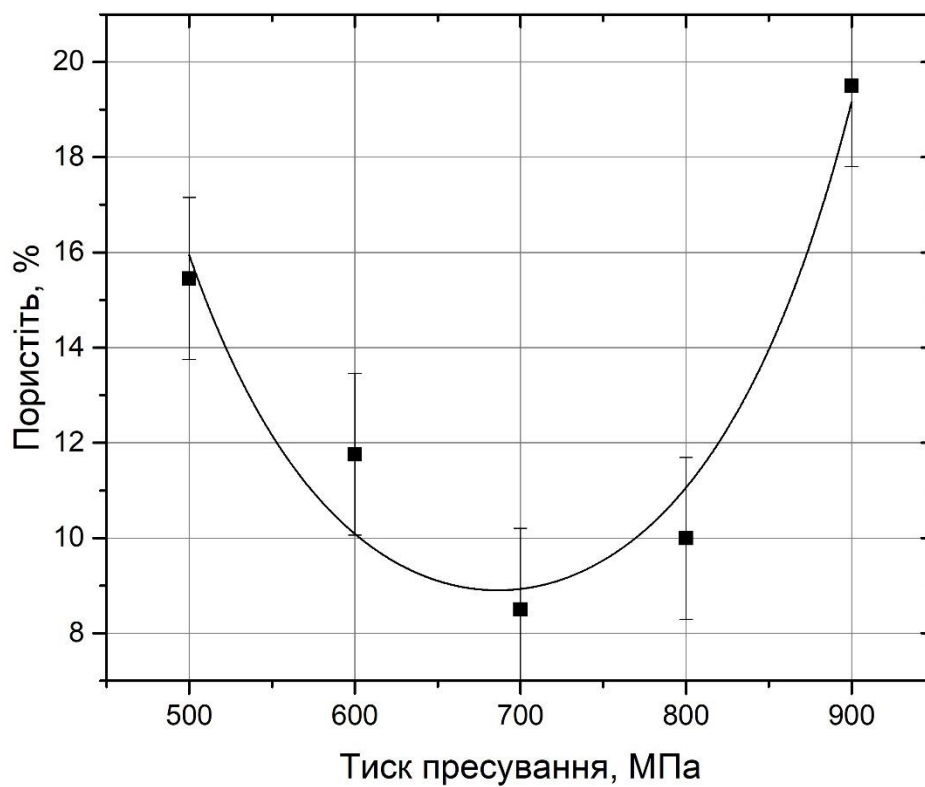


Рисунок 2.23 – Залежність пористості зразків розмеленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe від температури спікання

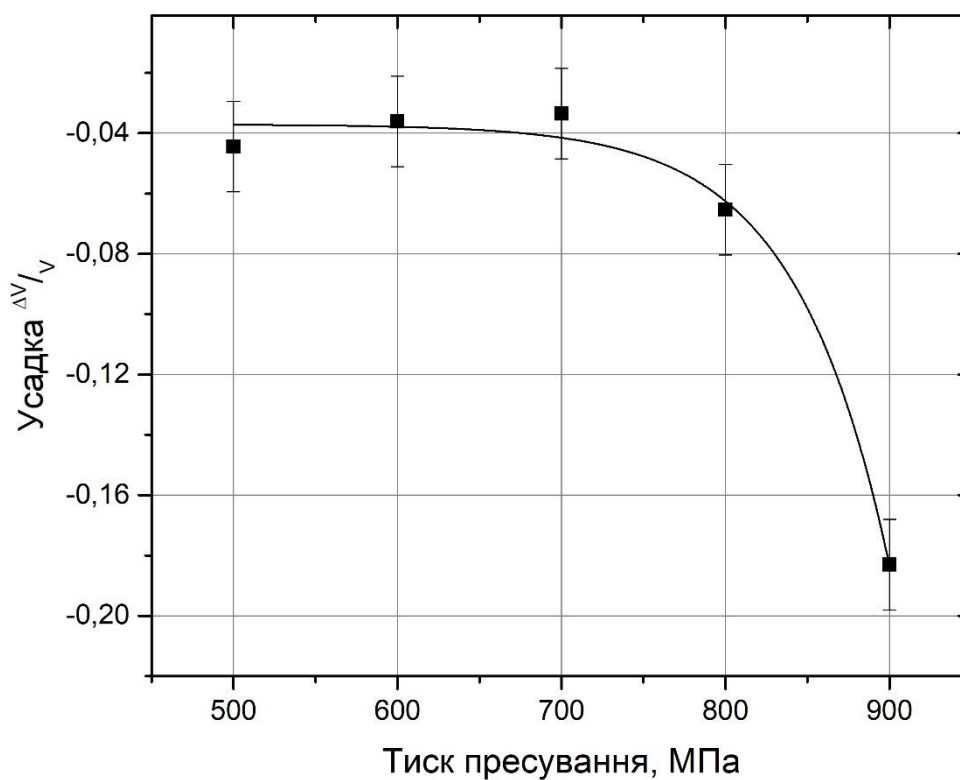
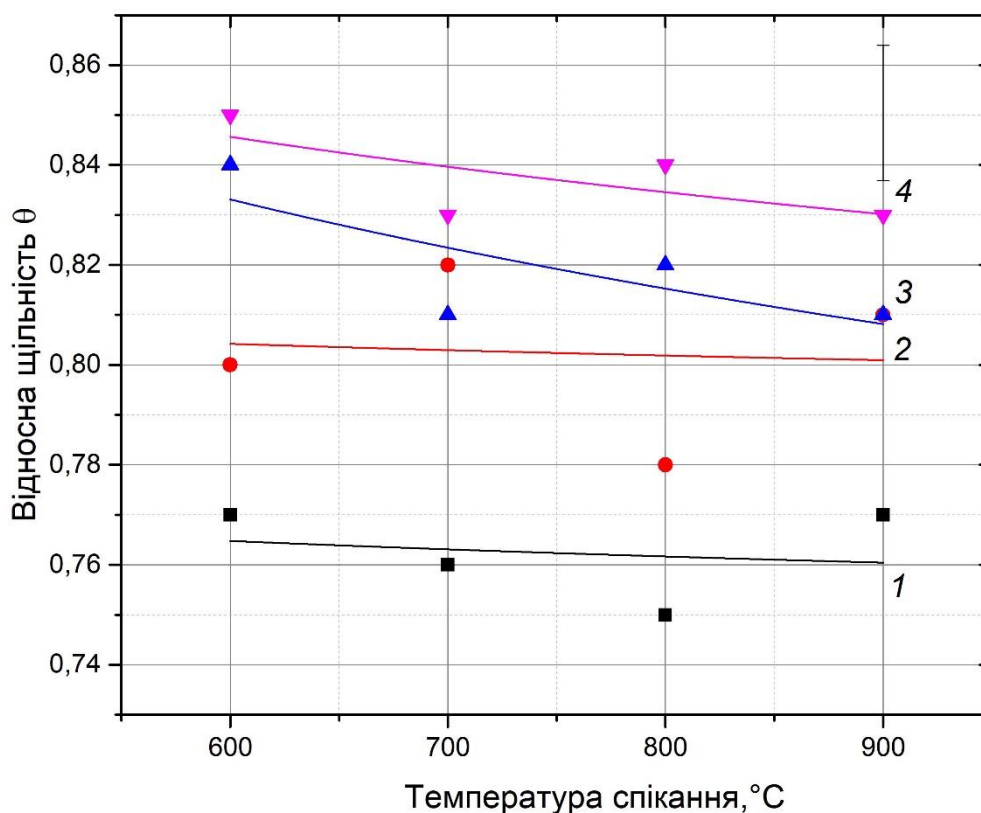


Рисунок 2.24 – Залежність усадки зразків із розмеленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe від температури спікання

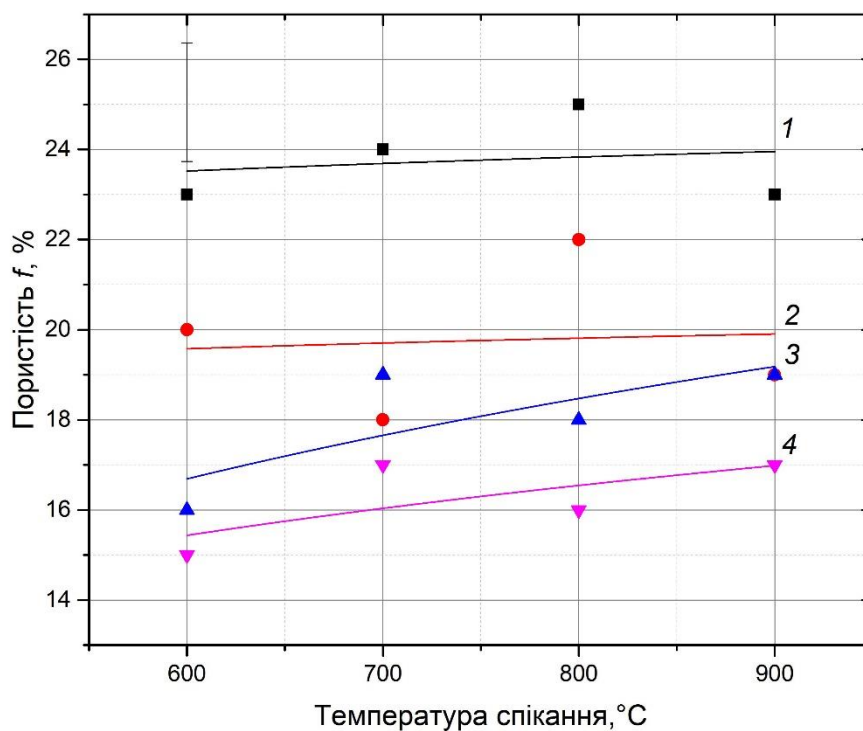
Проводилося спікання отриманих пресовок із розпиленого порошку сплаву $\text{Al} + 15 \text{ мас. \% Fe}$ у середовищі водню за температур 600, 700, 800 та 900 °C з ізотермічною витримкою протягом 45 хв. Залежності відносної щільності та пористості зразків від тисків пресування після спікання показані на рисунках 2.25–2.26, а усадки – на рисунку 2.27. Залежності щільності від тисків пресування мають лінійний характер для всіх зразків. Найвище значення щільності (85 %) довелось досягти за тиску пресування 800 МПа та температури спікання 600 °C.

Щільність зразків з кожному тиску пресування практично не змінюється від зміни температури спікання. З рисунку 2.27 видно, що відбувся ріст лінійних розмірів зразків після спікання, при чому чим вища температура спікання, тим більший ріст спостерігається.



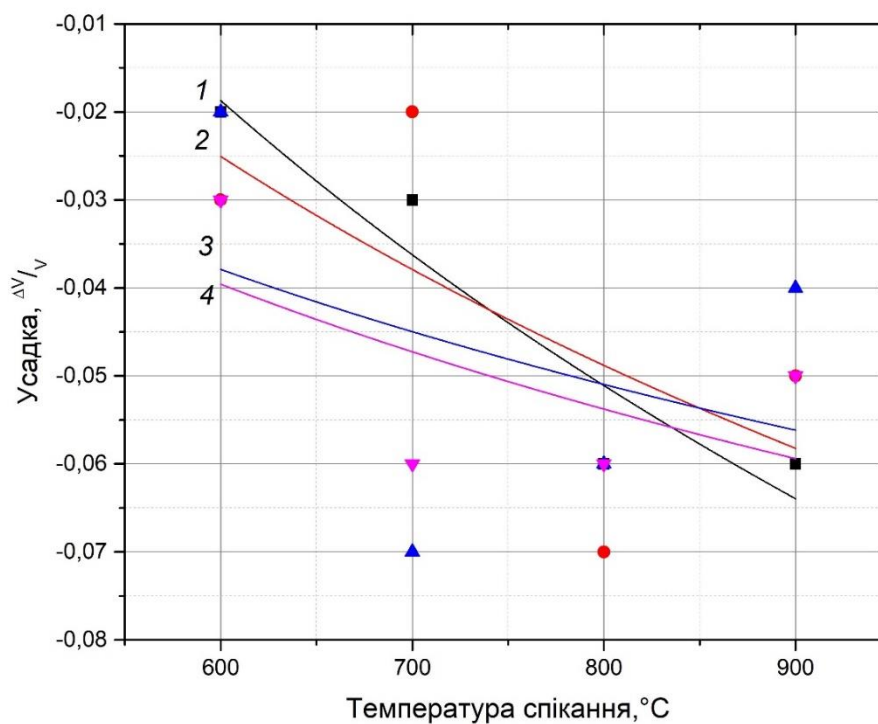
1 – 500 МПа; 2 – 600 МПа; 3 – 700 МПа; 4 – 800 МПа

Рисунок 2.25 – Залежність відносної щільності пресовок з розпиленого порошку сплаву $\text{Al} + 15 \text{ мас. \% Fe}$, отриманих за різних тисків, від температури спікання



1 – 500 МПа; 2 – 600 МПа; 3 – 700 МПа; 4 – 800 МПа

Рисунок 2.26 – Залежність пористості пресовок з розпиленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманих за різних тисків, від температури спікання



1 – 500 МПа; 2 – 600 МПа; 3 – 700 МПа; 4 – 800 МПа

Рисунок 2.27 – Залежність усадки пресовок з розпиленого порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманих за різних тисків, від температури спікання

2.3.3 Гаряче штампування порошків сплавів

Гаряче штампування полягає в одночасному прикладанні тиску та нагріванню попередньо спресованої заготовки. Такий метод дозволяє отримати високощільні вироби з формою, близької до кінцевої.

В роботі проводилося компактування розпиленого порошку сплаву $Al + 15 \text{ мас. \% Fe}$ методом гарячого пресування. Для цього з вихідних порошків пресували заготовки, які попередньо нагрівали за температур 750, 800 та 850 °C протягом 30 хв. і потім ущільнювали на ротостаторному пресі. Щільність зразків, отриманих за різних умов була на рівні 97,2 % – 99,8 %.

Мікроструктури сплаву $Al + 15 \text{ мас. \% Fe}$, отриманого гарячим штампуванням з розпиленого порошку за різних температур (750, 800 та 850 °C) представлена на рисунках 2.28–2.36.

На рисунках 2.31–2.41 та таблицях 2.6–2.8 показано результати енергодисперсійного аналізу фаз $Al + 15 \text{ мас. \% Fe}$, отриманого гарячим пресуванням розпиленого порошку за різних температур.

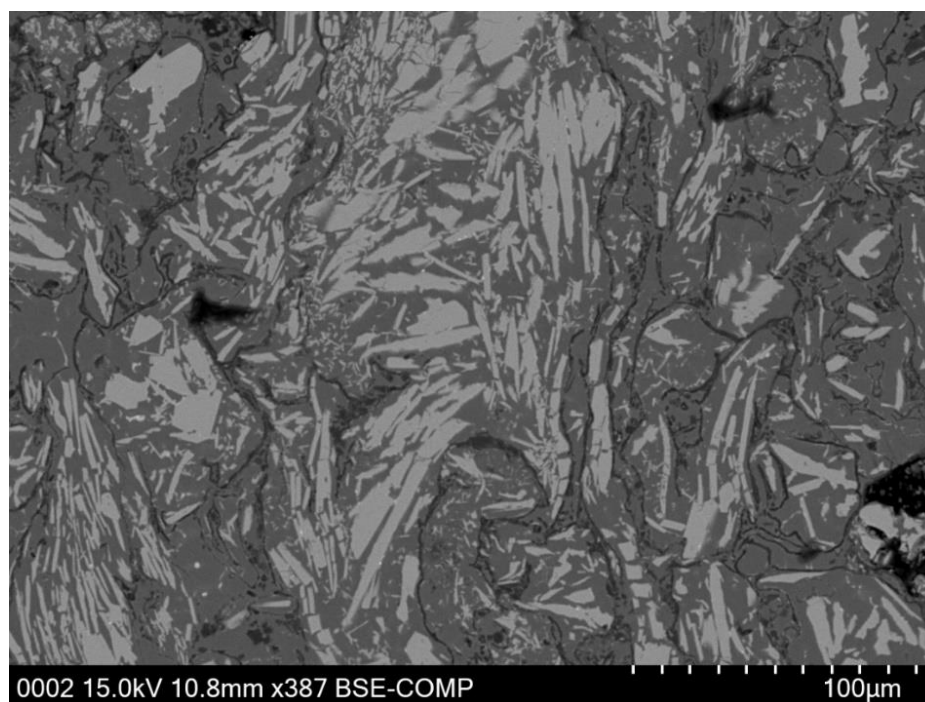


Рисунок 2.28 – Мікроструктура сплаву $Al + 15 \text{ мас. \% Fe}$, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 750 °C

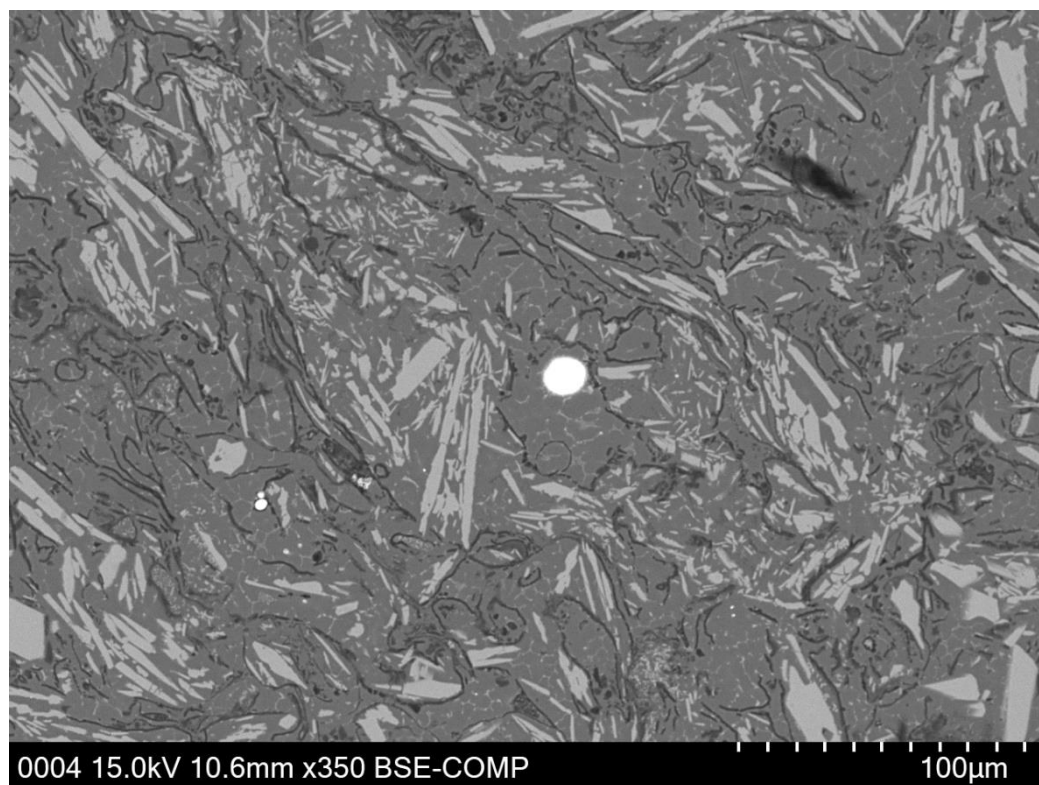


Рисунок 2.29 – Мікроструктура сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 800 °С

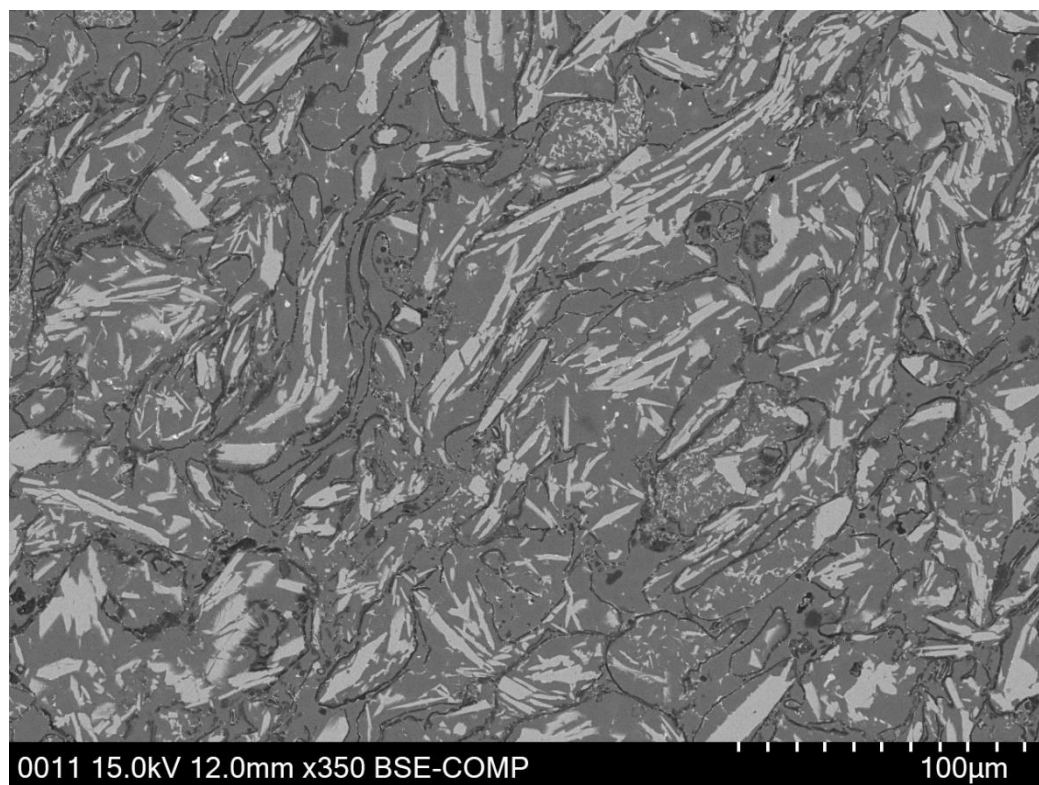


Рисунок 2.30 – Мікроструктура сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 850 °С

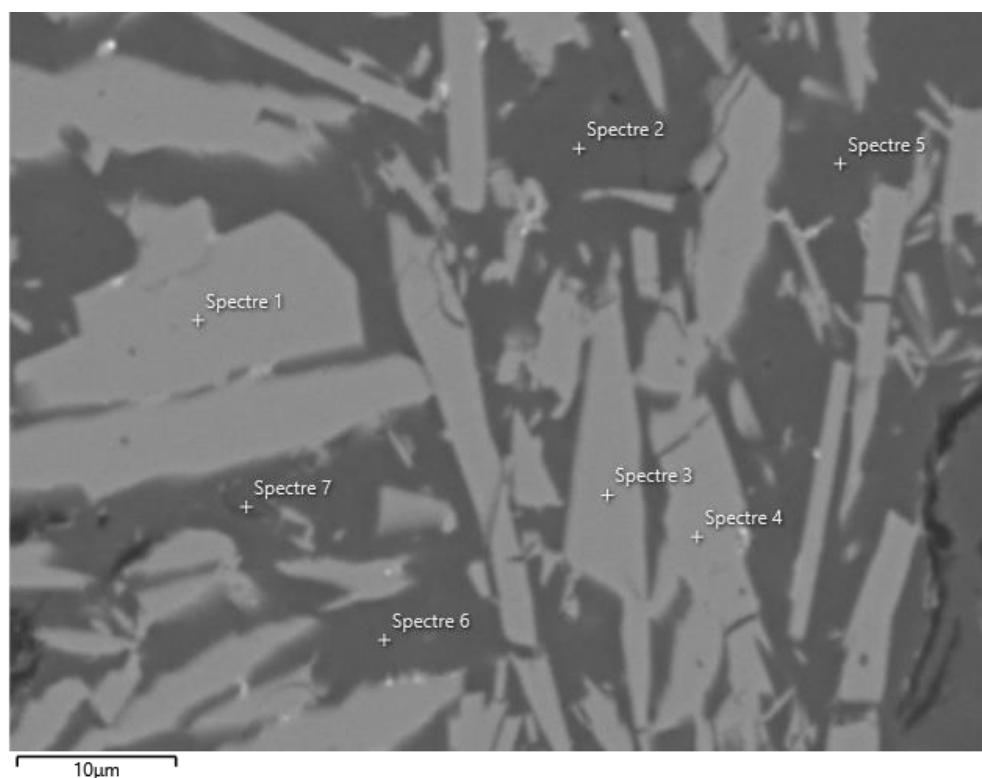


Рисунок 2.31 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 750 °C

Таблица 2.6 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 750 °C

Точка	Фаза	Вміст, мас. %							
		Al	Fe	O	C	Mn	Mo	Cr	Cu
1	Світла	54,26	34,59	1,56	9,13	0,22	0,23	—	—
2	Темна	86,05	0,83	0,86	10,57	0,02	0,08	0,05	1,52
3	Світла	53,49	35,64	1,26	9,52	0,04	—	0,06	—
4	Світла	55,87	35,94	1,59	6,49	—	0,11	—	—
5	Темна	87,37	0,49	0,47	9,28	0,23	0,08	0,09	1,99
6	Темна	86,62	0,67	0,96	8,67	0,08	0,07	—	2,97
7	Чорна	68,94	3,01	16,21	6,89	—	—	0,11	4,85

Мікроструктура сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим пресуванням розпиленого порошку, складається з трьох фаз: також світла і темна, а також темна на границях зерен.

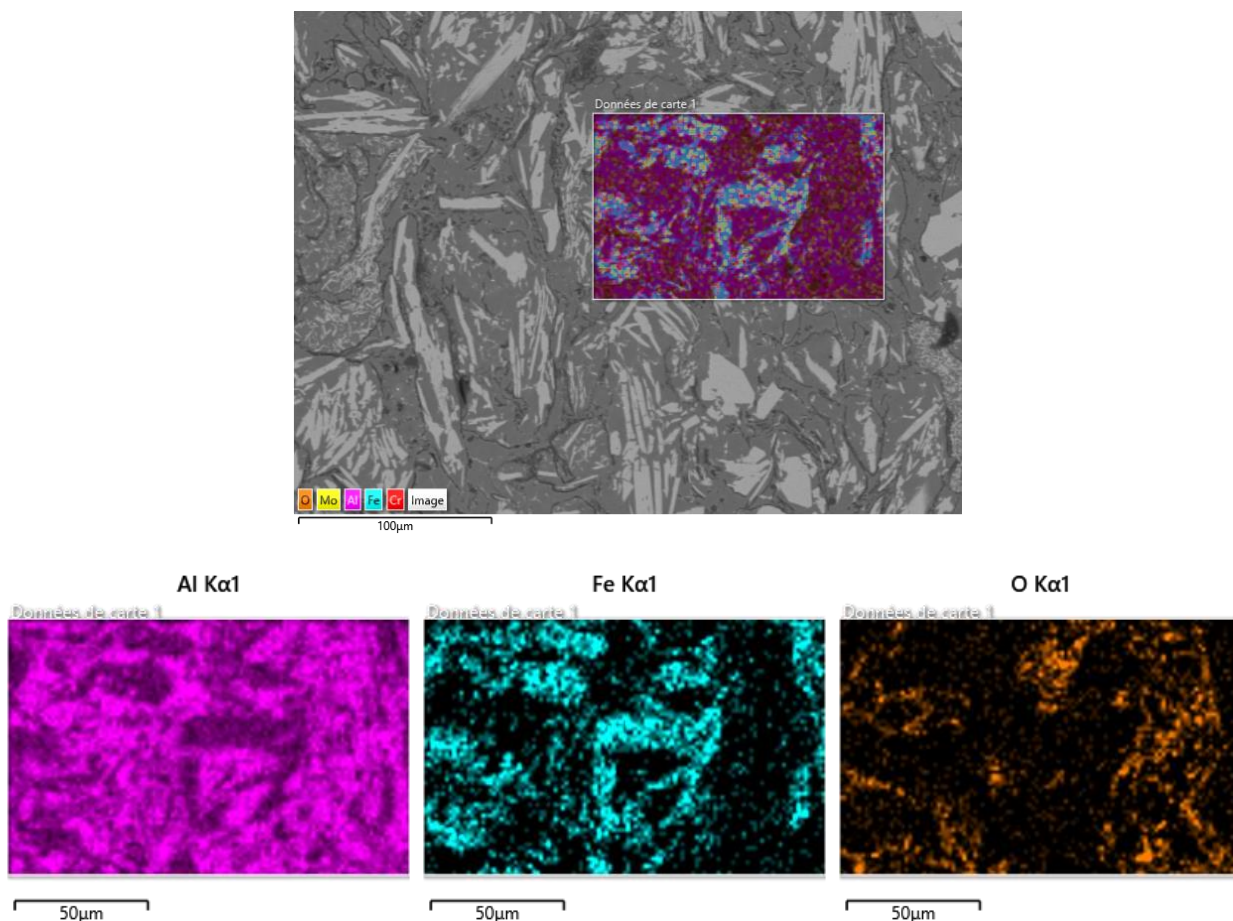


Рисунок 2.32 – Розподіл хімічних елементів по області сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 750 °C

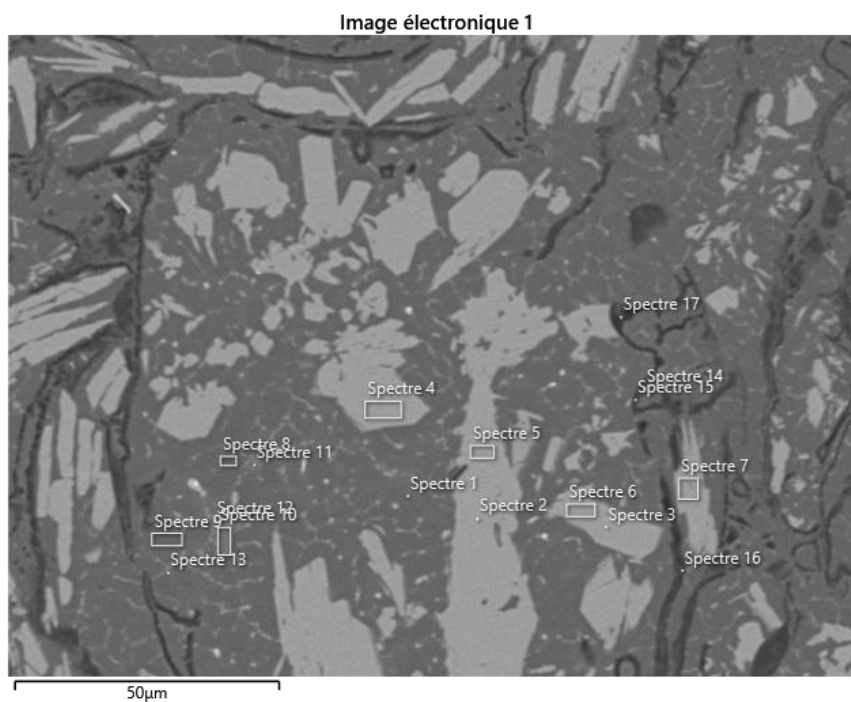


Рисунок 2.33 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 800 °C

Таблиця 2.7 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 800 °С

Точка	Фаза	Вміст, мас. %					
		Al	Fe	O	C	Cu	P
1	Темна	86,42	0,35	0,88	10,52	1,82	—
2	Світла	55,52	36,73	—	7,75	—	—
3	Світла	54,88	36,45	1,37	7,30	—	—
8	Темна	92,79	0,53	0,95	4,92	0,80	—
13	Темна	82,07	4,54	1,17	8,16	4,05	—
16	Чорна	55,5	3,22	35,06	6,22	—	—
17	Чорна	43,78	5,65	38,18	11,86	—	0.53

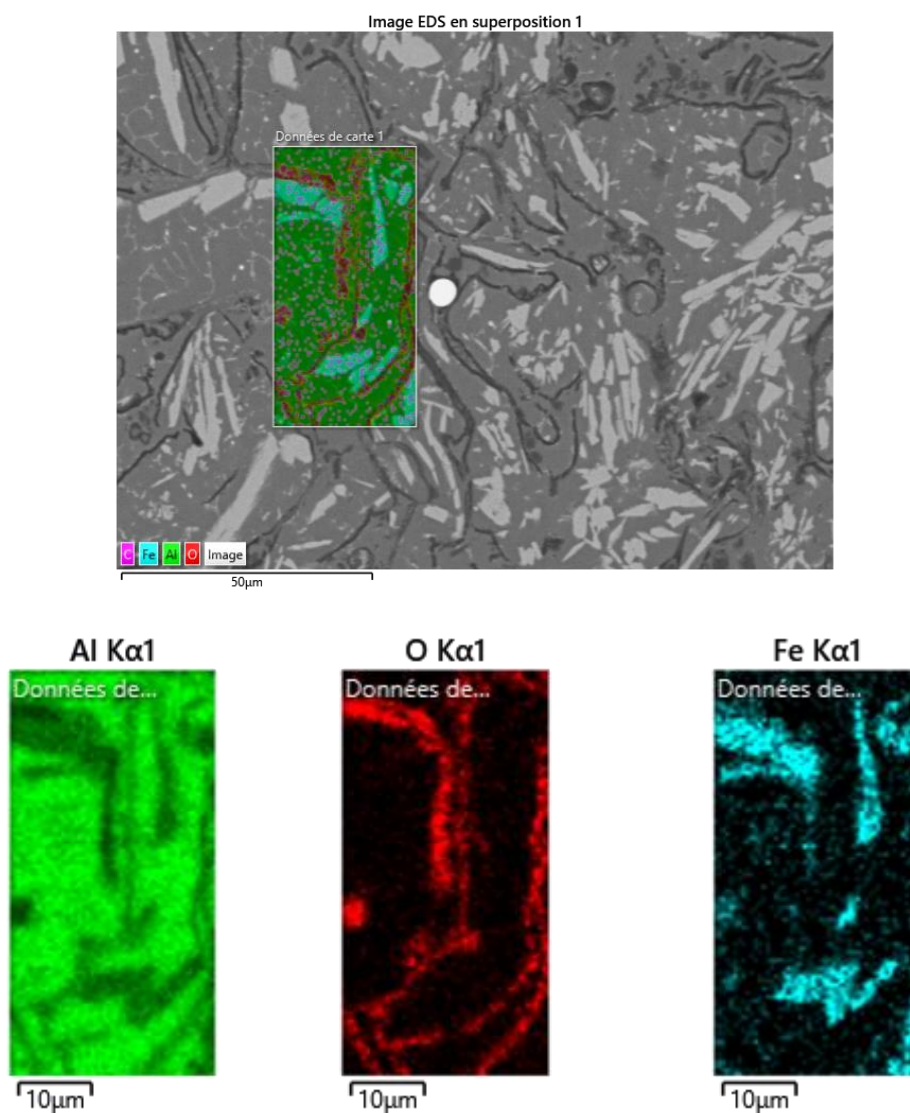


Рисунок 2.34 – Розподіл хімічних елементів по області сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 800 °С

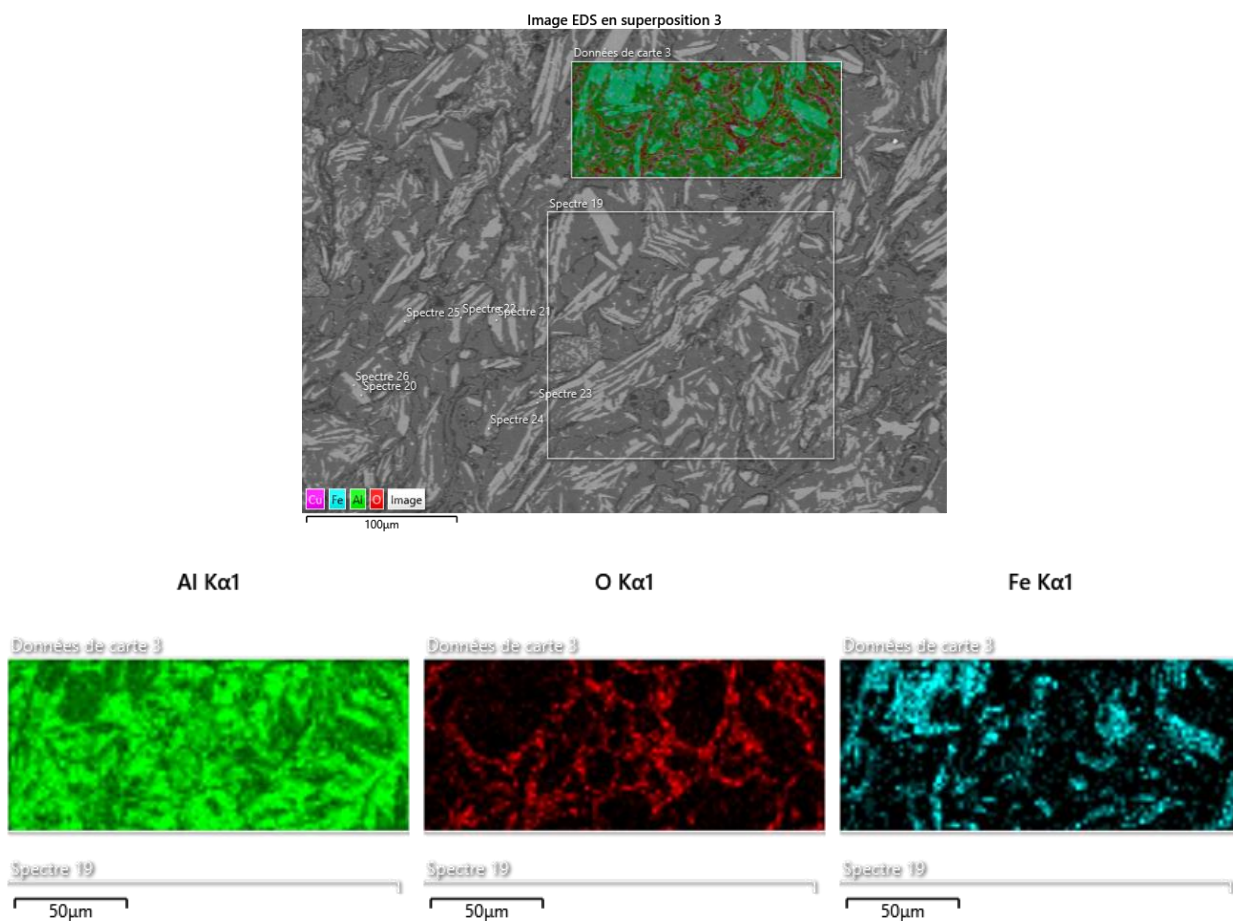


Рисунок 2.35 – Розподіл хімічних елементів по області сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 850 °C

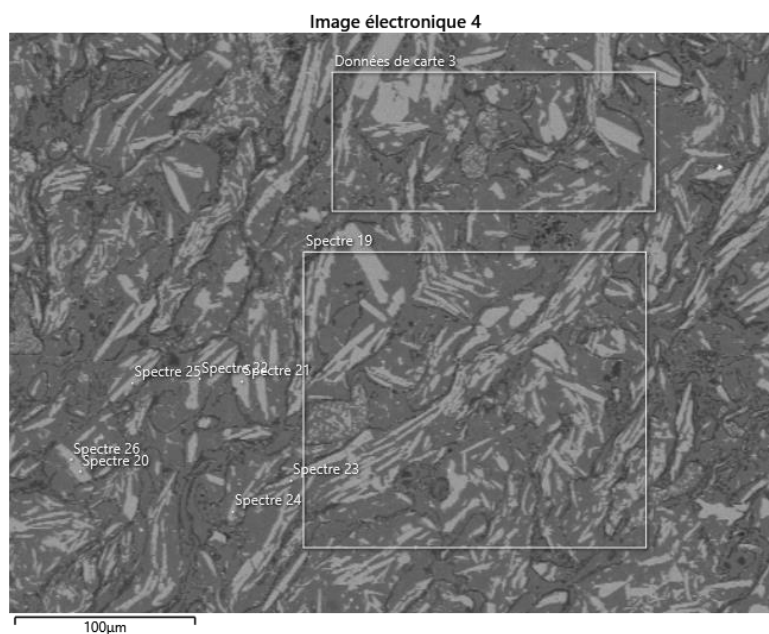


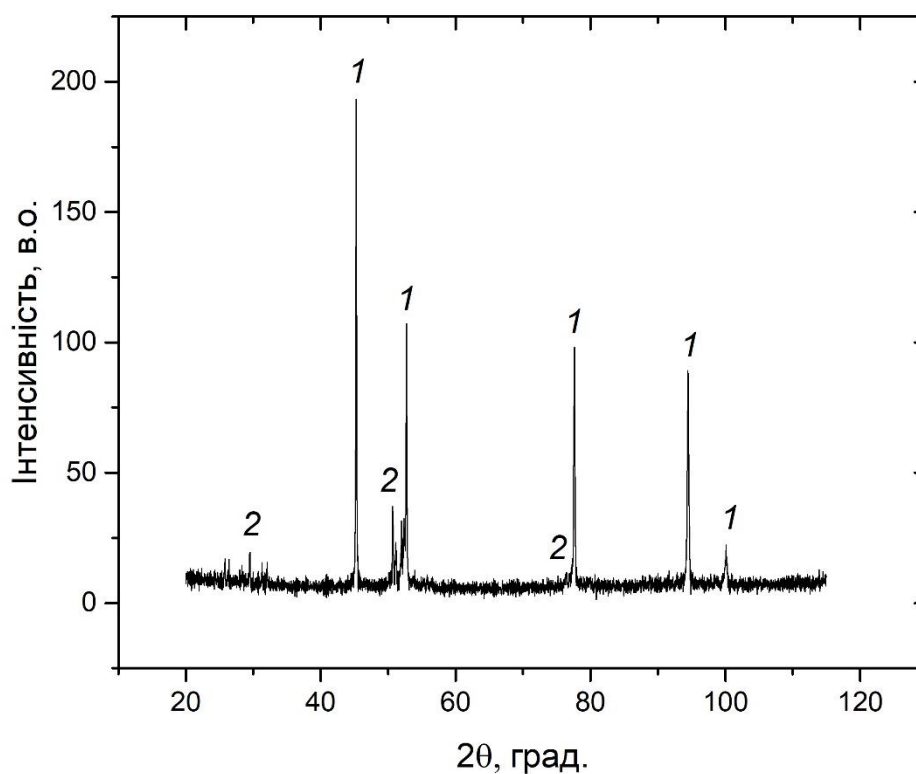
Рисунок 2.36 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 850 °C

Таблиця 2.8 – EDS сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 850 °С

Точка	Фаза	Вміст, мас. %		
		Al	Fe	C
20	Світла	55,79	36,00	8,20
21	Світла	56,02	35,19	8,78
25	Світла	56,76	33,19	10,05

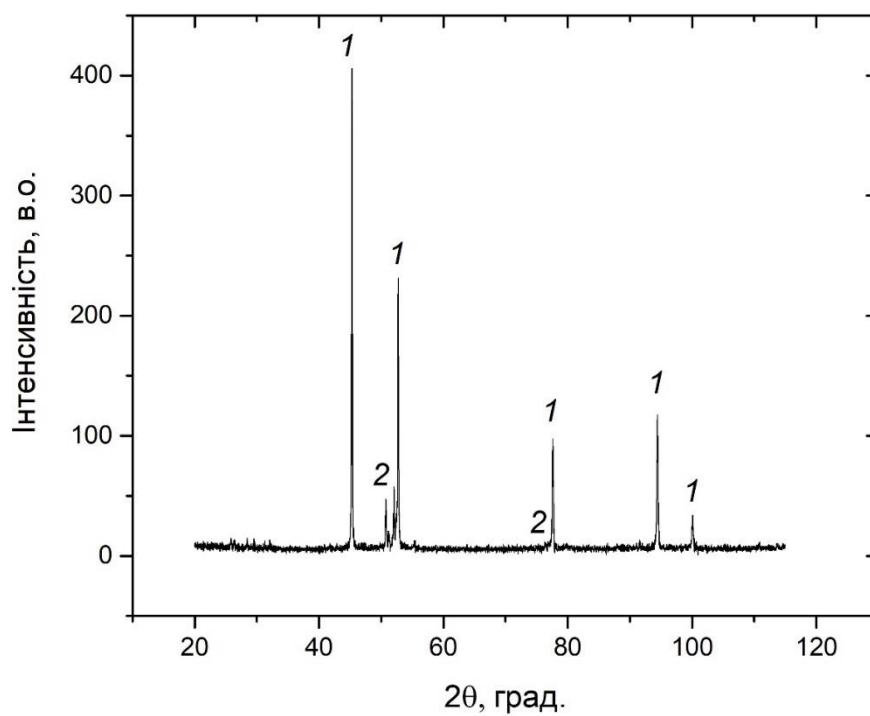
Результати енергодисперсійного аналізу показали, що світла фаза відповідає інтерметаліду Al_xFe_y , темна – матриця Al і чорна границя зерен містить багато оксигену і імовірно відповідає оксидам Al та Fe.

На рисунках 2.37–2.39 представлено рентгенограми сплавів Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку за температур 750, 800 та 850 °С, а в таблиці 2.9 – їх фазовий склад.



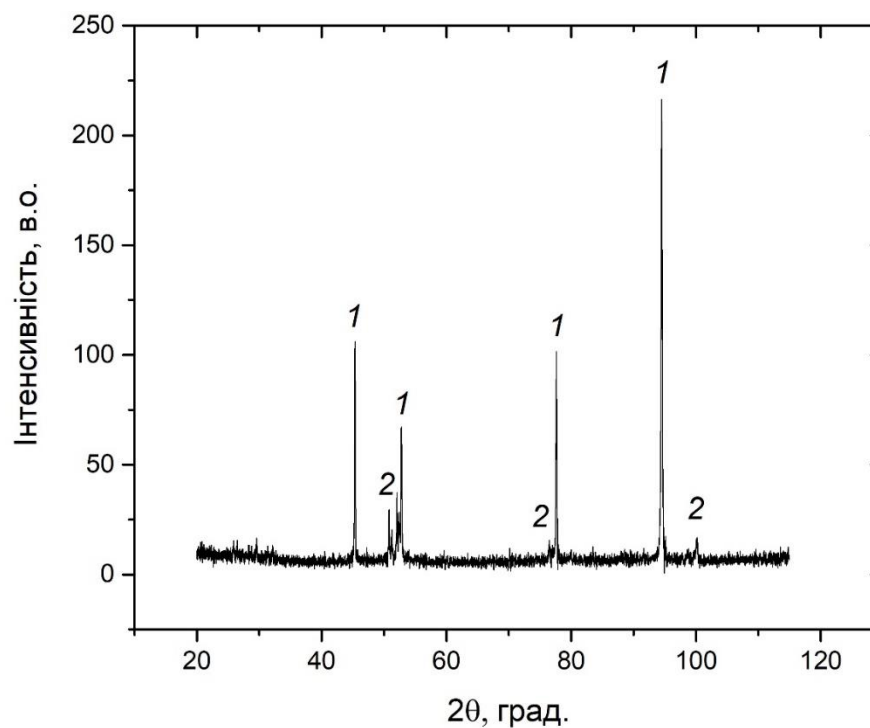
1 – Al; 2 – Al_2Fe

Рисунок 2.37 – Рентгенограма сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 750 °С



1 – Al; 2 – Al₂Fe

Рисунок 2.38 – Рентгенограма сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 800 °С



1 – Al; 2 – Al₂Fe

Рисунок 2.39 – Рентгенограма сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку при 850 °С

Таблиця 2.9 – Фазовий склад сплавів Al + 15 мас. % Fe, отриманих гарячим штампуванням розпиленого порошку за різних температур

Температура гарячого штампування, °C	Вміст фази, мас. %		
	Al	Al ₂ Fe	Fe
750	29	58	13
800	31	54	15
850	66	26	8

Згідно таблиці 2.9 в сплаві було виявлено три фази: Al, інтерметалід Al₂Fe та Fe. Сплави Al–Fe, отримані за температур 750 та 800 °C, мають приблизно однаковий склад на відмінну сплав, отриманого за 850 °C, що містить майже в два рази більше алюмінію.

2.4 Визначення механічних характеристик матеріалів за методом Small Punch Test

Суть даного методу полягає у безперервному продавлюванні кульки в жорстко закріплений зразок і реєстрації діаграми деформування в координатах навантаження на індентор (F) – глибина продавлювання (u).

Даний метод широко використовується для оцінки механічних характеристик матеріалів [68]–[69]. Загальна схема форми для даного методу зображена на рисунку 2.3. Форма складається з розбірної матриці, яка з'єднується болтами, та пуансона із стержнем, на кінчику якого встановлюється стальна кулька. Досліджуваний зразок затискається між верхньою та нижньою матрицями, після чого всі частини збираються в єдиний інструмент та встановлюється в тест-машину.

Для випробовування таким методом використовувалися квадрати з розмірами 8×8 мм товщиною 0,5 мм та стальна кулька діаметром 2,5 мм. Даний процес зображено на рисунку 2.4 [70].

Випробовування вдавлюванням кульки проводилося на тест-машині MTS Adamel Lhomargy–DY35 (рис. 2.5).

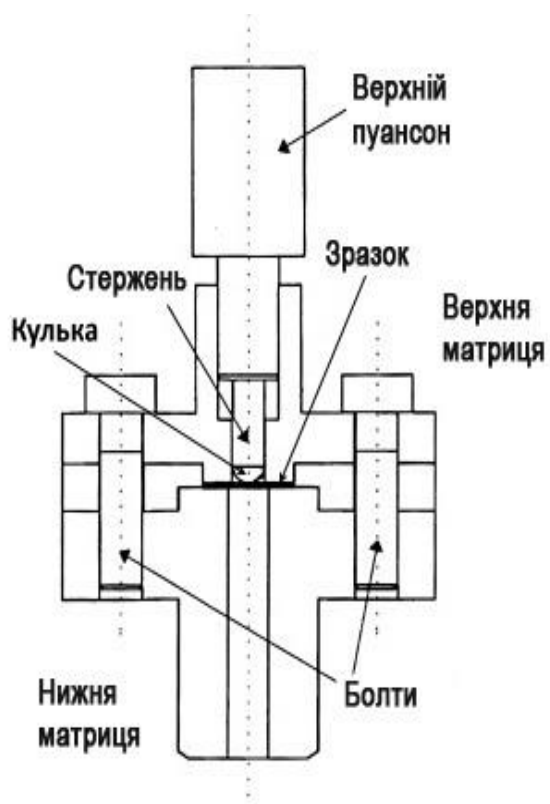


Рисунок 2.40 – Загальна схема форми для Small Punch Test [68]–[69]

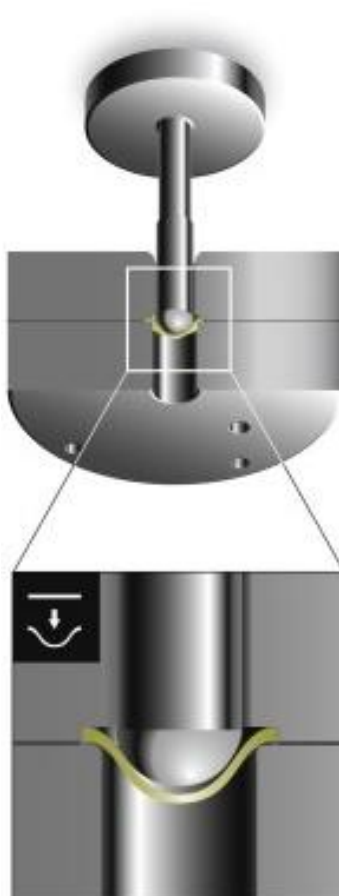


Рисунок 2.41 – Схема проведення Small Punch Test [70]

При вдавлюванні деформація концентрується на маленькій площині зразку під пуансоном (шаром). Напружений стан рівномірно змінюється при збільшенні деформації. В процесі вдавлювання проводиться запис кривої навантаження – глибина продавливання. Цінність цього метода полягає в можливості перетворення первинних експериментальних даних в звичайні механічні властивості масивного зразку, зокрема тимчасовий опір розриву і границю текучості при розтягу, енергію руйнування і температуру в'язко-крихкого переходу. З цією ціллю можна використовувати випробування малим пуансоном, яке проводиться при постійній швидкості зміщення.

Загальний вигляд кривої навантаження – глибина продавливання показана на малюнку 2.6 [71]. На ній можна виділити п'ять різних зон:

- зона 1: пружна зона;
- зона 2: відхилення від лінійності;
- зона 3: локальний згин, перехід до напруженого стану;
- зона 4: напружений стан;
- зона 5: зона остаточного руйнування.



Рисунок 2.42 – Тест-машина MTS Adamel Lhomargy–DY35

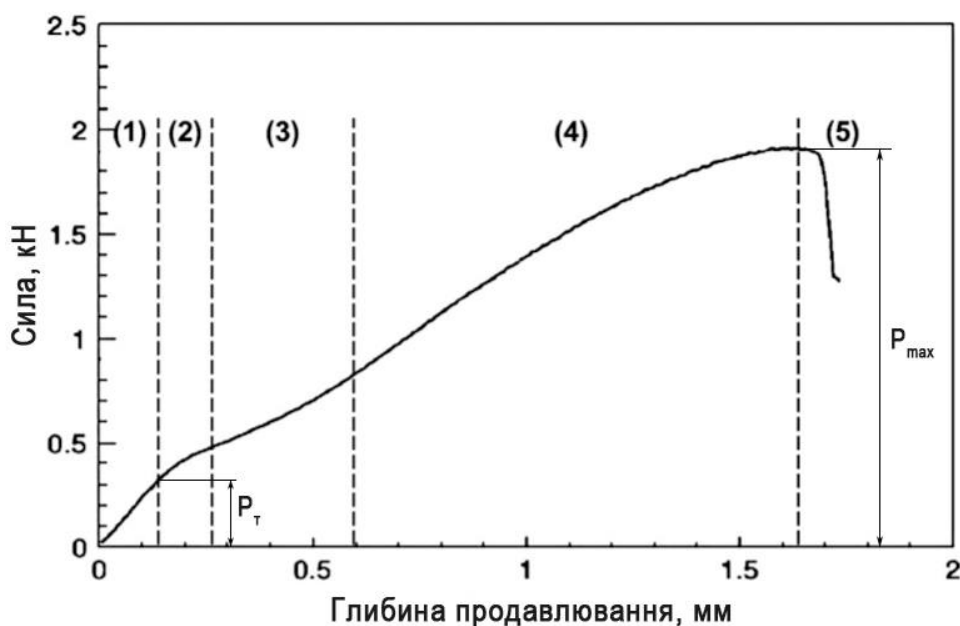


Рисунок 2.43 – Типова крива навантаження – глибина продавлювання, отримана методом Small Punch Test [71]

Межа текучості пов'язана зі зміною нахилу між зонами 1 і 2, де максимальне розтягуюче напруження проявляється з піковою силою і пластичністю з максимальним відхиленням. Варто відмітити, що для матеріалів, які демонструють низьку пластичність, зони 4 і 5 можуть бути відсутні або мінімізовані.

Після запису даних про зусилля і глибину продавлювання визначаються характерні значення сили, відхилення та енергії. Ці величини, як правило, подаються в напівемпіричній кореляції, щоб отримати оцінки кількох механічних властивостей матеріалу. Подібні кореляції розроблені шляхом порівняння характеристикних параметрів з випробуванням вдавлення шару з властивостями, даними температури переходу і в'язкістю руйнування, виміряними за допомогою звичайних тестів. Як правило, кореляція сильно залежить від матеріалу (або класу матеріалу), що досліджується, і не варто очікувати, що вона буде застосований на більш загальному рівні.

Недоліком даного методу являється неможливість побудови класичної для випробування на розтяг кривої напруження – деформація. Але кількісно механічні

характеристики можна оцінити енергією руйнування, приведеної на товщину зразків, що розраховується за формулою:

$$E_n = \frac{E_f}{t}, \quad (2.2)$$

$$E_f = \int_0^{u_m} F(u) du, \quad (2.3)$$

де E_f – загальна енергія руйнування, Дж;

t – товщина зразка, мм.

Проводився Small Punch Test за різних швидкостей прикладання навантаження (0,5, 0,05 та 0,005 мм/хв.) сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим пресуванням.

На рисунку 2.44 представлено типову криву навантаження – глибина вдавлювання. На рисунку 2.45 зображено залежність енергії руйнування сплавів Al + 15 мас. % Fe, отриманих за різних температур гарячого штампування, від швидкості прикладання навантаження, що розраховувалося за формулами (2.2) і (2.3).

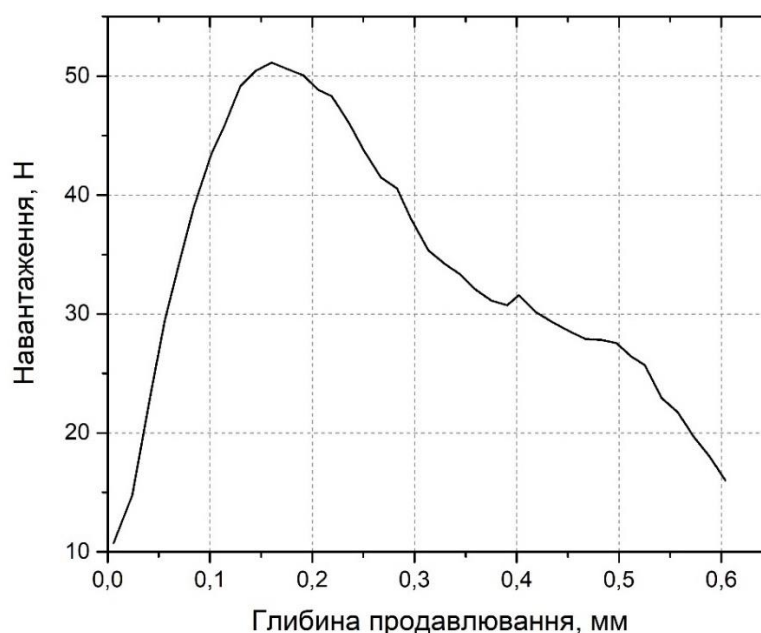


Рисунок 2.44 – Крива навантаження – глибина продавливання при вдавлюванні кулькою матеріалу Al + 15 % Fe

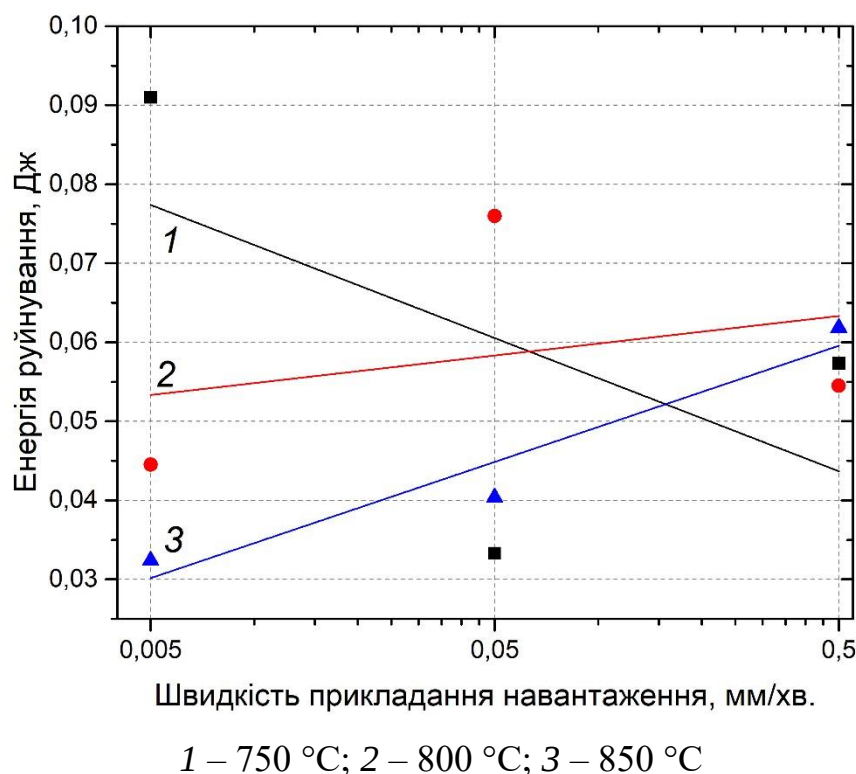


Рисунок 2.45 – Залежність енергії руйнування матеріалу Al + 15 % Fe, отриманого гарячим пресуванням при різних температурах, від швидкості прикладання навантаження (Small Punch Test)

Всім отриманим кривим притаманний однаковий характер залежності. Спочатку навантаження зростає до моменту утворення фатальної тріщини, після чого спостерігається різке зменшення навантаження.

Залежність енергії руйнування від швидкості прикладання навантаження неоднозначна для всіх зразків. Для матеріалу Al + 15 % Fe, отриманого при температурах 800 та 850 °C характерне збільшення енергії руйнування зі збільшення швидкості прикладання навантаження. Водночас енергія руйнування м зменшується.

Ватро відмітити, що при швидкості прикладання навантаження 0,5 мм/хв. зразки демонструють практично однакову енергію руйнування, що складає від 0,0545 Дж до 0,0618 Дж.

Найвищу енергію руйнування демонструє матеріал Al + 15 % Fe, отриманий при температурі 750 °C при швидкості прикладання навантаження 0,005 мм/хв, що складає 0,0910 Дж.

З ОБГОВОРЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ

Дослідження мікроструктури сплавів, отриманих литтям. Як видно з рисунків 2.2–2.7 сплави Al–Fe, отримані литтям мають дендритну структуру – характерну для литих матеріалів. Причому всі сплави з різним вмістом Fe (10, 15 і 40 мас. %) містять в собі дві фази: матрицю Al та включення інтерметаліду Al_3Fe . Залежно від умов охолодження розплавів даних сплавів їх мікроструктура помітно змінюється. Розплави охолоджували у воді, металевому кокілі та на повітрі. Для охолодження сплавів у воді характерна найвища швидкість охолодження, внаслідок чого вони мають більш дрібну структуру. В свою чергу, найменша швидкість охолодження характерна середовищу повітря через різницю коефіцієнтів теплопровідності, що сприяє утворенню більш крупнозернистої структури.

Також вміст фази інтерметаліду Al_3Fe збільшується зі збільшенням вмісту в сплавах заліза, що підтверджується результатами рентгено-фазового аналізу (табл. 2.4) та металографічними дослідженнями. Це цілком узгоджується з фазовою діаграмою стану Al–Fe (рис. 1.4). Варто відмітити, що вміст фази Al_3Fe у матеріалі Al + 40 мас. % Fe значно більший і складає 89 %. Це вказує на те, що цей склад знаходиться поблизу зоні гомогенності інтерметаліду Al_3Fe , склад якого варіюється в межах 38 – 41 мас. % Fe (табл. 1.2).

Дослідження мікротвердості фаз сплавів Al–Fe (табл. 2.5) показало, що у сплаві Al + 15 мас. % Fe світла фаза має середню твердість 0,79 ГПа, а сіра – 4,6 ГПа. У сплаві Al + 40 мас. % Fe: світла фаза – 1,65 ГПа та сіра – 7,91 ГПа. Згідно із літературними даними (табл. 1.2) це підтверджує, що сірою фазою являється алюмінієм, а темна – інтерметалідом Al_3Fe .

Дослідження мікроструктури та морфології порошоків сплавів. Після проведення подрібнення литого сплаву Al + 15 мас. % Fe, як видно з мікроструктури (рис. 2.14), зерна значно подрібнилися та набули більш рівновісну форму. Частинкам отриманого порошку характерна лускоподібна форма (рис. 2.15). Це свідчить про те, що розмелювання сплаву проходить за механізмом стирання, характерному пластичним матеріалам. В той же час, частинки порошку сплаву Al + 15 мас. % Fe,

отриманих диспергуванням розплаву, мають неправильну форму з розвинутою поверхнею (рис. 2.17). Обидва порошки містять в собі дві фази (рис. 2.14, 2.16).

Дослідження процесів пресування. Як видно з рисунків 2.21–2.22, щільність зразків сплаву $\text{Al} + 15 \text{ мас. \% Fe}$ збільшується зі збільшенням тиску пресування, що цілком узгоджується з сучасною теорією пресування порошків. За тиску 900 МПа щільність зразка становить 98 %, що близько до безпористого стану. Але варто відмітити, що матеріал $\text{Al} + 15 \text{ мас. \% Fe}$ є пластичним матеріалом і такі прикладені тиски можуть бути занадто великими, через що може утворитися замкнута пористість, яка буде навпаки заважати проходженню процесу спікання.

Результати пресування розпиленого порошку сплаву $\text{Al} + 15 \text{ мас. \% Fe}$ (рис. 2.26–2.27) являються дещо гіршими, порівнюючи з розмеленим порошком того ж складу (рис. 2.21–2.22), що може бути обумовлено різною формою частинок порошку. Частинкам розпиленого порошку характерна розвинута поверхня (рис. 2.17), яка має вищу питому поверхню. Тому більш розвинута поверхня частинок розпиленого порошку сприяє збільшенню міжчасткового тертя за рахунок збільшення площі контакту і меншому укладанню частинок.

Щільність пресовок з розпиленого порошку збільшується із збільшенням тиску пресування і досягає максимуму 90 % за тиску 800 МПа.

Дослідження процесів спікання. Після спікання пресовок з розмеленого порошку за температури 800 °C сплаву $\text{Al} + 15 \text{ мас. \% Fe}$ спостерігається ріст зразків у лінійних розмірах (рис. 2.25). Причому ріст тим більший, чим більший тиск пресування. Такий же ефект спостерігається після спікання пресовок з розпиленого порошку (рис. 2.30). Ріст зразків може бути обумовлений декількома факторами. В першу чергу, це зумовлено наявністю оксидної плівки на поверхні частинок порошків. Як відомо, спікання супроводжується взаємним зчепленням частинок, а оксид алюмінію (Al_2O_3) є стійким при високих температурах. Тому це погіршує процес масопереносу між частинками, який лежить в основі процесу усадки.

Іншою причиною може бути утворення нових фаз (інтерметалідів) в процесі спікання. Якщо нова фаза має питомий об'єм більший ніж наявних фаз, то створюється тиск кристалізації на межах зерен, де зазвичай відбувається їх утворення,

який руйнує контакт між зернами. Останнє також підтверджується результатами рентгено-фазового аналізу (табл. 2.9), згідно якого зразки з розпиленого порошку містять в собі залізо в межах 8 – 15 мас. %.

Згідно із минулими дослідженнями [72] такий ефект дійсно спостерігається при пресуванні та спіканні порошкової суміші Al і Fe складу Al + 15 мас. % Fe.

Найвищого значення щільності (92 %) сплаву Al + 15 мас. % Fe з розмеленого порошку, як видно з рисунку 2.23, довелось отримати за тиску пресування 700 МПа, а із розпиленого порошку довелось досягти 85 % за тиску пресування 800 МПа та температури спікання 600 °C (рис. 2.28).

1. Дослідження мікроструктури сплавів, отриманих гарячим штампуванням. Після гарячого штампування сплаву Al + 15 мас. % Fe з розпиленого порошку зразки мають щільність на рівні 97,2 – 99,8 % залежно від температури попереднього нагріву. Таку високу щільність, порівняно з статичним пресуванням та спіканням, було досягнуто тому що при гарячому штампуванні в основі спікання лежить процес пластичної течії.

. Як видно з рисунків 2.33–2.35 в мікроструктурі сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку, наявні три фази: світла, темна та чорна на границях зерен. Згідно рентгено-фазового аналізу (табл. 2.9) та енергодисперсійного аналізу (рис. 2.36–2.40, табл. 2.6–2.8) виявляється, що світла фаза це інтерметалід Al_2Fe , темна – матриця Al, а чорна – оксиди Al та Fe. Варто відмітити, що в сплаві Al + 15 мас. % Fe наявний інший інтерметалід на відмінну від сплаву з розмеленого порошку.

Матеріали, отримані за різних температур гарячого штампування, мають практично однакову структуру, яка наслідуює структуру вихідних порошків (рис. 2.31). Товщина чорного оксидного прошарку збільшується зі збільшенням температури нагрівання перед гарячою штамповкою. З енергодисперсійного аналізу по області (рис. 2.37, 2.39 і 2.41) видно, що кисень локалізований на границях зерен. Даний прошарок утворився внаслідок окиснення частинок порошку під час його отримання та нагрівання. Це може негативно вплинути на кінцеві властивості сплаву.

Small Punch Test. Всім отриманим кривим навантаження – глибина продавливання притаманний однаковий характер залежності (рис. 2.44). Спочатку навантаження зростає до моменту утворення фатальної тріщини і руйнування досліджуваного зразку, після чого спостерігається різке зменшення навантаження.

Енергія руйнування зразків Al + 15 % Fe (рис. 2.45) зменшується при збільшенні температури попереднього нагріву перед гарячим штампуванням. Як відомо, на міцність порошкового виробу впливає міцність зчеплення між зернами. Як було зазначено вище, в мікроструктурі зразків, отриманих гарячим штампуванням (рис. 2.33–2.35), наявний оксидний прошарок на межах зерен, який значно зменшує міцність зчеплення між частинками. Причому, чим більшої товщини прошарок, тим меншою буде міцність. Це, в свою чергу, і погіршує механічні характеристики сплаву. Тому руйнування матеріалу в даному випадку проходить переважно за міжзеренним механізмом по межах зерен, тому що вони являються більш слабкими, ніж самі зерна.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

У даній роботі було отримано порошок сплаву Al–Fe методами розмелювання в планетарному млині та диспергуванням розплаву в установці «Полет» [1]. Планетарний млин дозволяє інтенсивно подрібнювати матеріал за рахунок своєї конструкції. Барабани з матеріалом та мольними тілами обертаються одночасно по колу та навколо своєї осі. При диспергуванні розплаву розплав матеріалу, розігрітий до температури 1250 °С, через форсунку подається до ударних лопастей, після чого дисперговані частинки потрапляють у воду. Ці методи є дуже ефективними, але при цьому виникає низка шкідливих і небезпечних факторів (ШНВФ).

Тому метою розділу є аналіз ШНВФ, розробка інженерних рішень для їх попередження, покращення умов праці та усунення можливої надзвичайної ситуації.

4.1 Аналіз шкідливих і небезпечних виробничих факторів (ШНВФ)

Технологічні операції, що лежать в основі даної роботи, можуть нести в собі значну кількість небезпек, що можуть виникнути під час роботи. Дана робота включає в себе наступні технологічні операції:

- розмелювання в планетарному млині;
- диспергування розплаву;
- пресування;
- спікання.

У таблиці 4.1 вказано шкідливі і небезпечні виробничі фактори, що виникають при виконанні технологічних операцій. Далі розглянемо більш детально небезпеки, які виникають під час технологічного процесу:

а) Розмелювання в планетарному млині: в першу чергу, супроводжується фізичними ШНВФ. Сюди варто віднести сильні шум (до 130 дБ) та вібрації внаслідок обертання по складній траєкторії, що загрожує погіршенням слуху та загального стану здоров'я [2]. Дотик до барабанів, нагрітих до таких температур, протягом 10 секунд може призвести до опіків працівників [3]. Небезпеку в собі може

нести пил алюмінієвого сплаву при перевищенні гранично допустимої концентрації (ГДК) 2 мг/м^3 в повітрі робочої зони, при чому це відноситься до III класу небезпеки [4]. При чому є небезпека загоряння пилу алюмінію при контакті з водою.

Таблиця 4.1 – Можливі загрози при проведенні НДР

Технологічна операція	Шкідливі та небезпечні виробничі фактори
Розмелювання в планетарному млині	– підвищені шум та вібрація; – нагрівання розмельних барабанів; – загоряння алюмінієвого пилу; – ураження електричним струмом
Диспергування розплаву	– пожежа та опіки; – ураження електричним струмом; – теплове випромінювання видиме; – інфрачервоне випромінювання; – механічні травми кінцівок
Пресування	– механічні травми кінцівок
Спікання у водні	– пожежа та опіки; – ураження електричним струмом; – теплове випромінювання видиме; – інфрачервоне випромінювання; – тепловий удар

Планетарний млин з'єднано до трифазної електронної мережі з глухозаземленою нейтраллю. Розетки відносяться до однофазної електронної мережі. Можливими випадками ураження електричним струмом у даній лабораторії є ураження при пошкодженні ізоляції і заземлення печей та електричного обладнання або при пошкодженні розетки, яке можливе безпосередньо при дотику до пошкодженої ізоляції чи до корпусу установки, безпосереднє зіткнення з струмоведучими частинами установок, що знаходяться під напругою, пов'язане з небезпекою ураження струмом. При цьому ступінь небезпеки і можливість ураження електричним

струмом залежать від того, яким чином сталося дотик людини до провідників, що знаходяться під напругою.

б) Диспергування розплаву: проводилося установці «Полет» [1]. У даному значну небезпеку несе можливість отримання опіків через бризки чи викиди розплаву, що може навіть призвести до виникнення пожежі. Негативний вплив на здоров'я робітників також несе інфрачервоне випромінювання розплаву. Ударні лопасті установки для диспергування розплаву можуть нанести механічні пошкодження внаслідок непередбачених рухів під час ремонту, неполадки чи навчанню.

При диспергуванні також є імовірність ураження електричним струмом внаслідок оголених струмоведучих частин, справність ізоляції, а також справності обладнання.

в) Пресування: полягає у формування порошку під дією тиску. Під час проведення операції використовувався ручний механічний гідравлічний прес. Небезпека проведення пресування полягає у тому, що за значних тисків формування можливе руйнування рухомого пуансону чи матриці прес форми. Під великим тиском зруйновані частини прес-форми можуть досягати значних швидкостей та нанести ушкодження оператору преса. Також небезпека рухомих частин полягає у можливості потрапляння частин одягу чи волосся у незакриті механізми пресу.

г) Спінання: призначено для кінцевого формування заданих властивостей порошкового виробу. Під час цієї операції працівник може піддаватися впливу інфрачервоного випромінювання та теплове випромінювання видиме, а також до теплового удару, головного болю та ослабленню уваги. Спінання проводиться у високотемпературній печі в середовищі водню, що може в результаті спалаху призвести до пожежі.

4.1.1 Мікроклімат

Лабораторія 0-22 в якій проводилась переважна кількість досліджень оснащена системами опалення, вентиляції та кондиціонування для забезпечення потрібних мікрокліматичних умов приміщення (табл. 4.2).

Таблиця 4.2 – Параметри мікроклімату

Категорія	Параметр мікроклімату	Період року	Нормовані значення мікроклімату ДСН 3.3.6.042-99 [5]		Дані вимірювань	Висновки
			Оптимальні	Допустимі		
Середньої важкості Па	Температура, °C	Холод.	19–21	17–23	17	Допустимі
		Тепл.	21–23	18–27	23	Оптимальні
	Відносна вологість повітря, %	Холод.	40–60	75	72	Допустимі
		Тепл.	40–60	65	54	Оптимальні
	Швидкість руху повітря, м/с	Холод.	0,2	<0,3	0,2	Оптимальні
		Тепл.	0,3	0,2–0,3	0,3	Допустимі

Умови мікроклімату виконуються завдяки встановленому водяному опаленню охолодний період року та штучній припливно-витяжній вентиляції у теплий період року. Параметри мікроклімату знаходяться у допустимих межах, встановлених ДСН 3.3.6.042-99 [5]. Робота, яка виконується в лабораторії, відноситься до категорії середньої важкості Па, оскільки робота пов'язана з ходінням, переміщенням дрібних (до 1 кг) виробів або предметів у положенні сидячи або стоячи і які потребують незначного фізичного напруження. Енерговитрати організму становлять від 151 ккал/год до 200 ккал/год. Значення показників температури, відносної вологості та швидкості руху повітря для категорії робіт середньої важкості Па у лабораторії 0-22 відповідають допустимим вимогам встановлених для постійного робочого місця в холодний та теплий період року.

4.1.2 Рівень шуму

Шум – це будь-який небажаний звук, який наносить шкоду здоров'ю людини, знижує його працездатність, а також може сприяти отриманню травми внаслідок зниження сприйняття попереджувальних сигналів [6].

Вібрація – це механічні коливання твердого тіла [7]. Лабораторія обладнана наступними приладами, які є джерелом шуму, а саме: гідравлічні преси, печі для спікання та електроустаткування.

За часовою характеристикою шум відноситься до постійного – рівень звуку за весь робочий день при роботі обладнання не змінюється більш ніж на 5дБА. За походженням шум поділяється на електромагнітний (джерело – електроустаткування) та механічний (джерело – гідравлічні преси). При одночасній роботі всього устаткування рівень шуму може перевищувати допустимі норми [82], що призводить до виникнення профзахворювань.

Шум може викликати різні біологічні подразнення, патологічні зміни, функціональні розлади та механічні ушкодження. Для зменшення шкідливого впливу виробничого шуму на працівників шумних виробництв, послаблення передавання його в сусідні приміщення застосовують звуко- і віброізоляцію, звуко- і вібропоглинання та глушники шуму. Також для зменшення шкідливого впливу шуму використовуються індивідуальні засоби захисту від шумового впливу або обмеження часу перебування в зоні підвищеного шуму. Так як всі установки одночасно не використовувались, а період роботи на окремих з них не великий, то вплив шуму не значний, тому в даних умовах застосовувати захист не потрібно.

4.2 Інженерні рішення для забезпечення безпеки праці

При роботі з планетарним млином варто приділити увагу індивідуальному захисту працівників. Вони мають носити захисні рукавиці. Це убезпечить їх від отримання опіків при знятті баранів, що нагрілися під час роботи. Температура на їх зовнішній поверхні не повинна перевищувати 45 °С згідно із встановленими нормами [5]. При таких температурах поверхонь значно знижується імовірність отримання опіків.

Для уникнення негативного впливу шуму варто використовувати засоби захисту органів слуху протишумові навушники [6]. Млини повинні бути оснащені засобами зниження шуму та розташовані у звукоізованих боксах або їх необ-

хідно ізолювати звукоізолювальними перегородками чи екранами. Через високі вібрації млини повинні бути закріплені до підлоги, а їх ротори — відбалансовані.

При роботі з порошками алюмінієвих сплавів необхідно уникати скупчень осілого пилу та не допускати наявності джерел ініціювання займання, попадання в пудру вологи. Виробничі приміщення в місцях утворення вибухонебезпечного пилу алюмінію повинно бути обладнано вентиляцією [7].

У випадку диспергування розплавів досягаються температури до 1250 °С. Тому приміщення, в якому знаходиться установка, має бути таких розмірів, щоб температура навколишнього середовища під час проведення випробувань не зростала більше ніж на 10 °С по відношенню до температури навколишнього середовища до початку випробувань. У приміщенні не повинно бути протягів. Не допускається під час проведення випробувань тримати відкритими ворота, двері, вікна цього приміщення [8].

Для захисту працівників, що перебувають поблизу розплаву, від його інфрачервоного випромінювання та бризок, робоче місце необхідно захищати щитами або ширмами, а також використовувати засоби індивідуального захисту для очей зі світлофільтрами для захисту від ультрафіолетового видимого та інфрачервоного випромінювання.

Для уникнення механічних пошкоджень від ударних лопастей установки необхідно не підтримувати дистанцію від установки під час її роботи. А у випадку неполадки переконатися у її повному відключенні.

Для захисту від ураження струмом в конструкціях виробів повинна бути ізоляція струмоведучих частин, встановлено заземлення металевих неструмоведучих частин виробу та оболонки для запобігання можливості випадкового доторкання до струмоведучих частин та частин, що рухаються і нагріваються можуть опинитись під напругою.

Допустима напруга для людини при нормальному (не аварійному) режимі роботи електроустановки не повинна перевищувати 3 В для змінного струму і 8 В для постійного. Найбільш небезпечна частота становить від 50 Гц до 60 Гц.

Гідравлічний прес RP-L023 під час пресування може досягати тиску до 1,2 ГПа. За такого високого тиску існує можливість розколу прес-форми та нанесення тяжких тілесних ушкоджень. Для того щоб запобігти отримання травм під час пресування на робочу частину преса накладають та закріплюють металевий за-слін. Оскільки прес механічний, для запобігання потрапляння частин волосся чи одягу до рухомих частин варто використовувати спеціальний одяг. Використання металевого кожуха дозволяє закрити механічні частини, що рухаються і створюються безпечні умови для роботи працівника.

Джерелами теплового, інфрачервоного та ультрафіолетового випромінювання є печі спікання та плавлення. Внаслідок тривалої роботи печі теплове випромінювання може привести до теплового удару та головного болю, до ослаблення уваги. Допустиме значення густини потоку ІЧВ, згідно з ДСН 3.3.6.042 – 99 складає 140 Вт/м^2 , за рахунок високої температури є висока небезпека опіків.

4.3 Розрахунок інженерного рішення. Вентиляція

Вентиляцією називають організований і регульований повітрообмін, що забезпечує видалення з приміщення забрудненого повітря і подачу на його місце свіжого. Задачею вентиляції є забезпечення чистоти повітря і заданих метеорологічних умов у виробничих приміщеннях [9].

Для ефективної роботи вентиляції необхідно дотримувати ряду вимог:

- різниця між обсягом припливу повітря у приміщеннях та обсягу витяжки не повинна перевищувати 10–15 %;
- подавати свіже повітря необхідно в зони з низькою локалізацією забруднення, а відкачувати з частини великого забруднення;
- система вентиляції не повинна створювати додаткові шкідливі і небезпечні фактори (шум , вібрацію, випромінювання тощо);
- система вентиляції повинна бути надійною в експлуатації і економічною.

При роботі у лабораторії 0-22 є небезпека виділення шкідливих речовин у повітря. У такому випадку розрахунок повітрообміну проводиться з балансу

утворюваних в приміщенні шкідливих речовини і речовин, що видаляються з нього:

$$L = \frac{G_{\text{шр}}}{C_{\text{вид}} - C_{\text{пр}}},$$

де $G_{\text{шр}}$ – маса шкідливих речовин, що виділяються у приміщенні за одиницю часу, мг/год;

$C_{\text{вид}}$ і $C_{\text{пр}}$ – концентрація шкідливих речовин, у повітрі що видаляються, і у припливному повітрі ($C_{\text{вид}} \leq C_{\text{ГДК}}$, $C_{\text{пр}} \leq 0,3 C_{\text{ГДК}}$).

$$L = \frac{11000}{2,5-0,5} = 5000 \text{ м}^3/\text{год}.$$

Внаслідок підвищеного забруднення шкідливими речовинами та наявністю високотемпературних печей, лабораторія 0-22 оснащена місцевою механічною вентиляцією витяжного типу. Основним при розрахунку вентиляційної системи є визначення втрати тиску, які виникають у результаті руху повітря, за рахунок дії сил тертя $P_{\text{тр}}$ (за рахунок шорсткості повітропроводу) і в місцевих опорах ($P_{\text{мо}}$).

$$P_{\Sigma} = P_{\text{тр}} + P_{\text{мо}} = \left(\sum_l^n l \cdot \frac{\lambda}{d} + \sum_l^n \xi \right) \cdot \frac{\rho \cdot v^2}{2},$$

де l – довжина ділянки повітропроводу, характеризується сталістю витрати і швидкості повітря, м;

λ – коефіцієнт опору тертя (орієнтовно $\lambda = 0,02$);

ξ – коефіцієнт місцевого опору (довідкові дані в залежності від фасонних змін повітроводів і устаткування, $x = 0 \dots 1000$) [10];

ρ – густина повітря, кг/м³;

v_n – швидкість повітря, м/с;

n – число ділянок магістралі;

m – число елементів місцевих опорів.

$$\begin{aligned}
 P_{\Sigma} &= (((0,5 \cdot 0,02/0,4) + (0,7 \cdot 0,02/0,4) + (0,3 \cdot 0,02/0,4) + \\
 &+ (1,5 \cdot 0,02/0,4)) + (0,7 + 0,25 + 1,3 + 0,7) \cdot 1,29 \cdot 12^2/2) = \\
 &= (0,025 + 0,035 + 0,015 + 0,075 + 2,95) \cdot 1,29 \cdot 72 = 288 \text{ Па}.
 \end{aligned}$$

Установча потужність електродвигуна (N , кВт) для вентилятора розраховується за формулою:

$$N = \frac{kLP}{1000 \cdot \eta_y \cdot \eta_{\Pi}},$$

де k – коефіцієнт запасу (1,05 – 1,15);

L – продуктивність вентилятора, м³/год;

P – повний тиск вентилятора, Па;

η_y – к. к. д. вентилятора;

η_{Π} – к. к. д. передачі від вентилятора до двигуна (для клиновидних пасів);

$\eta_{\Pi} = 0,9 - 0,95$, для плоских пасів 0,85–0,9).

$$N = 1,1 \cdot 150 \cdot 900 / (1000 \cdot 0,8 \cdot 0,9) = 206 \text{ кВт}.$$

4.4 Вимоги безпеки в надзвичайних ситуаціях

4.4.1 Пожежна безпека

У лабораторії 022-9 є імовірність виникнення надзвичайної ситуації – пожежі. Пожежа – неконтрольоване горіння поза спеціальним вогнищем, що розповсюджується у часі і просторі. Спричиняється при порушенні правил і норм експлуатації електричних приладів та виробничого устаткування. У даній лабораторії можливі пожежі класу А (горіння твердих речовин). Відповідно до ДСТУ Б В.1.1-36:2016 приміщення за вибухопожежною та пожежною небезпекою відноситься до категорії Г (приміщення, в яких знаходяться негорючі речовини та матеріали в гарячому, або розплавленому стані, процес обробки яких супроводжується

виділенням променистого тепла, іскор, полум'я; горючі гази, тверді речовини, які спалюються або утилізуються як паливо).

Серед причин виникнення пожежі у приміщенні лабораторії можна виділити: коротке замикання в електричних ланцюгах, порушення правил пожежної безпеки при використанні електрообладнання.

Дана лабораторія обладнана місцевою вентиляцією, щоб виключити такі причини, як запиленість чи загазованість повітря. Для запобігання самозапаленню різних матеріалів, розробляються спеціальні правила для їх зберігання та використання. Зберігати ці матеріали необхідно в металевій щільно зачиненій тарі.

У зв'язку з тим, що в КПІ ім. Сікорського значна частина обладнання є електричним, основним засобом гасіння пожежі є вогнегасник ОУ-2. Для виявлення пожеж у лабораторіях застосовується автоматична пожежна сигналізація. Тип автоматичного датчика плавкий. Кожна лабораторія має схему евакуації людей під час пожежі. У приміщенні лабораторії встановлено 4 пожежні сигналізатори ИП-105, сигнал з яких надходить на основну панель пожежної сигналізації. Сигналізатори ИП-105 спрацьовують на підвищення температури до $t = 72\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Для евакуації персоналу під час виникнення пожежі передбачено план евакуації, який наведено на рисунку 4.1.

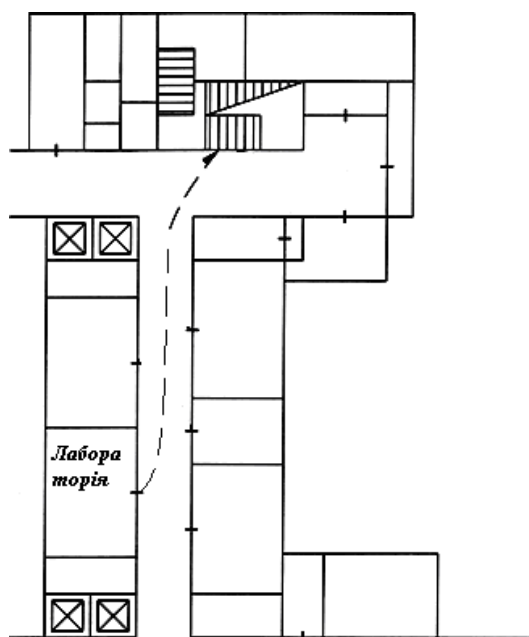


Рисунок 4.1 – План евакуації з приміщення

У коридорі знаходиться пожежний кран із приєднаним до нього пожежним рукавом. Відповідно до [11] будівля корпусу відноситься до I ступеня вогнестійкості.

4.4.2 Забезпечення безпеки в надзвичайних ситуаціях

Надзвичайна ситуація (НС) – це порушення нормальних умов життя і діяльності людей на об'єкті або території, спричинене аварією, катастрофою, стихійним лихом, великою пожежею, застосуванням засобів ураження, що призвели або можуть призвести до людських і матеріальних втрат.

Відповідно до цивільного кодексу України, надзвичайні ситуації класифікуються за характером походження, ступенем поширення, розміром людських втрат та матеріальних збитків [12]. Залежно від характеру походження подій, що можуть зумовити виникнення надзвичайних ситуацій на території України, визначаються такі види надзвичайних ситуацій:

а) техногенного характеру – транспортні аварії (катастрофи), пожежі, неспровоковані вибухи чи їх загроза, аварії з викидом (загрозою викиду) небезпечних хімічних, радіоактивних, біологічних речовин, раптове руйнування споруд та будівель, аварії на інженерних мережах і спорудах життєзабезпечення, гідродинамічні аварії на греблях, дамбах тощо;

б) природного характеру – небезпечні геологічні, метеорологічні, гідрологічні морські та прісноводні явища, деградація ґрунтів чи надр, природні пожежі, зміна стану повітряного басейну, інфекційна захворюваність людей, сільськогосподарських тварин, масове ураження сільськогосподарських рослин хворобами чи шкідниками, зміна стану водних ресурсів та біосфери тощо;

в) соціальні – порушення нормальних умов життя та діяльності людей на окремій території чи об'єкті на ній або на водному об'єкті, спричинене протиправними діями терористичного і антиконституційного спрямування, або пов'язане із зникненням (викраденням) зброї та небезпечних речовин, нещасними випадками з людьми тощо;

г) воєнні – порушення нормальних умов життя та діяльності людей на окремій території чи об'єкті на ній або на водному об'єкті, спричинене застосуванням звичайної зброї або зброї масового ураження, під час якого виникають вторинні чинники ураження населення, що її визначають окремих нормативних документах.

Залежно від обсягів заподіяних надзвичайною ситуацією наслідків, обсягів технічних і матеріальних ресурсів, необхідних для їх ліквідації, визначаються такі рівні надзвичайних ситуацій [12]:

- а) державний;
- б) регіональний;
- в) місцевий;
- г) об'єктовий.

Порядок класифікації надзвичайних ситуацій за їх рівнями встановлюється Кабінетом Міністрів України.

Оповіщення про загрозу або виникнення надзвичайних ситуацій полягає у своєчасному доведенні такої інформації до органів управління цивільного захисту, сил цивільного захисту, суб'єктів господарювання та населення.

У даній лабораторії можливе виникнення надзвичайної ситуації техногенного характеру об'єктового рівня, яка розгортається на території об'єкта або на самому об'єкті і наслідки якої не виходять за можливий рівень об'єкта або його санітарно-захисної зони.

Для захисту лабораторій ІФФ від виробничих аварій і катастроф, а також їх попередження, здійснюється комплекс організаційних, інженерно-технічних заходів, які визначають вимоги охорони праці і вимог безпеки, протипожежної безпеки, а також вимог інструкції з експлуатації обладнання, електричних установок, посудин під тиском [13].

Для захисту корпусу від пожеж, що викликані стихійними лихами (блискавки, замикання електропроводки внаслідок пошкодження магістралей і т.п.) використовуються громовідводи, автоматичні системи відключення, системи автоматичного пожежогасіння, а також первинні засоби пожежогасіння [11].

Для ліквідації можливих пожеж на дільниці передбачені вогнегасники типу ОУ-5 та пожежні стенди.

4.5 Висновки до розділу охорони праці

1. Розглянуто шкідливі і небезпечні фактори, наявні при отриманні порошків сплавів Al–Fe розмелюванням в планетарному млині та диспергуванням розплаву, а також наведено інженерні рішення для забезпечення безпеки праці.

2. Мікроклімат у лабораторії 022-9, де проводились дослідження, відповідає вимогам санітарних норм. В приміщенні лабораторії показники шкідливих чинників не перевищують допустимих значень.

3. З точки зору пожежної безпеки лабораторія 022-9 відноситься до приміщень категорії Г, вона обладнана необхідними засобами пожежогасіння.

ВИСНОВКИ

2. Проведено аналіз літературних даних щодо застосування та властивостей композиційних матеріалів на основі алюмінію. Виявлено, що останні володіють рядом переваг: низька щільність та підвищена міцність. Розглянуто властивості, фазовий склад, особливості застосування сплавів систем Al–Fe, Al–Zr та Al–Ni. Висвітлено вплив складу та умов отримання алюмінієвих сплавів на мікроструктуру та властивості. Виявлено, що сплави Al–Fe є перспективними з точки зору механічних характеристик матеріалу за рахунок зміцнення інтерметалідними частинками Al_xFe_y . Встановлено, що перспективним є дослідження впливу умов отримання та складу на структуру та властивості сплавів Al–Fe.

3. Проведено вивчення процесів отримання порошків сплавів Al–Fe різними методами: литтям з наступним механічним подрібненням та механічним диспергуванням розплаву. Показано, що порошки містять в собі дві фази: матрицю Al з включенням інтерметалідів Al_xFe_y .

4. Проведено вивчення компактування сплаву Al + 15 мас. % Fe. Показано, що після спікання зразків у середовищі водню з розмеленого та розпиленого порошків спостерігається ріст зразків у лінійних розмірах. Останнє зумовлено наявністю оксидної плівки на поверхні частинок порошків, що погіршує процес масопереносу між частинками, що лежить в основі процесу усадки. Натомість при гарячому штампуванні такого явища не спостерігалось, тому що в основі спікання лежить процес пластичної течії.

5. Проведено вивчення механічних характеристик сплаву Al + 15 мас. % Fe, отриманого гарячим штампуванням розпиленого порошку, методом Small Punch Test. Показано, що найвищу енергію руйнування демонструє сплав Al + 15 % Fe, отриманий гарячим пресуванням за температури попереднього нагріву 750 °C, що складає 0,0910 Дж, на відміну від сплаву, отриманого за температури попереднього нагріву 850 °C – 0,0324 Дж. Останнє обумовлено наявністю оксидів на межах зерен, що призводить до зниження контакту між частинками.

6. Розроблені засади з техніки безпеки та охорони навколишнього середовища, що забезпечують безпечні умови проведення досліджень по розробці композиційних матеріалів на основі системи Al–Fe.

CONCLUSIONS

1. The analysis of literature data on the use and properties of composite materials based on aluminum was conducted. It was found that the latter have several advantages: low density and increased strength. The properties, phase composition, peculiarities of application of Al–Fe, Al–Zr and Al–Ni alloys were considered. The influence of the composition and conditions of aluminum alloys on the microstructure and properties is highlighted. It was found that Al–Fe alloys are promising from the point of view of mechanical characteristics of the material due to the strengthening by Al_xFe_y intermetallic particles. It is established that the study of the influence of production conditions and composition on the structure and properties of Al–Fe alloys is promising.

2. The processes of obtaining powders of Al–Fe alloys by different methods: casting followed by mechanical grinding and mechanical dispersion of the melt were studied. It was shown that the powders contain two phases: the Al matrix with the inclusion of Al_xFe_y intermetallics.

3. Compaction of the alloy Al + 15 wt. % Fe was studied. It was shown that after sintering the samples in the atmosphere of hydrogen from grinded and sprayed powders, the growth of samples in linear sizes is observed. The latter is due to the presence of an oxide film on the surface of the powder particles, which impairs the mass transfer process between the particles underlying the shrinkage process. Instead, such a phenomenon was not observed during hot stamping, because sintering is based on the process of plastic flow.

4. The mechanical characteristics of the alloy Al + 15 wt. % Fe obtained by hot stamping of the sprayed powder by the method of Small Punch Test were studied. It was shown that the highest fracture energy is shown by the alloy Al + 15% Fe, obtained by hot pressing at a preheating temperature of 750 °C, which is 0,0910 J, unlike the alloy obtained at a preheating temperature of 850 °C – 0,0324 J. The latter is due to the presence of oxides at the grain boundaries, which reduces the contact between the particles.

5. Principles of safety and environmental protection, providing safe conditions for research on the development of composite materials based on the Al–Fe system were developed.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАНЬ

1. Jorge M. Cubero-Sesin. Mechanical Properties and Microstructures of Al–Fe Alloys Processed by High-Pressure Torsion / Jorge M. Cubero-Sesin, Zenji Horita // *Metallurgical And Materials Transactions A*. – 2012. – Vol. 43A. – P. 5182–5192.
2. Jagath Narayana K. A review of recent research on multifunctional composite materials and structures with their applications / Jagath Narayana K., Ramesh Gupta Burela // *Materials Today: Proceedings*. – 2018. – Vol. 5. – P. 5580–5590.
3. Mahajan G. V. Composite Material: A Review over Current Development and Automotive Application / G. V. Mahajan, V. S. Aher / *International Journal of Scientific and Research Publications*. – 2012. – Vol. 2. – Is. 11. – 5 p.
4. Fayomi O. S. I. Mechanical Behaviour of Composite Materials in Metal / O. S. I. Fayomi, K. O. Babaremu, I. G. Akande // *International Journal of Mechanical Engineering and Technology (IJMET)*. – 2019. – Vol. 10. – Is. 3. – P. 19–30.
5. Boda M. A. Metal and non metal Composite Materials a New Alternative for Materials: Review / M. A. Boda, R. V. Phand, A. C. Kotali // *International Journal of Scientific Development and Research (IJS DR)*. – 2017. – Vol. 2. – Is. 4. – P. 236–239.
6. Mahltig B. Inorganic and Composite Fibers / B. Mahltig, Y. Kyosev. – Woodhead Publishing, 2019. – 343 p.
7. Visal S. A review paper on properties of carbon fiber reinforced polymers / S. Visal, S. U. Deokar // *International Journal for Innovative Research in Science & Technology*. – 2016. – Vol. 2. – Is. 12. – P. 238–243.
8. Тялина Л. Н. Новые композиционные материалы : учебное пособие / Л. Н. Тялина, А. М. Минаев, В. А. Пручкин. – Тамбов : Изд-во ГОУ ВПО ТГТУ, 2011. – 80 с.
9. Zhibo Zhang. Dislocation-based strengthening mechanisms in metal-matrix nanocomposites: a molecular dynamics study of the influence of reinforcement shape in the Al–Si system // Zhibo Zhang, Herbert M. Urbassek / *Computational Materials Science*. – 2018. – Vol. 145. – P. 109–115.

10. Kang Wang. Thermal analysis of in-situ $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{SiO}_{2(p)}/\text{Al}$ composites fabricated by stir casting process / Kang Wang, Wenfang Li, Jun Du, Lu Yang, Peng Tang // *Thermochimica Acta*. – 2016. – Vol. 641. – P. 29–38.

11. Zilong Lu. Microstructure and mechanical performance of $\text{SiC}_f/\text{BN}/\text{SiC}$ minicomposites oxidized at elevated temperature from ambient temperature to 1500°C in air / Zilong Lu, Jianling Yue, Zeyu Fu, Xiaozhong Huang, Haitang Yang // *Journal of the European Ceramic Society*. – 2020. – Vol. 40. – Is. 8. – P. 2821–2827.

12. Фетисов, Г. П. Материаловедение и технология материалов : учебник для бакалавров высших учебных заведений инженерно-технического профиля / Г. П. Фетисов, Ф. А. Гарифуллин. – Москва : ИНФРА-М, 2017. – 395 с.

13. Zhibo Zhang. Dislocation-based strengthening mechanisms in metal-matrix nanocomposites: a molecular dynamics study of the influence of reinforcement shape in the Al–Si system / Zhibo Zhang, Herbert M. Urbassek // *Computational Materials Science*. – 2018. – Vol. 145. – P. 109–115.

14. Microstructure and interface characteristics of B_4C , SiC and Al_2O_3 reinforced Al matrix composites: a comparative study / K. M. Shorowordi, T. Laoui, A. S. M. A. Haseeb, J. P. Celis, L. Froyen // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2003. – Vol. 142. – P. 738–743.

15. Microstructural Evolution of Rapid Solidified Al–Ni Alloys / Manuel Alejandro Martínez-Villalobos, Ignacio Alejandro Figueroa, Miguel Angel Suarez [and oth.] // *Journal of the Mexican Chemical Society*. – 2016. – Vol. 60. – P. 67–72.

16. A simple stir casting technique for the preparation of in situ Fe-aluminides reinforced Al-matrix composites / Susanta K. Pradhan *, Subhranshu Chatterjee, Amitava Basu Mallick, Debdulal Das // *Perspectives in Science*. – 2016. – Vol. 8. – P. 529–532.

17. Hisashi Sato. Three-dimensional microstructural analysis of fragmentation behavior of platelet Al_3Ti particles in Al– Al_3Ti composite deformed by equal-channel angular pressing / Hisashi Sato, Yoshimi Watanabe // *Materials Characterization*. – 2018. – Vol. 144. – P. 305–315.

18. Effects of natural aging on the formation and strengthening effect of G.P. zones in a retrogression and re-aged Al–Zn–Mg–Cu alloy / Juangang Zhao, Zhiyi Liu, Song Bai [and oth.] // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 829. – P. 154469.

19. Effect of micro morphology in different zones on mechanical properties of 2060 Al–Li alloy laser welded joints / Ting Liu, Yanqiu Zhao, Yue Kang, Xiaohong Zhan // *Journal of Manufacturing Processes*. – 2020. – Vol. 50. – P. 336–344.

20. Mahmood Aliofkhazraei. Intermetallic Compounds. Formation and Applications / Mahmood Aliofkhazraei. – London : IntechOpen, 2018. – 226 p.

21. Dobrzański L. A. Microstructure and mechanical properties of the Al–Ti alloy with calcium addition / L. A. Dobrzański, K. Labisz, A. Olsen // *Journal of Achievements in Materials*. – 2008. – Vol. 26. – Iss. 2. – P. 183–186.

22. Ashby M. Materials Selection in Mechanical Design : 4th Edition / M. Ashby. – Butterworth-Heinemann, 2015. – 640 p.

23. The Al–Rich Part of the Fe–Al Phase Diagram / Xiaolin Li, Anke Scherf, Martin Heilmaier, Frank Stein // *Journal of Phase Equilibria and Diffusion*. – 2016. – Vol. 37, No. 2. – P. 162–173.

24. The Characterization of the Intermetallic Fe–Al Layer of Steel–Aluminum Weldings / M. Potesser, T. Schoeberl, H. Antrekowitsch, J. Bruckner // *The Minerals, Metals & Materials Society*. – 2006. – P. 167–176.

25. Кузьмин М. П. Определение устойчивости интерметаллидов в техническом алюминии / М. П. Кузьмин // *Вестник ИрГТУ*. – 2013. – №8 (79). – С. 143–148.

26. Synthesis and characterization of Al/Al₃Fe nanocomposite for tribological applications / R. Agarwal, A. Mohan, S. Mohan, R. Gautam // *Journal of Tribology*. – 2014. – Vol. 136. – 9 p.

27. Effect of Mg on the wear behaviour of as-cast Al–4.5Cu–3.4Fe in-situ composite / M. S. Kabir, T. I. Minhaj, M. D. Hossain, A. S. W. Kurny // *American Journal of Materials Engineering and Technology*. – 2015. – Vol. 3. – Iss. 1. – P. 7–12.

28. Fabrication of Al/Al₃Fe composites by plasma synthesis method / J. M. Lee, S. B. Kang, T. Sato [and oth.] // *Materials Science and Engineering: A.* – 2003. – Vol. 343. – Iss. 1–2. – P. 199–209.

29. Fabrication, microstructure and mechanical properties of Al–Fe intermetallic particle reinforced Al-based composites / Yang Xue, Rujuan Shen, Song Ni [and oth.] // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2015. – Vol. 618. – P. 537–544.

30. Microstructure and mechanical properties of in-situ Al₁₃Fe₄/Al composites prepared by mechanical alloying and spark plasma sintering / Jian Gu, Sasa Gu, Lihong Xue n, Shusen Wu, Youwei Yan // *Materials Science & Engineering A.* – 2012. – Vol. 558. – P. 684–691.

31. Zhu J. The effect of boron on charge density distribution in Ni₃Al / J. Zhu, Y. Miao, J. T. Guo // *Acta Materialia.* – 1997. – Vol. 45. – Iss. 5. – P. 1989–1994.

32. Mechanical properties of FeCo magnetic particles–based Sn–Ag–Cu solder composites / S. Xu, A. Prasitthipayaong, A. D. Pickel, A. H. Habib, M. E. McHenry // *Applied Physics Letters.* – 2013. – Vol. 102. – P. 251909.

33. Nanoindentation measurements on Cu–Sn and Ag–Sn intermetallic formed in Pb-free solder joints / R. R. Chromik, R. P. Vinci, S. L. Allen, M. R. Notis // *Journal of Materials Research.* – 2003. – Vol. 18. – P. 2251–2261.

34. Structural transition and softening in Al-Fe intermetallic compounds induced by high energy ball milling / M. Raviathul Basariyaa, Rajat K. Roy, A. K. Pramanicka, V. C. Srivastavaa, N. K. Mukhopadhyay // *Materials Science & Engineering A.* – 2015. – Vol. 638. – P. 282–288.

35. Thermodynamic assessment of the Al–C–Fe system / Weisen Zhenga, Shuang Hea, Malin Selleby [and oth.] // *CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry.* – 2017. – Vol. 58. – P. 34–39.

36. Phase separation in Fe–Ti–Al alloy – Structural, magnetic, and Mössbauer study // Y. Jiraskova, N. Pizurova, A. Titov [and oth.] // *Journal of Magnetism and Magnetic Materials.* – 2018. – Vol. 468. – P. 91–99.

37. Phase diagrams and elastic properties of the Fe-Cr-Al alloys: A first-principles based study / Ruirui Wang, Xiao Zhang, Huaiyu Wang, Jun Ni // *Calphad*. – 2019. – Vol. 64 – P. 55–65.

38. Thermodynamic assessment of the Fe–Al–Zr phase diagram / Vincent Rigau, Bo Sundman, Dominique Daloz, Gérard Lesoult // *Calphad*. – 2009. – Vol. 33. – Iss. 3. – P. 442–449.

39. Ab initio calculation of the BCC Fe–Al–Mo (Iron–Aluminum–Molybdenum) phase diagram: Implications for the nature of the τ_2 phase / Ney Sodré, Pablo Guillermo Gonzales-Ormeño, Helena Maria Petrillia, Cláudio Geraldo Schön // *Calphad*. – 2009. – Vol. 33. – Iss. 3. – P. 576–583.

40. Diffusivities of an Al–Fe–Ni melt and their effects on the microstructure during solidification / Lijun Zhang, Yong Du, Ingo Steinbach [and oth.] // *Acta Materialia*. – 2010. – Vol. 58. – Is. 10. – P. 3664–3675.

41. Diffusion coefficients of some solutes in fcc and liquid Al: critical evaluation and correlation / Yong Du, Y. A. Chang, Baiyun Huang [and oth.] // *Materials Science and Engineering: A*. – 2003. – Vol. 363. – Iss. 1–2. – P. 140–151.

42. Regulating microstructures and mechanical properties of Al–Fe–Ni alloys / Zeyu Bian, Yingtao Liu, Shihan Dai [and oth.] // *Progress in Natural Science: Materials International*. – 2020. – Vol. 30. – Iss. 1. – P. 54–62.

43. Thermal stability of Al–Fe–Ni alloy at high temperatures / Zeyu Bian, Shihan Dai, Liang Wu [and oth.] // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2019. – Vol. 8. – Is. 3. – P. 2538–2548.

44. , Effect of Zr and Sc on mechanical properties and electrical conductivities of Al wires / Run-ze Chao, Xi-hua Guan, Ren-guo Guan [and oth.] // *Transactions of Non-ferrous Metals Society of China*. – 2014. – Vol. 24. – Is. 10. – P. 3164–3169.

45. Yiwei Sun. Effect of Zr on recrystallization in a directionally solidified AA7050 / Yiwei Sun, David R. Johnson, Kevin P. Trumble // *Materials Science and Engineering: A*. – 2017. – Vol. 700. – P. 358–365.

46. Effect of Zr content on the precipitation and dynamic softening behavior in Al–Fe–Zr alloys / Jieyun Ye, Renguo Guan, Hongjin Zhao, Anmin Yinc // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 162. – 20 p.

47. Li D. J. Influences of Nb-microalloying on microstructure and mechanical properties of Fe–25Mn–3Si–3Al TWIP steel / D. J. Li, Y. R. Feng, S. Y. Song // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 84. – P. 238–244.

48. Yang H. Q. Effect of Nb addition on structure and mechanical properties of FeAl coating / H. Q. Yang, Z. J. Yao, X. X. Luo // *Surface and Coatings Technology*. – 2015. – Vol. 270. – P. 221–226.

49. Jiang L. Microstructural evolution and mechanical properties of ternary Al–Fe–Nb alloy under free fall condition / L. Jiang, Y. Ruan, B. Wei // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2020. – Vol. 818. – 20 p.

50. Combustion synthesis reaction behavior of cold-rolled Ni/Al and Ti/Al multilayers / Laszlo J. Kecskes, Xiaotun Qiu, Ranran Liu [and oth.] // *Army research laboratory*. – 2011. – 30 p.

51. Characterization of the Al₃Ti phase in Al–Ti alloys / Salim Boulkhessaim, Yamina Souilah, Hayette Bedboudi, Amel Bourbia, Mohamed Draissia // *The European Physical Journal Applied Physics*. – 2013. – Vol. 62. – 4 p.

52. Avni Fakioglu. Effects of Different Heat Treatment Conditions on Fatigue Behavior of AA7075 Alloy // Avni Fakioglu, Dursun Özyürek, Ramazan Yilmaz // *High Temperature Materials and Processes*. – 2013. – Vol. 32. – Is. 4. – P. 345–351.

53. The wear properties of in-situ 7075 Al–Ti composites produced by powder metallurgy route / H. Ay, D. Özyurek, M. Yıldırım, B. Bostan / *AIP Conference Proceedings*. – 2016. – Vol. 1727. – 6 p.

54. Crack propagation behavior in TiAlNb single and Bi–PST crystals / S. W. Kim, K. S. Kumar, M. H. Oh, D. M. Wee // *Intermetallics*. – 2007. – Vol. 15. – P. 976–984.

55. Pressure and tension effects on mechanical properties of ZrAl₂ / P. Zhang, F. Meng, Z. Gong [and oth.] // *AIP Advances*. – 2014. – Vol. 4. – P. 563–566.

56. Microstructure and mechanical properties of Al–Ti–Zr intermetallic compounds prepared by vacuum hot pressing / L. T. Tang, D. G. Zhu, Z. Sun [and oth.] // *Vacuum*. – 2018. – Vol. 150. – P. 166–172.

57. Camero S. Effect of 0.1% vanadium addition on precipitation behavior and mechanical properties of Al-6063 commercial alloy / S. Camero, E.S. Puchi, G. Gonzalez // *Journal of Materials Science*. – 2006. – Vol. 64. – P. 21–25.

58. Experimental investigation and thermodynamic calculation of the Al-rich corner in the ternary Al–Ti–V system / Qian Li, Zi-Wei Chen, Qun Luo, Bao-Wei Li // *Materials and Design*. – 2017. – Vol. 115. – P. 339–347.

59. Jarvis D. J. IMPRESS Integrated Projects – An overview paper / D. J. Jarvis, D. Voss // *Materials Science and Engineering: A*. – 2005. – Vol. 413–414. – P. 583–591.

60. Massalski T. B. Binary alloy phase diagrams / T. B. Massalski, H. Okamoto. – Ohio : ASM International, 1990. – 3589 p.

61. Surface Tension and Density of Al–Ni Alloys / Donatella Giuranno, Ausonio Tuissi, Rada Novakovic, Enrica Ricci // *Journal of Chemical & Engineering Data*. – 2010. – Vol. 55. – P. 3024–3028.

62. Morsi K. Review: reaction synthesis processing of Ni–Al intermetallic materials / K. Morsi // *Materials Science and Engineering: A*. – 2001. – Vol. 299. – Iss. 1–2. – P. 1–15.

63. Rajan T. P. D. Functionally graded Al–Al₃Ni in situ intermetallic composites: Fabrication and microstructural characterization / T. P. D. Rajan, R. M. Pillai, B. C. Pai // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2008. – Vol. 453. – Iss. 1–2. – P. L4–L7.

64. Čelko L. Diffusion in Al–Ni and Al–NiCr Interfaces at Moderate Temperatures / L. Čelko, L. Klakurková, J. Švejcar // *Defect and Diffusion Forum*. – 2010. – Vol. 297–301. – P. 771–777.

65. Yamanoglu R. Effect of nickel on microstructure and wear behaviour of pure aluminium against steel and alumina counterfaces / R. Yamanoglu, E. Karakulak, M. Zeren, F. G. Koc // *International Journal of Cast Metals Research*. – 2013. – Vol. 26. – Iss. 5. – P. 289–295.

66. Effect of cooling rate on solidification of Al–Ni alloys / A. Ilbagi, P. Delshad Khatibi, H. Henein, R. Lengsdorf, D. M. Herlach // *Journal of Physics: Conference Series*. – 2011. – Vol. 327. – 12 p.

67. Найда Ю. И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю. И. Найда, А. Н. Степанчук, А. Ю. Найда // *Порошковая металлургия*. – 2006. – №1/2. – С. 112–117.

68. Jose Calaf Chica. A New Prediction Method for the Ultimate Tensile Strength of Steel Alloys with Small Punch Test / Jose Calaf Chica, Pedro Miguel Bravo Díez, Mónica Preciado Calzada // *Materials*. – 2018. – Vol. 11. – P. 1491–1506.

69. Cuesta I. I. Hardening evaluation of stamped aluminium alloy components using the Small Punch Test / I. I. Cuesta, J. M. Alegre // *Engineering Failure Analysis*. – 2012. – Vol. 26. – P. 240–246.

70. Estimation of the mechanical properties of metallic materials by means of the small punch test / T. E. García, C. Rodríguez, F. J. Belzunce, C. Suárez // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2014. – Vol. 582. – P. 708–717.

71. Lucon E. Testing of Small-Sized Specimens / E. Lucon // *Comprehensive Materials Processing*. – 2014. – Vol. 1. – P. 135–163.

72. Отримання та компактування інтерметалідів у системі Al–Fe / А. М. Степанчук, М. Ю. Хващевський, А. В. Клеков, Б. А. Похилько // IX Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2017»: матеріали науково-технічної конференції, 30...31 травня 2017 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. – Київ: КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2017. – С. 171–173.

73. Найда Ю. И. Промышленное производство порошков сплавов меди методом ударного дробления струи расплава / Ю. И. Найда, А. Н. Степанчук, А. Ю. Найда // *Порошковая металлургия*. – 2006. – №1/2. – С. 112–117.

74. Документація. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку: ДСН 3.3.6.037-99. – [Чинний від 1999-12-01]. – К. : Міністерство охорони здоров'я України, 1999. – 10 с.

75. ДСТУ EN 563–2001. Безпечність машин. Температури поверхонь, доступних для дотику. Ергономічні дані для встановлення граничних значень температури гарячих поверхонь. – К. : Держстандарт України, 2001. – 47 с.

76. ДСТУ 3211:2009. Брухт і відходи кольорових металів і сплавів. – К. : Держстандарт України, 2011. – 80 с.

77. Документація. Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень: ДСН 3.3.6.042-99. – [Чинний від 1999-12-01]. – К. : Міністерство охорони здоров'я України, 1999. – 12 с.

78. Документація. Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку: ДСН 3.3.6.037-99. – [Чинний від 1999-12-01]. – К. : Міністерство охорони здоров'я України, 1999. – 10 с.

79. Документація. Державні санітарні норми виробничої загальної та локальної вібрації: ДСН 3.3.6.039-99. – [Чинний від 1999-12-01]. – К. : Міністерство охорони здоров'я України, 1999. – 11 с.

80. Документація. Правила безпеки у вогнетривному виробництві : ДНАОП 26.26-1.08-97. – [Чинний від 1997-07-01]. – Державний комітет України по нагляду за охороною праці, 1997. – 31 с.

81. Основи охорони праці / К. Н. Ткачук, М. О. Халімовський, В. В. Зацарний та ін. // За ред. К. Н. Ткачука і М. О. Халімовського. – К. : Основа, 2006. – 448 с.

82. Альтман Е. І. Гідрогазодинаміка [Посібник для практичних занять та самостійної роботи студентів] / Е. І. Альтман, І. Л. Большаков, Ю. Д. Кожелупенко. – Одеса, 2008. – 150 с.

83. ДСТУ Б В.1.1-36:2016. Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою. – К. : Держстандарт України, 1999. – 16 с.

84. Кодекс цивільного захисту України // Відомості Верховної Ради України. – К. : Верховна Рада України, 2013. – № 34. – 1802 с.

85. Гандзюк М. П. Основи охорони праці / М. П. Гандзюк, Є. П. Желібо, М. О. Халімовський. – К. : Каравела, 2011. – 384 с.