ХМЕЛЬНИЦЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

ФАКУЛЬТЕТ ІНЖЕНЕРІЇ, ТРАНСПОРТУ ТА АРХІТЕКТУРИ

Кафедра трибології, автомобілів та матеріалознавства

Пояснювальна записка

до дипломної роботи

магістра

Освітньо-кваліфікаційний рівень

Галузь знань **13 Механічна інженерія**

Шифр і назва галузі знань

Напрям підготовки (спеціальність): 132 «Матеріалознавство. Відновлення та технічний сервіс автомобілів»

Шифр і назва напряму підготовки (спеціальності)

на тему: **«Дослідження покриття на основі заліза та алюмінію отриманого аргонодуговим наплавленням»**

Шифр ***МРТАМ 2118171.000 ПЗ***

Виконав: студент 2-го курсу,
група *МТВАм-20-1*

Підпис *Я. Р. Черкас* Ініціали, прізвище

Керівник *к.т.н., доц. каф ТАМ.*

Підпис *С. Ф. Посонський* Ініціали, прізвище

До захисту допускаю:
Зав. кафедри ТАМ д.т.н., проф.

Підпис *О. В. Диха* Ініціали, прізвище

6 12 2021 р.

Хмельницький, 2021

ХМЕЛЬНИЦЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет *інженерії, транспорту та архітектури*
Кафедра *трибології, автомобілів та матеріалознавства*
Освітній рівень *магістр*
Спеціальність ***132 «Матеріалознавство».***
Спеціалізація ***«Відновлення та технічний сервіс автомобілів»***

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри ТАМ
Диха О.В.
19 жовтня 2021 року

З А В Д А Н Н Я

НА ДИПЛОМНУ РОБОТУ СТУДЕНТУ

Черкасу Ярославу Руслановичу
Прізвище, ім'я, по батькові

1. Тема роботи: Дослідження покриття на основі заліза та алюмінію отриманого аргонодуговим наплавленням

керівник роботи: ***Посонський Сергій Феліксович, доцент каф. ТАМ.***
Прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання

Затверджено наказом університету від *25.08.2021 р. № 102 (Д_25)*

2. Строк подання студентом проекту (роботи) на кафедру ***7.12.2020 р.***

3. Вихідні дані до проекту (роботи) *Матеріали переддипломної практики; відомі технології створення покриттів на основі заліза та алюмінію.*

4. Зміст пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)

1) Структура та властивості інтерметалідів системи залізо – алюміній

2) Матеріали та методи досліджень

3) Результати досліджень

4) Висновки, рекомендації

5. Перелік графічного матеріалу (презентація):

Розробити презентацію у вигляді слайдів з розкриттям питань відповідно до мети роботи.

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв

7. Дата видачі завдання *19 жовтня 2021 р.*

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	*Структура та властивості інтерметалідів системи залізо – алюміній*	*30.10.21*	*вик*
2	*Матеріали та методи досліджень*	*15.11.21*	*вик*
3	*Результати досліджень*	*23.11.21*	*вик*
4	*Висновки, рекомендації*	*4.12.21*	*вик*
5	*Оформлення пояснювальної записки*	*6.12.21*	*вик*
6	*Допуск до захисту*	*7.12.21*	*вик*
7	*Захист дипломної роботи*	*11.12.21*	

Студент Підпис ***Черкас Я. Р.*** Ініціали, прізвище

Керівник роботи Підпис ***Посонський С. Ф.*** Ініціали, прізвище

РЕФЕРАТ

Структура та обсяг пояснювальної записки. Дипломна робота на тему «Дослідження покриття на основі заліза та алюмінію отриманого аргонодуговим наплавленням» складається зі вступу, трьох розділів, висновків, списку використаних джерел, який налічує 39 найменувань, розміщених на 4 сторінках, та 5 додатків розміщених на 20 сторінках. Роботу викладено на 86 сторінках, з них 78 сторінок основного тексту, на яких розміщено 23 рисунки і 7 таблиць.

Сучасна промисловість потребує розробки матеріалів, що мають підвищені механічні характеристики, зносостійкість, корозійну стійкість як при кімнатній, так і при підвищених температурах експлуатації. Тому більш широке застосування нових матеріалів на основі інтерметалідів (хімічна сполука двох або більше металів) є одним із напрямків вирішення цього завдання.

Метою роботи є дослідження можливості отримання покриття системи Fe-Al технологією аргонодугового наплавлення особливістю якої є одночасна подача в зону горіння електричної дуги двох різнорідних дротів на основі заліза та алюмінію, а також подальший аналіз отриманого зразка наплавлення.

Виконано аналіз фізико-хімічних властивостей інтерметалічних фаз системи Fe-Al, де основна увага приділена властивостям фази Fe_3Al, оскільки дана інтерметалева фаза має найбільш привабливі експлуатаційні характеристики. Проаналізовано вплив основних легуючих елементів на властивості інтерметаліду Fe_3Al.

Результатом постановки експериментів було успішне отримання багатошарового наплавлення покриття, подальший аналіз якого підтвердив наявність необхідної інтерметалічної фази Fe3Al в покритті.

Ключові слова: ІНТЕРМЕТАЛІДИ, АЛЮМІНІД ЗАЛІЗА, КОРОЗІЙНА СТІЙКІСТЬ, ТВЕРДІСТЬ, ОДНОЧАСНА ПОДАЧА ДРОТІВ, ІНТЕР МЕТАЛІЧНА ФАЗА.

ЗМІСТ

ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ СИСТЕМИ ЗАЛІЗО – АЛЮМІНІЙ	8
1.1 Інтерметаліди та їх сплави	8
1.2 Діаграма стану Fe-Al	11
1.3 Властивості інтерметалічних фаз системи Fe-Al	18
1.3.1 Механічні властивості	22
1.3.2 Електричні та магнітні властивості	26
1.3.3 Стійкість до корозії та вплив різних середовищ	26
1.4 Вплив легуючих елементів на властивості алюмініду заліза	31
1.5 Оцінка сучасного стану технологій отримання інтерметалідів	37
Висновки по першому розділу	47
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ	48
2.1 Метод формування дослідного покриття	48
2.2 Обладнання для нанесення покриття	49
2.3 Умови та режими експериментального наплавлення	52
2.4 Випробування твердості за Віккерсом	55
2.5 Оптична металографія	56
2.6 Методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії	57
Висновки по другому розділу	63
РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ	64
3.1 Візуальний контроль покриття	64
3.2 Аналіз отриманого зразка багатошарового наплавлення	67
3.2.1 Твердість наплавленого шару	69
3.2.2 Мікроструктура зразка наплавленого шару	70
3.2.3 Хімічний та фазовий склад	75
Висновки по третьому розділу	80
ВИСНОВКИ	81
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	82
ДОДАТКИ	86

ВСТУП

Актуальність теми. Сучасна промисловість потребує розробки матеріалів, що мають підвищені механічні характеристики, зносостійкість, корозійну стійкість як при кімнатній, так і при підвищених температурах експлуатації. Тому більш широке застосування нових матеріалів на основі інтерметалідів (хімічна сполука двох або більше металів) є одним із напрямків вирішення цього завдання.

Серед перспективних інтерметалідних конструкційних матеріалів, що мають унікальний комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей та набули поширення в останні роки [1], особливе місце займають матеріали і покриття на основі системи: залізо – алюміній. Ці матеріали легші і значно дешевші, ніж багато жароміцних сталей і сплавів. При отриманні таких сплавів, що важливо, не потрібно великої кількості дефіцитних легуючих елементів, наприклад, як альтернатива сплави Fe-Al можуть успішно замінити дорогі інтерметалідні системи Ni-Al і Ni-Ti. У ряді робіт відзначені унікальні властивості алюмініду заліза (Fe_3Al), зокрема, висока стійкість проти окислення та сульфідної корозії при потенційній ціні нижче багатьох нержавіючих сталей, недоліком є низькотемпературна крихкість [2]. Введення 2...5 % хрому у сплав усуває цей недолік. Область застосування інтерметалідних сплавів на основі алюмінідів заліза досить широка: диски гегенераторів автомобільних газотурбінних систем, фільтри пального газу для газифікації вугілля, екрани, обкладки, системи допалювання вихлопних газів автомобілів (заміна нержавіючої сталі при виготовленні елементів вихлопної системи) [2, 3].

Застосування таких сплавів дозволить підвищити термін служби різних елементів механізмів, що працюють в умовах підвищеного зносу, скоротити витрату дорогих і дефіцитних матеріалів, розширити

номенклатуру виробів, що випускаються, а також знизити їх масу і собівартість.

Найбільш поширені способи отримання інтерметалідних матеріалів, у тому числі алюмінідів заліза, пов'язані з методами ливарного виробництва: виплавка в індукційних печах, електролітичне виділення кристалів розплавів інтерметалідів, електрошлакова технологія виплавки, метод виплавки за технологією Exo - Melt [4]. Для поліпшення властивостей матеріалів, отриманих вищезазначеними методами застосовують подальшу обробку тиском для заліковування дефектів у вигляді пір і мікротріщин. Крім того, за рахунок гарячої пластичної деформації виливків вдається диспергувати структуру, а легування такими елементами, як Cr, Zr, B, дозволяє підвищити пластичність алюмінідів заліза [5]. Однак, зазначений процес виробництва алюмінідів заліза є багатостадійним та енергоємним.

Крім того, для отримання алюмінідів заліза велика увага приділяється методам порошкової металургії, які мають низку переваг: можливість керування мікроструктурою, покращення властивостей, а також виготовлення виробів заданої форми. Поряд з цим дані методи споживають меншу кількість матеріалу і виключають процес подальшої обробки [5].

При отриманні алюмінідів заліза методами порошкової металургії особливу увагу слід приділити синтезу сплаву з елементарних порошків Fe і Al, які у правильній композиції утворюють необхідну інтерметалічну сполуку FeAl відповідно до фазової діаграми. Одним з прогресивних методів отримання алюмінідів є процес високотемпературного синтезу (СВС), що самопоширюється. Незважаючи на свою велику енергозберігаючу перевагу, цей метод, головним чином, призводить до одержання інтерметаліду з пористою структурою, яка потребує подальшої обробки тиском.

Однак, матеріали алюмінію заліза Fe_3Al не отримали широкого застосування у промисловості, через відсутність відносно простої та недорогої технології їх виробництва.

Таким чином, метою даної роботи було дослідження можливості отримання покриття системи Fe-Al технологією аргонодугового наплавлення особливістю якої є одночасна подача в зону горіння електричної дуги двох різнорідних дротів на основі заліза та алюмінію, а також подальший аналіз отриманого зразка наплавлення.

В роботі планується вирішити наступні завдання:

1) Виконати аналіз фізико механічних властивостей інтерметалідів системи залізо – алюміній.

2) Виконати аналіз найбільш поширених методів отримання інтерметалідних матеріалів, у тому числі алюмінідів заліза. З врахуванням переваг та недоліків відокремити найбільш раціональний метод.

3) На базі обраного методу розробити технологію наплавлення покриття системи залізо – алюміній з утворенням інтерметаліду Fe_3A1.

4) Дослідити хімічний склад і структуру отриманого покриття.

5) Проаналізувати і узагальнити отримані результати.

РОЗДІЛ 1. СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ІНТЕРМЕТАЛІДІВ СИСТЕМИ ЗАЛІЗО – АЛЮМІНІЙ

1.1 Інтерметаліди та їх сплави

Інтерметалевими сполуками, або інтерметалідами, називають з'єднання металів між собою, причому до компонентів інтерметалідів відносять також і напівметали - кремній і германій. Найзагальніша класифікація інтерметалідів включає дальтоніди, бертоліди та фази Курнакова [6].

На цей час виявлено та описано понад 1500 інтерметалічних сполук, які утворюють близько 200 різних типів кристалічних структур [6]. До перспективних конструкційних матеріалів відносять такі типи інтерметалідів:

1) фази типу A_3B з кубічною кристалічною решіткою Ll_2 (Ni_3Al, Ni_3Si, Ni_3Fe, Ni_3Mn, Zr_3Al);

2) фази типу A_3B з гексагональними гратами DO_{19} (Ti_3AI, Ti_3Sn);

3) алюмінії типу Me_3Al (A_3B) зі структурою, відмінною від Ll_1, та DO_{19} (Fe_3Al-DO_3; Nb_3AI-$OA_h{}^3$);

4) алюмінії типу $MeAl_3$ ($NbAI_3$, $NiAl_3$, $TaAl_3$, $TiAl_3$, $ZrAl_3$); їх кристалічні структури різні;

5) фази типу А з кристалічною решіткою Ll_0 (TsAl, CuAu);

6) фази типу АВ з кристалічною структурою В2 (NiAI, CoTi, CoZr, NiBe, FeAl, FeCo, TiNi);

7) потрійні алюмінії зі структурою Ll_2: $Al_{1-x-y}Ti_xMe_y$, (Me = Co, Cr, Cu, Fe, Mn, Ni;x=0,24…0,28; y= 0,08…0,14);

8) потрійні фази Лавеса ($TiCr_{1,5}Si_{05}$; TaFeAI; TaNiAl; NbNiAl);

9) силіциди ($MoSi_2$; $NbSi_2$; Ni_3Si; $TiSi_2$; Ti_5Si_3; Mg_2Si; $CoSi_2$).

Високотемпературні інтерметалідні сплави повинні володіти наступними властивостями: високими міцнісними і жароміцними питомими

характеристиками, достатніми опором втоми, прийнятною пластичністю і технологічністю, високим опором корозії і окислення.

Найбільший практичний інтерес представляють алюмініди і сплави на їх основі, що обумовлено такими причинами:

а) алюмінієві сплави на їх основі мають високі міцнісні і жароміцні характеристики при робочих температурах, властивих нікелевим сплавів і вище них (при меншій щільності). Особливий інтерес викликають інтерметаліди з високою температурою плавлення: Nb_3Al (1960 °С), $MoSi_2$ (2030 °С), призначені для роботи при температурі вище 1200 °С. Швидко закристалізовані стрічки зі сплаву NbAl володіють тимчасовим опором розриву 900 МПа при 1300 °С і 700 МПа при 1400 °С. У зв'язку з цим вважають, що жароміцні матеріали на інтерметаллідній основі заповнять той пробіл в раціональних температурах експлуатації (1100 °С) та керамікою (>1300 °С). Граничну температуру експлуатації інтерметалідів оцінюють рівною (0,5 ... 0,7) $T_{пл}$ (переважно 0,5 $T_{пл}$) [7];

б) алюміній значно знижує щільність металів. Так, зокрема, щільність інтерметаліду TiAl у 2,5 рази менша, ніж у жароміцних нікелевих сплавів. Знижена щільність алюмінідів сприяє підвищенню питомих характеристик міцності та жароміцності. Зауважимо, що останнім часом велика увага приділяється одному з найлегших та інтерметалідів Mg_2Si (1,94 г/м^3) [7];

в) порівняно з іншими матеріалами алюмініди мають високий опір окисленню. Одним з кращих матеріалів у цьому відношенні є інтерметалід Fe_3Al, що має до того ж і високу корозійну стійкість. Високу жаростійкість мають також силіциди, але для них важче вирішується проблема усунення їх крихкості;

г) алюміній відноситься до порівняно недорогих, недефіцитних легуючих елементів [6].

Основні фактори, що ускладнюють застосування і нтерметалідів і сплавів на їх основі як конструкційних матеріалів, такі: властива

інтерметалідам крихкість, особливо при кімнатній температурі; недостатнє у деяких випадках опір окисленню; ненадійність методів проектування та передбачення тривалості експлуатації виробів з інтерметалідів; відсутність постачальників якісної продукції з інтерметалідів; Висока вартість виробів.

Способи підвищення пластичності та інтерметалідів включають мікролегування, легування, формування оптимальної мікроструктури, підвищення чистоти вихідних матеріалів [6].

Мікролегування зазвичай проводиться як з підвищення пластичності, а й поліпшення всього комплексу експлуатаційних властивостей. Підвищення пластичності при мікролегуванні може бути досягнуто внаслідок зменшення ковалентної складової зв'язку, створення сприятливої дислокаційної структури з більш високою рухливістю дислокацій, забезпечення дії сприятливіших систем ковзання, зміни кристалічного або фазового складу та структурного стану.

До нових напрямів легування слід віднести зміцнення інтерметаліду дисперсними частинками. Дисперсне зміцнення, яке реалізується методами порошкової металургії, забезпечують оксиди. До таких сплавів належать, зокрема, інтерметаліди FeAl, Fe_2Al, NiAl, Ni_3Al, зміцнені оксидами (Al_3O_3, Y_2O_3), карбідами (H_fC), боридами (TiB_2).

Велике значення має також чистота вихідних матеріалів, особливо за легкоплавкими домішками, сегрегація яких на межах зерен викликає крихке міжзеренне руйнування.

Інтерметаліди вже давно застосовують у техніці для різних призначень. Добре відомо застосування алюмінію та силіцидів як захисних покриттів при гарячому деформуванні та термічній обробці хімічно активних металів. Інтерметаліди складають основу сплавів - накопичувачів водню, що легко поглинають великі кількості водню при температурах, близьких до кімнатної, і віддають його при невисокому нагріванні при зниженні його тиску [5].

1.2 Діаграма стану Fe-Al

Можливість утворення металічного зв'язку між частинками металів, що з'єднуються, визначається будовою їх атомів, типами і параметрами їх кристалічних ґрат, і деякими іншими факторами, що визначають хімічну спорідненість між металами, що з'єднуються. Найбільш легке утворення зв'язків металів і сплавів відбувається у разі, коли до їх складу входять елементи, що володіють необмеженою взаємною розчинністю як у рідкому, так і в твердому станах, тобто. що утворюють безперервний ряд твердих розчинів [7].

Для необмеженої взаємної розчинності металів необхідно виконання наступних основних умов [7]: один і той же тип кристалічної решітки металів, що з'єднуються; максимально можливе наближення параметрів кристалічної решітки; відповідне відображення кутів розорієнтування кристалічної решітки фаз щодо поверхні розділу.

Взявши за основний метал залізо у роботі [8] зазначається, що відмінність атомних діаметрів лише на 15-16 % одна із найважливіших умов утворення твердих розчинів, оскільки у разі кристалічна решітка заліза має граничну деформацію. У разі дифузії в залізо елементів, у яких відмінність атомних діаметрів перевищує дані значення, спотворення перевищують максимально допустимі, що призводить до деформацій, які зумовлюють розрив атомних зв'язків, а наслідок, руйнування твердого тіла. Так у згаданих роботах, при аналізі системи Fe-Al зазначається, що відмінність у параметрах кристалічної решітки алюмінію і а-заліза становить близько 22%, тим часом як для алюмінію та γ- заліза - приблизно 12%. Крім того, при взаємодії алюмінію з γ- залізом в умовах підвищених температур обидва метали мають однаковий тип кристалічної решітки, що наштовхує на думку про збільшення сили хімічного зв'язку.

Діаграма стану Fe-Al представлена рисунку 1.1. Вище викладене пояснює відсутність необмеженої розчинності, а також наявність безлічі інтерметалевих сполук. При первинному аналізі діаграми видно: що у рівноважних умовах алюміній із залізом утворюють тверді розчини, інтерметалеві сполуки та евтектику.

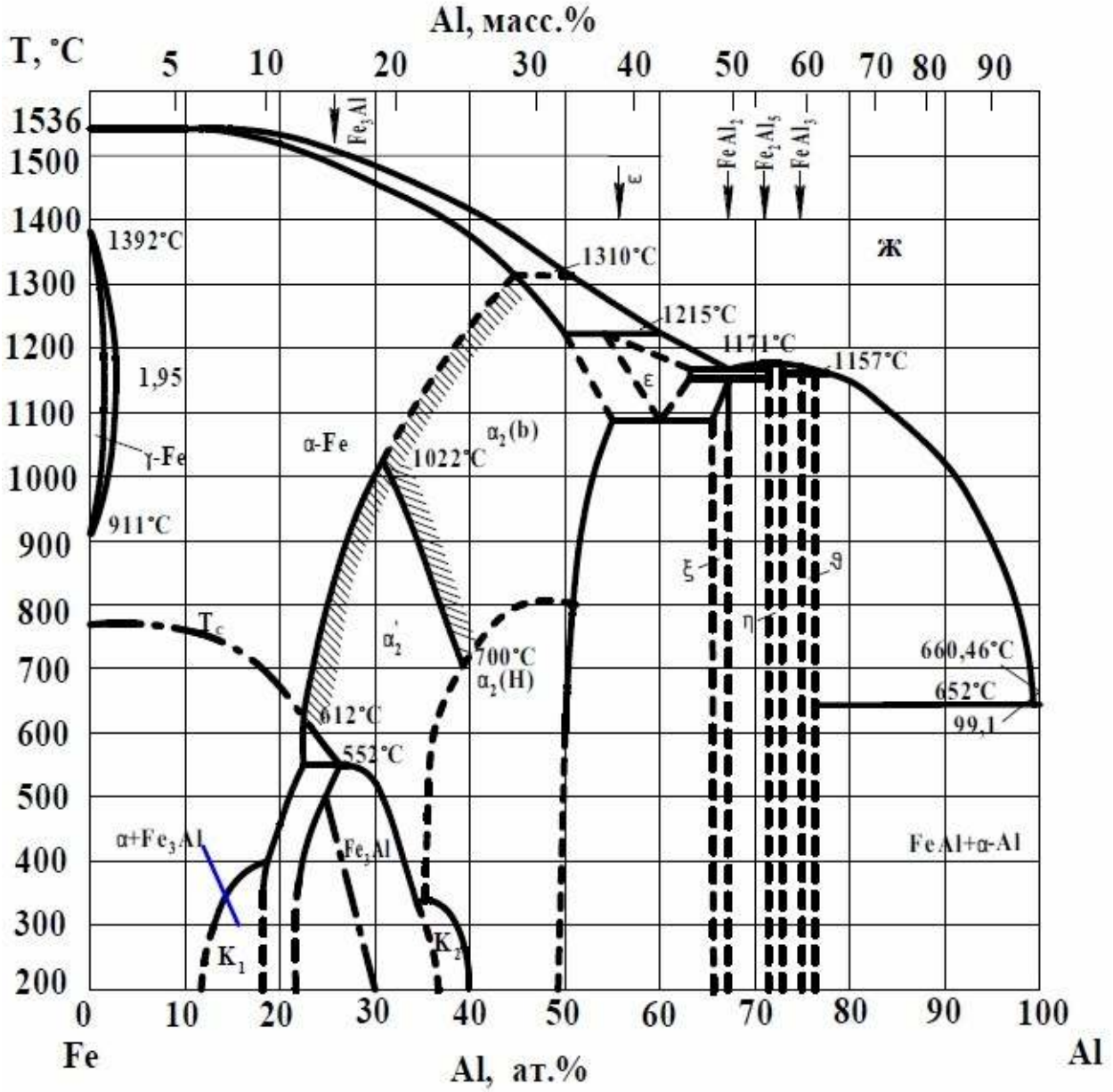

Рисунок 1.1 – Діаграма стану Fe-Al

Розглянемо окремі області діаграми стану Fe-Al (рисунок 1.1) докладніше. З боку Fe має місце значна по протяжності область твердих

розчинів A1 в Fe з ОЦК гратами - (α Fe). Область твердих розчинів на основі Fe з ГЦК решітками - (γ Fe) є замкнутою з максимальною розчинністю A1 рівною 1,285 % (ат.) [0,623 % (за масою)] при температурі 1150 °С, а для двох фазної області (γ Fe) + (α Fe) за тієї ж температурі, концентрація A1 дорівнює 1,95 % (ат.) [0,95 % (за масою)].

З боку A1 є лише дуже мала область розчинності заліза в алюмінії. Прийнято [9], що вона становить близько 0,03 % (ат.) [0,062 % (за масою)] Fe при евтектичній температурі 652 °С. З цього слідує, що розчинність алюмінію в залізі приблизно в 600 разів вище і становить близько 32%.

Зосередимо увагу на середній ділянці діаграми. Область твердого розчину з урахуванням Fe з ОЦК решіткою - (α Fe) цікава тим, що у ній спостерігаються різні типи упорядкування. Так, високотемпературний стан упорядкованого сплаву Fe_3A1 являє собою твердий розчин A1(α Fe), в якому атоми компонентів випадковим чином розподілені по вузлах кристалічної решітки (решітка типу A2) [10]. При русі зверху вниз за температурною шкалою діаграми області твердого розчину (α Fe) спостерігається перехід, у результаті якого кристалічна решітка невпорядкованого твердого розчину розбивається кілька підрешіток, тобто відбувається первинне впорядкування на кшталт CsC1 (B2), і сприймається як утворення фаз α_2 чи α_2' (сполуки FeA1). Існує дві основні точки зору механізму утворення цієї фази. У першій вважається, що утворення фази α_2(FeA1) є результатом реакції впорядкування другого порядку невпорядкованого твердого розчину на основі (α Fe). Тому сфери існування (α Fe) і α_2 поділяють однією лінією. Друга точка зору передбачає, що фаза α_2 утворюється безпосередньо з розплаву по перитектичної реакції З + (α Fe) $\Leftrightarrow$ α_2(FeA1), що протікає при 1310 °С. Тому також є штрихпунктирна лінія [10]. У свою чергу упорядкована фаза α_2 може існувати у двох модифікаціях α_2 (ВТ) - високотемпературної та α_2 (НТ) - низькотемпературної. Дане перетворення

α_2 (ВТ$\Leftrightarrow \alpha_2$ (НТ) пов'язують із упорядкуванням вакансій у решітках типу CsC1 [9]. Високотемпературна модифікація α_2 (ВТ) при зниженні температури може зазнавати вторинного впорядкування α_2 (ВТ) - α_2' (ВТ) за типом CsC1 - CsC1$'$, яке імовірно пов'язують із зміною типу далекого порядку [9].

За застарілими даними [9] вважається, що упорядковані тверді розчини є проміжними фазами між хімічним з'єднанням та твердими розчинами. При повному упорядкуванні ці фази нагадують хімічні сполуки, оскільки в них є певна кількість атомів, які можна виразити відповідною формулою.

Більш сучасні дослідження та результати їх аналізу доповнили уявлення про впорядковані структури. Упорядковані структури є тверді розчини, в яких атоми розчинника і розчиненого елемента не статично розподілені по вузлах кристалічної решітки [10].

В області, що відповідає утворенню твердих розчинів на основі Fe з ОЦК решіткою - (α Fe), починаючи з температури, що дорівнює 552 °С, відбувається фазовий перехід α_2' - α_1, утворюється фаза Fe_3A1. Вона має кристалічну решітку типу DO_3 (BiF_3), похідну від ОЦК решітки Fe, і досить широку область гомогенності, яка розширюється зі зниженням температури. Утворення Fe_3A1 при температурі 552 °С відбувається за виродженим перитектоїдним перетворенням (α Fe) + α_2' = Fe_3Al з концентрацією фази α_2' - 26,8% (ат.) А1 [9]. Зазначається, що утворенню фази Fe_3A1 сприяє повільне охолодження. Думка про природу фазового переходу α_2' (В2) $\rightarrow \alpha_1$ (DO_3) по-різному. В роботі [11] зазначається, що це перетворення є фазовим переходом другого роду. З іншого погляду [9], це перетворення є фазовим переходом першого роду.

Області К1 і К2, що примикають до сфери існування сполуки Fe_3A1, є областями своєрідного розшаровування твердого розчину, так зване К-стан,

який спостерігається при температурі нижче 400 °С [9]. У роботі [12] зазначається, що ці області мають ближній порядок.

У рівноважних умовах алюміній із залізом утворюють тверді розчини, інтерметалеві сполуки та евтектику (рис. 1.1). Розчинність заліза в алюмінії незначна (0,03 ат.% при евтектичній температурі 654 °С), розчинність алюмінію в залозі в 600 разів вище і становить приблизно 32%. При затвердінні у структурі сплавів алюмінію із залізом з'являються кристали сполуки Fe_3Al (77,5 ат. % Al). При вмісті до 1,8 % заліза та температурі 654 °С утворюється евтектика Al + Fe_3Al. Подальше збільшення вмісту заліза в сплаві спричиняє появу хімічних сполук наступних складів: Fe_2Al_5 (71 ат. % Al), Fe_2Al (67,59 ат. % Al), FeAl (45,2 ат. % Al) та інші.

Компоненти системи Fe-Al мають найпростіші структури: α-Fe – кубічна об'ємно-центрована, а = 2,8664 Å; γ-Fe - кубічна гранецентрована, а = 3,656 Å; Al - кубічна гранецентрована, а = 4,04914 Å.

Незважаючи на порівняно близькі величини періодів, ізоструктурні компоненти утворюють безперервний ряд твердих розчинів. На α - модифікації заліза базується обмежений ряд твердих розчинів з максимальним вмістом алюмінію, рівним приблизно 53 ат. % за температури 1103 °С. З цього твердого розчину в результаті перетворення, що полягає в упорядкуванні розподілу атомів заліза і алюмінію, утворюються два найбагатші залізом сполуки - FeAl і Fe_3Al з наступними структурами: FeAl - кубічна примітивна структура типу CsCl, а = 2,903 Å; Fe_3Al - кубічна гранецентрована структура типу DO_3 ($BiFe_3$), а = 5,78 Å. При 552 ° С та 26,8 ат. % Al реалізується вироджене перитектоїдне перетворення α + α2 ↔ Fe3Al; у точці із зазначеними вище координатами співіснують феромагнітна фаза -Fe і парамагнітна фаза Fe3Al.

За даними, упорядкована структура типу Fe_3Al утворюється у сплавах, що містять від 25 до 34 ат. % Al після повільного охолодження. Після загартування цих сплавів від температури 600 °С і вище виникає

структура FeAl. Процес упорядкування характеризується зміною низки фізичних властивостей, зокрема нижчим значенням точки Кюрі, зміною періоду кристалічної решітки при кімнатній температурі залежно від вмісту алюмінію. При його вмісті до 10% період кристалічної решітки збільшується лінійно з підвищенням вмісту легуючого елемента. Сплави із вмістом алюмінію від 10 до 20 % характеризуються в упорядкованому стані майже постійним періодом кристалічної решітки. В області невисокого вмісту алюмінію утворюється також нестабільна фаза Fe_2Al з гексагональною структурою типу $MgZn_2$ (фаза Лавеса) a = 4,76 Å; b = 7,70 Å; a/c = 1,62.

При вмісті алюмінію, що перевищує 50 ат. %, у системі Al-Fe утворюються фази FeA_{l2}, Fe_2Al_5, $FeAl_3$ (Fe_4Al_{13}) та метастабільні сполуки $FeAl_6$. Структура $FeAl_6$ – ромбічна з періодами решітки a = 7,440 Å; b = 6,4644 Å; c = 8,779 Å. Структура Fe_4Al_{13} ($FeAl_3$) – одна з найскладніших структур інтерметалічних сполук, що має моноклінний елементарний осередок з періодами a = 15,489 Å; b = 8,0834 Å; c = 12,476 Å; β = 107°43”. Структура з'єднання Fe_2Al_5, що містить більше заліза ніж $FeAl_3$, ромбічна з параметрами a = 7,68 Å; b = 6,40 Å; c = 4,20 Å.

Залізо в цій системі завжди знаходиться у вигляді хімічних сполук. Це одна з основних чинником, визначальним одержувані властивості сполук цієї системи. Крім цього, особливості будови та параметри кристалічної решітки, також багато в чому визначають механічні та експлуатаційні властивості з'єднань системи Fe-Al.

Підсумовуючи, сплави системи Fe-Al, залежно від концентрації та температури, можуть мати невпорядковану структуру A2, структуру упорядковану за типом B2 (FeAl) або структуру впорядковану за типом $D0_3$ (Fe_3Al).

Для кращого розуміння та представлення структур типу A2, B2, D03 розглянемо їх детальніше. Схематичне зображення структур представлені рис. 1.2. Решітка A2 є невпорядкованим твердим розчином Fe-Al, в якому

атоми Al хаотично розподілені по вузлах кристалічної решітки. Надструктури B2 і DO_3 утворюються на базі решіток ОЦК заліза. Решітка B2 – упорядкований твердий розчин з ОЦК решітками, в яких атоми Al знаходяться у центрі кожного осередку. Решітка DO_3 – упорядкований твердий розчин, у якому атоми Al перебувають у центрі осередку через одну.

Елементарний осередок решітки DO_3 може бути представлений як результат розбиття базової ОЦК решітки на чотири ГЦК підрешітки з подвоєним щодо бази періодом [9, 13]. Стан повного впорядкування Fe_3Al є стан, при якому атоми Al займають тільки одну з чотирьох решіток, а атоми Fe - три інших. Зв'язок надструктури B2 і DO_3 не безпричиний, він обумовлений двостадійним характером встановлення далекого порядку за типом DO_3, а також співіснуванням цих надструктур у близьких температурно-концентраційних областях.

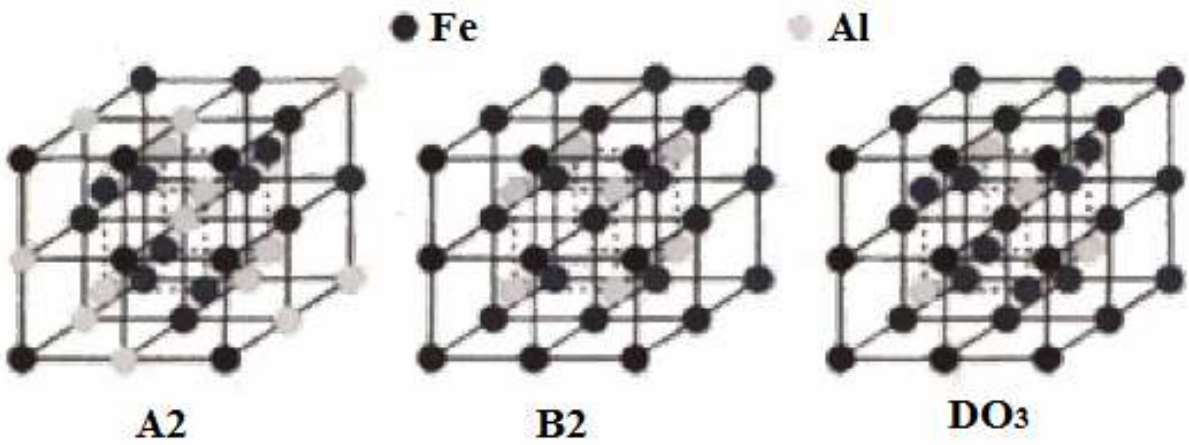

Рисунок 1.2 – Схеми структур в залежності від типу впорядкування

1.3 Властивості інтерметалічних фаз системи Fe-Al

Знання фізичних властивостей інтерметалідних сполук дуже важливо, оскільки вони визначають характер взаємодії алюмінію із залізом, отже, міцність, теплопровідність, електропровідність, корозійну стійкість металу з їхньої основі загалом. Крім того, властивості сплаву залежать від складу, величини, форми та характеру розташування інтерметалічних сполук. Загальним недоліком інтерметалевих сполук є їх крихкість при кімнатній температурі. Крихкість цих з'єднань пояснюється їх складною кристалічною будовою та іншими факторами [13]. Незважаючи на крихкість при низьких температурах, при високих температурах інтерметалеві з'єднання певною мірою стають пластичними. Слід зазначити, що відомості про властивості інтерметалевих сполук системи не численні, ймовірно, у зв'язку зі значними експериментальними труднощами їх отримання та подальшого випробування, насамперед через високу крихкість. Пояснення: в рамках поточної роботи основну увагу приділено властивостям сплаву на основі інтерметаліди Fe_3Al.

Особливості будови та параметрів кристалічної решітки багато в чому визначають механічні та експлуатаційні властивості сполук системи Fe-Al. Так, при відношенні числа валентних електронів до атомів у решітці, що дорівнює 3/2, інтерметалічні сполуки утворюють β-фази з ОЦК. структурою або зі складними кубічними решітками. До таких сполук відноситься сплав FeAl, який має металеві властивості, проте участь d-електронів у міжатомному зв'язку зумовлює появу ковалентної складової. Інтерметаліди цього типу характеризуються високою стійкістю проти окислення та газової корозії, що дозволяє використовувати їх як жаростійкі матеріали та покриття.

Присутнє в алюмінії залізо знаходиться у вигляді хімічних сполук, що визначає механічні властивості сплавів залізо-алюміній. Залізо призводить до підвищення твердості та міцності сплаву та різкого зниження його пластичності (рис. 1.3). Залізоалюмінієві сплави із вмістом заліза 8…10 мас. % мають незначну пластичність, а ще більш леговані залізом дуже крихкі.

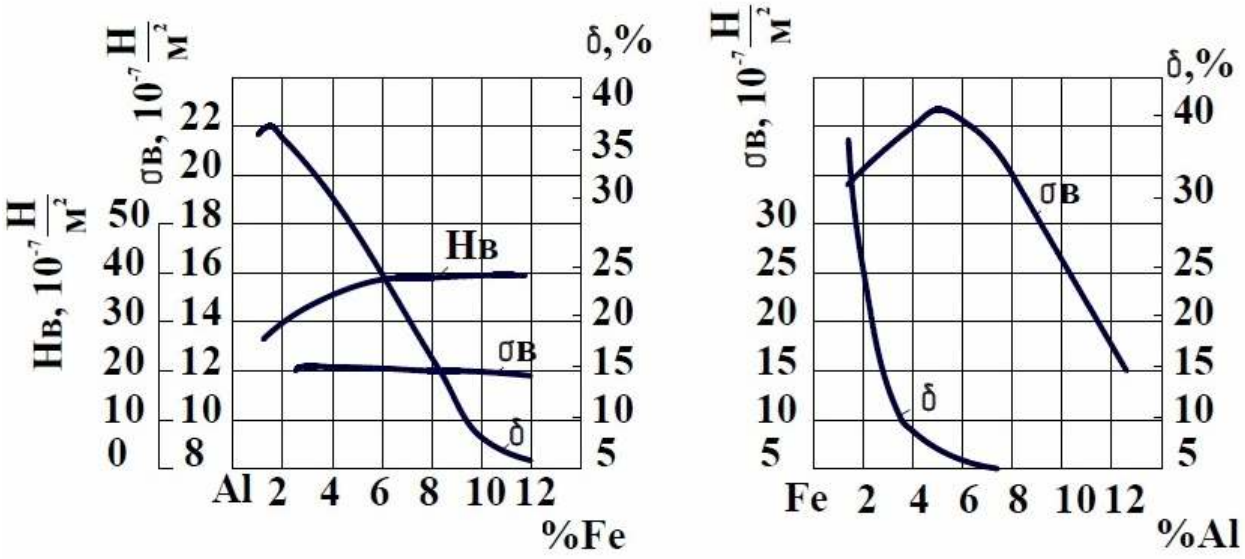

Рисунок 1.3 – Зміна механічних властивостей алюмінієво-залізних сплавів залежно від вмісту заліза та алюмінію

Сплави на основі інтерметаліду Fe_3Al згідно [14] характеризуються високою концентрацією структурних вакансій, містять атоми впровадження вуглецю та атоми заміщення - алюмінію. На думку Павлової Т.С. [10] дані сплави є прикладом складного твердого розчину, що впорядковується, впровадження-заміщення-віднімання. Наявність і поведінка дефектів у твердому розчині Fe-Al, а також процес упорядкування при зниженні температури визначають фізико-хімічні властивості інтерметаліду Fe_3Al в цілому.

Є кілька джерел, у яких представлено інформацію про властивості інтерметалідів системи Fe-Al. У вітчизняній літературі можна знайти праці радянського вченого Володимира Рафаїловича Рябова, присвячені зварюванню алюмінію зі сталями та їх алітуванню [15, 16,], та інші. У даних

джерелах є дані про фізичні властивості основних інтерметалідів системи Fe-Al. Так, основні результати праць Рябова В.Р. з вивчення фізичних властивостей інтерметалідів даної системи узагальнені та представлені на рисунку 1.4 [15].

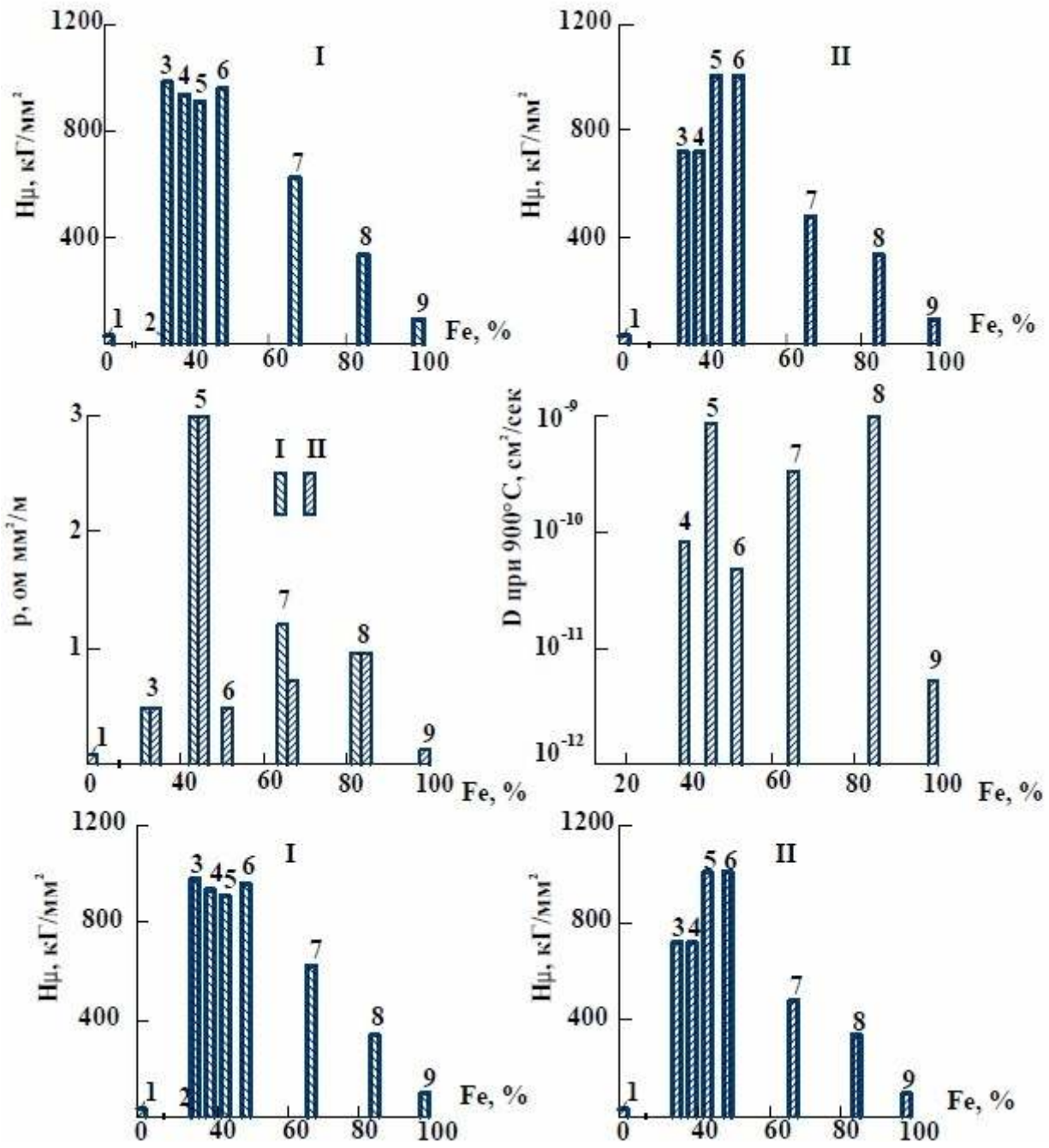

Рисунок 1.4 – Властивості інтерметалевих фаз системи залізо-алюміній: I – литий стан; II – стан після відпалу; 1 – Al; 2 - Al + $FeAl_3$; 3 – Fe_2Al_7; 4 – $FeAl_3$; 5 – Fe_2Al_5; 6 – $FeAl_2$; 7 – FeAl; 8 – Fe_3Al; 9 – Fe

Найбільшу твердість 11,5 ГПа при кімнатній температурі має з'єднання Fe_2Al_5. Твердість всіх інтерметалідних фаз зменшується зі зростанням вмісту заліза. Зі збільшенням температури мікротвердість з'єднань падає. Точка перегину значення мікротвердості лежить в межах 0,3 ... 0,5 Тпл. Для фаз $FeAl_3$ і $FeAl_2$ розміцнення настає при 0,5 Тпл; фаза Fe_2Al_5 розміцнюється при 0,45 Тпл, фаза FeAl - при 0,33 Тпл. А Fe_3Al відбувається поступове зниження твердості. Наведені дані пояснюють хорошу деформованість досліджуваних матеріалів за підвищених температур. Висока твердість деяких фаз характеризує їхню високу абразивну зносостійкість.

Міцні властивості цих фаз змінюються практично протилежно твердості. Найбільшою міцністю при розтягуванні мають фази Fe_3Al; FeAl, а найменшою – фази $FeAl_3$; $FeAl_2$; Fe_2Al_7; Fe_2Al_5. Міцність Fe_2Al_7; $FeAl_3$ і Fe_2Al_5 становить відповідно 18, 15 та 17 МПа.

Найменша міцність при стисканні спостерігається у сполуки $FeAl_3$ – 16 МПа. Найбільш високою міцністю при стисканні мають фази Fe_3Al; FeAl; Fe_2Al_7. Висока міцність 190 МПа при стисканні фази Fe_2Al_7 пояснюється наявністю м'якого міжзеренного прошарку алюмінію. Однак руйнування з'єднання Fe_2Al_7 протікає тендітно - на діаграмі практично не реєструється майданчик плинності. Також, крихкі фази $FeAl_3$, Fe_2Al_5, $FeAl_2$. Зі збільшенням вмісту заліза в сплавах FeAl і Fe_3Al зерна набувають більш правильної форми і помітно збільшуються у розмірі.

Слід зазначити, що всім інтерметалідам системи залізо-алюміній притаманний тендітний характер руйнування. Крихкість цих сполук пояснюється їх складною кристалічною будовою, наявністю ковалентного та іонного зв'язків. При деформації подібних сполук ковзання швидко припиняється і виникає при подальшої деформації смуг. Спотворення кристалічних решіток, що викликає появу смуг ковзання, кристалографічно обмежено, що і призводить до крихкого руйнування.

1.3.1 Механічні властивості

Мікротвердість всіх інтерметалевих сполук незалежно від їх фазового складу значно вища за мікротвердість вихідних металів - заліза і алюмінію. Твердість всіх інтерметалевих фаз при низьких температурах зменшується зі зростанням вмісту заліза, що узгоджується з даними Вестбрука [16]. Також Рябов В.Р. зазначає, що зі збільшенням вмісту заліза в сплавах FeA1 і Fe_3A1 зерна набувають більш правильної форми і помітно збільшуються у розмірі. Мікротвердість фази Fe_3A1 найменша серед інших інтерметалевих фаз системи Fe-Al.

У роботі [16] досліджувалась мікротвердість інтерметалевих фаз залежно від температури звідки відомо, що мікротвердість Fe_3Al з зростанням температури зменшується поступово, без точок перегину з різкою зміною твердості, які спостерігаються в інших інтерметалевих фазах даної системи. Наведені у роботі [16] дані залежності мікротвердості від температури становлять практичний інтерес, оскільки можуть бути обґрунтуванням вибору оптимальної температури експлуатації виробу з інтерметаліду Fe_3Al.

Порівняно з результатами, отриманими Рябовим В.Р, є сучасні дослідження [8, 10] механічних властивостей сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al. У цих роботах методом адитивного електродугового вирощування (WAAM) були отримані зразки дослідження (інтерметалічна стінка висотою 24 мм і 47 мм). Результати досліджень показали середню твердість інтерметалічної фази рівна, приблизно, 290 Hv. Автори робіт [8, 10] зазначають, що в обох зразках наплавок у зоні сплавлення перших шарів зі сталевою підкладкою (основою) спостерігається підвищення твердості, пов'язане, на їхню думку, з розведенням шару вуглецем зі сталевої підкладки. Поява фази голкових опадів $Fe_3AlC_{0,5}$ викликає підвищення твердості до 350

Hv [8, 10], яке пропорційно корелює з експериментальними даними. За даними [6] міцнісні властивості інтерметалевих фаз системи Fe-Al змінюються практично протилежно твердості. Як видно з рисунку 1.4 найбільшою міцністю при розтягуванні мають фази Fe_3Al; FeAl, а найменшою - фази Fe_2Al_7; $FeAl_3$; Fe_2Al_5, які становлять лише 18, 15 і 17 МПа, відповідно. Зазначається, що руйнація протікає тендітно - на діаграмах не реєструється скільки-небудь помітного майданчика плинності. Міцність Fe_3A1 при стиску в стані після відпалу поступає лише FeA1-ой фазі.

Більш докладний опис дослідження властивостей міцності сплаву основі інтерметаліду $FeAl_3$ є в роботі [18]. Результати випробувань на розтяг при кімнатній температурі представлені в таблиці 1.1.

Таблиця 1.1 – Результати випробувань на розтяг зразків інтерметаліду

Напрямок розтягу	Повздовжній напрямок Y	Нормальний напрямок, Z
Межа міцності, МПа	897,8 ± 58,3	851,7 ± 39,9
Межа текучості, МПа	810,7 ± 55,8	722,6 ± 21,9
Відносне видовження, %	3,5 ± 0,4	3,7 ± 0,2

Результати випробувань на розтягнення показали, що зразки, витягнуті в поздовжньому (Y) напрямку, мають відносно вищу міцність на розтяг і подібну пластичність порівняно із зразками, витягнутими в нормальному (Z) напрямку. Поверхні переломів обох напрямках показують переломи трансгранулярного розщеплення без межзеренного розриву чи структури ямочки [18]. Це вказує на те, що міцність меж зерен вище, ніж міцність самих стовпчастих зерен, оскільки в калібр для поздовжніх зразків розтяжних включено більше меж зерна, ніж в калібр для нормальних розтяжних зразків. Відповідно, зусилля, що розтягує, в поздовжньому (Y) напрямку прикладається до більшої кількості зерен, ніж розтягує зусилля в

нормальному (Z) напрямку. Звідки автори роботи роблять висновок про те, що для того, щоб отримати більш високі та ізотропні механічні властивості вирощеного виробу, додатково має сенс провести технологічні операції, спрямовані на подрібнення зерна.

Діяльність [10] Павлової Т.С. представила узагальнені дані щодо фізико-механічних властивостей бінарних сплавів на основі інтерметаліду $FeAl_3$, де значення меж плинності та міцності значно нижчі від результатів роботи [19]. Узагальнені дані представлені у таблиці 1.2.

Таблиця 1.2 – Основні характеристики алюмініду заліза

Властивість, одиниці вимірювання	Значення
Щільність ρ, г/см^3	6,7
Константа магнітострикції $\lambda s \cdot 10^6$	50
Питомий електроопір p, мкОмм	1,0 - 1,5
Межа текучості $\sigma_{0,2}$, Мпа	~ 280
Межа міцності σ_B, МПа	~ 520
Модуль Юнга E, Мпа	~ 180000
Відносне видовження δ, %	< 4

Відбиті в роботах [18, 19] дослідження міцнісних властивостей вказують на наявність аномалій: різкого падіння міцності при температурах 60-80 ° С в монокристалах сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al і різкого збільшення і максимум напруги течії в монокристалах і полі кристалах інтерметаліду Fe_3Al при температурах 500-550 °С. Авторами вказується, що причина високотемпературної аномалії властивостей міцності є перебудова дислокаційної структури і зміна рухливості дислокацій при нагріванні. Також наголошується, що низькотемпературна аномалія характерна тільки для монокристалів інтерметаліду Fe_3Al і не проявляється в полікристалах.

Дані про коефіцієнти лінійного розширення є у роботі [16]. На рисунку 1.5 представлені графічні залежності зміни коефіцієнта лінійного розширення за результатами досліджень [16]. Якщо додатково нанести на цей рисунок залежність для вихідного металу (заліза), то розташування та кут нахилу лінії буде близьким до лінії №7 (рисунок 1.5). Звідки можна зробити висновок про те, що ймовірність утворення тріщин внаслідок термічної напруги між фазою Fe_3Al і алюмінієм набагато вище, ніж між фазою Fe_3Al і залізом. Практично це може бути вагомим аргументом при виборі матеріалу підкладки (підстави) при адитивному електродуговому вирощуванні виробів (WAAM).

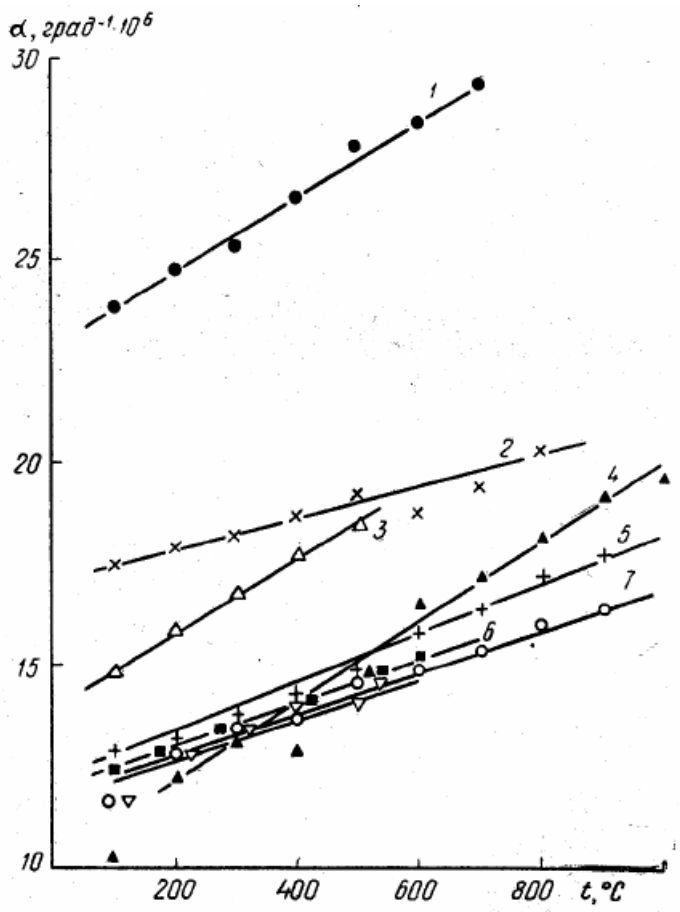

Рисунок 1.5 – Температурні залежності коефіцієнтів термічного розширення інтерметалевих фаз системи Fe-Al:

1 - Al; 2 - FeAl; 3 - Fe_2Al_7; 4 - Fe_3Al; 5 - Fe_2Al_5; 6 – $FeAl_3$; 7 - $FeAl_2$

1.3.2 Електричні та магнітні властивості

Вивчення питомого електроопору необхідно, наприклад, при розгляді ефективності застосування сплавів системи Fe-Al як нагрівальні елементи. Рябов В.Р. проводив дані дослідження шляхом вимірювання опорів за схемою подвійного моста постійного струму. Результати досліджень представлені рисунку 1.4. Видно, що електроопір всіх інтерметалідних фаз набагато більше, ніж у вихідних металів - алюмінію та заліза. Привертає увагу аномально високе значення електроопору фази Fe_2Al_5, максимальне значення якого досягає 3,3 Ом-мм^2/м (приблизно в 150 разів більше, ніж для алюмінію) [16]. Фази Fe_3Al і FeAl мають середній питомий опір 1 Ом-мм^2/м.

Для сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al спостерігаються аномалія магнітних властивостей - подвійну точку Кюрі. Багато науковців пов'язують існування «подвійний» точки Кюрі зі зміною магнітних властивостей поблизу температур фазового перетворення B2-DO_3 [10].

1.3.3 Стійкість до корозії та вплив різних середовищ

Сплави на основі інтерметалідів системи Fe-Al дуже цікаві своїми властивостями корозійної стійкості у різних середовищах. Найбільшої уваги заслуговують упорядковані інтерметалеві сплави на основі Fe_3Al, тому як відомо, що інтерметалічна фаза Fe_3Al має найбільш високий опір до окислення та корозійної стійкості в порівнянні з іншими інтерметалідами системи залізо-алюміній [7].

Зовнішнє водневмісне середовище, такі як водяна пара, атмосферне повітря та інші джерела водню, здатна викликати відчутні ефекти крихкості

інтерметалідів системи Fe-Al при розтягуючих навантаженнях. Так, якщо виключити джерела водню з навколишнього середовища, то можливе збільшення пластичності сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al до 10% [11, 14]. До речі, шкідливі ефекти водневмісних середовищ виявляються і в інших сплавах на інтерметалевій основі, особливо Ni_3Al, TiAl і Ti_3Al, а також у Ni_3Si та інших інтерметалідах [14]. Однак, навіть у вологому повітрі пластичність Fe_3Al може бути підвищена шляхом додавання Cr або Zr та/або шляхом зняття напруги, але без рекристалізації мікроструктури [19]. Також корисно прискорене охолодження з температур вище за Tc для утворення частково впорядкованої структури B2. Для отримання адекватної пластичності більшості сплавів системи Fe-Al автори роботи [21] рекомендують дотримуватися хімічного складу сплавів, наведеного в таблиці 1.3 [21]. Аналогічний опис впливу водневмісних середовищ наводиться і в роботі Ковтунова Олександра Івановича [8], де, у свою чергу, зазначається, що сплав Fe_3Al має серйозний недолік - низькотемпературну крихкість. Аналогічно вказується, що однією з основних причин низькотемпературної крихкості упорядкованих сплавів на основі Fe_3Al із вмістом алюмінію понад 25 % ат. є насичення їх воднем, що утворюється при взаємодії алюмінію з парами води з навколишнього повітря. Усунути цей недолік дозволить введення 2...5 % Cr у сплав [8], що добре узгоджується з рекомендаціями [21] щодо вмісту хрому в сплавах залізоалюмінієвої системи (додаток А).

Схожа ситуація при циклічному навантаженні. Так, за даними роботи [22] швидкість зростання втомної тріщини набагато нижче у вакуумі або кисні, ніж у повітрі або в газоподібному водні. Аналогічний вплив газоподібних середовищ на швидкості зростання тріщини втоми спостерігалося і на деяких інших сплавах Fe_3Al в роботі [22].

Через заклопотаність проблемою водневої крихкості в присутності водяної пари значну увагу було приділено і зварюваності сплавів Fe_3Al [8, 10]. Всі сліди останнього повинні бути виключені з поверхні зварного шва,

щоб уникнути уповільненого холодного розтріскування. З робіт відомо, що зменшення розміру зерна виявилося ефективним засобом поліпшення пластичності зварного шва та підвищення стійкості до водневої крихкості. До того ж, іншими методами контролю холодного розтріскування з'явилися попередній нагрівання до температур 350 °С і вище або наступне нагрівання при 750 °С, з метою зняття напруги та відведення дифузійного водню.

У роботі [23] Бьюкенена та його колег вивчено корозійне поводження сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al (28% ат. Al) у різних агресивних середовищах. Результати їх робіт представлені у таблиці додатку Б. Пояснення марок сплавів до таблиці наведено в таблиці додатку А.

З таблиці додатку Б слідує, що високі швидкості корозії присутні у кислото - і сірковмісних середовищах, порівняно з еталонним матеріалом, 304L SS (аналог 03Х18Н11). Помітно, що в 1 моль/л NaOH розчині всі чотири сплави пасивуються, що свідчить про хорошу загальну корозійну стійкість. Додавання 1-2% Mo і 4-6% Cr сприяє уповільненню ініціації корозії (додаток В). Випробування цих сплавів в умовах щілинної корозії (вплив слабких кислотно-хлоридних розчинів протягом 18 год) показали гіршу поведінку порівняно з 304L SS, що вказує на те, що щілинна корозія може відбуватися навіть у Fe_3Al, що містить Cr і Mo .

Характеристики високотемпературної корозії сплавів Fe_3Al були розглянуті K. Natesan та P.F. Tortorelli [24]. Утворення плівок Al_2O_3 забезпечує стійкість до окислення; мінімальний вміст A1 для утворення Al_2O_3 становить 16-18% ат. Невеликі додавання Cr можуть дещо знизити мінімальний вміст A1. Механічна цілісність плівок має вирішальне значення для адекватної поведінки при тривалих витримках.

Можливо, в окремих випадках може бути важлива інформація про те, що коли Fe_3Al піддається впливу сірковмісних атмосфер, присутність великої кількості Cr в сплаві несприятливо впливає на збільшення загальної ваги виробу на основі інтерметаліду Fe_3Al [24].

Ковтунов А.І у своїй дисертації [8] наводить різні результати експериментів щодо дослідження поведінки сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al в різних агресивних умовах експлуатації. Так, одні з його експериментів були випробуваннями, де досліджувалися виготовлені зварюванням контейнери з алітованих листів з низьковуглецевої сталі після 1000 годин експлуатації при температурах 900...950 °С. У ході експерименту в цих контейнерах проводилися різні види хіміко-термічної обробки: цементація, борування, алітування тощо.

Результат аналізу жаростійкості алітованих листів та зварних швів показав повну відсутність окислення на поверхні контейнерів та дуже незначне окислення на поверхні зварних сполук. Також при аналізі відмічається відсутність тріщин на поверхні контейнерів та зварних з'єднань, що свідчить про високу міцність зварених алітованих листів. Крім того, у процесі експлуатації не спостерігалося помітної деформації контейнерів. Це було досягнуто завдяки двосторонньому алітуванню вихідних листів. Аналіз хімічного складу алітованого металу, що знаходиться в атмосфері цементації, показав відсутність вуглецю в поверхневому шарі. Алітований шар металу не насичується вуглецем, оскільки він є твердим розчином алюмінію в α - залізі або сплави на основі інтерметалідів системи Fe_3Al, в яких вуглець не розчиняється.

Цікавий експеримент було поставлено у Китаї [25]. В роботі була вивчена корозійна стійкість шару, що складається з сполук Fe_3Al і FeAl, що утворився при алітуванні сталі 45 в порівнянні з нержавіючої сталі. Як показали дослідження, алітований шар у рази стійкіший до корозії в середовищі водного розчину, що містить іони S^{2-} і C^{l-}, ніж сталь 45 без алітованого шару. Було зафіксовано, що площа корозійних уражень у 6 разів менша на алітованих зразках, ніж на зразках зі сталі 45. Однак у порівнянні з нержавіючої сталлю корозійна стійкість алітованого шару має більш широку пасивацію. На додаток у дослідженнях було зазначено, що сплави на основі

інтерметалідів системи Fe-Al також мають хорошу корозійну стійкість і в газоподібному середовищі, що містить сольові розчини сульфатів та хлоридів.

У роботі [26] була досліджена корозійна стійкість сплавів на основі інтерметалідів Fe_3Si, Fe_3Al (Fe - основа; Al - 28% (ат.); Cr - 5% (ат.)), Ni_3Al і нержавіючої сталі 316L (Fe - основа, Cr - 16-18% (ат.); Mn < 1,1% (ат.); Si < 1,0% (ат.); у розплаві цинку при 450 °C. Було встановлено, що опір корозії у всіх сплавів на основі інтерметаліду був нижчим, ніж у сталі 316L. На поверхні інтерметалевих сплавів утворювалися один або два корозійні шари. Процес корозії контролювався механізмом розчинення цих шарів у розплавленому цинку. Так, серед розглянутих інтерметалевих сплавів найбільшою стійкістю до корозії в середовищі розплавленого цинку була у сплаву на основі інтерметаліду Fe_3Al (~ в 4 рази стійкіший ніж Fe_3Si і Ni_3Al). У той же час, дана швидкість корозії була в 45 разів вищою ніж у нержавіючої сталі 316L. Результати роботи показали, що сплави на основі інтерметалідів без спеціальних легуючих добавок не завжди мають достатню корозійну стійкість у конкретному агресивному середовищі.

Сплави на основі інтерметаліду Fe_3Al, крім високого опору до корозії, також мають опір абразивного зношування. Проте, А.І. Ковтунов зазначає, що при нагріванні сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al, що не містить легуючих елементів, вище 540 ° С інтерметалічна фаза перетворюється на твердий розчин Fe(Al). А у разі подальшого швидкого охолодження впорядкування в твердому розчині не відбувається і інтерметалічна фаза, що має високий комплекс механічних властивостей, не утворюється [26].

1.4 Вплив легуючих елементів на властивості алюмініду заліза

Існують різні способи впливу на властивості сплавів (мікролегування, дисперсійне зміцнення, подрібнення зерна, обробка тиском, підвищення чистоти вихідних компонентів), але в умовах здійснення наплавлення, згідно [26] основну увагу слід приділити легування.

Відповідно до [7] максимальна розчинність третього елемента в інтерметаліді визначається близькістю розташування елементів у періодичній системі Д.І. Менделєєва. Тому основною вимогою до легуючих елементів є його заміщення компонентів в інтерметаліді. Виходячи з розташування алюмінію у періодичній системі, як легуючі елементи можна рекомендувати Si і Mg, а для заліза легуючими елементами рекомендовані Cr, Co, Mn, Ni, Cu [26].

Легування сплаву з урахуванням інтерметаліду Fe_3Al третім елементом застосовується для зміни його фізико-механічних характеристик. Так відомо, що, наприклад, додавання Cr підвищує характеристики пластичності, додавання Si використовується в основному для підвищення температури фазового перетворення $D0_3$ - B2, тобто. підвищення стабільності інтерметалічної фази Fe_3Al з упорядкуванням на кшталт $D0_3$.

В даний час приділяється чимала увага розробці нових сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al. Існує кілька напрямків розробок нових сплавів: хімічно стійкі при високих температурах інтерметалідні сплави системи Fe-Al-Cr, сплави з магнітомеханічним розсіюванням енергії та інші [10].

Розглянемо механізм впливу хрому (Cr) при його додаванні до бінарної системи Fe-Al. Як хром, так і алюміній при змішуванні із залізом утворюють широкі області твердих розчинів, але мають різні ступені схожості атомних розмірів: атоми Cr мають розмір (1,27 А), дуже близький до розміру атомів Fe (1,26 А), тоді як атоми алюмінію (1,45 А) значно більші

за атоми Fe. Тому при додаванні до складу Fe_3Al хрому його атоми схильні до заміщення атомів заліза в кристалічній решітці [10].

Легування сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al хромом має пластифікуючу дію, збільшує відносне подовження вдвічі, що значно розширює можливості (області) застосування сплаву на основі Fe_3Al [10]. З низки робіт [22-25] оптимальне легування хромом відповідає 5 % ат. Cr, оскільки з підвищенням вмісту хрому знижується максимальне значення міцності легованого сплаву Fe_3Al. Підвищення характеристик пластичності обумовлено полегшенням протікання процесу поперечного ковзання дислокацій у сплаві складу Fe_3Al.

Крім пластифікуючого впливу, хром підвищує ймовірність утворення карбідів у присутності вуглецю в сплавах на основі складу Fe_3Al.

Відповідно до літературних даних, у системі Fe-Al-Cr область упорядкованих твердих розчинів поширюється вздовж розрізу з постійним вмістом Al і існує приблизно до концентрацій 20 % ат. хрому при 20-35% ат. Al [1]. На рисунку 1.6 [8] показано характер зміни фазової діаграми зі збільшенням ступеня заміщення заліза хромом в інтерметаліді Fe_3Al (праворуч ліворуч). За даними роботи [8], заміщення заліза хромом в інтерметаліді складу $(Fe\text{-}Cr)_3A1$ дещо підвищує стійкість упорядкованих областей і температури фазових переходів: DO_3 - B2 -A2.

Крім пластифікуючого впливу, хром впливає і на магнітні властивості сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al. Так, згідно [10] термомагнітні зміни дозволяють встановити вплив легування хромом на точку Кюрі (T_C) у сплавах системи Fe-Al-Cr. Легування інтерметаліду Fe_3Al хромом у кількості 5% ат. практично не змінює температуру фазового перетворення DO_3 - B2, але помітно знижує температуру Кюрі до Тс ~ 370 ^{0}C. Збільшення концентрації хрому та зменшення концентрації Al до 15% ат. знижує точку Кюрі, до Тс ~ 125 ^{0}C, тобто вище цих температур сплави переходять у парамагнітний стан [10].

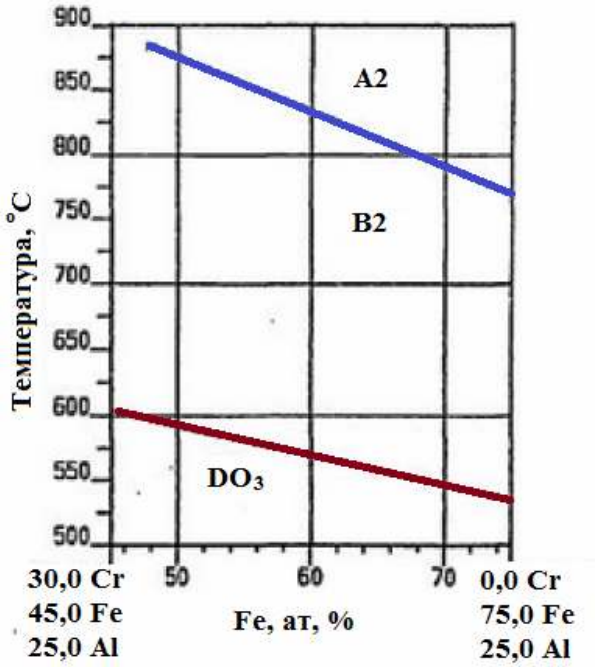

Рисунок 1.6 – Зміна потрійної діаграми Fe-Al-Cr в залежності від ступеня заміщення заліза хромом в Fe_3Al.

Розглянемо механізм впливу кремнію (Si) при його додаванні до бінарної системи Fe-Al. Легування кремнієм сильно впливає на структурний стан інтерметаліду Fe_3Al [1]. Кремній і алюміній мають схильність до впорядкованого розташування у решітках заліза. Тому в кристалічній решітці цілком можливий процес заміщення атомів алюмінію атомами кремнію. При цьому в сплавах системи $Fe_3(Al,Si)$ так само як і в інтерметаліді Fe_3Al утворюються надструктури, упорядковані за типом B2 та DO_3 [8, 10]. На рисунку 1.7 представлений зріз потрійної діаграми Fe_3Al-Fe_3Si.

З рисунку 1.7 видно, що при кімнатній температурі всі сплави розрізу Fe_3Al-Fe_3Si мають упорядковану структуру типу DO_3, що узгоджується з [8]. Утворення структури з упорядкуванням на кшталт DO_3 в сплаві стехіометричного складу Fe_3Si відбувається безпосередньо з рідкого розплаву, на відміну Fe_3Al, де процес впорядкування на кшталт DO_3 відбувається відразу, кілька стадій. При нижчих концентраціях Si упорядкування також набуває

стадійного характеру (A2-B2- DO_3 переходи). В роботі [8] зазначається, що з заміщенням атомів Al атомами Si енергія упорядкування зростає. Це означає, що додаткове легування кремнієм збільшує стабільність упорядкування типу DO_3. Іншими словами, Si підвищує температури фазових переходів A2-B2 та B2- DO_3. Крім впливу на температури упорядкування, згідно з [2], легування кремнієм впливає на рухливість атомів, фізичні та непружні властивості сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al. Таким чином, легування сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al кремнієм у кількості 5 % ат., у системі $Fe_3(Al,Si)$ збільшує температуру DO_3 - B2 переходу на ~ 200 °C і незначно знижує точку Кюрі.

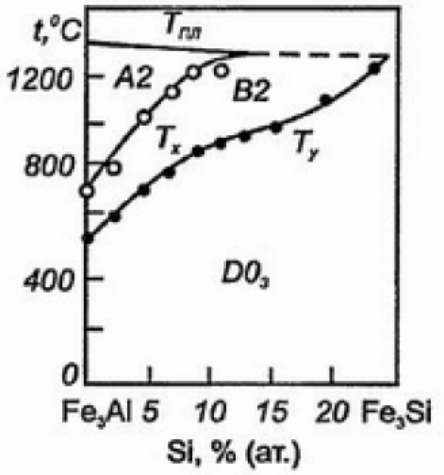

Рисунок 1.7 – Концентраційна залежність значень температур упорядкування для розрізу Fe_3Al-Fe_3Si потрійної діаграми Fe-Al-Si

Магній (Mg) значно розчиняється в алюмінії та практично не розчинний у залізі. У зв'язку з останнім його присутність у розплаві, ймовірно, погіршить процес сплавлення зі сталевою підкладкою. Однак, у даних [9, 27] зазначається, що присутність магнію різко прискорює процес утворення та зростання інтерметалідів системи Fe-Al. За даними [8], процес наплавлення із застосуванням алюмінієво-магнієвого дроту відрізняється більш інтенсивним окисленням поверхні розплавленого металу, про що свідчить характерний білий наліт у зоні формування валиків. Підвищена

окислюваність алюміній-магнієвого розплаву сприяє формуванню більш грубої поверхні наплавленого валика. Однак, слід враховувати і те, що процес наплавлення супроводжується інтенсивним чадом магнію, що також може сприяти розбризкуванню рідкого металу. Якщо все ж хоча б більше 0,1% магнію перейшло у зварювальну ванну, то відбувається інтенсивне утворення оксидних плівок магнію, які на відміну від плівок оксиду алюмінію є пористими і легко руйнуються [8].

Марганець (Mn) з γ- залізом утворює безперервний ряд твердих розчинів. Марганець часто застосовується при легуванні сталей і знаходиться у них у вигляді твердих розчинів у фериті, рідше утворює разом із залізом складні карбіди. З алюмінієм марганець утворює евтектику та ряд хімічних сполук. Максимальна розчинність марганцю в алюмінії спостерігається за температури 658,5 °С і становить 1,8% ат. Тим не менш, марганець є одним із легуючих компонентів ряду алюмінієвих сплавів [8]. Потрійні сплави системи Fe-Al-Mn відрізняються широкою областю α- твердого розчину, яка зі зниженням температури зменшується. Основний цікавий для нас вплив Mn на інтерметалід Fe_3Al - це те, що, як і кремній, марганець підвищує температуру впорядкування залізо алюмінієвих сплавів [8], що сприяє стійкості інтерметалідної структури.

Кобальт (Co) в періодичній системі знаходиться відразу після заліза і відноситься до сімейства, до якого відносять і нікель. Всі три метали схожі за своїми атомно-кристалічними та фізичними властивостями. Кобальт, як і залізо, має дві поліморфні модифікації. Тому кобальт з γ- та α- залізом утворює ряд безперервних розчинів [9]. У свою чергу з алюмінієм кобальт утворює евтектику та ряд хімічних сполук. Потрійна діаграма стану системи B2 (A1(Co, Fe)) відрізняється широкою областю існування фази B2, отже кобальт знижує концентрацію алюмінію необхідну для утворення B2 фази [8].

1.5 Оцінка сучасного стану технологій отримання інтерметалідів

Інтерметалідні сполуки можуть існувати лише в кристалічному вигляді, у них не можна виділити окремі молекули, їх неможливо без втрати індивідуальності розплавити чи розчинити. Вони не існують у газовій фазі, крім того, їх фізико-хімічні властивості суттєво відрізняються від властивостей компонентів за хімічним властивостям інтерметаліди певного складу відрізняються як від їх утворюють металів, а й від інтерметалідів тієї самої елементного складу з іншим співвідношенням компонентів [28].

В даний час інтерметалідні сполуки отримують різними методами [28]: виплавкою в дугових та індукційних печах, алюмотермічним відновленням кисневих і галоїдних сполук, електролітичним виділенням кристалів інтерметалідів з розплавів таблиця 1.3.

Найбільш простим і широко використовуваним методом є синтез інтерметалідних сполук з компонентів, який проводиться за схемою:

$$mMe + nMe' \rightarrow Me_m + Me'_n, \qquad (1.1)$$

Синтез проводиться двома основними способами: сплавленням та спіканням. Розглянемо докладніше ці способи отримання.

Спікання. При отриманні інтерметалідних сполук спіканням [29] вихідні компоненти беруть як суміші порошків і нагрівають. В даному випадку на звичайне спікання, що призводить до ущільнення, накладається хімічна реакція синтезу сполуки, яка суттєво змінює умови процесу. Утворення нового з'єднання може супроводжуватися ущільненням та збільшенням обсягу реакційної системи. У зв'язку з екзотермічністю процесу утворення інтерметалідів в ході спікання спостерігаються значні розігріви маси, які можуть призводити до викидів тепла. Зазвичай процес ведуть у режимі твердофазного (низькотемпературного) синтезу, за якого критичні умови не досягаються. Його швидкість визначається швидкістю

гетеродифузії, а фазовий склад продукту - співвідношенням елементів, діаграмою стану та близькістю системи до рівноваги. Досягненню рівноваги сприяє подрібнення порошку, його гарне перемішування та щільний контакт між окремими частинками.

Сплавлення. Пряме сплавлення металевих компонентів здійснюється виплавкою в дугових чи індукційних печах [30]. У першому випадку при високих температурах реакція протікає дуже швидко, і можливість забруднення зводиться до мінімуму. Головним обмеженням застосування цього є леткість елементів при температурах плавлення. Крім того, охолодження створює різкий температурний градієнт, що призводить до нерівноважних умов. Тому для отримання гомогенного зливка заготовку зазвичай переплавляють кілька разів.

При індукційній плавці нагрівання здійснюють струмами, що циркулюють під дією змінного магнітного поля. Плавлення проводять або у вакуумі, або в інертному газі у водо охолоджуваному тиглі.

Метод дифузійних пар (метод контактного плавлення). Принцип методу полягає в тому, що дифузійну пару, складену з двох елементів, витримують за відповідної температури протягом часу, достатнього для того, щоб відбувся значний перерозподіл елементів за рахунок дифузії. У більшості бінарних і складніших системах дифузія супроводжується не тільки формуванням необмежених твердих розчинів на основі компонентів дифузійного зразка, а й виникненням нових фаз: твердих розчинів, що існують в обмеженому інтервалі концентрацій, інтерметалідних фаз [6]. Цей метод не є промисловим; він має експериментальний характер і призначений для дослідницьких цілей, зокрема, для детального дослідження інтерметалідів.

Гаряче ізостатичне пресування порошків (ГІП). Заготовка або металевий порошок поміщається в оболонку, яка при нагріванні набуває еластичної форми, як контейнер використовується скло або легкоплавкий

метал. Тиск преса відбувається через проміжне середовище, яке виконує найчастіше аргон, а оболонка може витримати стиск до 2000 бар.

Для обробки в гарячих ізостатичних пресах найчастіше застосовують порошкові утворення сферичної консистенції, які складаються з різних металевих сплавів.

Капсули - тонкостінні оболонки, які мають форму, максимально наближену до виробів, що виготовляються, наприклад, циліндр, плоский злиток або диск, придатні для подальшого кування або прокату. Особливої складності виготовлення відрізняються так звані фасонні вироби досить складної конфігурації - вони не вимагають додаткової обробки. Оболонки з металу виготовляються із низьковуглецевої листової сталі, яка відмінно піддається зварюванню.

Тиск через газ, що напускається, забезпечує рівномірність впливу по всіх напрямках, щільність досягає 100%, як і ізотропні властивості спресованого матеріалу. Для запобігання негативному розплавленню порошку до рідкого стану термічна обробка проводиться нижче на 20% від точки розплавлення, щоб не відбулося розпаду легуючих елементів та погіршення початкових властивостей листового металу капсули.

Після закінчення процесу обробки роздавлена оболонка видаляється в процесі механічної обробки, отримані вироби далі можуть оброблятися куванням, прокатом або механічною зачисткою поверхонь.

Аналогічний технологічний процес є досить новим, тому що перші досвідчені дослідження проводилися в середині минулого століття в США та Швеції. Продуктивність була низька, та й небезпека вибуху обладнання на той момент розвитку вакуумного обладнання існувала реальна, тож у серійне виробництво такі агрегати не потрапили. Сьогодні, незважаючи на прогрес розвитку пристроїв із високими параметрами вакууму всередині робочих камер, газостат вважається вибухонебезпечним агрегатом, тому що здатний до накопичення великого запасу енергії.

Переваги гарячого ізостатичного пресування

Аналогічні технології дозволяють досягати досить унікальних параметрів, необхідні виконання технічних завдань, тому ГІП має такі позитивні чинники:

1. У кінцевому продукті збережено дрібнозернисту кристалічну структуру, яка визначає механічні властивості виробу після такої обробки;

2. Швидкість охолодження застосовується підвищена, що сприяє додатковому загартовуванню;

3. Немає неоднорідності, яка постійно присутня при стандартному виливку деталей, тому що в цьому випадку процес остигання триває довго;

4. Немає усадки та мікротріщин у внутрішній структурі, що властиво металам при довгому остиганні;

5. Відсутність пористості сприятливо впливає на подальшу механічну обробку, знижує тертя при подальшій роботі деталей, значно підвищується зносостійкість;

6. Метал заготовок набуває нових властивостей;

7. Після активної обробки у матеріалів значно покращується опір тиску газу, відсутні зони, де може виникнути корозія;

8. У деяких матеріалах спостерігається незначне збільшення зернистості структури.

Всі ці методи є енергоємними, тому що для створення необхідної температури в них використовують пічне обладнання. Крім того, вони характеризуються низькою продуктивністю, обумовленою тривалістю синтезу, дорогим обладнанням, недостатньою чистотою продукту.

До групи технологій, заснованих на екзотермічних реакціях відновлення, слід віднести «самопоширений високотемпературний синтез» або СВС - технології, алюмотермію та гідритно-кальцієве відновлення.

СВС - технології. Більшими можливостями для вирішення вище перерахованих завдань мають методи високотемпературного синтезу в

режимі пошарового горіння та теплового вибуху (метод СВС). Ці методи, що грунтуються на використанні внутрішньої хімічної енергії вихідних реагентів, є прикладом економічно вигідної організації процесу синтезу з теплової точки зору. Результатом багаторічних фундаментальних досліджень у галузі СВС стала розробка низки технологічних напрямів, що відрізняються структурою шихти та умовами горіння: видами зовнішніх впливів, апаратурним оформленням, структурою кінцевих продуктів.

Алюмотермія. В основі цього способу лежать реакції, що протікають між окислами металів та алюмінієм, з утворенням відповідного вільного металу та окису алюмінію [33]:

$$3MeO + 5Al \rightarrow 3MeAl + Al_2O_3, \qquad (1.2)$$

Однак даний спосіб застосовується тільки для отримання металів, теплота утворення оксидів яких менше теплоти утворення окису алюмінію (заліза, хрому, марганцю, титану та ін).

Гідридно-кальцієве відновлення. Його використовують для отримання порошку інтерметалідних сполук [8]. Це складний багатостадійний процес, що включає наступні операції: гідрування кальцію, змішування і розмелювання вихідних компонентів, відновлення гідридом кальцію, гасіння, вилуговування, відмивання і сушіння кінцевого продукту. Він потребує великих витрат електроенергії та складного апаратурного оформлення. Продукти, отримані цим методом, неминуче містять домішки інших елементів.

До недоліків перерахованих методів можна віднести те, що вони характеризуються низькою продуктивністю, яка зумовлена тривалістю синтезу, дорогим обладнанням та недостатньою чистотою продукту. Більшість цих недоліків позбавлені методи високотемпературного синтезу.

При виробництві інтерметалідів також застосовуються спеціальні методи виплавки (наприклад, із застосуванням плоского фронту кристалізації) та гарячого ізотермічного пресування. Це дозволяє значною мірою зменшити пористість, ліквацийну неоднорідність високолегованих жароміцних сплавів та забезпечити однорідну дрібнозернисту структуру по всьому обсягу виробу, малочутливу до концентраторів напруг. Розроблено технологію на базі вакуумної металургії, що дозволяє шляхом регулювання концентрацією домішок забезпечити достатню міцність високолегованих сплавів. Особливо слід згадати унікальні технології виробництва спрямовано закристалізованих та монокристалічних лопаток турбін, які лише нещодавно знайшли застосування у реальних двигунах. У таких дослідженнях було вивчено питання, використання оксидного дисперсного зміцнення в комбінації з механічним легуванням, застосування швидкої кристалізації та ін.

Певні проблеми проявляються у зв'язку з тим, що всі перелічені технології суттєво піднімають вартість виробів. Тут дорогими є самі вихідні метали, а також легуючі елементи, що використовуються для застосування в умовах космосу. Тим не менш, при проектуванні конструктори, прагнучи знизити кінцеву вартість продукції, схиляються до думки, що набагато вигідніше використовувати порівняно безвідмовні та довговічні корозійностійкі інтерметаліди замість того, щоб стикатися з нескінченними ремонтами через дешевші, але менш стійкі нержавіючі сталі. Тому застосування інтерметалідів розширюється, незважаючи на високі ціни, у цьому головна причина розробки та застосування інтерметалідів та їхнього постійного вдосконалення.

Відомі дані по отриманню алюмінію заліза із застосуванням методів спец електрометалургії. Так, у роботі [34] запропоновано та випробувано спосіб виробництва сплаву на основі алюмінію заліза по двох стадійній схемі: виплавка електродів на основі складу Fe_3Al зі сталевого скрапу та

технічно чистого алюмінію у вакуумно - індукційній печі та подальший переплав їх методом класичного електрошлакового переплаву. Отримані за комбінованою схемою зливки містили 16 % мас алюмінію, 0,014-0,5 % мас вуглецю і практично не було водню, яким неминуче насичувався метал у ході індукційної плавки на повітрі. Отримане поліпшення механічних властивостей злитків з [C]≥0,14 % мас автори імовірно пояснили рівномірним розподілом у них включень Fe_3AlC, а також щільною і дрібнозернистою структурою зливка.

Електрошлакова технологія із застосування легуючих електродів супутників розроблена в ДонНТУ [28], дозволяє отримувати достатньо широку гаму складно легованих сплавів, що відкриває можливості для отримання матеріалів на основі алюмінідів заліза з необхідним комплексом властивостей, шляхом підбору необхідних теплових та електричних умов процесу під час якого відбувається не тільки рафінування та легування.

В останні роки активно розвивається метод синтезу інтерметалідних сполук – механохімічний [28]. Цей метод перспективний для синтезу як рівноважних, і метастабільних фаз, пересичених твердих розчинів і аморфних фаз. Він дозволяє отримувати інтерметаліди з компонентів з дуже високими температурами плавлення і кипіння (наприклад, $MoSi_2$), а також компонентів з великою різницею цих температур (наприклад, в системі Mg-Ti температура кипіння магнію (1090 °C) нижче температури плавлення титану (640) °C) Використовуючи механохімічний метод, можна вводити в бінарну систему третій компонент для надання інтерметалідам особливих властивостей.

Метод інтенсивної пластичної деформації знайшов своє місце при отриманні компактних інтерметалідних сполук p-d металів.

Ефективним даний метод є для матеріалів із середнім розміром зерен < 100 нм (або субмікрокристалічних (СМК) матеріалів) [28]. В основі цього методу отримання СМК матеріалів лежить формування за рахунок великих

деформацій сильно фрагментованої та розорієнтованої структури, що зберігає залишкові ознаки рекристалізованого аморфного стану. Для досягнення великих деформацій матеріалу використовуються різні методи: кручення під квазігідростатичним тиском, рівноканальне кутове пресування, прокатка, всебічне кування. Сутність цих методів полягає в багаторазовій інтенсивній пластичній деформації зсуву оброблюваних матеріалів, при цьому досягається логарифмічний ступінь деформації e = 4-7. Використання інтенсивної пластичної деформації дозволяє поряд із зменшенням середнього розміру зерен отримати масивні зразки з практично безпористою структурою матеріалу, чого не вдається досягти компактуванням високодисперсних порошків. Основна особливість структури СМК матеріалів, отриманих деформаційними методами, - наявність нерівноважних кордонів зерен, які є джерелом великих пружних напруг. Іншим джерелом напруги служать потрійні стики зерен. Свідченням нерівноважності є дифузний контраст кордонів та згинальні контури екстинції в зернах, які спостерігаються на електронно-мікроскопічних зображеннях таких матеріалів.

Адитивні технології. Під адитивними технологіями (АТ) розуміють процеси вирощування виробів на 3D принтері. Крім простого збільшення готових інтерметалідних частинок у літературі накопичено певний обсяг даних отримання інтерметалідів безпосередньо під час сплавлення суміші порошків металів [28]. Так, з використанням електронно-променевої плавки з чистих металів отримували інтерметалідні γ-TiAl, рівно вісні, дрібнозернисті (~2 мкм) структури з пластинчастими колоніями γ/α2-Ti_3Al [28]. В іншому випадку з використанням суміші титанових і алюмінієвих порошків в якості сировини та двоступінчастої термообробки при 600 і 1000 °C була отримана інтерметалідна фаза $TiAl_3$. Зростання шару $TiAl_3$ відбувався в основному за рахунок дифузії частинок Al в Ti. У роботі [35] безпосередньо від порошків Ti-6Al-4V та Al реактивним спіканням отримують інтерметалідний сплав TiAl. В аналогічній роботі [28] під час рідкого високотемпературного

фазового спікання Al спочатку реагує з поверхнями частинок Ti-6Al-4V і утворює інтерметалід $TiAl_3$. Мікроструктурне дослідження та фазовий аналіз показав еволюцію інтерметалідної фази TiAl вздовж з різними іншими проміжними фазами. Електронно-променева плавка [28] була успішно використана при розробці технологій виготовлення матеріалів TiAl з елементарних порошків титану і алюмінію.

Донедавна адитивні технології не розглядалися як технології, де кінцевим продуктом є інтерметаліди.

Наплавлення. Сплави системи залізо-алюміній успішно застосовуються як наплавочні матеріали. У сучасному машинобудуванні широкого поширення набуло наплавлення зношуваних робочих поверхонь інструменту зносостійкими сплавами із заданими експлуатаційними властивостями. З цією метою застосовується близько 100 різних видів наплавлення. Більшою мірою вибір способу наплавлення визначається його продуктивністю. Промислові наплавні матеріали для наплавлення інтерметалідних сплавів системи залізо - алюміній не випускаються. Як присадковий матеріал можуть успішно застосовуватися присадкові алюмінієві дроти, які випускаються промисловістю в широкому асортименті відповідно до ГОСТ 7871-75.

Необхідний хімічний склад наплавленого шару досягається переплавленням основного металу і введенням алюмінієвого присадкового дроту. Керуючи швидкістю подачі дроту, швидкістю зварювання та тепловими умовами процесу, можна отримати наплавлений шар з будь-яким вмістом алюмінію.

Враховуючи, що випускаються зварювальні дроти із сплавів систем алюміній-магній, алюміній-марганець, алюміній-кремній та алюміній-мідь, можна отримувати покриття, що додатково леговані цими елементами. Додаткове легування важливе з точки зору підвищення експлуатаційних властивостей покриттів та підвищення тріщиностійкості сплавів системи

залізо-алюміній. Для отримання потрійних сплавів, легованих елементами, які не входять до складу алюмінієвих зварювальних дротів, можливе застосування присадних матеріалів, що містять третій сплавний компонент.

Аргонодугове наплавлення застосовується при відновленні та ремонті конструкцій з жароміцних та корозійностійких сталей, а також з кольорових металів танталу, нікелю, титану, алюмінію, магнію, міді та сплавів на їх основі в однорідному та різнорідному середовищі. Товщина шару, що наплавляється, коливається від 1,5 мм до 3 мм в залежності від типу електрода. Наплавлена деталь працює без обробки або можливе шліфування абразивом. Застосування інертного газу виключає необхідність використання флюсу, тому аргонодугове наплавлення ефективне при наплавленні високолегованих сталей, кольорових металів та інших матеріалів, чутливих до окислення та азотування з особливими властивостями: корозійна стійкість, жароміцність, зносостійкість, антифрикційні властивості та інші.

Сутність наплавлення серед захисних газів, наприклад як аргонодугове наплавлення, у тому, що у зону електричної дуги подають під тиском захисний газ, у результаті стовп дуги, і навіть зварювальна ванна ізолюються від кисню і азоту повітря. Найкращий захист металу при наплавленні забезпечують інертні гази, проте їх застосування обмежується високою вартістю. Для створення захисної атмосфери використовують: інертні гази аргон, гелій та їх суміші, та активні гази азот, діоксид вуглецю, водень, водяну пару та їх суміші або суміші інертних та активних газів. Наплавлені шари характеризуються однорідним розподілом зміцнюючої фази, і за своїми механічними характеристиками не поступаються литим матеріалам аналогічного складу.

У таблиці 1.3 зведені вищезазначені способи та технології отримання інтерметалідів.

Таблиця 1.3 – Переваги та недоліки способів отримання інтерметалідів

№	Метод	Переваги	Недоліки
1	Спікання	Можливість отримання масивних зразків, розплави можуть бути закристалізовані в зливки або відлиті у форму, налагодженість технології.	При вторинному використанні інтерметалідів можуть відбуватися незворотні зміни їх структури та властивостей. Велика енергоємність процесу, низька екологічність, висока собівартість.
2	Сплавлення	Розплави можуть бути закристалізовані в зливки.	Для отримання гомогенного зливка заготовку зазвичай переплавляють кілька разів.
3	Алюмотермія	Для рівноважних інтерметалідних сполук.	Спосіб застосовується тільки для отримання металів, теплота утворення окислів яких менше теплоти утворення окису алюмінію
4	Гідритно-кальцієве відновлення	Для рівноважних інтерметалідних з'єднань.	Складний процес, великі витрати електроенергії, недостатня чистота продукту, низька продуктивність.
5	Механохімічний	Для синтезу рівноважних та метастабільних фаз, пересичених твердих розчинів та аморфних фаз	Тривала (багатогодинна) механохімічна активація, велика енергоємність процесу, низька екологічність, висока собівартість.
6	Самопоширюваний високо-температурний синтез (СВС)	Для рівноважних інтерметалідних сполук.	Велика енергоємність процесу, низька екологічність, висока собівартість.
7	Деформаційні методи	Для матеріалів із середнім розміром зерен <100 нм. Для отримання масивних зразків із практично безпористою структурою матеріалу. Не потребує додаткової механічної обробки.	Велика енергоємність процесу, низька екологічність, висока собівартість, низький часовий показник, низька продуктивність
8	Кристалізація аморфних сплавів	Отримання тонких плівок різних сплавів	Локальність застосування, висока собівартість, велика енергоємність процесу, низька продуктивність
9	Адитивна технологія	Покращені властивості, велика економія сировини та мобільність	Висока собівартість
10	Наплавлення в захисних газах	Можливість створення багатошарових покриттів.	Контроль режимів наплавлення для створення якісного покриття

Висновки по першому розділу

Залізо та алюміній не утворюють між собою безперервних твердих розчинів. Алюміній досить добре здатний розчиняються у залізі з ОЦК решітками, але саме залізо практично не розчиняється в алюмінії. Так, розчинність алюмінію в залозі приблизно 600 разів вище, ніж заліза в алюмінії.

При розгляді системи Fe-Al найбільший інтерес представляють інтерметалеві фази, завдяки їх вельми відмінним від вихідних елементів системи властивостям. Серед усіх відомих інтерметалевих фаз цієї системи найбільший практичний інтерес представляє фаза Fe_3Al.

Основні переваги інтерметаліду Fe_3Al полягають у його найкращих показниках пластичності, опору до окислення та корозійної стійкості в порівнянні з іншими інтерметалідами системи FeAl. Тому сплави на основі інтерметаліду Fe_3Al потенційно можуть бути більш дешевим аналогом деяких нержавіючих сталей, забезпечуючи при цьому схожі експлуатаційні показники. Проте, експлуатаційні характеристики нелегованих сплавів на основі інтерметаліду Fe_3Al, все ж таки, є дещо гіршими в порівнянні з нержавіючими сталями.

Таким чином, сплави на основі інтерметаліду Fe_3Al можуть виступати в ролі замінників деяких нержавіючих сталей. Таке рішення може бути вкрай практичним за відсутності можливості введення дорогих легуючих елементів до складу сталі.

Порівнявши всі перелічені методи отримання інтерметалідів, можна зробити вибір на користь методу наплавлення в середовищі захисного газу, оскільки він забезпечує доступність отримання багатошарового покриття із заданими фізико-механічними властивостями.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Метод формування дослідного покриття

Для формування багатопрохідних наплавок у процесі електродугового вирощування зі сплавів системи залізо-алюміній (Fe-Al), ще й додатково легованих іншими елементами, теоретично можна використовувати присадочні матеріали, того ж складу, який необхідно отримати в кінцевому підсумку. Але, готових присадочних дротів системи Fe-Al промисловість масово не випускає (або зовсім не випускає), а про дротах з конкретним комплексом легуючих елементів необхідні кожному конкретному випадку. У зв'язку з цим необхідна технологія, що дозволяє отримувати наплавлення певного складу, що складаються з двох основних елементів і більше (включаючи легуючі). При цьому має виконуватися умова досить масового випуску металургійної промисловості необхідних матеріалів (продукції) та їх доступності для даної технології.

Перше, що може спасти на думку під час розгляду підходів розв'язання такого завдання - це використання готових сумішей порошків або дротів суцільного перерізу необхідного хімічного складу. Але, виготовлення та застосування останніх, швидше за все, неможливо, через дуже низьку пластичність сплавів системи Fe-Al, що істотно ускладнить її виробництво і не забезпечить необхідної гнучкості при подальшому її використанні у виробництві. Застосування порошків більш реально, але, як відомо, це один з найдорожчих видів матеріалу в зварювальному виробництві, і питання економічності застосування таких матеріалів встає на перший план і вимагає додаткового аналізу. До того ж, порошки металів схильні до більш інтенсивного окислення через більшу питому поверхню контакту з окислюючим середовищем, ніж дроти суцільного перерізу, що збільшить частку вмісту оксидів у розплавленому металі, що, в кінцевому рахунку,

може призвести до вагомого погіршення експлуатаційних властивостей виробу, при тому самому рафінуванні рідкої зварювальної ванни.

У поточній роботі рішенням такої задачі є застосування технології аргонодугового наплавлення з одночасною подачею у зварювальну ванну двох різнорідних дротів суцільного перерізу на основі заліза та алюмінію, широко розповсюджених у вітчизняній промисловості марок.

2.2 Обладнання для нанесення покриття

Для реалізації технології та дослідження процесів аргонодугового наплавлення сплавів системи залізо-алюміній була спроектована і виготовлена автоматична установка. Конструкція установки передбачає здійснення одночасної подачі двох зварювальних дротів [6]. Ця конструкція наведена на фотографіях (рисунок 2.1). Головними елементами конструкції є мікроконтролер, крокові двигуни та механізми подачі дроту (штовхаючого типу). Застосування крокового двигуна як рушійної сили забезпечує високу точність, дискретність, простоту управління та широкий діапазон швидкостей подачі дротів. Програмований мікроконтролер дозволяє керувати швидкістю обертання кожного крокового двигуна незалежно один від одного. Програма швидкості обертання може бути встановлена спочатку (задана вручну або вибрана з вбудованої пам'яті), а може бути змінена в процесі роботи, шляхом отримання зовнішніх сигналів управління, наприклад, від комп'ютера в автоматичному або ручному режимі.

Крім спеціально зібраної конструкції для здійснення одночасної механізованої подачі також була спроектована та зібрана конструкція оснащена двома механізмами подачі, що забезпечує одночасне підведення двох дротів у зварювальну ванну. Один механізм, з двигуном постійного струму типу 45402BVE фірми TBi Industries GmbH призначений для подачі алюмінієвого присадного дроту. Швидкість подачі дроту змінюється від 0 до

18 м/хв. Ця конструкція наведена на фотознімках (рисунок 2.2). Вона включає в себе два наконечники, з підведеними до них кабель каналами, які кріпляться до пальника електрода, що не плавиться, яка, у свою чергу, переміщається роботом-маніпулятором. У поточній роботі наплавка здійснювалася в автоматичному режимі за допомогою промислового робота Kawasaki моделі RS006L. Роботи Kawasaki характеризується дуже високою точністю переміщення. Маючи широкий діапазон функціональних можливостей, він чудово підходить для автоматизації зварювальних операцій, різання та механічної обробки різних металів.

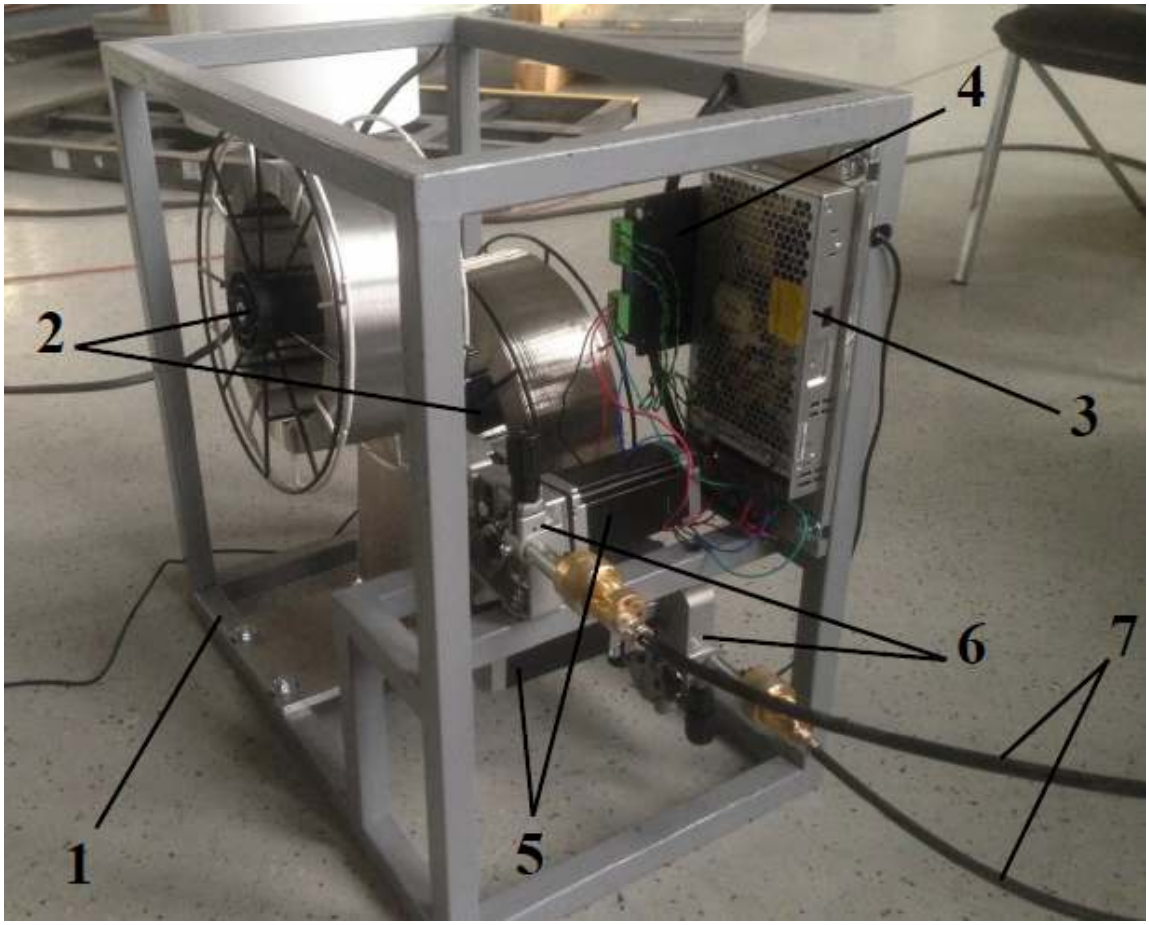

Рисунок 2.1 – Дослідна конструкція для здійснення одночасної механізованої подачі двох різнорідних зварювальних дротів: 1 - корпус конструкції; 2 - місце встановлення касети з дротом; 3 – джерело живлення; 4 - програмований мікроконтролер; 5 – кроковий електродвигун; 6 - механізм подачі дроту типу, що штовхає; 7 - кабель канал

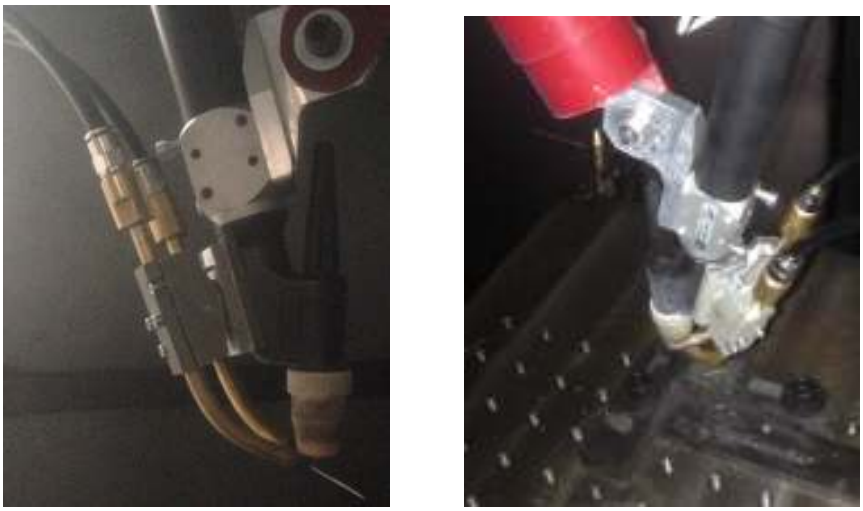

Рисунок 2.2 – Пальник

В якості джерела теплоти обрана електрична дуга вольфрамового електрода, що не плавиться, в середовищі захисного газу (аргон), оскільки вона характеризується меншим тиском на зварювальну ванну і більшою стабільністю горіння дуги, наприклад, порівняно з плазмовим джерелом тепла. Джерелом живлення такої дуги було зварювальне джерело виробництва Fronius моделі MagicWave 5000 Job G/F (рис. 2.3). Його основні характеристики наведені [36] у таблиці 2.1.

Рисунок 2.3 – Аргоновий апарат MagicWave 5000 Job G/F

Таблиця 2.1 – Характеристики джерела живлення MagicWave 5000

Параметр	Значення
Вага, кг	58,2
Напруга холостого ходу (ХХ),	90
Максимальний зварювальний струм, А	500
Мінімальний зварювальний струм, А	3
Діапазон робочої напруги,	10,1 - 33
Мережевий запобіжник, А	35
Частота мережі, Гц	50-60
Зварювальний струм, А/ПВ, %	350/100
Зварювальний струм, А/ПВ, %	440/60
Зварювальний струм, А/ПВ, %	500/40

2.3 Умови та режими експериментального наплавлення

Наплавлення здійснювалася на попередньо зачищену та знежирену сталеву підкладку (СтЗсп) товщиною 12 мм. Перед наплавленням був проведений попередній підігрів підкладки до температури 500 °С. При такій температурі поверхня підкладки схильна до досить інтенсивної взаємодії з повітряною атмосферою, що природно призводило до її окислення та окалино утворення. У зв'язку з цим вживалися заходи з локальної механічної зачистки місця проходу перед кожним наступним наплавленням. Зачищення здійснювалося вручну металевою щіткою.

Відстань між поверхнею підкладки і кінцем електрода, що не плавиться, при первинному проході становила 4 мм і підтримувалася постійним протягом усього проходу. Швидкість переміщення пальника була постійною і становила 5 мм/с. Як захисний газ, що подається через сопло

пальника вольфрамового електрода, використовувався чистий аргон (Ар), що відповідає вимогам ДСТУ ГОСТ 10157:2019 [37]. Витрата захисного газу становив 10 л/хв. Подача дротів у зварювальну ванну у процесі горіння дуги здійснювалася перед дугою, тобто у передню частину зварювальної ванни. Кут між наконечниками подачі дроту становив 50°, а кут подачі між наконечниками та підкладкою становив 25°. Напруга зварювальне джерело регулювало самостійно таким чином, щоб підтримувати величину постійного зварювального струму, у максимальній відповідності із заданою. Орієнтовне середнє значення напруги становило 17 В.

У зв'язку з тим, що дана технологія наплавлення є експериментальною, значення величини зварювального струму заздалегідь відомим бути не могло. Спочатку був відомий лише орієнтовний діапазон можливих значень величини зварювального струму, який лежав в області 140 А [8, 10]. У зв'язку з цим, після кожного проходу значення струму регулювалися залежно від візуальної оцінки перебігу процесу та його кінцевого результату. Крім величини зварювального струму, одними з найважливіших параметрів наплавлення за цією технологією є значення швидкостей подачі кожного з дротів. Саме правильно підібрані швидкості подачі дротів, в першу чергу, визначатимуть який підсумковий склад сплаву буде отримано при кристалізації та подальшому охолодженні основного обсягу наплавленого металу. Відповідно до діаграми стану системи залізо-алюміній (рисунок. 1.1) для забезпечення досить високої ймовірності потрапляння в сферу існування інтерметалічної фази Fe_3Al масова частка алюмінію повинна становити близько 14-15%. Не складно з'ясувати розрахунковим методом орієнтовні швидкості подачі зварювальних дротів на основі заліза і на основі алюмінію через масове співвідношення. Розрахункова пропорція для обчислення:

$$\frac{m_{Al}}{m_{Al}+m_{Fe}} = 0{,}15 \Rightarrow \frac{\rho_{Al}\cdot V_{Al}}{\rho_{Al}\cdot V_{Al}+\rho_{Fe}\cdot V_{Fe}} = 0{,}15, \qquad (2.1)$$

де m_{Al}, m_{Fe} - маси алюмінію та заліза, г; ρ_{Al} = 2,699, ρ_{Fe} = 7,874 - щільності алюмінію та заліза, г/см3; V_{Al}, V_{Fe} - обсяги алюмінію та заліза.

Задавши, наприклад, обсяг заліза рівний 1 см^3 і знаючи щільності алюмінію та заліза з рівняння (2.1) нескладно отримати значення обсягу алюмінію, яке становитиме 0,51 см^3. При рівності поперечних перерізів двох дротів об'єм металу кожного дроту, що подається, в одиницю часу залежатиме лише від їх швидкості подачі. Таким чином, за допомогою розрахункового методу отримано необхідне орієнтовне співвідношення швидкостей подачі залізного та алюмінієвого дроту, відповідне відношенню 2:1 (Fe/Al).

Як зварювальний дріт на основі заліза використовувався вітчизняний дріт марки Св-08Г2С, а як зварювальний дріт на основі алюмінію експериментально були випробувані два вітчизняні зварювальні дроти марок СвАМг61 і СвАК12 . Всі дроти мали однаковий діаметр, що дорівнює 1,2 мм.

Хімічний склад дротів (значення дані у відсотках) наведено в таблицях 2.2 і 2.3.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад зварювального дроту Св-08Г2С

Св-08Г2С	Ni	Cr	Mn	Si	S	F	C
	<0,25	<0,2	1,8-2,1	0,7–0,95	<0,025	<0,03	0,05–0,11

Таблиця 2.3 – Хімічний склад зварювальних дротів на алюмінієвій основі

	Si	Mn	Al	Ti	Cu	Zr	Zn
Св АМг61	< 0,4	0,7 - 1,1	основа	-	< 0,1	0,02 - 0,12	< 0,2
СвАК12	11-13	0,01	основа	0,15	-	-	0,2

2.4 Випробування твердості за Віккерсом

Метод Віккерса - метод вимірювання твердості металів і сплавів за Вікерсом. Регламентується ГОСТ 2999-75 і ISO 6507. Один з статичних методів дослідження. Метод визначення твердості за Віккерсом заснований на дослідженні залежності глибини проникнення алмазного конуса (індентора) в досліджуваний матеріал від величини зусилля. Після зняття зусилля на поверхні зразка залишається відбиток, відповідний глибині занурення індентора. З огляду на те, що геометричні розміри індентора відомі і суворо регламентовані, замість глибини занурення визначають площу відбитка в поверхневому шарі випробуваного матеріалу. Визначення твердості за Віккерсом можливо для речовин з найвищими значеннями, оскільки в якості випробувального конуса використовується пірамідка з алмаза, який має максимальну відому твердість.

Індентор виконаний у вигляді чотирикутної піраміди з кутами між гранями 136 °. Такий кут обраний для того, щоб зблизити значення методу Віккерса з методом Бріннелю. Таким чином, значення твердості в межах 400-450 одиниць практично збігаються, особливо, в області менших значень.

Твердість по Віккерсу визначають шляхом вдавлення піраміди в випробуваний зразок під дією сили певної величини. Знаючи прикладену силу і площа відбитка можна визначити твердість поверхні випробуваного матеріалу. Замість розрахунку площі відбитка використовуються значення виміряних діагоналей ромба, між якими знаходиться пряма залежність. Підсумковий результат твердості визначають за формулою:

$$HV = 1{,}854\frac{F}{d^2}, \qquad (2.2)$$

У цій формулі F - це значення сили, а d - діагональ ромба. Як правило, при вимірах за Вікерсом ніяких обчислень за наведеною формулою не застосовують, а використовують табличні значення, виходячи з прикладеної

сили, часу впливу і результуючої площі сліду.[8] Значення прикладеної сили регламентовано і становить 300 Н. Час впливу на поверхню зазвичай становить 10-15 с.

У вітчизняних лабораторіях найбільш поширений твердомір типу ТП-7Р-1. Він має п'ять фіксованих значень випробувальної навантаження з межами вимірювань HV від 8 до 2000.

2.5 Оптична металографія

Як об'єкти металографічного дослідження були використані шліфи, приготовані за стандартною технологією. Враховуючи підвищену крихкість досліджуваних інтерметалідів, підготовку зразків для проведення металографічних досліджень виконували з використанням технології електро - механічного різання стрічковою пилою.

Отримані зразки були запресовані в смолу із застосуванням пресу Buehler SimpliMet 1000. Підготовку поверхонь шліфів виконували на шліфовально - полірувальній установці Struers LaboPol-5.

Операції шліфування досліджуваної поверхні здійснювали з виконання абразивних кіл різної зернистості (від 100 до 5 мкм). Полірування поверхонь шліфів виконували на сукні з використанням полірувальних суспензій (водний розчин оксиду алюмінію з розміром частинок ~ 3 мкм та карбіду кремнію розміром частинок 40 нм).

Металографічні дослідження інтерметалідів та композицій на них основі були виконані на оптичному мікроскопі Leica DMI5000 M (рис. 2.4).

Освітлення у моторизованому інвертованому мікроскопі здійснюється 100 Вт галогеновою лампою з інтегрованим в окремому блоці стабілізованим джерелом живлення. Можливе одночасне встановлення галогенового та флуоресцентного освітлювача (Hg або Xe) з перемикачем між освітлювачами відбитого світла.

Рисунок 2.4 – Мікроскоп Leica DMI 5000 M

Інтегровані центровані польова та апертурна діафрагми та моторизований кодований револьвер на 4 позиції для встановлення відбивачів. Моторизований кодований револьвер на 5 об'єктивів (BD), спеціалізованих для роботи за методом «темного» поля та інтерференційного контрасту з різьбленням M32. Привід фокусування або з механічним керуванням або моторизований. Методи досліджень – світле, темне поле, поляризаційний контраст, інтерференційний контраст.

Можливість встановлення до трьох камер документування одночасно. Збільшення об'єктивів, що встановлюються: від 1,25x до 150x за погодженням з Користувачем.

2.6 Методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії

У рентгенівській енергодисперсійній спектроскопії (РЕРС) дисперсійним приладом є напівпровідниковий діод, виготовлений з монокристалу кремнію (або германію) і трохи схожий на детектор зворотнорозсіяних електронів у РЕМ. Якщо рентгенівський фотон проникає в область p-n-переходу (між p- і n-легованим матеріалом), його енергія витрачається на утворення великої кількості електронів внутрішніх оболонок з оточення конкретних атомних ядер. Цей процес еквівалентний збудженню

електронів з валентної зони в зону провідності та протягом короткого інтервалу часу призводить до появи електричної провідності як електронів, і дірок.

Якщо на діод подано напругу зворотного зміщення, то таке зростання провідності створює протікання електричного заряду через p-n-перехід, причому заряд пропорційний числу генерованих електронно-діркових пар (N). Припускаючи, що у створенні електронно-дірочних пар беруть участь всі фотони всіх енергій (hv), тоді для утворення кожної пари потрібна середня енергія ΔE та за законом збереження енергії отримуємо вираз [38]:

$$N = \frac{hv}{\Delta E}, \tag{2.3}$$

Для того, щоб забезпечити поглинання практично всіх вхідних рентгенівських фотонів та генерацію імпульсів струму у зовнішньому ланцюзі, p-n-перехід робиться набагато ширшим, ніж у багатьох напівпровідникових діодів.

У напівпровідниковому діоді, що працює при кімнатній температурі, теплова генерація електронно-діркових пар може вносити в рентгенівський спектр надто великий електронний шум. Тому діод охолоджують приблизно до 140 К через металевий стрижень, який має хороший тепловий контакт із теплоізольованою ємністю (судиною Дьюара), що містить рідкий азот при 77 К. Для запобігання влученню парів води та молекул вуглеводню внаслідок їх конденсації на такий охолоджений діод перед ним встановлюється тонке захисне вікно. Спочатку це вікно виготовлялося з тонкого (товщиною приблизно 0,008 нм) шару берилію, який завдяки своєму низькому атомному номеру Z=4 пропускав більшу частину рентгенівського випромінювання без поглинання. З недавніх пір почали застосовувати надтонкі вікна (також виготовлені з матеріалів з низьким атомним номером Z, таких як алмаз або нітрид бору) для мінімізації поглинання низько енергетичних фотонів (з енергією менше 1 кеВ) і для того, щоб система РЕРС спектрометра була здатна аналізувати елементи з низьким атомним номером (Z<12).

Імпульси струму від детектора подаються на підсилювач на польовому транзисторі (ПТ), розташованому відразу за діодом, який також охолоджується рідким азотом зменшення електронного шуму. За причин, пов'язаних з генерацією шуму, ПТ працює як підсилювач з накопиченням заряду: при поглинанні кожного фотона напруга на виході цього підсилювача підвищується на величину, яка пропорційна сигналу на його вході, який у свою чергу пропорційний N і відповідно до рівняння (2.3) пропорційний енергії даного фотона.

Сигнал на виході ПТ має ступінчасту форму, при цьому висота кожної сходинки пропорційна відповідній енергії фотона. Схема обробки імпульсів перетворює кожну сходинку напруги в імпульсний сигнал, висота якого пропорційна величині сходинки напруги і тому пропорційний енергії даного фотона. Потім АЦП кожного імпульсу вхідного сигналу створює послідовність імпульсів постійної висоти, їх число пропорційно висоті вхідного імпульсу. Ця процедура називається аналізом висоти імпульсів (АВІ) У результаті багатоканальний аналізатор (МКА) підраховує загальну кількість імпульсів (n) від кожної вихідної послідовності імпульсів АЦП і створює збільшення (на одну одиницю) числа, що зберігається в n-му осередку комп'ютерного банку даних, що означає реєстрацію фотона, енергія якого пропорційна n, а отже, N та енергії фотона. Через певний інтервал часу вміст пам'яті комп'ютера зчитується та виводиться на екран монітора у вигляді спектра, на якому горизонтальна вісь є енергією фотонів, а вертикальна – число фотонів, підрахованих за даної енергії.

В ідеалі кожен пік у рентгенівському енергодисперсійному спектрі представляє хімічний елемент, присутній у відомій галузі даного зразка, що визначається сфокусованим зондом. На практиці нерідко утворюються додаткові піки від елементів, що знаходяться поза цій галузі або навіть не входять до складу даного зразка. Електрони, розсіяні у зворотному напрямку,

ударяють у частині мікроскопа в безпосередньої близькості від даного зразка і генерують рентгенівські промені, що є характерними для даних об'єктів.

Для аналізу висоти кожного імпульсу у схемі аналізатора висоти імпульсів потрібний певний інтервал часу (час обробки імпульсів). Оскільки рентгенівські фотони потрапляють у детектор у випадкові моменти, то є певна ймовірність того, що протягом часу обробки попереднього імпульсу у схему потрапляє інший рентгенівський фотон. Щоб уникнути виникнення помилкового відліку схема аналізатора висоти імпульсів ігнорує такі подвійні події, ймовірність виникнення яких зростає зі збільшенням частоти надходження фотонів.

Час, який витрачається на реєстрацію необхідного спектру РЕРС, диктується необхідністю ідентифікації положення кожного важливого піку і також вимірювання відношення елементів, загальної кількості фотонів, підрахованих у кожному піку. Якщо час запису був досить коротким, то буде проаналізовано недостатню кількість рентгенівських фотонів та спектр буде "зашумленням". Походження цього електронного шуму обумовлено тим, що генерація рентгенівських променів рентгенівського випромінювання у зразку є статистичним процесом, що призводить до рентгенівському енергодисперсійному спектрі до статистичних варіацій числа імпульсів на один канал.

Відповідно до правил статистики Пуассона точність вимірювання N дорівнює $N^{1/2}$, а відносна похибка - $N^{1/2}/N = N^{-1/2} = 0{,}1$ для N = 100. Таким чином, для того щоб виміряти концентрацію відповідного елемента з точністю 10 %, необхідно в характеристичний пік набрати приблизно 100 рентгенівських імпульсів.

Зазвичай ця умова передбачає час запису спектра, принаймні дорівнює 10 с, а іноді й кілька хвилин, якщо швидкість генерації рентгенівські фотони є низькою.

На рис. 2.5 представлений енергодисперсійний спектр із поверхні сфероліту.

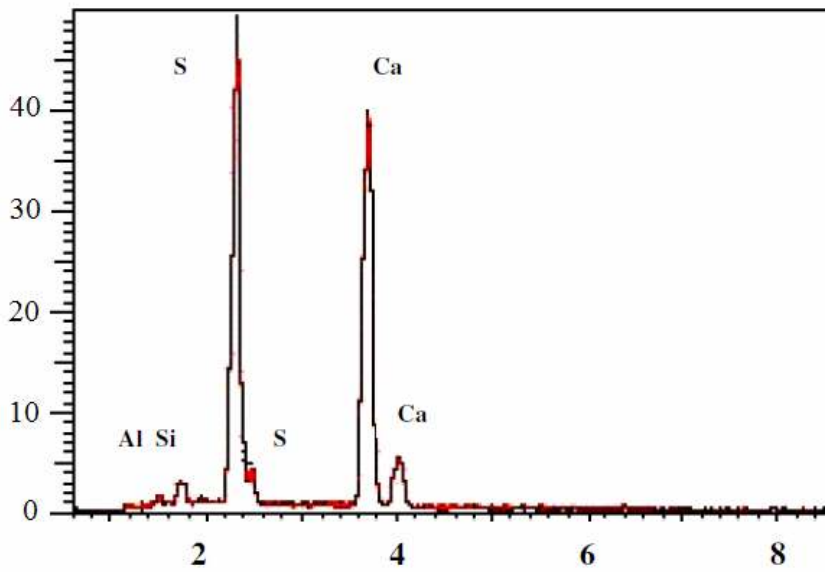

Рисунок 2.5 – Енергодисперсійний спектр з поверхні сфероліту (у координатах число імпульсів за секунду від енергії рентгенівського фотона)

Однією важливою особливістю РЕДС - аналізу є те, що він дає кількісну оцінку концентраційних відносин елементів, присутніх у даному зразку. Великою перевагою методу РЕРС є швидкість отримання даних в основному завдяки тому факту, що в ньому проводиться одночасна реєстрація та аналіз рентгенівського випромінювання у широкому діапазоні енергії.

На базі методу РЕРС працюютьсучасні аналітичні скануючі електронні мікроскопи високої роздільної здатності для широкого кола дослідницьких завдань та контролю якості на субмікронному рівні.

В роботі використано скануючий електронний мікроскоп (СЕМ) четвертого покоління TESCAN MIRA 3, що дозволяє отримувати СЕМ-зображення та проводити аналіз елементного складу в реальному часі в одному вікні програмного забезпечення TESCAN Essence™, [39] що значно спрощує отримання даних як про морфологію поверхні зразка, так і про його локальний елемент і робить СЕМ TESCAN MIRA ефективним аналітичним

рішенням для проведення регулярного контролю якості матеріалів та виробів, аналізу відмов та різних лабораторних досліджень.

Модернізована колона електронного мікроскопа TESCAN MIRA керується удосконаленою електронікою, яка забезпечує миттєвий перехід від режиму отримання зображень при великих збільшеннях до режиму дослідження елементного складу зразків без механічної зміни апертур або механічного юстування будь-яких елементів усередині колони. Один клік дозволяє перемикатися між налаштуваннями, що зберігають всі настройки параметрів мікроскопу.

Висновки по другому розділу

У роботі були використані матеріали і експериментальні методики, що відповідають стандартам та мають відповідні метрологічне забезпечення та сертифікацію.

Аргонодугове наплавлення здійснювалось в автоматичному режимі за допомогою промислового робота Kawasaki моделі RS006L. Джерелом живлення було зварювальне джерело виробництва Fronius моделі MagicWave 5000 Job. Для наплавлення зразків обрано вітчизняні стандартні зварювальні дроти марок Св-08Г2С, СвАМг61 і СвАК12.

Вимірювання твердості наплавлених шарів виконувалось за методом Вікерса на твердомірі ТП-7Р-1.

Як об'єкти металографічного дослідження були використані шліфи, приготовані за стандартною технологією. Металографічні дослідження інтерметалідів та композицій на них основі були виконані на оптичному мікроскопі Leica DMI5000 M. Хімічний та фазовий склад визначено за допомогою скануючого електронного мікроскопу (СЕМ) четвертого покоління TESCAN MIRA 3, що дозволяє отримувати СЕМ-зображення та проводити аналіз елементного складу в реальному часі.

РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ

3.1 Візуальний контроль покриття

Перші порівняльні наплавки з використанням алюмінієвого дроту марки АМг61 (у першій серії наплавок) і дроту марки АК12 (у другій серії наплавок) показали, що при застосуванні алюмінієвого дроту легованого магнієм наплавлена маса металу відразу мимоволі відколюється по всій довжині валика, що робить процес формування наступних шарів абсолютно неможливим (рисунок 3.1.а). При застосуванні алюмінієвого дроту легованого кремнієм ситуація дещо покращала. Так, в першу чергу, зазначається, що не відбувається мимовільного відколювання, як у випадку з алюмінієво-магнієвим дротом, що говорить про краще сплавлення з підкладкою. Однак з'являється інша досить серйозна проблема наступного характеру: наплавлений метал практично не формує валик, тобто розплавлюваний дротяний метал активно збирається в кульку і тягнеться за зварювальною ванною поки не досягне якогось критичного розміру, і тільки тоді він відривається від зварювальної ванни і застигає у вигляді відокремленої кульки (рис. 3.1.б).

Результатом такої поведінки процесу наплавлення є отримання точкових обсягів наплавленого металу з проміжками між ними, що так само, як і у випадку з алюмінієво-марганцевим дротом, робить процес формування наступних шарів неможливим.

Рисунок 3.1 – Перші експериментальні наплавлення:
а) Св-08Г2С+АМг61; б) Св-08Г2С+АК12

Імовірно, утворення «крапель» на поверхні підкладки пов'язане з досить великим поверхневим натягом і плавленням дротів ще до попадання у зварювальну ванну внаслідок інтенсивного теплового впливу електричної дуги. Однією з ідей спрямованої на боротьбу з цим явищем є ідея про більш тонке налаштування кутів підведення дротів таким чином, щоб розплавлені дроти не встигали формувати «краплі» перед зварювальною ванною, а також

більш тонке налаштування параметрів величин зварювального струму та швидкостей подачі дротів.

Результатом більш тонкого налаштування параметрів даного технологічного процесу є успішне отримання наплавлених суцільних валиків, представлених на фотознімку (рис. 3.2). Підсумкові параметри режиму успішних експериментальних зразків наплавлення такі: величина зварювального струму - 162 А; швидкість подачі зварювального дроту марки Св-08Г2С – 1100 мм/хв; швидкість подачі зварювального дроту марки АК12- 600 мм/хв. Можна помітити, що швидкість подачі алюмінієвого дроту по відношенню до залізної трохи вище за розрахункове співвідношення. Ця поправка пов'язана з компенсацією чаду більш легкоплавкого металу в процесі наплавлення, яким є алюміній.

Рисунок 3.2 – Зовнішній вигляд наплавлених шарів при різних режимах наплавлення

На рисунку 3.3 представлений знімок успішних експериментальних наплавок, але з іншого ракурсу, з метою детальнішої зйомки останнього

валика. Останній валик, як можна помітити, є вже багатошаровим (3 шари наплавлення). Слід доповнити, що у разі повторного (багатошарового) наплавлення по поверхні вже раніше наплавленого валика для збереження чотирьох міліметрів дугового проміжку зварювальний пальник піднімався в площину на 1 мм вище попередньої.

Рисунок 3.3 – Експериментальний багатошаровий наплавлений валик

Цей багатошаровий валик є кінцевим об'єктом подальших досліджень поточної роботи.

3.2 Аналіз отриманого зразка багатошарового наплавлення

З метою подальшого вивчення з отриманого багатошарового валика механічним шляхом були виготовлені поперечний і поздовжній макрошліф. Механічна різка здійснювалася за допомогою стрічкової пилки на спеціальному устаткуванні. Отримані таким шляхом поперечний і поздовжній макрошліфи представлені фотографіями на рисунках 3.3 і 3.4 відповідно.

Рисунок 3.3 – Фото поперечного перерізу зразка

Рисунок 3.4 – Фото повздовжнього перерізу зразка

3.2.1 Твердість наплавленого шару

Першим проведеним дослідженням над отриманим зразком багатошарового наплавлення стало вимірювання його твердості за методом Віккерса. Вимірювання проводилося у 4-х точках, показаних рисунку 3.5. Результати вимірювань показали такі значення для точок (пронумеровано): точка №1 – 306 HV; точка №2 – 312 HV; точка №3 – 388 HV; точка №4 – 350 HV.

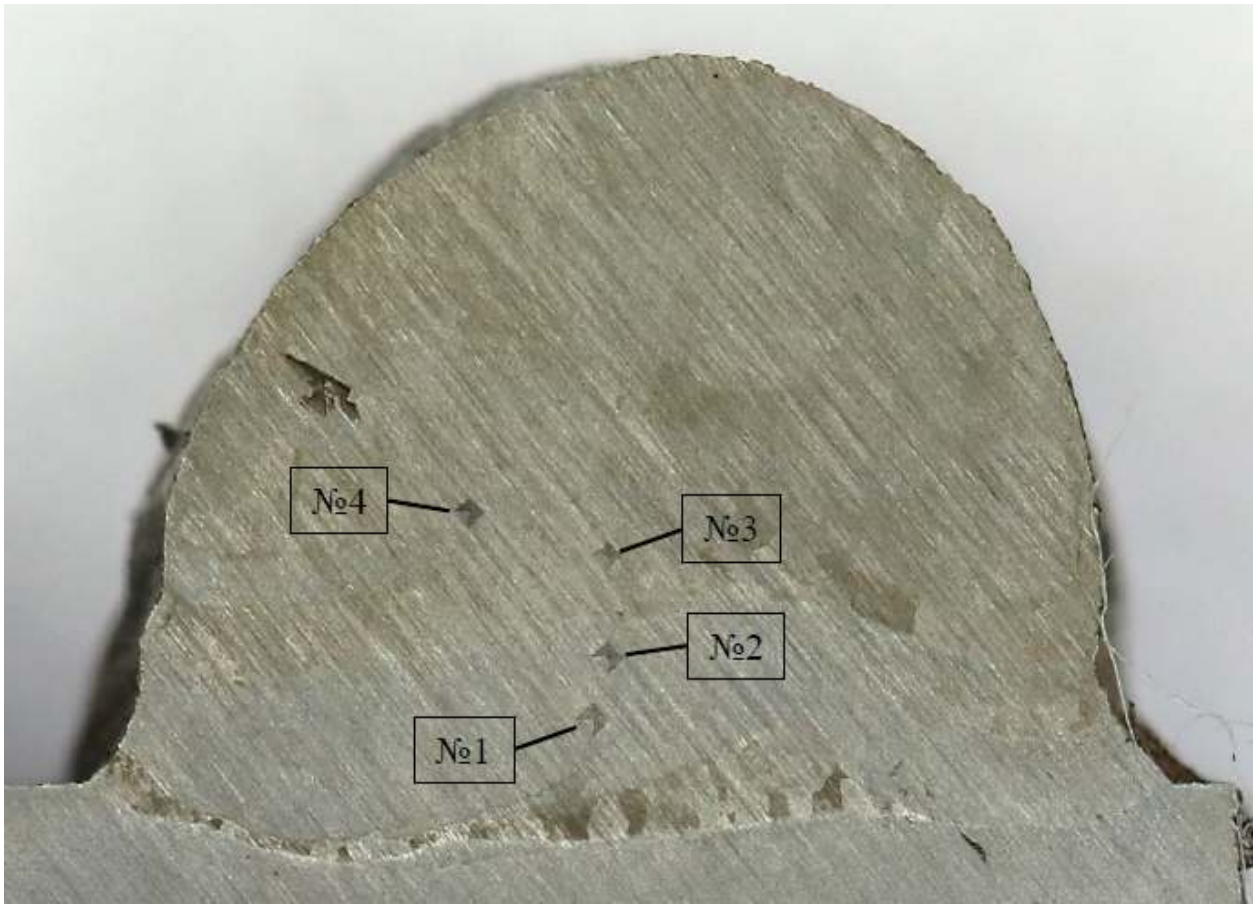

Рисунок 3.5 – Поперечно розрізаний зразок після виміру твердості

При зіставленні фотографії поперечного макрошліфа зразка (рисунок 3.5) з металографічним зображенням мікрошліфа поперечного перерізу зразка (рисунок 3.6) можна побачити, в якій структурній області були проведені вимірювання твердості за методом Віккерса. Для більшої зручності рисунку 3.6 позначені точки місць вимірювання твердості. Встановити

взаємозв'язок між показниками твердості та структурою за візуальною оцінкою фотографій важко, оскільки зміна твердості не супроводжується якоюсь характерною структурною зміною зерен. Можна лише відзначити, що місце вимірювання під номером №3, як з'ясувалося пізніше, потрапляє в область з, ймовірно, підвищеним вмістом алюмінію і, у свою чергу, має найбільшу твердість серед виміряних точок.

3.2.2 Мікроструктура зразка наплавленого шару

Наступним видом дослідження є морфологічна оцінка сформованого багатошарового валика. Для цього отримані поперечні та поздовжні макрошліфи зразка (рисунок 3.3 і 3.4) додатково пройшли більш тонке шліфування та полірування, а потім зазнали травлення 5% розчином азотної кислоти в спирті. Отримані, шляхом травлення поперечний і поздовжній мікрошліфи представлені 3.6 і 3.7, відповідно. Дані металографічні зображення являють собою колажі (кілька поєднаних фотознімків), зроблені за допомогою вбудованої цифрової камерою оптичного мікроскопа Leica DMI 5000 M і об'єднані вбудованим програмним забезпеченням мікроскопа. Як пояснення: колаж мікрознімків, наведений рисунку 3.6, є дзеркальним відображенням реального зразка.

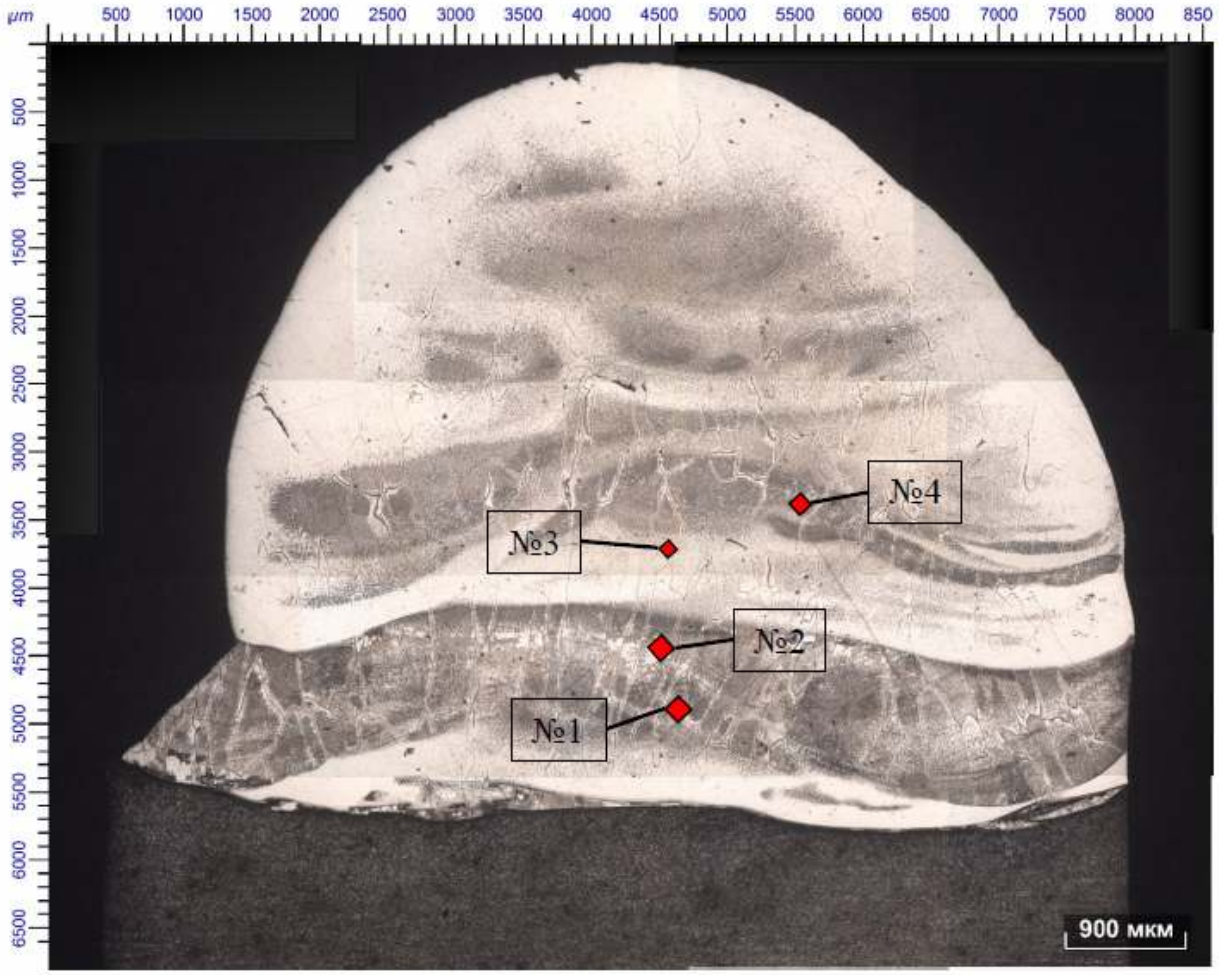

Рисунок 3.6 – Металографічне зображення поперечного мікрошліфа досліджуваного зразка

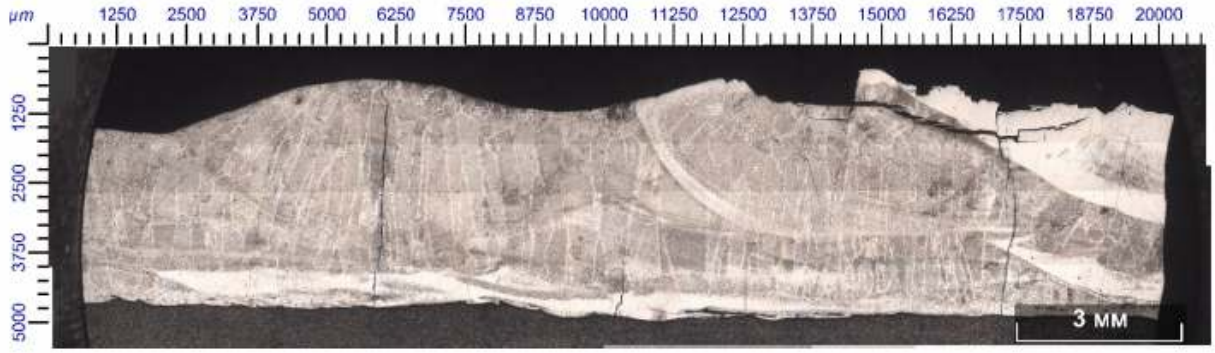

Рисунок 3.7 – Металографічне зображення повздовжнього мікрошліфа досліджуваного зразка

Проаналізуємо отримані знімки мікрошліфів. Насамперед слід зазначити, що спостерігається повноцінне сплавлення з підкладкою. Відразу ж варто уточнити, що на мікрошліфах присутні дефекти травлення, тобто поверхня шліфу місцями, з неясних причин, погано протруїлася або не протруїлася зовсім.

Основна підозра на дефектне травлення відноситься до периметра верхньої сферичної частини валика (2-3 шари) (рисунок 3.5). Тобто велика площа, що проходить по верхньому контуру, сферичної частини валика представлена у світлому кольорі через поганий ступінь протруєності, але також не виключається і підвищений вміст алюмінію за цим контуром у зв'язку з меншим градієнтом температур, порівняно з ближчими областями до підкладки. А ефекти, ймовірно, дефектного травлення на рисунку 3.6 знаходяться в нижній частині валика поблизу межі сплавлення з підкладкою (світлий спрей), а також у правій верхній частині шліфу на металографічному зображенні (світлі площі). Але слід розрізняти дефекти травлення і лінії сплавлення, які дійсно можуть містити підвищену кількість алюмінію і легуючих елементів.

Виділяються два горизонтальні світліші прошарки (рисунок 3.6), що відповідають підвищеному вмісту алюмінію, що свідчить про нерівномірне перемішування алюмінію з залізом у рідкому стані. На малюнку 3.7 також помітні світлі прошарки у вигляді дуги. Дані прошарки є своєрідним проявом меж лусочок наплавленого валика, що є дуже поширеним і звичайним явищем при наплавленні або зварюванні. Отримати абсолютну рівномірність концентрацій по всьому обсягу наплавлення украй важке завдання. На практиці хімічна неоднорідність наплавлення досить поширене явище, оскільки в реальних умовах завжди зберігається нерівномірність концентрацій елементів у твердих розчинах. Хаотично розподілені темні точки переважно віднесені до забруднення поверхні шліфу і не вважаються дефектами типу газових пор. Також на шліфах є подряпини, отримані в

процесі їх підготовки, але серед них є і дефекти у вигляді тріщин, які переважно розташовуються по межах зерен.

Темні вкраплення різної форми всередині зерен (рисунок 3.5 і 3.6) віднесені, якраз-таки, до інтерметалідної фази Fe_3Al, що нас цікавиться. Їх розташування всередині зерна пояснюється тим, що спочатку з рідкої фази, згідно з діаграмою стану Fe-Al кристалізується α-Fe твердий розчин, і тільки потім, при подальшому охолодженні всередині зерен з'являються інтерметалідні фази внаслідок упорядкування твердого розчину. Однак автори робіт [8, 10] відзначають подібні включення як карбідну фазу типу $Fe_3AlC_{0,5}$, але в той же час при рентгенофазовому аналізі вона не виявляється, що ставить під сумнів це твердження.

На поперечному та поздовжньому мікрошліфах (рисунок 3.5 і 3.6) у нижній області (кордон сплавлення зварювальної ванни з підкладкою) спостерігаються дрібні стовпчасті зерна. Стовпчаста форма зерен пояснюється впливом великого температурного градієнта. Однак вплив високої швидкості охолодження, внаслідок контакту з масивною металевою підкладкою, різко обмежує їх максимальний розмір. У середній області, що займає основний обсяг наплавленого валика, спостерігаються великі довгі стовпчасті зерна. Така форма, також пояснюється впливом великого температурного градієнта, проте швидкості охолодження вже набагато нижче, що дозволяє зернам зрости до великих розмірів. Також укрупненню зерна попереднього шару сприяє повторний його переплав при наплавленні наступних проходів, що створює умови до відновлення зростання великих зерен шляхом поглинання ними сусідніх малих зерен, тобто їх злиттям. При наближенні до верхньої частини останнього шару (за зовнішнім периметром останнього шару) спостерігається утворення рівно вісних зерен. Це пояснюється тим, що градієнти температур та швидкості охолодження в цих областях відносно невеликі. Такі умови сприяють утворенню рівно вісних зерен.

На обох мікрошліфах (рисунок 3.5 і 3.6) добре видно межі зерен, які представлені у вигляді темних тонких ліній. Межі суцільні та безперервні. Помітно, що у більшості випадків межі зерна опоясує світла область. Імовірно, дані області є областями з високим вмістом алюмінію. Це викликано відмінністю хімічного складу всередині зерна. Відмінність хімічного складу виникає в процесі формування зерна: в першу чергу кристалізується найбільш тугоплавка фаза, а в кінці, до межі зерна, більш легкоплавка, якою є нерозчинний алюміній в системі Fe-Al.

При первинному огляді отриманого в результаті багатошарового наплавлення зразка (рисунок 3.2 і 3.3), навіть неозброєним оком, при уважному огляді можна було помітити, поперечні тріщини, що виходять назовні в наплавленому валику. Аналіз мікрошліфів (рисунок 3.5 і 3.6) підтверджує наявність тріщин як дрібних розмірів (по межах зерен), так і великих, що проходять крізь тіло валика незалежно від структури в місці руйнування. Першою причиною утворення тріщин вважається недотримання температурних режимів у процесі наплавлення. Тобто, при багатошаровій наплавці необхідно підтримувати температуру підкладки не нижче 400 ° С (за даними [6]), у разі даного експерименту підкладка підігрівалася лише попередньо, і, ймовірно, до фінальної наплавки вона встигла охолонути до більш низької температури. Другою причиною утворення тріщин вважається перевищення критичного рівня насичення наплавленого валика воднем, киснем та іншими шкідливими елементами, присутніми в повітрі внаслідок відсутності додаткового захисту ще гарячого валика.

На рисунку 3.6 привертає увагу верхівка валика у правій частині знімка. Вона є роздробленою, з недостатньою частиною наплавлення. Ймовірно, у цій галузі вже були дефекти у вигляді тріщин ще до механічного впливу. І при підготовці поздовжнього мікрошліфа, внаслідок механічного впливу, тріщина збільшилася, а деяка частина валика зовсім відвалилася.

Інші області після механічної обробки під час підготовки мікрошліфа не породили подібних руйнувань.

3.2.3 Хімічний та фазовий склад

Вкрай важливо і не менш цікаво встановити: який же в результаті було отримано хімічний склад у наплавленому зразку, а також ступінь його однорідності за наплавленим обсягом. З метою отримання відповідей на ці питання спільно з проведенням дослідження на установці MIRA3 TESCAN скануючого електронного мікроскопа (СЕМ) було здійснено аналітичний елементний аналіз методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (Energy-dispersive X-ray spectroscopy, EDX), котрий базується на аналізі енергії емісії рентгенівського спектра твердої речовини (пункт 2.5).

Отримані електронні зображення поперечного та поздовжнього шліфів, до моменту їх травлення, представлені на рисунку 3.7 та 3.8, відповідно. Як пояснення: на рис. 3.8, наприклад, наведено лише одну з ділянок поздовжнього розрізу, оскільки на одне зображення, при даному масштабі, весь шліф не вмістити.

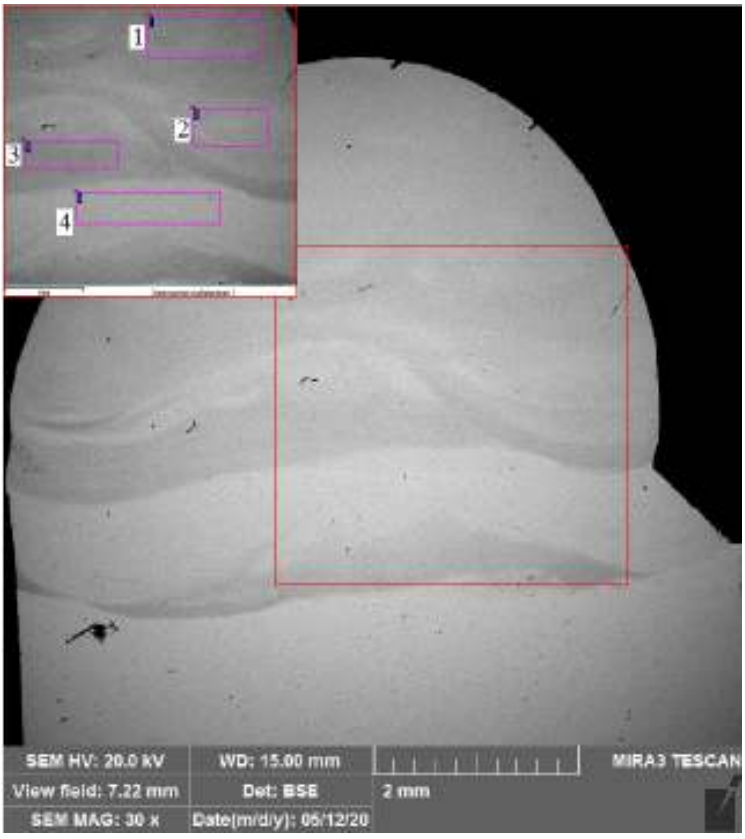

Рисунок 3.7 – Електронне зображення поперечного шліфу зразка

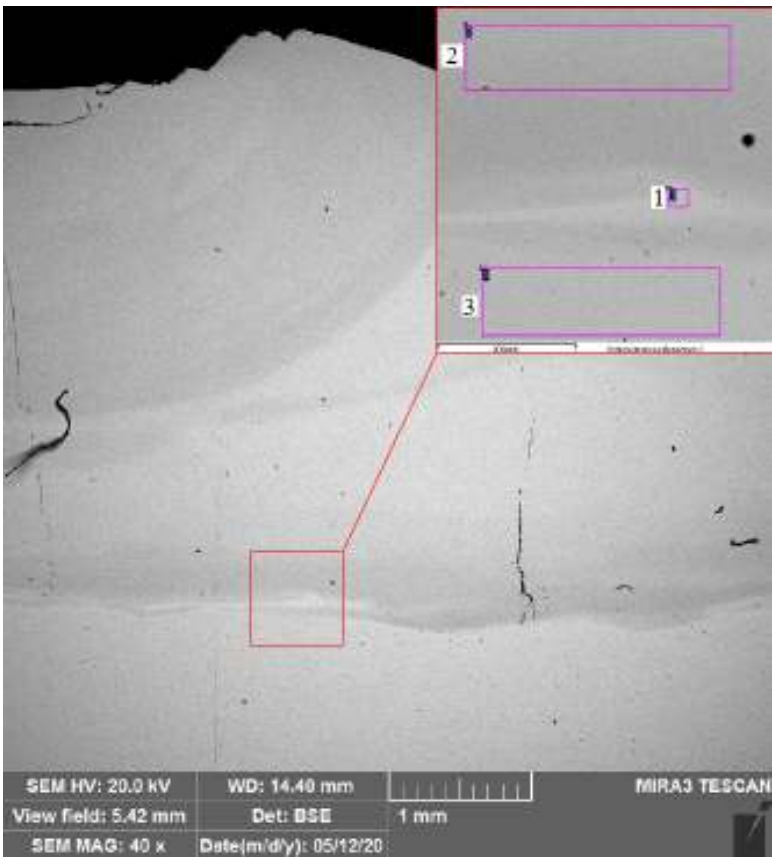

Рисунок 3.8 – Електронне зображення поздовжнього шліфу зразка

На обох електронних зображеннях спостерігаються зони з різними відтінками, що свідчить про неоднорідність хімічного складу. Супутні дослідження хімічного складу, проведені методом енергодисперсійної рентгенівської спектроскопії (EDX), підтверджують зв'язок елементного складу зон з їх відтінком. Також, додатково було проведено елементний аналіз зон (рисунок 3.9), розташованих поруч із областю інтенсивного руйнування в поздовжньому шліфі, з метою визначення можливого взаємозв'язку.

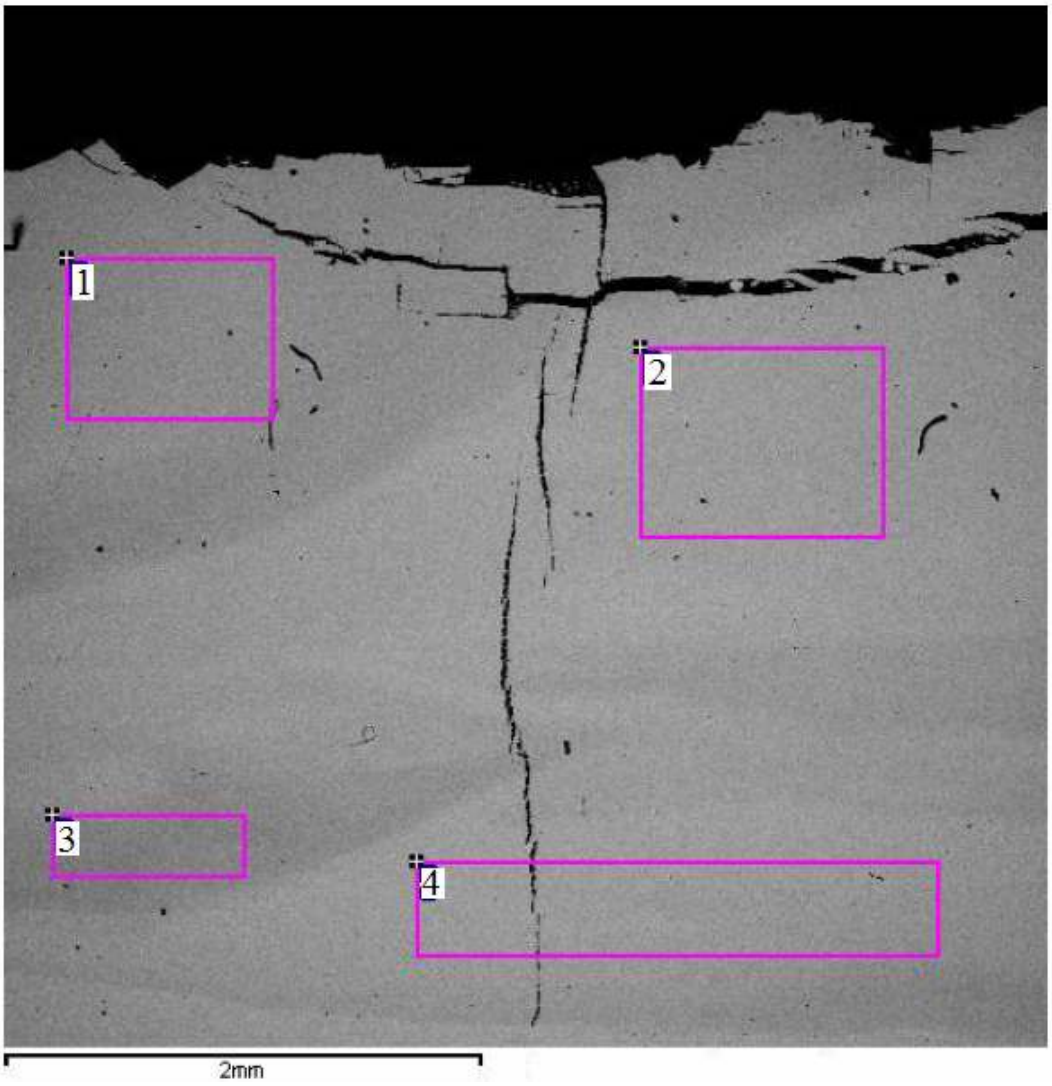

Рисунок 3.9 – Додатковий елементний аналіз різних зон у галузі інтенсивного руйнування поздовжнього шліфу

Результати якісного та кількісного аналізу складу зазначених зон (рисунок 3.7-3.9) узагальнені та представлені в таблиці 3.1. Усі чисельні результати таблиці 3.1 наведені у вагових %. Чим темніша ділянка на електронному зображенні, тим більше вміст алюмінію в ньому, чим світліше, тим, відповідно, менше. Згідно з діаграмою стану Fe-Al в рівноважних умовах для повного перетворення α-Fe в інтерметалічну фазу Fe_3Al при охолодженні до 200 °С і нижче необхідний вміст алюмінію повинен становити приблизно від 12% до 21% по масі.

Таблиця 3.1 – Результати дослідження елементного складу

Рис. 3.7	Al, %	Si, %	Mn, %	Fe, %	Всього, %
Область 1	11,35	2,62	1,32	84,71	100,00
Область 2	9,22	2,27	1,40	87,11	100,00
Область 3	11,60	2,54	1,43	84,43	100,00
Область 4	5,42	1,67	1,67	91,23	100,00
середнє	9,40	2,27	1,46	86,87	100,00
Рис. 3.8	Al, %	Si, %	Mn, %	Fe, %	Всього, %
Область 1	0,30	0,75	1,58	97,37	100,00
Область 2	8,15	1,97	1,52	88,36	100,00
Область 3	0,00	0,73	1,58	97,69	100,00
Рис. 3.9	Al, %	Si, %	Mn, %	Fe, %	Всього, %
Область 1	10,44	2,43	1,47	85,67	100,00
Область 2	7,91	2,09	1,53	88,47	100,00
Область 3	12,41	2,65	1,45	83,49	100,00
Область 4	4,81	1,65	1,65	91,89	100,00
середнє	8,89	2,20	1,52	87,38	100,00

Аналізуючи результати елементного складу, і, зіставляючи їх із областями діаграми стану Fe-Al, можна зробити наступний висновок: у наплавленому обсязі валика, внаслідок анізотропії хімічного складу, присутня як фаза α-Fe, так і фаза Fe_3Al. Результати додаткового елементного аналізу (рисунок 3.9), не виявили якоїсь певної залежності елементного

складу та руйнування, або взагалі не дозволяють виявити цей зв'язок даним методом.

Останнім видом дослідження, проведеним у поточній роботі, є рентгенофазовий аналіз. Аналізованою поверхнею був поздовжній шліф разом із підкладкою. Отримана рентгенограма представлена рисунку 3.10.

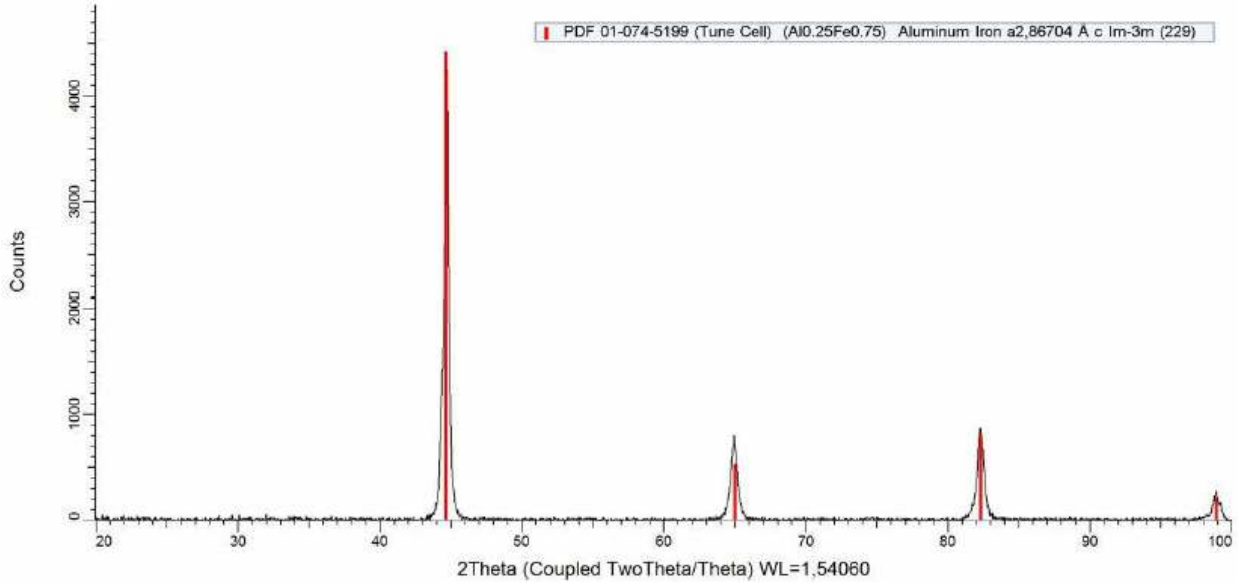

Рисунок 3.10 – Рентгенограма площини (повздовжній шліф + підкладка)

Еталонний код фази Fe_3Al – 01-074-5199. Як видно з рентгенограми (рисунок 3.10), отримані характерні піки збігаються з еталонними даними каталогу. На підставі цього факту можна стверджувати, що в даній багатошаровій наплавці дійсно присутня інтерметалічна фаза з атомним співвідношенням 25% A1 та 75% Fe, що відповідає фазі Fe_3Al.

Висновки по третьому розділу

У поточній роботі проведені експериментальні наплавлення із застосуванням технології одночасної подачі в зону горіння електричної дуги двох різнорідних дротів суцільного перерізу на основі заліза (Св-08Г2С) та алюмінію (АК12). Результатом експериментальних наплавок є успішне отримання багатошарового наплавлення, що підходить для подальших досліджень у рамках поточної роботи.

Результати вимірів твердості зразка дослідження методом Вікерса свідчать про значення твердості в межах від 300 до 400 HV, що узгоджується з даними різних наукових джерел.

Проведені хімічний та фазовий аналізи отриманого зразка свідчать про наявність шуканої інтерметалічної фази Fe_3Al. Також, результати елементного (він же хімічний) аналізу свідчать про досить сильну анізотропію хімічного складу по всьому наплавленому об'єму.

ВИСНОВКИ

Основні переваги інтерметаліду Fe_3Al полягають у його найкращих показниках пластичності, опору до окислення та корозійної стійкості в порівнянні з іншими інтерметалідами системи FeAl. Тому сплави на основі інтерметаліду Fe_3Al потенційно можуть бути більш дешевим аналогом деяких нержавіючих сталей, забезпечуючи при цьому схожі експлуатаційні показники.

У поточній роботі було успішно отримане багатошарове покриття та відпрацьована технологія механізованої одночасної подачі в зону горіння електричної дуги вольфрамового електрода, двох різнорідних дротів суцільного перерізу на основі заліза (Св-08Г2С) і алюмінію (АК12). Підсумкові параметри режиму успішних експериментальних зразків наплавлення такі: величина зварювального струму - 162 А; швидкість подачі зварювального дроту марки Св-08Г2С – 1100 мм/хв; швидкість подачі зварювального дроту марки АК12 – 600 мм/хв.

Якісно-кількісний хімічний та напівкількісний фазовий аналізи отриманого покриття свідчать про отримання шуканого сплаву на основі інтерметаліду Fe_3Al.

Отримане захисне покриття на основі алюмініду заліза, може виступати як альтернатива нержавіючим сталям.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Банных О. А. Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов иинтерметаллических соединений / Банных О. А., Поварова К. Б. // Новые металлические материалы. – К. : ИЭС им. Е. О. Патона, 1989. – С. 29-33.

2. Сєліверстов І.А. Досліджування структури та властивостей плазмових покриттів на основі Fe-Al / І.А. Сєліверстов, Г.М. Троцан, І.В. Смірнов, С.Р. Сєліверстова // Науковий вісник Херсонської державної морської академії No 1 (10), 2014 . – С. 249-254.

3. Moriss D. G. Creep resistance in a new alloy based on Fe3Al / D. G. Moriss, M. Mazmy, C. Noseda // Scr. Met et Mater. – 1994. – 31, N 2. – P. 173-178.

4. Huang Y. D. Effect of thermomechanical processes on room-temperature mechanical properties of Fe3Al-based alloys / Y. D. Huang, W. Y. Yang, Z. Q. Sun // Journal of Materials Science Letters. – 1998. – Vol. 17. – No.1. – P. 1781 – 1784.

5. Толочина А. В. Получение интерметаллида Fe3Al методами порошковой металлургии / А. В. Толочина, А. А. Мамонова, И. Ю. Окунь, Я. И. Евич // Керамика: наука и жизнь. - 2016. - № 4. - С. 28-38.

6. Ковтунов А.И. Интерметаллидные сплавы: электронное учебное пособие / А.И. Ковтунов, С.В. Мямин. – Толятти, Изд-во ТГУ. – 2018. – 77 с.

7. Алюминиевые сплавы. Металоведение алюминия и его сплавов: справочное руководство / А.И. Беляев и др. – М.: Металлургия, 1971. – 352 с.

8. Ковтунов А.И. Физико-химическая кинетика взаимодействия алюминия со сталью при формировании металла шва с заданными свойствами : дис. д-ра. техн. наук : защищена / А.И. Ковтунов. - Тольятти, 2011. - 357 с.

9. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: Справочник / Под ред. О. А. Банных, М. Е. Дрица. – М.: Металлургия,1986. – 440 с.

10. Павлова Т.С. Неупругость сплавов на основе интеметаллида Fe_3A : дис. канд. тех. наук / Т.С. Павлова. – Тула, 2008. – 130 с.

11. Okamoto H., Beck P.A. Phase relationships in the iron-rich Fe-Al alloys // Met. Trans., v. 2, 1971, p. 569-574.

12. Власов Е.Н. Доменная структура и ближний порядок в сплавах Fe-Al с большим содержанием алюминия // ФММ, 1968, т. 26, с. 500-502.

13. Хачатурян А.Г. Теория фазовых превращений и структура твёрдых растворов. – М.: Наука, 1974. – 384 с.

14. Hehenkamp Th., Scholz P., Kohler B., Kerl R. Vacancy formation and diffusion in Fe-Al alloys. Defect and Diffusion Forum, 2001, v. 194-199, p. 389-394.

15. Рябов В. Р. - Сварка плавлением алюминия со сталью. Под ред. Фурер П. Я. Издательство «Наукова думка», Киев. – 1969. – 232 с.

16. Рябов В. Р. - Сварка алюминия и его сплавов с другими металлами. Киев.: «Наукова думка», 1983. – 264 с.

17. Вестбрук Д.Х. Механические свойства металлических соединений / Д.Х. Вестбрук. М.: Металлургиздат, 1962. – 247 с.

18. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и про-мышленных энергоустановок / Под. ред. Симса Ч.Т. и др.: Пер. с англ. В 2-х книгах. Кн. 2. / Под ред. Шалина Р. Е. – М.: Металлургия, 1995, 384 с.

19. C. Shen, Z. Pan, Y. Ma, D. Cuiuri, H. Li, In-depth study of the mechanical properties for Fe_3Al based iron aluminide fabricated using the wire-arc additive manufacturing process, Addit. Manuf. 7 (2016).

20. Колачев В.И. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов / Б.А. Колачев, В.И. Елагин, В.А. Ливанов. – М.: МИСИС, 1999. – 416 с.

21. R.S. Buchanan, J.G. Kim, R.E. Ricker, L.A. Heldt, in: N.S. Stoloff, V.K Sikka / Physical Metallurgy and Processing of Intermetallic Compounds, Chapman and Hall, 1996, p. 517.

22. D. Lin, in: S.C. Deevi, V.K. Sikka, P.J. Maziasz, R.W. Cahn (Eds.), Interna-tional Symposium on Nickel and Iron Aluminides, ASM International, Materi-las Park, OH, 1997, p. 187.

23. R.A. Buchanan, J.G. Kim, Proceedings of the Sixth Annual Conference On Fossil Energy Materials, Oak Ridge Natl. Lab., 1992, p. 315.

24. K. Natesan, P.F. Tortorelli, in: S.C. Deevi, V.K. Sikka, P.J. Maziasz, R.W. Cahn (Eds.), International Symposium on Nickel and Iron Aluminides, ASM Inter-national, Materials Park, OH, 1997, p. 265.

25. Microstructure and corrosion resistance of Fe-Al intermetallic coating on 45 steel synthesized by double glow plasma surface alloying technology ZHU Xiaolin, YAO Zheng-jun, GU Xue-dong, CONG Wei, ZHANG Ping-ze // Col-lege of Material Science and Technology, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 210016, China 210016 Received 15 Februrary 2008; accepted 2 July 2008.

26. Wang W.J., Lin J.P., Wang Y.L., Chen G.L. The corrosion of intermetallic al-loys in liquid zinc // Journal of Alloys and Compounds, 2007. V. 428. No 1, 2. p. 237-243.

27. Дриц М.Е. Диаграммы состояния систем на основе алюминия и маг-ния: справочник / М.Е. Дриц, Н.Р. Бочвар, Э.С. Кандер и др. ; под ред. Н.А. Абрикосова. – М: Наука, 1977. – 226 с.

28. Ибрагиев Г.М. Многослойная структура интерметаллидных соединений алюминидов кобальта, никеля и титана / дис. на соискание степени доктора философии / Г.М. Ибрагиев. – Казахстан, Алматы, 2019. – 91 с.

29. Банных О.А., Поварова К.Б. Перспективы создания жаропрочных и жаростойких сплавов и интерметаллических соединений // Новые металлические материалы. – Киев: ИЭС им. Е.О. Патона, 1989. – С.29 – 33.

30. Григорьева Т.Ф., Корчагин М.А., Баринова А.П., Ляхов Н.З., Григорьева Т.Ф. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез и механическое сплавление при получении монофазных высокодисперсных интерметаллидов // Материаловедение. — 2000. — № 5. — С. 49-53.

32. Баглюк Г.А. Вплив технологічних режимів гарячого штампування на структуру та властивості порошкових інтерметалідів Fe3Al / Г. А. Баглюк, О. І. Толочин, О. В. Толочина, Р. В Яковенко // Вісник національного технічного університету «ХПІ». Серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії. – 2014. – № 44 (1087). – С. 8-15.

33. Пленер Ю.Л., Сучильников С.И., Рубинштейн Е.А. Алюминотермическое производство ферросплавов и лигатур. — М.: Металлургия, 1963. — 175с.

34. Троянский А.А. Использование электрошлаковой технологии для производства конструкционных материалов на основе алюминидов железа / А.А. Троянский, А.Д. Рябцев, Н.Н. Галян, Ю.В. Решетов // Металлургические процессы и оборудование. – 2005. - № 2. – С. 28-30.

35. Анташев В.Г., Иванов В.В., Ясинский К.К. Технология получения литых деталей из интерметаллидного сплава TiAl и их использование в конструкциях // Технология легких сплавов — 1996. — № 3. — С. 20-23.

36. Електронний ресурс. Режим доступу: https://welder.by/product/apparat-svarochnyj-magicwave-5000-job

37. ДСТУ ГОСТ 10157:2019 (ГОСТ 10157–2016, IDT) Аргон газоподібний та рідкий. Технічні умови.

38. Физические методы исследования твердых тел: электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ: учеб. пособие / О. В. Бояркина, М. И. Зотов, В. М. Кяшкин. Саранск: Изд-во Мордов. ун-та, 2012. – 96 с.

39. Електронний ресурс. Режим доступу: https://tescan.ua/product/skaniruyushchie-elektronnye-mikroskopy

ДОДАТКИ