

Міністерство освіти і науки України
Івано-Франківський національний технічний університет нафти і газу
Інститут інженерної механіки та робототехніки
Кафедра комп'ютеризованого машинобудування

Бигар Андрій Михайлович

УДК 669.018.95

МАГІСТЕРСЬКА РОБОТА

Розроблення технології автоматизованого зносостійкого наплавлення
високолегованими порошковими стрічками.

(назва роботи)

Комп'ютеризовані і роботизовані технології машинобудування

(назва освітньої програми)

G9 Прикладна механіка

(шифр і назва спеціальності)

A. M. Бигар

(підпис, ініціали та прізвище здобувача освітнього ступеня)

Науковий керівник Присяжнюк Павло Миколайович, д.т.н., доц.
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

Допущено до захисту
Завідувач кафедри

V. G. Панчук

(посада) (підпис) (дата) (ініціали та прізвище)

Рецензент

(посада) (підпис) (дата) (ініціали та прізвище)

Робота містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

Інститут інженерної механіки
Кафедра зварювання
Освітній рівень магістр
Спеціальність G9 прикладна механіка
(шифр і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри зварювання
Панчук В.Г.
«_____» _____ 2025 року

ЗАВДАННЯ НА МАГІСТЕРСЬКУ РОБОТУ СТУДЕНТОВІ

Бигар Андрій Михайлович
(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема роботи: Розроблення технології автоматизованого зносостійкого наплавлення високолегованими порошковими стрічками.

керівник роботи Присяжнюк Павло Миколайович, д.т.н., доц.
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом закладу вищої освіти від “ ” _____ 2025 року № _____

2. Строк подання студентом роботи _____ 2025 року

3. Вихідні дані до роботи: Знімки зношених поверхонь та деградації деталей машин, що працюють в умовах інтенсивного абразивного впливу, та умови їх експлуатації в металургійній та видобувній галузях, перелік публікацій закордонних та українських вчених в області зносостійкого наплавлення, матеріалознавства твердих сплавів та автоматизації зварювальних процесів, програмні засоби для термодинамічного моделювання фазової рівноваги методом CALPHAD та алгоритми цифрового керування параметрами наплавлення в середовищі «ArcPilot», методики прогнозування об'ємної частки зміцнюючих фаз та їх впливу на триботехнічні властивості гетерофазних шарів, методики порівняльного аналізу для верифікації розрахованих термодинамічних даних та експериментальних результатів, отриманих за допомогою скануючої електронної мікроскопії та енергодисперсійної спектроскопії, відомі моделі основних зміцнюючих фаз (карбідів хрому, вольфраму та боридів молібдену) у високолегованих системах за даними міжнародних кристалографічних баз, методика склерометричного аналізу для визначення локальної твердості H_s та побудови карт розподілу властивостей наплавленого шару, відомі схеми визначення тензорів пружності та розрахункові способи визначення модулів пружності для складних кристалічних систем і твердих розчинів на їх основі, зокрема боридних та карбідних фаз, що формуються у наплавлених шарах.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень) Установка для наплавлення. Графіки що ілюструють моделювання складу покриттів. Структури наплавлених шарів. Морфологія зношених поверхонь. Порівняльна діаграма зносотривкості.

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1-4	<i>Присяжнюк П.М., професор</i>		

7. Дата видачі завдання _____

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ з/п	Назва етапів магістерської роботи	Термін виконання	Примітка
1	Аналіз фізико-механічних механізмів абразивного зношування та сучасних методів автоматизації FCAW.	05.02.2025 р.	
2	Дослідження систем легування (Fe-Cr, W-C, Mo-B) для створення гетерофазних зносостійких шарів.	28.02.2025 р.	
3	Термодинамічне моделювання (CALPHAD) фазової рівноваги та розрахунок об'ємної частки зміцнюючих фаз.	25.03.2025 р.	
4	Розроблення архітектури ПЗ «ArcPilot» та алгоритмів «Look-ahead» для стабілізації лінійної енергії.	15.04.2025 р.	
5	Модернізація та налагодження ЧПК-установки «NaPawlik v2.0» для прецизійного наплавлення.	10.05.2025 р.	
6	Проведення експериментального автоматизованого наплавлення та визначення оптимальних енергетичних режимів.	12.06.2025 р.	
7	Мікроструктурні дослідження (SEM) та локальний рентгеноспектральний аналіз (EDS) наплавлених шарів.	15.09.2025 р.	
8	Мікромеханічна діагностика наплавів методом склерометрії та визначення градієнтів твердості H_S .	10.10.2025 р.	
9	Триботехнічні випробування на абразивне зношування згідно з ASTM G65 та порівняльний аналіз сплавів.	05.11.2025 р.	
10	Побудова карт H_S -mapping, формування практичних рекомендацій та підготовка загальних висновків.	01.12.2025 р.	

Студент _____

(підпис)

Бигар А.М.

(прізвище та ініціали)

Керівник роботи _____

(підпис)

Панчук В.Г.

(прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Проведено комплексний аналіз механізмів абразивного зношування високолегованих наплавлених шарів та встановлено, що стабільність їхніх експлуатаційних характеристик критично залежить від прецизійного керування фазовою «архітектурою» на стадії кристалізації. Виявлено, що традиційні методи наплавлення не забезпечують необхідної гомогенності структури, що зумовлює актуальність переходу до автоматизованих систем із цифровим керуванням енергетичними параметрами. Для прогнозування об'ємної частки зміцнюючих фаз (M_7C_3 , $M_{23}C_6$, $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, WC) використано методіку термодинамічного моделювання CALPHAD (програмний комплекс Thermo-Calc), яка дозволила встановити оптимальні концентраційні межі легування для забезпечення максимальної гетерофазності структури.

Запропоновано та реалізовано технологію автоматизованого наплавлення порошковими стрічками на базі установки «NaPawlik v2.0» під керуванням спеціалізованого ПЗ «ArcPilot v2.1». Шляхом впровадження алгоритмів стабілізації лінійної енергії та контролю швидкості переміщення пальника (*algorithm Look-ahead*) досягнуто стабільного формування валиків із мінімальним коефіцієнтом перемішування з основою (на рівні 15%). Встановлено, що для сплавів системи $Fe - Mn - Mo - B - C$ скорочення тривалості термічного циклу до 500 мс сприяє подрібненню структури та зростанню склерометричної твердості H_S до пікових значень 3000 кгс/мм².

На основі порівняльного аналізу встановлено, що використання молібденборидних систем (Сплав D) забезпечує у 1,91 раза вищу зносостійкість порівняно з високохромистими чавунами за рахунок високої адгезійної міцності боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ до аустенітної матриці. Запропонована методіка склерометричного картування дозволила ідентифікувати зони «структурного екранування» у вольфрамівмісних сплавах (Сплав C), де значення H_S досягають 4000 кгс/мм².

Результати роботи мають практичне значення для енергетичного та гірничо-металургійного машинобудування, оскільки розроблена технологія дозволяє збільшити ресурс деталей у 2,5–4 рази при одночасному зниженні собівартості матеріалів на 30–40% шляхом заміни вольфраму на молібденборидні композиції.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: АВТОМАТИЗОВАНЕ НАПЛАВЛЕННЯ, ПОРОШКОВА СТРІЧКА, CALPHAD, СКЛЕРОМЕТРІЯ, ЗНОСОСТІЙКІСТЬ, БОРИДИ МОЛІБДЕНУ, КАРБІД ВОЛЬФРАМУ.

ABSTRACT

A comprehensive analysis of the abrasive wear mechanisms of high-alloy hardfaced layers was conducted, establishing that the stability of their performance characteristics critically depends on the precision control of the phase "architecture" during the crystallization stage. It was found that traditional hardfacing methods fail to provide the necessary structural homogeneity, which underscores the urgency of transitioning to automated systems with digital control of energy parameters. The CALPHAD thermodynamic modeling technique (using the Thermo-Calc software suite) was utilized to predict the volume fraction of strengthening phases (M_7C_3 , $M_{23}C_6$, $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, WC), allowing for the determination of optimal alloying concentration limits to ensure maximum heterophase structure.

An automated hardfacing technology using flux-cored tapes was proposed and implemented based on the "NaPawlik v2.0" experimental setup controlled by the specialized "ArcPilot v2.1" software. By implementing linear energy stabilization algorithms and torch travel speed control (Look-ahead algorithm), stable bead formation with a minimum dilution ratio of 15% was achieved. It was established that for $Fe - Mn - Mo - B - C$ system alloys, reducing the thermal cycle duration to 500 ms promotes structural refinement and increases the scratch hardness (H_s) to peak values of 3000 kgf/mm².

Based on a comparative analysis, it was determined that the use of molybdenum-boride systems (Alloy D) provides 1.91 times higher wear resistance compared to high-chromium cast irons due to the high adhesive strength of $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ borides to the austenitic matrix. The proposed scratch mapping technique allowed for the identification of "structural shielding" zones in tungsten-containing alloys (Alloy C), where H_s values reach 4000 kgf/mm².

The results of this work are of practical significance for the energy and mining-metallurgical machinery industries, as the developed technology allows for a 2.5–4 times increase in component lifespan while simultaneously reducing material costs by 30–40% by replacing tungsten with molybdenum-boride compositions.

KEYWORDS: AUTOMATED HARDFACING, FLUX-CORED TAPE, CALPHAD, SCRATCH HARDNESS, WEAR RESISTANCE, MOLYBDENUM BORIDES, TUNGSTEN CARBIDE.

ЗМІСТ

ВСТУП	5
РОЗДІЛ 1. ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ АВТОМАТИЗОВАНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО НАПЛАВЛЕННЯ ВИСОКОЛЕГОВАНИМИ ПОРОШКОВИМИ СТРІЧКАМИ.....	8
1.1 Загальна характеристика наплавлення порошковими стрічками.....	8
1.2 Механічні властивості та зносостійкість.....	16
1.3 Оптимізація параметрів автоматизованого наплавлення порошковими стрічками.....	17
1.4 Дефекти наплавлених шарів.....	19
1.5 Обладнання для автоматизованого наплавлення.....	21
1.6 Практичне застосування наплавлення порошковими стрічками.....	24
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ.....	27
2.1 Обґрунтування вибору матеріалів та систем легування.....	27
2.2 Експериментальне обладнання та автоматизація процесу.....	29
2.3 Термодинамічне моделювання та енергетичний аналіз фазових Перетворень.....	33
2.4 Технологія виготовлення порошкових електродів (FCAW).....	35
2.5 Дослідження мікроструктури методом скануючої електронної мікроскопії.....	36
2.6 Дослідження мікромеханічних властивостей методом склерометрії.....	37
2.7 Триботехнічні випробування на абразивне зношування в умовах незакріпленого абразиву.....	39
РОЗДІЛ 3. РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ.....	44
3.1 Термодинамічний аналіз фазової рівноваги та структурних градієнтів....	44
3.2 Аналіз результатів випробувань на абразивну зносостійкість.....	48
3.3 Топографічне картування склерометричної твердості як інструмент оптимізації технології.....	49
3.4 Морфологічний аналіз поверхонь зношування та ідентифікація мікромеханізмів деградації	51
3.5 Аналіз мікромеханічних характеристик наплавлених шарів за результатами склерометричних випробувань.....	57
3.6 Рекомендації щодо практичного застосування розробленої технології....	58
ВИСНОВКИ.....	62
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	66
ДОДАТКИ.....	76

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ							
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата	Розроблення технології автоматизованого зносостійкого наплавлення високолегованими порошковими стрічками			Літ.	Арк.	Акрушів		
Розробив	Бигар									4	79	
Перевірив	Присяжнюк							ПМКм-24-1				
Реценз.												
Н. Контр.												
Затверд.	Панчук											

ВСТУП

Актуальність теми. Сучасний розвиток важкого машинобудування, гірничо-металургійного комплексу та агропромислового сектору супроводжується підвищенням вимог до надійності та довговічності вузлів тертя, що працюють у надскладних умовах. Елементи конструкцій та робочі органи машин у цих галузях піддаються інтенсивному абразивному та ударно-абразивному зношуванню, яке часто ініціює втомну деградацію матеріалу внаслідок циклічних контактних навантажень. Передчасна втрата геометричної точності та структурної цілісності робочих поверхонь призводить не лише до зростання витрат на запасні частини, а й до масштабних економічних втрат через простої високотехнологічного обладнання.

Традиційні методи відновлення та зміцнення деталей, що базуються на ручному або напівавтоматичному дуговому наплавленні, на сучасному етапі вичерпали свій потенціал. Основними недоліками таких підходів є нестабільність тепловкладення, нерівномірність хімічного складу по довжині валика та висока стохастичність формування фазової «архітектури». Це не дозволяє повною мірою реалізувати потенціал дорогоцінних високолегованих матеріалів, призводячи до вигорання легуючих елементів або надмірного перемішування з основою.

У зв'язку з цим, критично важливою науково-практичною задачею є розроблення та впровадження технології повністю автоматизованого наплавлення порошковими дротами (FCAW) із застосуванням прецизійного цифрового керування енергетичними параметрами. Такий підхід дозволяє трансформувати процес наплавлення з емпіричного у детермінований, забезпечуючи формування заданого об'ємного вмісту зміцнюючих фаз та стабільність експлуатаційних характеристик у складних триботехнічних середовищах.

Зв'язок з науковими програмами, планами, темами. Магістерська робота виконувалась як невід'ємна складова держбюджетної наукової роботи

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		5

кафедри комп'ютеризованого машинобудування ІФНТУНГ, а також у межах прикладного наукового дослідження за замовленням МОН України: Розроблення матеріалів для нанесення зносоударотривких покриттів системи «високомарганцева сталь – тугоплавкі сполуки» електродуговим наплавленням (номер державної реєстрації 0123U101858, 2023-2025 р.р.).

Мета і завдання дослідження. Мета роботи полягає у розробленні комплексної автоматизованої технології наплавлення високолегованими порошковими дротами, що базується на синергії передового термодинамічного моделювання фазової рівноваги та інтелектуального прецизійного керування кінематичними параметрами процесу для досягнення екстремальних показників зносостійкості робочих поверхонь.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні завдання:

1. Систематизувати сучасні наукові уявлення про фізико-механічні механізми абразивного руйнування високолегованих систем та проаналізувати світовий досвід автоматизації процесів FCAW.
2. Виконати глибоке термодинамічне моделювання багатоконпонентних систем легування (Fe-Cr-C, Ni-W-C-B та Fe-Mn-Mo-B-C) для прогнозування температурних інтервалів кристалізації та кількісної оцінки об'ємної частки надтвердих фаз.
3. Спроекувати та програмно реалізувати алгоритми керування експериментальною установкою «NaPawlik v2.0», що забезпечують прецизійну стабільність тепловкладення через контроль швидкості переміщення та динаміку горіння дуги.
4. Дослідити вплив енергетики процесу на мікромеханічні константи (зокрема, склерометричну твердість) та встановити кореляційні зв'язки між параметрами наплавлення та триботехнічною тривкістю отриманих композиційних шарів.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		6

Об’єкт дослідження. Процес автоматизованого дугового наплавлення високолегованими гетерофазними порошковими дротами на низьковуглецеву сталеву основу в умовах строго контрольованого термічного циклу.

Предмет дослідження. Фундаментальні закономірності формування мікроструктурного стану, фазової рівноваги та локальних мікромеханічних властивостей (склерометричної твердості H_s) наплавлених шарів залежно від системи легування та алгоритмів автоматизованого процесу.

Методи дослідження.

- *Теоретичні:* термодинамічне моделювання методом CALPHAD у програмному комплексі Thermo-Calc 2022a (база даних TCFE12).
- *Експериментальні:* автоматизоване наплавлення на ЧПК-установці під керуванням ПЗ «ArcPilot v2.1» із впровадженням алгоритмів стабілізації вектора швидкості.
- *Аналітичні:* скануюча електронна мікроскопія (ZEISS EVO 40XVP), енергодисперсійна рентгенівська спектроскопія (EDS), склерометричний аналіз на приладі ПМТ-3М та триботехнічні випробування згідно з ASTM G65.

Наукова новизна результатів:

- Вперше встановлено та математично описано кількісну кореляцію між параметром склерометричної твердості (H_s) та інтегральною абразивною тривкістю високолегованих систем, що створює підґрунтя для неруйнівної експрес-діагностики якості наплавлених шарів.
- На основі енергетичного аналізу обґрунтовано фізико-хімічні переваги молібден-боридних систем (Fe-Mn-Mo-B-C) над традиційними хромистими чавунами, що полягають у формуванні боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ з вищою теоретичною міцністю та опором мікрорізанню.
- Доведено, що інтеграція алгоритму Look-ahead у систему ЧПК гарантує стабільність лінійної енергії вздовж усієї траєкторії, що дозволяє

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		7

утримувати коефіцієнт перемішування (*dilution*) на рекордно низькому рівні 15 %.

Практична цінність результатів. Розроблено комплексні технологічні регламенти та цифрові макроси для автоматизованого зміцнення критичних деталей машин. Запропоновано стратегію ресурсозбереження через заміну високовартісних вольфрамових систем на оптимізовані молібден-боридні сплави. Це дозволяє забезпечити кратне зростання ресурсу обладнання (у 2,5–4 рази) при одночасному зниженні енерговитрат та собівартості відновлювальних робіт на 30–40%.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		8

1 ПЕРСПЕКТИВИ ЗАСТОСУВАННЯ АВТОМАТИЗОВАНОГО ЗНОСОСТІЙКОГО НАПЛАВЛЕННЯ ВИСОКОЛЕГОВАНИМИ ПОРОШКОВИМИ СТРІЧКАМИ

1.1 Загальна характеристика наплавлення порошковими стрічками

Сучасні технології активно розвиваються у напрямку створення нових, економічно ефективних технологій та матеріалів, що є вкрай важливим завданням для багатьох виробничих галузей [1]. Особливого значення набуває розробка методів підвищення довговічності деталей машин та обладнання, що експлуатуються в умовах інтенсивного абразивного, ударного та ерозійного зносу [2]. Це зумовлено тим, що знос деталей є однією з основних причин виходу з ладу промислового обладнання, що призводить до значних економічних втрат, пов'язаних із заміною комплектуючих та простим виробництвом [3, 4]. Альтернативним підходом до постійної заміни зношених елементів є відновлення їхніх робочих поверхонь, що дозволяє значно подовжити термін служби деталей та знизити експлуатаційні витрати [5]. Саме тому створення технологій захисту деталей машин від зношування та відновлення зношених деталей є актуальним завданням сучасного матеріалознавства, спрямованого на розширення ресурсів конструкцій [6]. У цьому контексті, наплавлення високолегованими порошковими стрічками постає як перспективний метод, що дозволяє формувати зносостійкі покриття з регульованим хімічним складом та мікроструктурою. Цей метод дозволяє не тільки підвищити міцність та довговічність поверхонь, але й оптимізувати експлуатаційні характеристики елементів, забезпечуючи їх стабільну роботу в агресивних умовах [7]. Одним із ключових аспектів є вибір оптимальної системи легування сплаву, який забезпечує високу твердість, абразивну та ударно-абразивну зносостійкість наплавлених покриттів, враховуючи при цьому умови роботи деталі та вартість наплавного матеріалу [8]. Зокрема, важливим є досягнення оптимального поєднання високої частки тугоплавких сполук, диспергованих у пластичній

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		9

матриці на основі заліза, що забезпечує підвищену зносостійкість в умовах інтенсивного абразивного зносу [9]. Дослідження показують, що легування системи Fe-Mo-V-C елементами, такими як Ti та Mn, може істотно підвищити зносостійкість та покращити мікроструктуру наплавлених сплавів [10]. Також, застосування матеріалів з високою часткою карбідів титану та ніобію в поєднанні з високомарганцевою сталлю дозволяє створювати покриття, що характеризуються високою деформаційною стійкістю та абразивною зносостійкістю [11, 12].

Наплавлення є основним методом створення покриттів для надання поверхні виробу специфічних властивостей або для відновлення зношених деталей машин, що дозволяє оптимізувати співвідношення властивостей поверхні та основного матеріалу [13]. Цей метод дозволяє значно подовжити термін служби критично важливих компонентів, що експлуатуються в умовах підвищеного зносу, шляхом осадження високолегованих сплавів [10]. Завдяки використанню порошкових стрічок, з'являється можливість точного контролю над хімічним складом і мікроструктурою наплавленого шару, що є критично важливим для забезпечення оптимальних експлуатаційних характеристик [9]. Саме тому наплавлення порошковими електродами є одним з найпоширеніших методів для відновлення деталей обладнання або інструментів, а також для підвищення їх довговічності [14]. Гнучкість у регулюванні вихідних властивостей покриттів через зміну співвідношення компонентів шихти порошкових дротів є значною перевагою, дозволяючи адаптувати матеріал до конкретних умов експлуатації [1]. Впровадження автоматизованих систем наплавлення дозволяє досягти стабільно високої якості покриттів та значно підвищити продуктивність процесу, що є важливим фактором у сучасному промисловому виробництві. Крім того, вибір автоматичного наплавлення під флюсом та використання трактора ТС-17М з автоматичною голівкою А-1416 є поширеними практиками при виробництві зносостійких покриттів [15]. Далі, використання порошкових дротів, що містять системи легування на основі C – Si – Mn – Mo – V – B, дає змогу формувати

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		10

низьковуглецевий мартенсит у структурі наплавленого шару, що покращує твердість та зносостійкість [16]. Також, додавання карбідів ніобію та титану до високомарганцевої аустенітної сталі значно підвищує твердість наплавлених покриттів, забезпечуючи високу зносостійкість в умовах абразивного зношування [12]. Особливо ефективним є поєднання Ті та Мо в еквімолярному співвідношенні з системою В₄С, що впливає на фазоутворення та значно подрібнює зерно боридної фази, сприяючи підвищенню твердості та зносостійкості наплавлених покриттів [9]. Крім того, застосування самозахисних порошкових дротів є доцільним для наплавлення плоских поверхонь, що забезпечує гнучкість у формуванні наплавленого шару як із загальної розплавленої ванни, так і окремими валиками [17]. При цьому, системи на основі Fe-Cr-C є одними з найбільш поширених при розробці сучасних серійних електродів для наплавлення поверхонь, що працюють в умовах інтенсивного абразивного зносу [14]. Однак, ці системи можуть бути схильні до розтріскування під час наплавлення, що зумовлює інтерес до альтернативних систем легування, таких як Fe-Мо-В-С, які мають високий потенціал для розробки зносостійких сплавів завдяки формуванню стабільних фаз [3, 10]. Додавання елементів, що утворюють карбіди та бориди, таких як Ті та В, дозволяє формувати складні фази, які суттєво підвищують твердість і стійкість до абразивного зносу, однак при надмірному вмісті бору існує ризик крихкості сплаву через утворення крихких боридів Fe₂В [18]. Саме тому, для мінімізації негативного впливу крихких фаз при збереженні високих показників твердості, розглядаються комбіновані системи легування із залізом, марганцем, кремнієм, хромом, молібденом та ванадієм [16]. Ці елементи сприяють формуванню дрібнодисперсної структури з дисперсними карбідами та боридами, що підвищує опір до абразивного зносу. При цьому, системи Fe-Ti-В-С, особливо з додаванням молібдену, продемонстрували збільшення твердості покриття з 900 до 1300 HV та підвищення зносостійкості в 1.2 рази, що супроводжується значним зменшенням розміру твердих фаз [12]. Використання таких

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		11

комплексних легуючих систем забезпечує утворення складних карбідів та карбоборидів, які зміцнюють матрицю та перешкоджають поширенню тріщин, що в цілому підвищує механічні характеристики наплавленого металу [19]. При цьому, додавання титану і молібдену до сплавів системи Fe-C-Cr-V-Ti, що містять мідь, дозволяє збільшити корозійну стійкість за рахунок формування стійких сполук, які не розчиняються в боридах, зберігаючи при цьому високу зносостійкість [4]. Водночас, використання титану як легуючого елемента є економічно вигіднішим за застосування дорогих елементів, таких як ніобій, кобальт або вольфрам, при цьому забезпечуючи зіставні або кращі характеристики зносостійкості [9]. Крім того, системи на основі Fe-Ti-C є перспективними для застосування в зносостійких покриттях, проте для досягнення максимальної ефективності важливо вводити додаткові легуючі елементи, такі як B, Cr, V, W, для формування рівномірно розподілених твердих частинок у металевій матриці [10, 14].

Для забезпечення високої зносостійкості та механічних властивостей наплавленого металу особливе значення має ретельний вибір матеріалів, які можуть включати різноманітні металеві порошки, флюси та легуючі елементи [15]. Одним з підходів є використання фероніобію та феротитану як джерел легування Nb та Ti, що є ефективною альтернативою дорогим порошкам TiB₂ та Nb [20]. Введення цих елементів сприяє формуванню дисперсних карбідів, таких як TiC та NbC, які покращують твердість і зносостійкість наплавленого шару, одночасно рафінуючи мікроструктуру [20]. Також, застосування системи легування C-Si-Mn-Cr-V-Ti, оптимальний вміст компонентів якої досягається шляхом додавання силікомарганцю, ферохрому, графіту, карбиду бору та феротитану, забезпечує високі технологічні та зварювальні властивості електрода та належну якість наплавленого металу [6]. Цікаво, що додавання титану в кількості 2-5% до метастабільних аустенітних, мартенситно-аустенітних та вториннотвердіючих сталей системи Cr-Mn-Ti запобігає сколам у зоні сплавлення, а також сприяє формуванню дрібнозернистої структури з

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		12

тугоплавкими боридами та карбідами та їх твердими розчинами [9]. Крім того, багатокомпонентне легування, що включає такі карбідоутворювальні елементи, як Cr, W, V, Nb, є ефективним способом підвищення зносостійкості наплавленого металу, оскільки дозволяє отримати сталі зі зміцнювальною карбідною фазою та високими фізико-механічними характеристиками [15]. Важливо відзначити, що титан-вуглець-боромісткі системи є більш перспективними порівняно з аналогічними хромовмісними системами, оскільки сполуки титану з вуглецем і бором характеризуються вищою твердістю [1]. Це зумовлено здатністю титану утворювати стабільні та надтверді карбіди і бориди, які значно підвищують опір матеріалу до абразивного зношування [21]. Також застосування фтористого та рутилового компонентів у порошковій суміші забезпечує стабільність дуги та захист від атмосферних впливів під час зварювання [10]. Для забезпечення оптимальних властивостей наплавленого металу, важливе значення має також використання тугоплавких карбідів, таких як NbC, TiC, VC, та Mo₂C, які слаборозчинні в залізі та сталях, що дозволяє створювати композитні матрично-армовані покриття з рівномірно розподіленими дисперсними високомодульними включеннями [22]. Ефективність цих карбідоутворюючих елементів полягає в їхній здатності формувати тверді фази, що протидіють абразивному зносу, причому карбіди титану є особливо привабливими завдяки їхній високій твердості (до 3000 HV) та здатності виступати як гетерогенні центри нуклеації, що призводить до подрібнення зерна матриці [10]. Крім того, додавання титану сприяє стабілізації аустеніту та утворенню карбідів TiC, що запобігає утворенню цементиту та інших небажаних фаз, які можуть знизити експлуатаційні характеристики наплавленого шару [10, 23]. Більш того, титан підвищує опір розвитку початкової стадії пластичної деформації верхнього контактуючого шару, а ефективність карбідів титану для підвищення стійкості до зносу не поступається результатам застосування карбідів VC та NbC [24]. Основними недоліками легування титаном є виділення його зерен у вигляді високодисперсних включень

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		13

карбіду TiC, які чинять слабкий опір абразивному виду зношування. Тому для забезпечення високої абразивної зносостійкості більш доцільно використовувати системи легування де є переумови для формування масивних боридних фаз. До таких фаз належать бориди титану, які вирізняються високою твердістю та низькою розчинністю в залізі, що сприяє формуванню гетерогенної структури з високою зносостійкістю [21][25].

Системи на основі Fe-Mo-V-C виявляють значну перспективність для порошкових електродів FCAW без вмісту вольфраму, оскільки стабільна τ_2 -фаза на основі Fe, що формується під час наплавлення, забезпечує високу твердість покриття [10]. За допомогою CALPHAD-моделювання в Thermo-Calc було визначено оптимальний склад із чистих металевих порошків без застосування феросплавів [10, 18]. Введення Ti до системи Fe-Mo-V-C сприяє рафінуванню зерна через утворення TiC як модифікатора, тоді як Mn формує дендритний та ламелярний евтектичний Mn-аустеніт із Fe₂ [10, 20]. Система Fe-Ti-V-C з добавкою Mo дозволяє синтезувати частинки TiC-TiV₂ in situ під час дугового зварювання, що значно підвищує твердість та зносостійкість [25, 26]. Технологія FCAW ефективно застосовується для відновлення деталей в абразивних умовах завдяки високій продуктивності [27–29]. Ці системи, що базуються на Fe-Ti-V-C, є перспективнішими порівняно з хромовими аналогами через формування більш дрібнозернистих структур, а також є економічно вигіднішими за вольфрамові системи завдяки нижчій вартості вихідних компонентів [30]. Додатково, включення молібдену в систему Fe-Mo-V-C дозволяє формувати молібденові бориди, такі як Mo₂FeV₂, які відомі своєю високою мікротвердістю (близько 25 ГПа) та стабільністю, що робить їх привабливою альтернативою вольфрамовим карбідам у зносостійких покриттях [31]. Також додавання титану до систем Fe-Mo-V-C дозволяє утворювати рівномірно дисперговані включення TiC, які запобігають формуванню небажаних карбідів хрому, якщо він присутній [25]. Системи з Nb/Ti (фероніобій/феротитан) формують дисперсні C карбіди, рафінуючи мікроструктуру [20]. Cu заміна Cr у Fe-C-Cr-V-Ti покращує корозійну

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		14

стійкість, зберігаючи зносостійкість [4, 18]. Однак, заміна Cr міддю вимагає ретельного контролю технологічних параметрів наплавлення, оскільки надмірне введення Cu може призвести до утворення крихких інтерметалідних фаз, що негативно впливають на ударну в'язкість наплавленого шару.

Аналіз особливостей впливу хімічного складу на мікроструктуру поширених систем легування наведено нижче:

- **Базові системи:** Гіпервтектична структура з первинними $M_7(C,B)_3$ карбідами, евтектикою $M_3(C,B) + \text{аустеніт/мартенсит}$ [10, 20]. У Fe-Mo-B-C: $Fe_2 (\tau_2)$, Mn-аустеніт [10, 32].
- **З Ti/Nb/Mo:** TiC , $NbCC$, Mo_2C , VC , TiB_2 подрібнюють структуру, зменшують $M_7(C,B)_3$ [11, 20, 25, 33, 34]. In situ MoB_4 (метастабільний надтвердий) у Fe-Mo-B-C з B_4C/Mo : евтектика $FeMo_2B_2 + \text{феррит} + \text{гранні } MoB_4$ [32].
- **З Cu/Cr:** У Fe-Cr-C-B-Ti-Cu: $\gamma\text{-Fe}$, M_2B , $M_{23}(B,C)_6$, Cr_7C_3 ; Cu подрібнює зерно, змінює перліт на мартенсит [4, 18].
- **Ni-WC FCAW:** Макрокристали WC у Ni-матриці; сегрегація WC при $HI > 0.39$ кДж/мм [27].
- **Екзотермічні добавки:** CuO-Al зменшує зерно, змінює фазовий склад [18, 35].
- **Базові системи:** заевтектична структура з первинними M_7C_3 карбідами та евтектикою $M_3C + \text{аустеніт/мартенсит}$ [10]. У системі Fe-Mo-B-C: Fe_2B , Mn-аустеніт [10].
- **З Ti/Nb/Mo:** TiC , NbC , Mo_2C , VC , TiB_2 подрібнюють структуру та зменшують M_7C_3 [25]. In situ MoB у Fe-Mo-B-C з B_4C/Mo : евтектика $FeMo_2B_2 + \text{ферит} + \text{гранні } MoB$ [32].
- **З Cu/Cr:** у Fe-Cr-C-B-Ti-Cu: $\gamma\text{-Fe}$, M_2B , $M_{23}C_6$, Cr_7C_3 ; Cu подрібнює зерно, змінює перліт на мартенсит [18].
- **Ni-WC FCAW:** макрокристали WC у Ni-матриці; сегрегація WC при $HI > 0.39$ кДж/мм [27].

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		15

- **Екзотермічні добавки:** CuO-Al зменшує зерно, змінює фазовий склад [35].

1.2 Механічні властивості та зносостійкість

Додавання Ti експериментально підвищує абразивну зносостійкість у 1,2 раза, а Mn – ударно-абразивну у 1,3 раза порівняно з базовою системою Fe-Mo-V-C, як підтверджено тестами [10, 26]. Твердість покриттів базової системи Fe-Mo-V-C становить 1200–1500 HV, легованої Ti – 1000–1300 HV, а з Nb/Ti – 63–65 HRC і 59–62,7 HRC відповідно, що забезпечує мінімальний знос [10, 20, 28]. Система Fe-Ti-V-C з MoV₄ (або Fe-Ti-Mo-V-C) забезпечує зносостійкість понад 2 рази вищу, ніж Fe-Cr-C/V-C [25, 32]. Наплавлені покриття з MoV₄ демонструють твердість 63–65 HRC, що в 2–2,5 рази перевершує стандартні високохромисті сплави за зносостійкістю за даними ASTM G65 [28, 32]. Включення екзотермічних добавок, таких як CuO-Al, не тільки зменшує розмір зерна, але й сприятливо впливає на фазовий склад, що призводить до підвищення твердості та зносостійкості [3, 35].

Таблиця 1.1 – Порівняльний аналіз систем легування

Система/Добавка	Твердість	Зносостійкість (відносна)	Джерело
Fe-Mo-V-C	1200-1500 HV	Базова	[10]
Fe-Mo-Ti-V-C	1000-1300 HV	+1.2x абразивна	[10, 26]
Fe-Mo-Mn-V-C	Висока	+1.3x ударно-абразивна	[10]
Fe-Nb-Ti	62.7 HRC	Мінімальний знос (18%Nb+6%Ti)	[20]
Fe-Ti-Mo-V-C (низький струм)	63-65 HRC	>2x Fe-Cr-C	[25, 32]
Fe-Cr-C-V-Ti-Cu	Підвищена	Покращена корозія	[4, 18]
Ni-WC	Висока	Знижується при HI>0.39	[27]
Fe-Ti-Nb-Mo-V-C	47→57 HRC (деформація)	Висока абразивна	[11]

Тести за стандартом ASTM G65, зокрема, демонструють високу метал-мінеральну зносостійкість [28]. Крім того, додавання Мо до системи FeCrBSi призводить до утворення Аустеніту та карбїду та M_7C_3 [36]. Аналогічно, у високохромистому чавуні Nb формує NbC, що сприяє загальному покращенню властивостей [33, 34].

1.3 Оптимізація параметрів автоматизованого наплавлення порошковими стрічками

При низькому струмі досягається твердість 63–65 HRC без дефектів [32]. Крім того, оптимальний тепловий внесок HI 0.33–0.38 кДж/мм для Ni-WC [27], а для ножів рекомендується напруга 19–20 V та струм 151–180 A. Пульсуюча подача дроту збільшує коефіцієнт наплавлення β_{k_s} , стабілізує дугу при струмах <300 A [37]. Екзотермічні добавки, своєю чергою, підвищують продуктивність [18, 35]. Найбільш раціональним шляхом вибору оптимальних параметрів наплавлення є застосування комбінованих методів, що включають математичне моделювання та емпіричну оптимізацію на основі багатофакторних експериментів, дозволяючи точно визначити вплив кожного параметра на кінцеві властивості напавленого металу [3]. Наприклад, використання машинного навчання може допомогти ідентифікувати складні взаємозв'язки між швидкістю подачі дроту, напругою, струмом та кінцевою твердістю, а також мікроструктурними характеристиками. Також важливим є застосування планування експерименту для систематичного дослідження впливу технологічних параметрів на кінцеві механічні властивості та мікроструктуру напавлених шарів, що забезпечує науково обґрунтований підхід до оптимізації процесу. Зокрема, математичні моделі можуть прогнозувати фазовий склад та розмір зерна на основі змін у хімічному складі та параметрах процесу [28]. Це дозволяє не тільки прогнозувати поведінку матеріалу, але й оптимізувати параметри процесу для досягнення бажаних експлуатаційних характеристик з високою точністю. Врахування кінетики фазових перетворень під час кристалізації та охолодження напавленого металу є критично важливим для

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		17

формування бажаної мікроструктури та забезпечення оптимальних механічних властивостей [9]. Крім того, вивчення впливу швидкості охолодження на морфологію карбідів та їх розподіл у матриці дозволяє подальше вдосконалення технології для підвищення зносостійкості [38]. Важливим інструментом для оцінки фазового складу є термодинамічне моделювання у рамках методики CALPHAD [22]. Це дозволяє спрогнозувати утворення комплексних карбідів та твердих розчинів, які впливають на кінцеві механічні властивості та, як результат, зносостійкість наплавлених матеріалів. Наприклад термодинамічне моделювання за допомогою програмного забезпечення FactSage або Thermo-Calc може точно передбачити температури солідусу та ліквідусу, а також стабільність різних фаз при певних температурах і складах, що є критично важливим для оптимізації хімічного складу порошкових стрічок [27, 35]. Зокрема із використанням підходу CALPHAD було передбачено фазовий склад сплавів для наплавлення систем легування Fe–C–Cr–B–Ti [4]. . Такі моделі передбачають послідовність осадження фаз, наприклад, $TiC \rightarrow \gamma-Fe \rightarrow Fe_2B \rightarrow Cu \rightarrow Cr_7C_3 \rightarrow CrFeB \rightarrow \alpha-Fe$ при рівноважному охолодженні, де первинними фазами є карбід титану, аустеніт та борид заліза [18]. Використання математичного моделювання дозволяє не лише прогнозувати вплив окремих елементів, таких як хром, на формування карбідів і карборидів, але й оптимізувати їх взаємний вплив на зносостійкість матеріалів в умовах абразивного зносу [39]. Взаємозв'язок між хімічним складом, мікроструктурою та експлуатаційними властивостями наплавленого металу також досліджується за допомогою фізико-математичних моделей, що дозволяють прогнозувати фазові перетворення та механічні характеристики [40, 41]. Застосування програмного забезпечення ProCAST для моделювання процесу кристалізації наплавленого металу дозволяє порівняти отримані результати з реальною мікроструктурою та виявити оптимальні режими наплавлення [42]. Ці моделі також допомагають ідентифікувати оптимальні склади сплавів, забезпечуючи бажані властивості після наплавлення [18, 43]. Термодинамічний аналіз фазового складу в багатоконпонентних

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		18

системах, таких як Fe-Nb-Mo-Ti-V-C, може бути здійснений за допомогою опису фаз із застосуванням підграткових моделей, що дозволяє прогнозувати стабільність та взаємодію фаз [22]. Такий підхід дозволяє виявляти оптимальні комбінації легуючих елементів для забезпечення максимальної твердості та опору зносу наплавленого шару [40]. Важливим аспектом при моделюванні властивостей наплавленого шару є визначення механічних властивостей ключових фаз шляхом першопринципного моделювання. Такі розрахунки можуть забезпечити глибоке розуміння атомних зв'язків та електронної структури, що впливають на міцність і пластичність матеріалу, а також на його зносостійкість. Це може бути досягнуто високоточними розрахунками тензора пружності та енергії зв'язку з використанням методів теорії функціоналу густини [44]. Цей підхід дозволяє детально досліджувати вплив легуючих елементів на утворення зміцнюючих фаз та їхню взаємодію з матрицею, що є ключовим для розробки високоефективних зносостійких покриттів [22]. При цьому слід враховувати що за рядом теоретичних моделей модуль зсуву конкретної фази тісно корелює із твердістю за Віккерсом та, відповідно зносостійкістю. Приклад успішного застосування DFT для розрахунку механічних властивостей тугоплавких боридів, що виконують роль армівних фаз наведено у роботі . Аналогічно, передбачення фазового складу високоентропійних сплавів для наплавлення, зроблене теоретичними дослідженнями, підтверджує їхній потенціал як матеріалів для зносостійких покриттів [31].

1.4 Дефекти наплавлених шарів

Основними дефектами наплавленого шару є тріщини, пористість та неповне проплавлення [27]. Поява тріщин часто пов'язана з високою твердістю та крихкістю наплавленого металу, а також із залишком аустеніту, тоді як пористість може бути результатом газових включень у розплавленому металі або недостатнього розкислення. Також неповне проплавлення може виникнути через недостатній тепловий внесок або неправильну підготовку поверхні. Крім того, у процесі направлення наплавлення можуть утворюватися оксидні включення та

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		19

несплавлення, що негативно впливають на механічні властивості та експлуатаційну надійність покриття [10]. Ефективними способами для запобігання дефектів наплавленого шва є правильний вибір технологічних параметрів нанесення покриттів, наприклад контроль швидкості охолодження, попередній підігрів виробу та оптимізація хімічного складу порошкових стрічок [18]. Особливе значення має запобігання мартенситного перетворення під час наплавлення, а також забезпечення раціонального співвідношення легуючих елементів для формування бажаної мікроструктури, що включає дисперсні карбіди та бориди. Зокрема, контроль за вмістом вуглецю та хромових еквівалентів у порошкових стрічках критично важливий для утворення стабільних карбідів, що підвищують зносостійкість [9, 11]. Недостатня захисна газова атмосфера або неправильна відстань між контактним наконечником і кінцем дроту можуть призвести до пористості поверхні, що знижує механічні властивості та корозійну стійкість [45]. Тому ретельний контроль цих параметрів є ключовим для отримання високоякісного наплавленого шару без дефектів. Виявлено, що у наплавленому металі можуть виникати неоднорідності структури та твердості, а також пори й мікротріщини на межі оплавлення валиків, що суттєво знижує втомну міцність деталей при знакозмінних навантаженнях [46]. Такі дефекти, як тріщини і пори, негативно впливають на втомну міцність деталей, скорочуючи їхній термін служби [46]. З іншого боку, надмірне розведення основного металу під час наплавлення може призвести до зміни хімічного складу та мікроструктури наплавленого шару, знижуючи його експлуатаційні характеристики [47]. Це особливо актуально для метастабільного аустеніту, який може призводити до утворення деформаційного мартенситу, що впливає на зносостійкість наплавлених шарів [48]. При цьому, формування великих первинних зерен також обумовлює недостатню стійкість до утворення гарячих тріщин та тріщин термічної втоми. Крім того, неправильний підбір параметрів наплавлення, таких як сила струму, швидкість подачі дроту та швидкість наплавлення, може призвести до утворення дефектів, включаючи

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		20

тріщини, непровари та небажану мікроструктуру. Важливо відзначити, що зменшення градієнта температури та теплового режиму наплавлення може знизити ризик виникнення руйнівних термічних деформацій, що призводять до тріщин. Згідно розрахунків, при значному збільшенні висоти наплавлення, а також його довжини, різко зростає ймовірність утворення тріщин у зоні термічного впливу зварного з'єднання "основний метал – наплавлений метал" та в передостанніх валиках багат шарового наплавленого металу. Ці тріщини можуть бути результатом високих внутрішніх напружень, що накопичуються в наплавленому металі, які перевищують його міцність, що є поширеним явищем для сплавів з високою об'ємною часткою карбідних осаджень [18]. Для уникнення цих дефектів, таких як тріщини, необхідно ретельно контролювати енергію тепловкладення, оскільки як занадто низька, так і надмірна кількість теплової енергії може негативно впливати на якість наплавленого шару. Залишкові розтягувальні напруження, які виникають внаслідок неоднорідності пластичного деформування та різниці температурних коефіцієнтів розширення основного і наплавленого металів, також можуть сприяти утворенню тріщин та зниженню опору втомі [49]. Значний вплив на втомну довговічність також мають наявні дефекти наплавленого металу, такі як неповне сплавлення, шлакові включення та пори, особливо при багаторазовому ремонті, що збільшує ймовірність їх появи [50]. Дослідження показали, що надмірне тепловкладення під час наплавлення, що перевищує об'єм 9-10 см³ або сумарні погонні тепловкладення 10 кДж/мм для довжини валика 50-60 мм, значно збільшує ризик утворення тріщин у наплавленому металі [51].

1.5 Обладнання для автоматизованого наплавлення

Сучасні автоматизовані системи для наплавлення порошковими стрічками характеризуються високою точністю контролю параметрів процесу, що дозволяє досягати стабільної якості наплавленого шару та мінімізувати дефекти. Ці системи часто інтегрують передові сенсори та системи зворотного зв'язку для

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		21

моніторингу й коригування таких параметрів, як сила струму, напруга дуги та швидкість подачі дроту, забезпечуючи оптимальні умови для осадження металу [37]. Вони також можуть включати адаптивні алгоритми для автоматичного регулювання траєкторії наплавлення та управління тепловим полем, що є критично важливим для запобігання деформаціям і розвитку тріщин [52]. Важливо зазначити, що використання імпульсної подачі дроту значно покращує енергетичні характеристики процесу зварювання та зменшує втрати електричної енергії в широкому діапазоні зміни параметрів зварювального кола й імпульсів подачі дроту [37]. Крім того, інтеграція роботизованих систем забезпечує високу точність позиціонування та повторюваність, що є критично важливим для виробництва високоякісних виробів зі складною геометрією [53]. Такі системи часто використовують технології дугового аддитивного виробництва, які дозволяють не лише наплавляти зносостійкі покриття, а й ремонтувати пошкоджені сталеві конструкції з можливістю оптимізації параметрів процесу для зниження залишкових напружень [54]. Застосування прецизійного контролю температури та швидкості охолодження є фундаментальним для мінімізації термічних напружень і утворення небажаних фазових перетворень, що забезпечує підвищену міцність та довговічність наплавлених деталей [55]. Водночас плазмово-порошкове наплавлення та комбінована плазмово-дугова наплавка мають свої особливості, які можуть призводити до підвищеної пористості, сколів наплавленого металу та складності синхронного управління різнорідними джерелами тепла [56]. Незважаючи на переваги, використання плазмотронів або лазерів як додаткових джерел тепла ускладнює конструкцію установки та підвищує її вартість, обмежуючи доступність таких технологій для широкого кола підприємств [56]. Таким чином, для оптимізації процесу наплавлення та підвищення якості шару необхідно ретельно враховувати всі технологічні аспекти й можливості сучасного обладнання. Подальше вдосконалення передбачає розробку інтелектуальних систем керування з нечіткою логікою для адаптивного налаштування параметрів, а також

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		22

застосування кооперативних сенсорних і контрольних методів для забезпечення стабільного осадження та регулювання висоти наплавленого шару [57]. Такі системи можуть інтегрувати машинне навчання для прогнозування оптимальних режимів наплавлення та корекції в реальному часі на основі даних із датчиків і бібліотек матеріалів [58]. Додатково інтеграція 3D-сканування дозволяє автоматизовано контролювати геометрію шару та виявляти дефекти на ранніх стадіях, що значно підвищує якість продукту й скорочує час виробництва. Ці передові підходи є критично важливими для подолання обмежень традиційних методів, зокрема значних залишкових напружень і деформацій при звичайній електродуговій технології [59]. Крім того, плазмове наплавлення дозволяє знизити тепловкладення в основний метал, мінімізуючи його деформацію та розведення, а також наносить шари з високою щільністю й адгезією [60]. Електрошлакове наплавлення для біметалів забезпечує якісне з'єднання шарів із мінімальним підплавленням основного металу та високу продуктивність до 100 г/хв [61]. Лазерне наплавлення, хоча й дороге, дає високу щільність шару, невелику ширину й товщину валика та малу зону термічного впливу [60]. Однак значним недоліком лазерної наплавки з порошковою присадкою є нераціональне використання матеріалу, оскільки частина порошку не потрапляє під лазерний промінь, а при проволочній присадці виникають проблеми з плавленням [56]. Отже, оптимізація режимів наплавлення та розробка нових технологій є ключовими для подолання цих обмежень, підвищення ефективності виробництва, що включає адаптивне управління параметрами для мінімізації дефектів та оптимізації механічних властивостей [58]. Це дозволяє досягти необхідної геометрії наплавленого валика, що безпосередньо впливає на механічні властивості та експлуатаційні характеристики виробів [62]. Методика нанесення покриттів шляхом сканування лазером попередньо напресованого порошку забезпечує високу точність та мінімальну зону термічного впливу, проте потребує ретельного контролю параметрів [56]. При цьому така методика відрізняється складністю у забезпеченні однорідності розподілу порошку, що

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		23

може призвести до неоднорідності структури та властивостей покриття [63]. У свою чергу, використання електродугового наплавлення металевих проволоч, попри вищу ефективність використання витратних матеріалів порівняно з лазерними та електронно-променевими методами, стикається з проблемами значних залишкових напружень і деформацій, а також відносно низькою точністю форми виготовлених деталей [64]. Порівняно із даним методом метод електродугового наплавлення характеризується перевагами в обладнанні що при цьому застосовується. Так для електродугового наплавлення може бути використано стандартне зварювальне обладнання, що робить його більш доступним і економічно вигідним [65]. На відміну від цього, лазерне та плазмове наплавлення, хоч і забезпечують мінімальне проплавлення основного металу та високу точність, вимагають значних капітальних інвестицій у спеціалізоване обладнання, що обмежує їх застосування [56]. Однак, незважаючи на економічну вигоду, дугове пошарове наплавлення дротом стикається з проблемами дефектів структури та високої пористості [66]. Усунення таких дефектів передбачає розробку нових підходів до вибору параметрів процесу, які дозволяють контролювати формування мікроструктури та мінімізувати утворення дефектів. Це, зокрема, можливо шляхом розроблення нових 3-D принтерів з одночасним контролем температури та подачі матеріалу, а також розробленням програмного забезпечення для оптимізації траєкторії руху механізму подачі стрічки у зону наплавлення із високою точністю. Це передбачає розробку інтелектуальних систем управління, здатних адаптуватися до змінних умов наплавлення, а також використання сенсорних технологій для моніторингу процесу в реальному часі [59]. Однак, незважаючи на значні переваги дугового адитивного виробництва, зокрема високу швидкість наплавлення та відносно низьку вартість витратних матеріалів, воно часто супроводжується високим рівнем внутрішніх дефектів [67]. Ці дефекти можуть бути результатом значних залишкових напружень і деформацій, властивих процесам дугового зварювання [68]. Це створює потребу в дослідженні та розробці нових методів контролю та мінімізації цих дефектів

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		24

для розширення застосування технології дугового адитивного виробництва в критично важливих галузях [68, 69]. Особливо це стосується великогабаритних виробів, де залишкове напруження та деформації можуть призвести до значного погіршення експлуатаційних характеристик та зміни форми [59, 70]. Таким чином, застосування методів плазмового наплавлення, які використовують потік ламінарної плазми, є перспективним для 3D-друку металевих виробів, забезпечуючи при цьому контроль мікроструктури та мінімізуючи геометричну складність [71, 72].

1.6 Практичне застосування наплавлення порошковими стрічками.

Технології електродугового наплавлення знайшли широке застосування у різних галузях промисловості для відновлення та зміцнення зношених деталей, що дозволяє значно подовжити їх термін служби та зменшити експлуатаційні витрати. У нафтогазовій галузі цей метод ефективно використовується для підвищення зносостійкості бурового обладнання, зокрема, бурильних труб та переводників, які піддаються інтенсивному абразивному зносу [3, 78]. Застосування наплавлення порошковими стрічками дозволяє значно покращити довговічність цих компонентів в агресивних середовищах експлуатації, мінімізуючи простої та витрати на їх заміну [4]. Аналогічно, в гірничодобувній промисловості, де обладнання працює в умовах високих абразивних і ударних навантажень, наплавлення підвищує ресурс таких елементів, як ковші екскаваторів, зуби дробарок та конвеєрні ролики [10, 28]. Покриття, сформовані цими методами, можуть значно підвищити довговічність цих компонентів та зменшити витрати на їх обслуговування [6]. У машинобудуванні та сільському господарстві наплавлення застосовується для відновлення та зміцнення валів, шестерень, ножів та інших деталей, що працюють в умовах інтенсивного абразивного зносу, що забезпечує збільшення терміну служби обладнання в 2,2–2,4 рази [9]. У переробній промисловості, зокрема в деревообробній та цементній, наплавлення порошковими стрічками дозволяє значно підвищити зносостійкість робочих поверхонь, що зазнають інтенсивного абразивного

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		25

впливу [1, 2]. Це включає зміцнення деталей дробарок, млинів та лопаток вентиляторів, де абразивні частинки призводять до швидкого зносу [11]. Слід зазначити що технологія електродугового наплавлення може із успіхом застосовуватись в оборонній промисловості для відновлення та зміцнення критично важливих компонентів військової техніки, де забезпечення високої надійності та довговічності є першочерговим завданням [77, 79–81]. Крім цього даний метод може бути ефективно застосовано для підвищення балістичної стійкості сталевих бронепластин для захисту особового складу, а також для зварювання пластин, виготовлених із бронесталей якими оснащують військову техніку. Також використання порошкових стрічок є економічно вигідною альтернативою повній заміні зношених деталей, оскільки дозволяє багаторазово відновлювати їх функціональні властивості [3][10]. Економічна ефективність у всіх випадках досягається завдяки значному зменшенню витрат на нові запасні частини, зменшенню часу простоїв обладнання та підвищенню загальної продуктивності виробництва. Крім того , наплавлення дозволяє порівняно швидко відновити спрацьовані поверхні та отримати покриття з високою стійкістю проти зношування, що є критично важливим для багатьох галузей [17]. Зокрема, дослідження підтверджують, що правильно підібрані технологічні параметри та сполучні матеріали для наплавлення сталі Hardox 400 значно збільшують термін служби деталей машин, які використовуються, наприклад, у гірничодобувній та оборонній промисловості [82]. Прикладами використання наплавлення також є відновлення робочих органів сільськогосподарських машин, де собівартість нанесення покриттів у середовищі стиснутого повітря може бути в 2,3-2,6 раза нижчою, ніж при використанні аргону, хоча якість покриття дещо відрізняється [83]. Ці технології дозволяють виробляти поверхні та кромки з дорогих матеріалів, які піддаються зносу, тоді як решта елемента машини може бути виготовлена з значно дешевшої конструкційної сталі, що робить їх більш якісними, ніж цільносплавні вироби [76]. Також важливим є застосування наплавлення для захисту від корозії та ерозії, особливо в умовах

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		26

агресивних середовищ, що значно розширює сферу його використання за межі простого відновлення зношених деталей [84]. Щоправда для таких випадків необхідні високохромисті або високонікелеві сплави. Ці спеціалізовані сплави забезпечують стійкість покриття до окислення та інших форм деградації у агресивних хімічних умовах, що є критично важливим для довговічності та надійності компонентів [4]. Також, наплавлення дозволяє створювати нові біметалічні вироби зі спеціальними властивостями, які неможливо отримати іншими методами, що значно розширює функціональні можливості деталей [85]. Крім того, використання наплавлення дозволяє комбінувати властивості різних матеріалів, забезпечуючи оптимальне співвідношення міцності основи та зносостійкості покриття [4].

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		27

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Обґрунтування вибору матеріалів та систем легування

Для проведення комплексного порівняльного аналізу абразивної зносостійкості та трибологічних характеристик наплавлених покриттів було обрано різнопланові матеріали для дугового наплавлення порошковим дротом (FCAW). Вибір базувався на необхідності порівняти традиційні промислові рішення з новітніми розробками. Зокрема, до дослідження увійшли:

EnDOtec DO*351 (Сплав А):

Класичний представник системи Fe-Cr-C. Цей сплав характеризується формуванням евтектичних карбідів хрому у мартенситній або аустенітній матриці, що забезпечує базовий рівень стійкості до абразивного зношування.

EnDOtec DO*332 (Сплав В):

Більш складнолегована система Fe-Cr-Mo-C. Додавання молібдену спрямоване на підвищення твердості матриці та температурної стійкості, а також на зміну морфології карбідної фази, що є критичним для роботи в умовах ударних навантажень.

EnDOtec DO*611x (Сплав С):

Матеріал на основі нікелю (система МТС-Ni). На відміну від сплавів на основі заліза, нікелеві матриці забезпечують чудову корозійну стійкість та пластичність, що дозволяє дослідити поведінку м'якшої матриці, зміцненої твердими включеннями, у порівнянні з жорсткими залізними сплавами.

Сплав D (Експериментальний):

Унікальна розробка системи Fe(Mn)-Mo-B-C, детально описана в роботах [43]. Цей сплав становить особливий інтерес через присутність бору, який сприяє утворенню надтвердих потрійних боридних фаз та може викликати ефект аморфізації або формування нанокристалічної структури при швидкому охолодженні.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		28

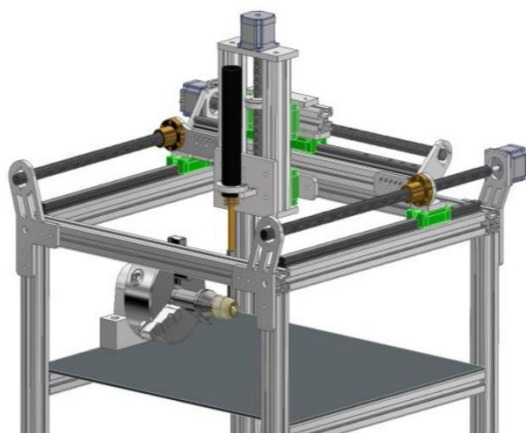
Типовий хімічний склад наплавлених шарів для кожного з цих сплавів наведено в Таблиці 2.1 , яка демонструє градієнт легуючих елементів від низьколегованих до комплексних систем.

Таблиця 2.1 - Хімічний склад досліджуваних наплавочних сплавів (масова частка, %)

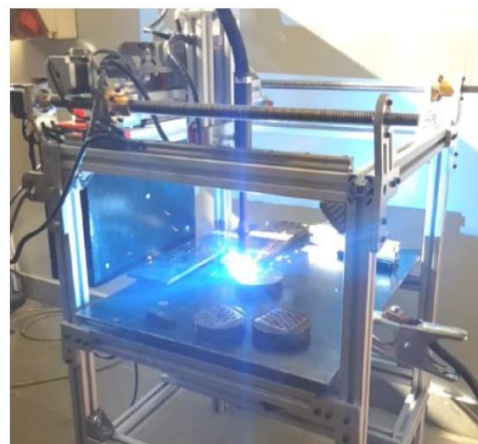
Сплав	Fe	Cr	Mo	B	C	W	Si	Ni	Mn
A	Осн.	9,42	0,01	–	0,59	–	2,86	–	–
B	Осн.	30,0	3,8	–	3,5	–	1,20	–	0,6
C	–	–	–	1,0	3,0	37,7	0,5	Осн.	0,56
D	Осн.	–	24,1	2,7	0,75	–	–	–	13,7

2.2 Експериментальне обладнання та автоматизація процесу

Для забезпечення метрологічної точності експерименту та мінімізації стохастичних похибок, характерних для ручних методів наплавлення (вплив тремору руки оператора, нерівномірність швидкості переміщення), у даній роботі застосовано повністю автоматизований підхід. Експериментальні дослідження проводилися на базі унікальної установки з числовим програмним керуванням (ЧПК), розробленої спеціально для лабораторних досліджень процесів дугового зварювання. Установка отримала кодову назву «NaPawlik v2.0» і була спроектована та виготовлена на факультеті машинобудування та робототехніки Науково-технічного університету АГН (Краків, Польща). (рис. 2.1)



(a)



(b)

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

Рисунок 2.1 – Установка для автоматизованого наплавлення (а) – CAD модель (б) загальний вигляд

Використання даного комплексу дозволило реалізувати жорсткий контроль енергетичних та кінематичних параметрів процесу наплавлення порошковими дротами (FCAW), що є критичним для коректного порівняльного аналізу матеріалів з різними теплофізичними властивостями.

Механічна архітектура та кінематика

Конструктивно установка реалізована за схемою декартового робота (Cartesian coordinate robot), що забезпечує прецизійне позиціонування зварювального пальника у тривимірному просторі (осі X, Y, Z). На відміну від ангулярних роботів-маніпуляторів, декартова схема забезпечує вищу жорсткість конструкції, що є критичним для мінімізації вібрацій, які виникають внаслідок електродинамічних сил у зварювальній дузі.

Приводи осей: Переміщення здійснюється за допомогою гібридних крокових двигунів NEMA 23 з високим крутним моментом, що працюють у мікрокроковому режимі (1/32 кроку) для забезпечення плавності ходу.

Передача руху: Для перетворення обертального руху в лінійний на всіх осях використано шарико-гвинтові передачі (ШВП) класу точності C7 з попереднім натягом гайки. Це дозволило виключити люфти (backlash) при реверсі руху, що є типовою проблемою рейкових передач.

Робоча зона та швидкості: Ефективна зона наплавлення становить 320×300×170 мм. Система приводу дозволяє стабільно підтримувати швидкість переміщення пальника (Travel Speed, v_{ts}) у діапазоні від 0.1 mm/s до 200 mm/s з похибкою не більше $\pm 0.5\%$.

Позиціонування інструменту: У межах даного дослідження кут атаки пальника відносно нормалі до поверхні зразка був жорстко фіксований на рівні 0° (положення «РА» згідно ISO 6947), що виключає вплив гідродинамічного тиску дуги на формування валика.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		30

Електронна система керування та інтеграція

Ядром системи керування є 32-бітний мікроконтролер на базі плати Duet2Wifi (Duet3D, Великобританія), що використовує модифіковане мікропрограмне забезпечення RepRapFirmware. Вибір цієї платформи обумовлений її високою обчислювальною потужністю, необхідною для розрахунку траєкторій у реальному часі, та наявністю вбудованих драйверів крокових двигунів TMC2660 з функцією інтелектуального контролю струму.

Критичним аспектом створення установки була інтеграція промислового джерела живлення Kemppi X8 MIG welding machine із низьковольтною логікою ЧПК-контролера. Для цього було розроблено спеціальний інтерфейсний модуль, який виконує дві функції:

Гальванічна розв'язка: Використання швидкодіючих оптопар для захисту чутливої електроніки контролера (3.3 В логіка) від високочастотних перешкод (HF interference), що генеруються інвертором зварювального джерела та дуговим розрядом.

Керування тригером: Перетворення цифрових команд увімкнення/вимкнення дуги від мікроконтролера у відповідні сигнали для роз'єму керування джерела Kemppi.

Програмне забезпечення «ArcPilot v2.1» та алгоритми руху

Для генерації керуючих програм та оперативного контролю процесу авторами було розроблено спеціалізоване програмне середовище «ArcPilot v2.1». Воно базується на принципах G-code (стандарт RS-274), але розширено специфічними функціями для зварювальних процесів.

Ключовою особливістю розроблених алгоритмів керування є реалізація режиму Constant Vector Velocity (CVV) з функцією попереднього перегляду траєкторії (Look-ahead). У стандартних ЧПК-системах машина може знижувати швидкість при проходженні кутів або складних ділянок траєкторії. У зварюванні це неприпустимо, оскільки локальне зниження швидкості v_{ts} призводить до локального перегріву та пропалу металу.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		31

Алгоритм Look-ahead у «ArcPilot v2.1» аналізує буфер майбутніх команд руху (до 50 сегментів вперед) і динамічно розраховує профіль прискорення таким чином, щоб результуюча векторна швидкість переміщення плями нагріву залишалася константою протягом усього циклу наплавлення. Це гарантує рівномірний розподіл погонної енергії по довжині валика.

Додатково впроваджено спеціалізовані макроси для початку та завершення шва:

Hot Start Macro: Активація подачі дроту та підвищеної напруги за 300 мс до початку руху для гарантованого запалювання дуги та попереднього розігріву підкладки.

Crater Fill Macro: Зупинка руху з подальшим плавним зниженням швидкості подачі дроту протягом 500 мс для якісного заварювання кінцевого кратера та запобігання утворенню дефектів типу «риб'яче око».

Обґрунтування та особливості керування режимами наплавлення

Інтеграція роботизованої системи переміщення та сучасного інверторного джерела живлення дозволила реалізувати стратегію незалежного керування основними параметрами процесу GMAW/FCAW. На відміну від синергетичних режимів, де параметри жорстко пов'язані заводськими налаштуваннями, використана установка дозволяє досліднику незалежно варіювати:

Швидкість подачі електродного дроту (Wire Feed Speed, v_{wfs});

Робочу напругу дуги (U);

Швидкість зварювання (Travel Speed, v_{ts}).

Такий підхід є необхідним для глибокого дослідження фізики процесу, оскільки він дозволяє розділити фактори, що впливають на масоперенос, від факторів, що визначають тепловий цикл.

Процес наплавлення для всіх досліджуваних сплавів здійснювався у режимі з жорсткою зовнішньою вольт-амперною характеристикою джерела (CV-mode). У цьому режимі встановлюється напруга U, а сила зварювального струму I є залежним параметром, який визначається швидкістю подачі дроту v_{wfs} та

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		32

вильотом електрода (CTWD – Contact Tip to Work Distance) завдяки ефекту саморегулювання дуги.

Критична роль автоматизації у стабілізації режиму: Стабільність струму I у режимі CV напряду залежить від сталості електричного опору вильоту електрода. Найменші коливання відстані від струмопровідного наконечника до поверхні зразка (CTWD) призводять до флуктуацій струму i , як наслідок, до нестабільності тепловкладення та геометрії валика. Використання прецизійної механіки установки «NaPawlik v2.0» з ШВП-передачами гарантує підтримку встановленого значення CTWD з точністю до 0.1 мм протягом усього часу наплавлення. Це забезпечує стабільність процесу плавлення порошкового дроту та перенесення електродного металу, що є недосяжним при напівавтоматичному (ручному) наплавленні.

Керування тепловкладенням (Heat Input, Q) здійснювалося шляхом варіювання швидкості зварювання v_{ts} при фіксованих параметрах U та v_{wfs} , згідно з класичним рівнянням:

$$Q = \eta \cdot (U \cdot I) / v_{ts}, \quad (2.1)$$

де η – термічний ККД процесу (прийнято $\eta = 0.8$ для FCAW). Саме здатність системи ЧПК прецизійно контролювати v_{ts} , дозволила реалізувати матрицю експерименту зі змінним тепловкладенням, описану в наступних розділах.

2.3 Термодинамічне моделювання та енергетичний аналіз фазових перетворень

Для теоретичного прогнозування фазового складу, оцінки фізико-механічних характеристик наплавленого шару та аналізу стабільності структури перехідної зони було застосовано метод CALPHAD (CALculation of PHase Diagrams). У межах прикладної механіки даний підхід розглядається як інструмент проектування внутрішньої архітектури матеріалу, де термодинамічні параметри визначають об'ємні частки зміцнюючих фаз, що безпосередньо впливає на напружено-деформований стан системи «покриття–основа».

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		33

Фундаментом моделювання є мінімізація інтегральної вільної енергії Гіббса (G) багатокомпонентної системи. Для кожної фази ϕ молярна енергія Гіббса описується рівнянням, що враховує внесок чистих компонентів, конфігураційну ентропію змішування та енергію взаємодії елементів:

$$G_m^\phi = \sum_i x_i \cdot G_i^\phi + RT \sum_i x_i \ln x_i + {}^E G_m^\phi \quad (2.2)$$

де:

- x_i — атомна частка i -го компонента в системі;
- G_i^ϕ — стандартна енергія Гіббса чистого компонента i у фазі ϕ ;
- R — універсальна газова стала;
- T — абсолютна температура;
- ${}^E G_m^\phi$ — надлишкова енергія Гіббса (*Excess Gibbs Energy*), що характеризує неідеальність розчину.

Для коректного опису складних систем легування, таких як досліджувані сплави на основі заліза, нікелю та марганцю, надлишкова енергія моделюється за допомогою поліномів Редліха-Кістера:

$${}^E G_m^\phi = \sum_{i,j>i} x_i x_j \sum_{v=0}^n L_{i,j}^v (x_i - x_j)^v \quad (2.3)$$

де $L_{i,j}^v$ — параметри взаємодії між компонентами i та j , отримані на основі статистичної обробки експериментальних даних про фазову рівновагу. Розрахунок цих параметрів дозволяє визначити межі розчинності елементів та умови виділення надтвердих фаз.

Обчислення проводилися за допомогою програмного комплексу Thermo-Calc 2022a із використанням термодинамічної бази даних TCFe12 (steels/Fe-alloys database). Дана база даних забезпечує високу точність моделювання фазової рівноваги у сталях та сплавах заліза, що містять значні концентрації хрому, вольфраму та молібдену.

У ході дослідження було змодельовано дві основні системи легування:

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
						34
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

Fe-Ni-Cr-W-B-C: система, характерна для наплавочних матеріалів типу EnD0tec DO*611x, де матриця на основі нікелю зміцнюється борідами та складними карбідами вольфраму.

Fe-Mn-Mo-B-C: експериментальна система (Сплав D), де марганець та молібден спрямовані на підвищення структурної стабільності та формування зносостійких фаз.

Для дослідження хімічної неоднорідності та фазових градієнтів на межі розподілу «наплавлений шар — основний метал» були побудовані псевдобінарні ізоплетні розрізи у температурному інтервалі від 600 °C до 1600 °C. Верхня температурна межа дозволяє оцінити енергетику процесів у рідкій фазі під час горіння дуги, тоді як аналіз при 600 °C необхідний для розуміння кінетики твердофазних перетворень при охолодженні заготовки.

Розрахунок температурних крокових діаграм (Temperature step diagrams) дозволив кількісно оцінити еволюцію фазового складу верхніх робочих шарів. Для наближення моделі до реальних умов швидкої кристалізації при дуговому наплавленні, графіт та алмаз розглядалися як призупинені фази (suspended phases).

Обґрунтування нерівноважного підходу: З погляду механіки твердіння, високі швидкості охолодження (10 °C/c...100 °C/c), характерні для GMAW/FCAW процесів, блокують дифузійне виділення вільного вуглецю у формі графіту. Натомість вуглець та бор витрачаються на формування дисперсних карбідних та боридних фаз, які створюють жорсткий каркас у металевій матриці, визначаючи високу твердість та опірність деформуванню наплавленого шару.

2.4 Технологія виготовлення порошкових електродів (FCAW)

Для забезпечення високої інтенсивності хімічних реакцій, процесів розчинення-осадження та досягнення заданого ступеня легування наплавленого шару було використано дрібнодисперсні металеві порошки промислового виробництва. Зокрема, застосовувалися порошки титану (марка ПТС-1),

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		35

молібдену (марка МПЧ) та марганцю (марка МН95) із розміром часток у діапазоні 1 μm –5 μm .

Борвмісні сполуки використовувалися як технологічно доцільне джерело бору та вуглецю, що забезпечує формування тугоплавких зміцнюючих фаз . Для захисту дуги від атмосфери та покращення її стабільності до суміші додавали флюорит і рутил . Технологічний цикл підготовки включав сушку в печі типу SNOL (120 °С, 1.2 год.), змішування у гравітаційному міксері протягом 8 год та контрольну дегідратацію для виключення впливу вологості повітря на якість шихти.

Експериментальні наплавочні матеріали виготовлялися у вигляді порошкового дроту (згідно з ISO 14343:2017) із замковим з'єднанням типу «внахлест». Як оболонку використано стрічку з низьковуглецевої сталі марки 08кп (ДСТУ EN 10139:2018) розміром 0,5×20 мм. Така конструкція дроту сприяє більш стабільному горінню дуги та рівномірному теплопоширенню через порошковий наповнювач.

Виготовлення проводилося на обладнанні науково-виробничого центру «Епсилон ЛТД» (м. Івано-Франківськ). Готова стрічка була порізана на електроди довжиною 420 мм для зручності проведення випробувань у ручному режимі та визначення характеристик плавлення. Розрахунок хімічного складу базувався на коефіцієнті заповнення (Kz), який становив близько 30 % і визначався як відношення маси наповнювача до загальної маси електрода.

2.5 Дослідження мікроструктури методом скануючої електронної мікроскопії

Для детального вивчення морфології фаз та аналізу поверхонь зношування було застосовано метод скануючої електронної мікроскопії (SEM). Дослідження проводилися на базі Фізико-механічного інституту ім. Г.В. Карпенка НАН України (м. Львів) з використанням мікроскопа ZEISS EVO 40XVP .

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		36

Використання SEM дозволяє оцінити структурну цілісність наплавленого шару на мікро- та субмікрорівнях. Робота приладу базується на скануванні поверхні зразка сфокусованим пучком електронів, що дозволяє отримати зображення з високою глибиною різкості, необхідною для аналізу розвиненого рельєфу поверхонь руйнування та зношування.

Основними режимами дослідження були:

Режим вторинних електронів (SE): застосовувався для вивчення топографії поверхонь зношування, ідентифікації механізмів мікрорізання та пластичного деформування матриці.

Режим відбитих електронів (BSE): використовувався для отримання композиційного контрасту. Оскільки інтенсивність сигналу залежить від атомного номера елемента (Z), це дозволило візуально розрізнити легку матрицю та важкі включення карбідів молібдену чи вольфраму.

Локальний хімічний склад фаз визначався методом енергодисперсійної спектроскопії. Враховуючи фізичні обмеження методу при детектуванні легких елементів, ідентифікація боридних фаз проводилася на основі стехіометричного співвідношення металевих компонентів. Для карбідних фаз вміст вуглецю визначався безпосередньо, що дозволило класифікувати зміцнюючі включення за типом ґратки та їхнім внеском у загальну жорсткість наплавленого шару.

2.6 Дослідження мікромеханічних властивостей методом склерометрії

Для встановлення кореляційного зв'язку між параметрами наплавлення та триботехнічними характеристиками отриманих шарів було проведено серію випробувань на мікроподряпування (склерометрію). З погляду прикладної механіки, цей метод дозволяє найбільш точно змодельовати процеси мікрорізання та мікроборонування, що виникають при взаємодії абразивних зерен із окремими структурними фазами наплавленого матеріалу.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		37

Експериментальні дослідження проводилися з використанням модернізованого мікротвердоміра ПМТ-3М (ТОВ НПФ «Стандарт-М», Україна). Дана установка дозволяє реалізувати метод дряпання алмазною пірамідою Віккерса згідно зі стандартом ГОСТ 21318–75.

Механіка процесу базується на переміщенні індентора за схемою «ребро вперед» під дією статичного нормального навантаження $P = 1,96 \text{ Н}$ (0,2 кгс). Основним критерієм оцінки механічного опору матеріалу є склерометрична твердість (H_s), яка обчислюється на основі вимірної ширини отриманої доріжки b . Математична залежність для розрахунку твердості при дряпанні має вигляд:

$$H_s = k \cdot \frac{P}{b^2}$$

де k — коефіцієнт, що залежить від геометрії індентора та схеми його переміщення; b — середня ширина доріжки, визначена за допомогою методів оптичної мікроскопії (Рис. 2.2).

Параметри експерименту та підготовка зразків

Для вивчення функціональної залежності H_s від енергетичних параметрів наплавлення було обрано два варійовані фактори:

Тривалість наплавлення (S), яка змінювалася від 500 до 1750 мс із кроком 250 мс.

Напруга зварювальної дуги (U), встановлена на трьох рівнях: 19 В, 21,5 В та 24 В.

Маркування досліджуваних зразків здійснювалося за схемою $A(B, C, D)_S^U$, де літерний індекс відповідає хімічному складу сплаву (Табл. 2.1). Підготовка поверхні проводилася на шліфувально-полірувальному верстаті Struers Labo-Pol 4 з використанням абразивних дисків зернистістю 220–800 та фінішним поліруванням діамантовими суспензіями (6–1 мкм). Для візуалізації структурних зон та ідентифікації межі розділу «наплавлений шар — основа» зразки

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		38

піддавалися травленню 5 %-им розчином азотної кислоти в етиловому спирті (Nital 5%).

Комплексний аналіз мікроструктури, представлений на рисунку 2.3, дозволяє виділити три характерні зони, що відрізняються механічними властивостями: наплавлений шар (Top layer), перехідна зона (Transition zone) та зона термічного впливу (HAZ).

На рис. 2.3 (б) наведено результати випробувань еталонного зразка зі сталі С45, яка має доєвтектоїдну ферито-перлітну структуру. Для даного матеріалу характерні наступні механічні показники:

Твердість за Віккерсом (HV) — 167 кгс/мм²;

Середня склерометрична твердість H_s вздовж дистанції 350 мкм — 360 кгс/мм².

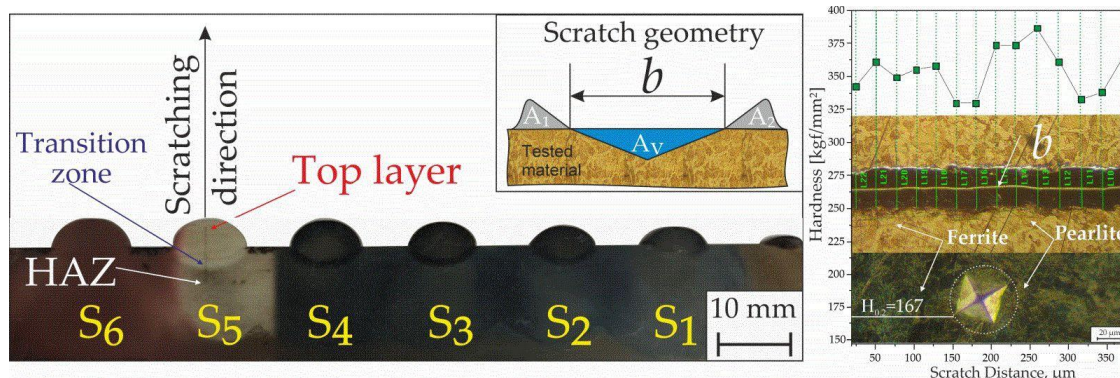


Рисунок 2.2 – Аналіз мікромеханічних властивостей: (а) серія зразків S1-S6 із зазначенням зон HAZ та перехідної ділянки; (б) мікроструктура та профіль склерометричної твердості сталі С45 (ферит + перліт), де b — ширина подряпини.

Порівняння отриманих значень H_s для наплавлених сплавів із цим еталоном дозволяє кількісно оцінити ефективність зміцнення та опірність матеріалу пластичному деформуванню при контактній взаємодії.

2.7 Триботехнічні випробування на абразивне зношування в умовах незакріпленого абразиву

Випробування на зносостійкість наплавлених сплавів проводилися в умовах тертя об незакріплений абразив, оскільки даний механізм руйнування є найбільш поширеним для робочих поверхонь машин у металургійній, сільськогосподарській, деревообробній та гірничодобувній промисловостях. Такий тип зношування є основною причиною виходу з ладу деталей, що експлуатуються в умовах інтенсивної абразивної дії.

Дослідження проводилися на спеціалізованій установці для випробувань матеріалів по незакріпленому абразиву, спроектованій з урахуванням рекомендацій стандарту ASTM G65-16 (2021). Загальний вигляд установки та представлено на рисунку 2.3.



Рисунок 2.3 – Загальний вигляд установки для випробування за умов абразивного зношування

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		40

Механіка процесу випробування реалізується наступним чином: фіксує важіль (1), встановлений на шарнірній опорі, притискає плоский наплавлений зразок (10) до гумового ролик (5). Необхідне значення зусилля притискання P забезпечується розрахунковим підбором плеча L_i та встановленням змінних вантажів (2) заданої маси. Подача абразивних часток (9) здійснюється самопливом через бункер (4) безпосередньо в зону тертя, утворену контактом зразка та циліндричної поверхні ролик (рисунок 2.4).

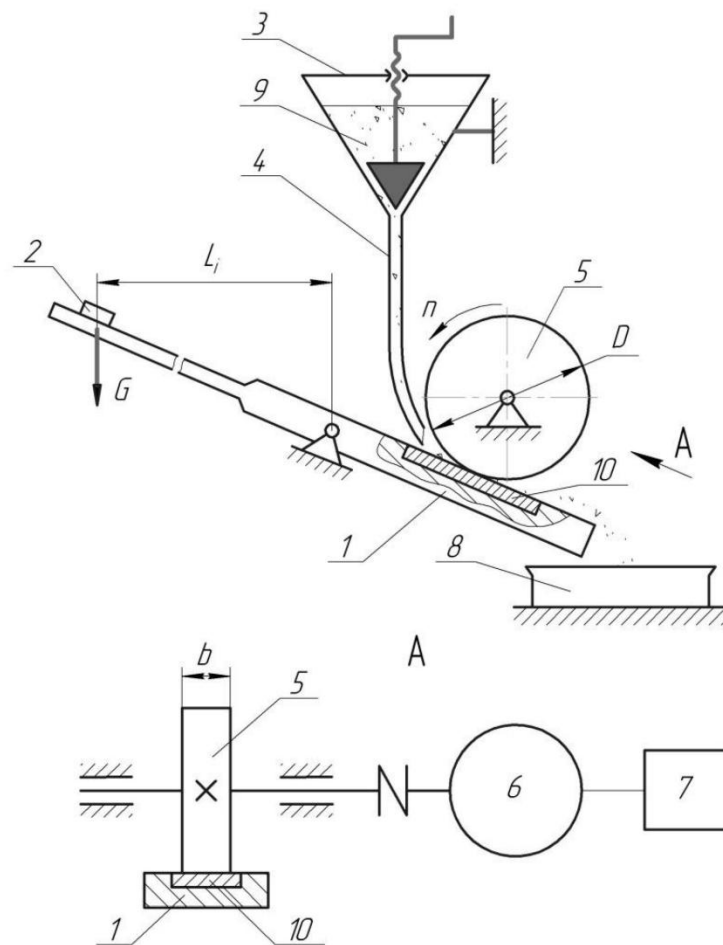


Рисунок 2.4 – Схема установки для випробування за умов абразивного зношування : 1 – важіль для фіксації зразка; 2 – змінний вантаж; 3 – бункер для абразиву; 4 – сопло для подачі абразивних часток у зону тертя; 5 – гумове колесо (ролик); 6 – електродвигун; 7 – пристрій для регулювання швидкості двигуна; 8 – контейнер для використаного абразиву; 9 – абразивні частки; 10 – плоский зразок із наплавленим шаром.

Вектор лінійної швидкості гумового ролику збігається з напрямком подачі абразиву, що сприяє активному захопленню часток у зону контакту. Внаслідок тертя частки абразиву частково втискаються в еластичну поверхню гуми та взаємодіють із поверхнею наплавленого шару, викликаючи зношування за механізмами мікрорізання (дряпання) та циклічного деформування матриці.

Технічні характеристики робочих органів та абразивного середовища
Для забезпечення стабільності коефіцієнта тертя та відтворюваності результатів, гумовий ролик мав наступні характеристики:

Геометричні розміри: діаметр $D=50$ мм, ширина $b=15\pm 0,1$ мм .

Твердість гуми: 78–85 одиниць за Шором (тип D, згідно з ASTM 2240) .

Відносне залишкове подовження матеріалу при розриві: 15–20% .

Установка важеля під кутом до горизонту дозволила покращити умови подачі абразиву, а непаралельність осей ролику та робочої поверхні зразка не перевищувала 0,1 мм, що гарантувало рівномірний розподіл тиску по ширині доріжки зношування.

Як абразив використовувався кварцовий пісок «Alfa-Quartz» (SiO_2 , виробництва «Екком Плюс», Україна) із розміром фракції 0,2–0,4 мм . Вміст домішок у піску не перевищував 2% (згідно з ДСТУ Б В.2.7-131:2007) .

Режими випробувань та оцінка зносостійкості

Зразки для випробувань виготовлялися розміром $15\times 20\times 25$ мм із допусками за 14-м квалітетом точності та шорсткістю робочої поверхні не вище Ra 1,25 мкм. Було обрано наступний режим тертя:

Нормальне навантаження: $P=2,4$ кН.

Лінійна швидкість ролику: 30 м/хв.

Загальна тривалість випробування: 220 хв (контроль за секундоміром).

Оцінка величини зношування проводилася гравіметричним методом . Зразки зважувалися на аналітичних вагах ВЛА-200 г-М з точністю до 0,1 мг перед та після випробувань. Перед кожним зважуванням зразки проходили ультразвукову очистку в етиловому спирті та сушку. За результуюче значення

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		42

зносостійкості приймалося середнє арифметичне трьох паралельних випробувань.

Для моделювання умов експлуатації в агресивних середовищах із динамічними навантаженнями проводилися випробування на ударно-абразивне зношування. Використовувалася лабораторна установка, в якій бойок із твердого сплаву на основі карбіду вольфраму (W-carbide) завдавав ударів по зразку через шар абразиву в зоні контакту. Параметри ударного навантаження:

Енергія удару: 2,4 Дж/см².

Абразивне середовище: частки вибіленого чавуну із середнім розміром 1 мм.

Дана методика дозволила оцінити стійкість наплавлених шарів до крихкого руйнування та втомного викришування твердих фаз під дією циклічних ударних імпульсів.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		43

3 РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

3.1 Термодинамічний аналіз фазової рівноваги та структурних градієнтів

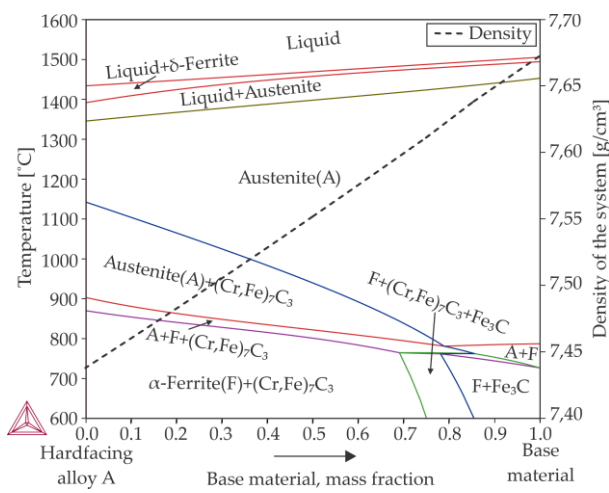
Результати чисельного моделювання фазового складу при переході від зовнішнього наплавленого шару до основного металу (сталь С45) свідчать про наявність виражених градієнтів концентрації елементів та фазових часток для всіх досліджуваних систем. З точки зору прикладної механіки, цей градієнт визначає еволюцію механічних властивостей (модуля пружності, твердості) у перехідній зоні, що критично важливо для оцінки концентрації напружень на межі поділу «покриття — основа». Використання ізоплетних розрізів (Рис. 3.1) дозволило встановити термодинамічні закономірності формування структури залежно від ступеня перемішування (dilution) матеріалів.

- **Сплав А (система Fe-Cr-C):** Аналіз ізоплети (Рис. 3.1а) показує, що збільшення частки наплавочного сплаву призводить до стабільного виділення складного карбиду $(Cr, Fe)_7C_3$. Ця фаза формується з аустенітної матриці в твердому стані при температурах нижче 1150 °С, ефективно блокуючи утворення цементиту, що сприяє підвищенню загальної жорсткості шару.
- **Сплав В (високохромиста система):** Дана система має виражений евтектичний характер (Рис. 3.1б). Кристалізація поверхневих шарів ініціюється виділенням первинних карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$, після чого відбувається евтектичне перетворення (аустеніт + карбід). При вмісті основного металу (С45) понад 75 % первинною фазою стає аустеніт, збагачений хромом. Кінцева структура при кімнатній температурі є гетерогенною сумішшю фериту та карбідів M_7C_3 та $M_{23}C_6$.
- **Сплав С (Ni-W-V-C):** Система також є евтектичною (Рис. 3.1в), де формування структури починається з кристалізації тугоплавких часток WC або твердого розчину на основі нікелю. У вузькому температурному діапазоні (нижче 1200 °С) з розплаву виділяється карбоборид нікелю

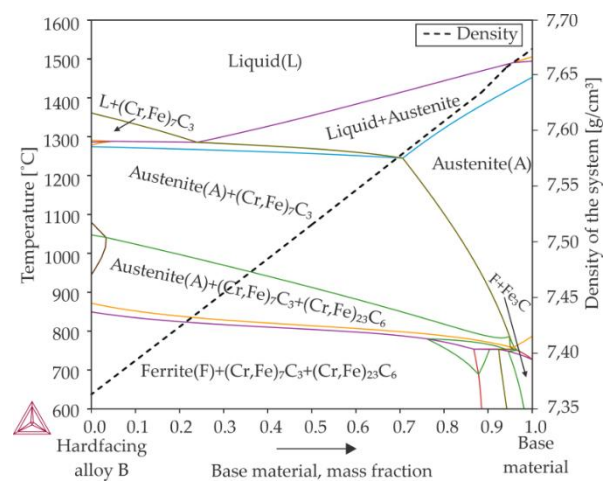
					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		44

$(Ni, Fe)_3(B, C)$, створюючи щільну армуючу сітку всередині пластичної нікелевої матриці.

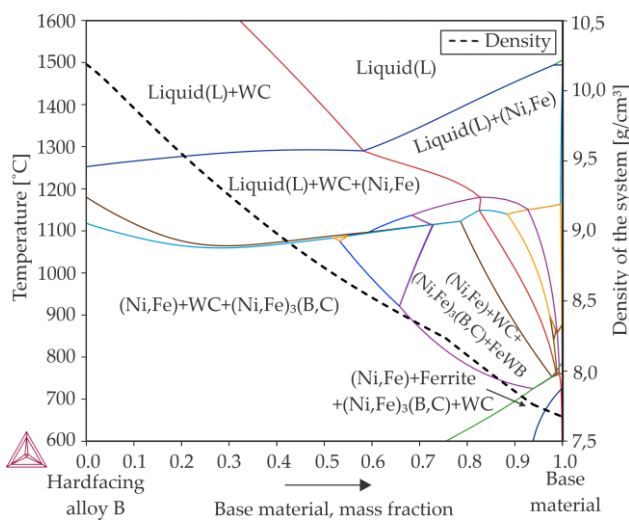
- **Сплав D (Fe-Mn-Mo-B-C):** Високотемпературна область ізоплети (Рис. 3.1г) демонструє схожість зі сплавом С, проте роль основного зміцнювача виконує складний борид $Mo_2(Fe, Mn)B_2$. Після завершення всіх перетворень, включаючи евтектоїдний розпад аустеніту та виділення легованого цементиту (Fe_3C), структура набуває вигляду ферито-аустенітної матриці, армованої боридами.



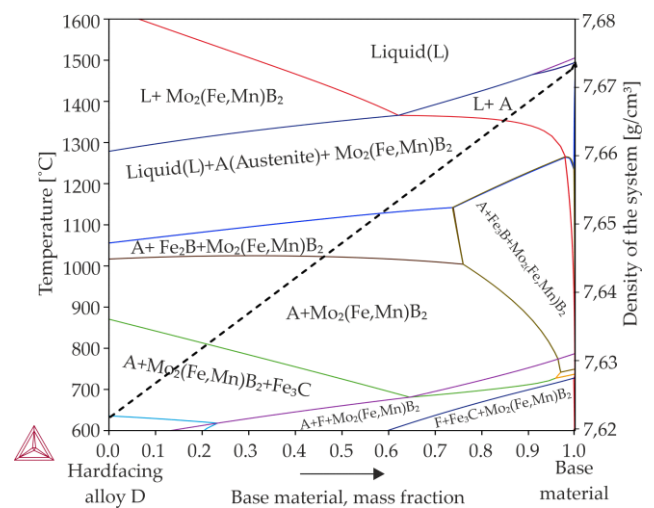
а



б



в



г

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

Рисунок 3.1 – Політермічні січення Псевдобінарні ізоплетні розрізи систем «наплавлений сплав — основа (C45)»: (а) Сплав А; (б) Сплав В; (в) Сплав С; (г) Сплав D.

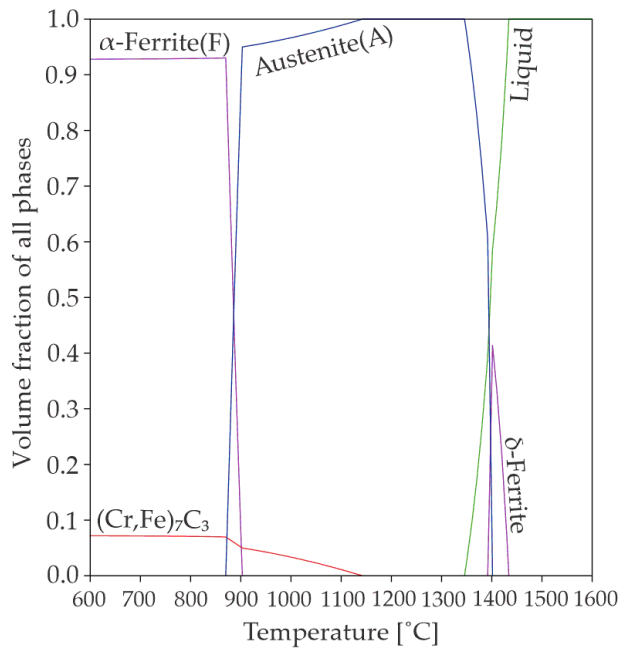
Розрахунок густини фаз показав, що для систем А, В та D спостерігається зменшення загальної густини матеріалу при збільшенні частки наплаву, що пов'язано з формуванням легших карбідних фаз. Навпаки, Сплав С демонструє зростання густини через високу концентрацію вольфраму, що необхідно враховувати при розрахунках динаміки навантажених елементів.

Для детальної оцінки об'ємної частки фаз, що безпосередньо корелює з механічною опірністю матеріалу, було проаналізовано температурні крокові діаграми (Рис. 3.2).

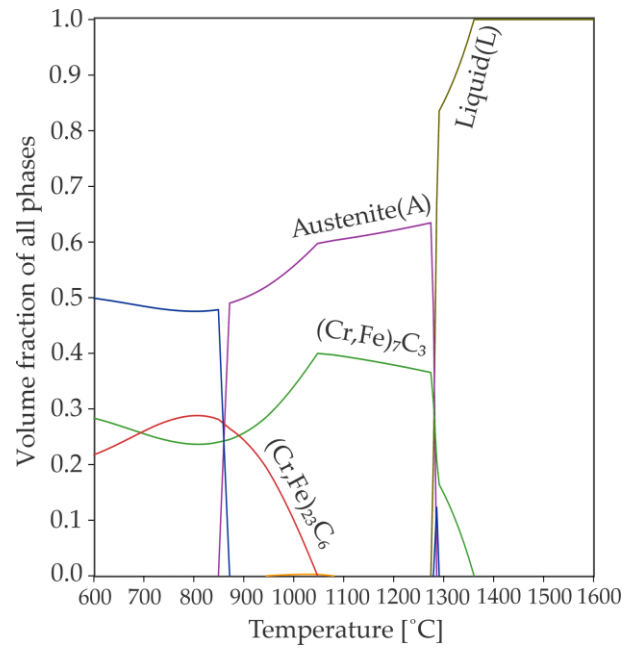
- **Сплав А (Рис. 3.2а):** Кристалізація починається при $1450\text{ }^{\circ}\text{C}$ з формування δ -фериту, який трансформується в аустеніт при $1400\text{ }^{\circ}\text{C}$. Зниження розчинності Cr та C призводить до виділення карбіду $(Cr, Fe)_7C_3$, об'ємна частка якого при кімнатній температурі становить приблизно 7.
- **Сплав В (Рис. 3.2б):** На відміну від Сплаву А, тут кристалізація починається безпосередньо з твердої карбідної фази $(Cr, Fe)_7C_3$. Загальний вміст зміцнюючих фаз при низьких температурах досягає вражаючих 50, що робить цей сплав фактично металокерамічним композитом.
- **Сплав С (Рис. 3.2в):** Процес твердіння ініціюється при температурах понад $1600\text{ }^{\circ}\text{C}$ виділенням часток WC. Кінцева структура містить близько 60 надтвердих фаз (WC та бориди) в металевій Ni-матриці.
- **Сплав D (Рис. 3.2г):** Твердіння включає первинну кристалізацію $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ та подальше формування евтектики аустеніт/ $Mo_2(Fe, Mn)B_2$. Сумарна кількість зносостійких фаз (бориди +

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		46

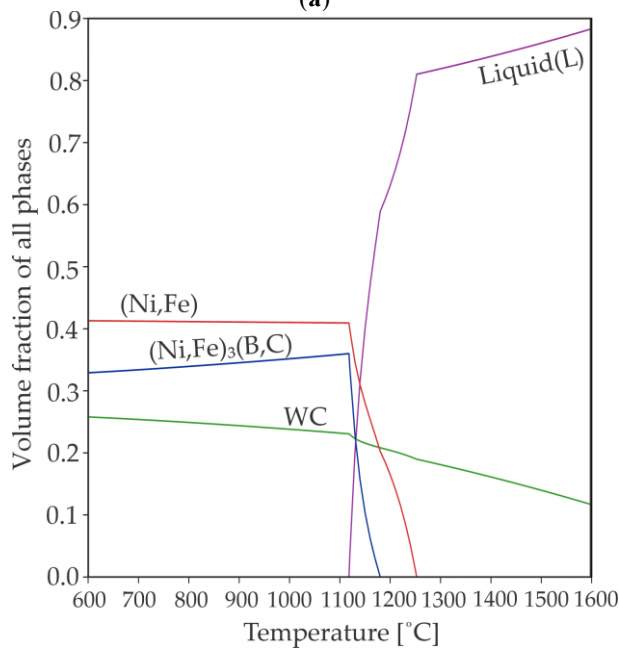
ЛЕГОВАНИЙ ЦЕМЕНТИТ) становить близько 46, що забезпечує баланс між твердістю та в'язкістю матриці.



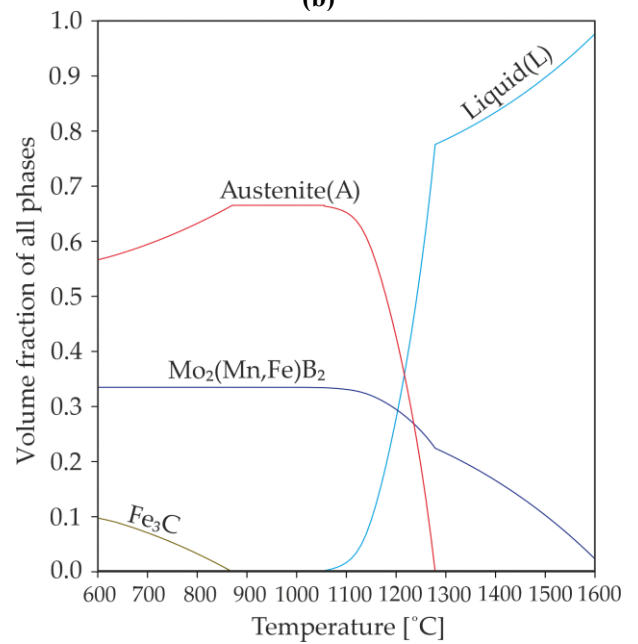
(a)



(b)



(c)



(d)

Рисунок 3.2 – Крокові діаграми систем «наплавлений сплав – основа (C45)»: (а) Сплав А; (б) Сплав В; (в) Сплав С; (г) Сплав D.

Такий високий вміст твердих фаз (від 46 % до 60 %) у сплавах В, С та D теоретично обґрунтовує їхню високу опірність абразивному зношуванню, тоді як

Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

Сплав А, маючи меншу кількість карбідів, характеризується вищою пластичністю матриці, що важливо для роботи в умовах ударно-абразивного навантаження.

3.2 Аналіз результатів випробувань на абразивну зносостійкість

У даному підрозділі проведено детальну інтерпретацію результатів випробувань на зносостійкість, які розглядаються не просто як втрата маси, а як складний процес механічної взаємодії абразивного середовища з гетерогенною структурою наплавленого шару. Результати порівняльного аналізу представлені на Рис. 3.3.

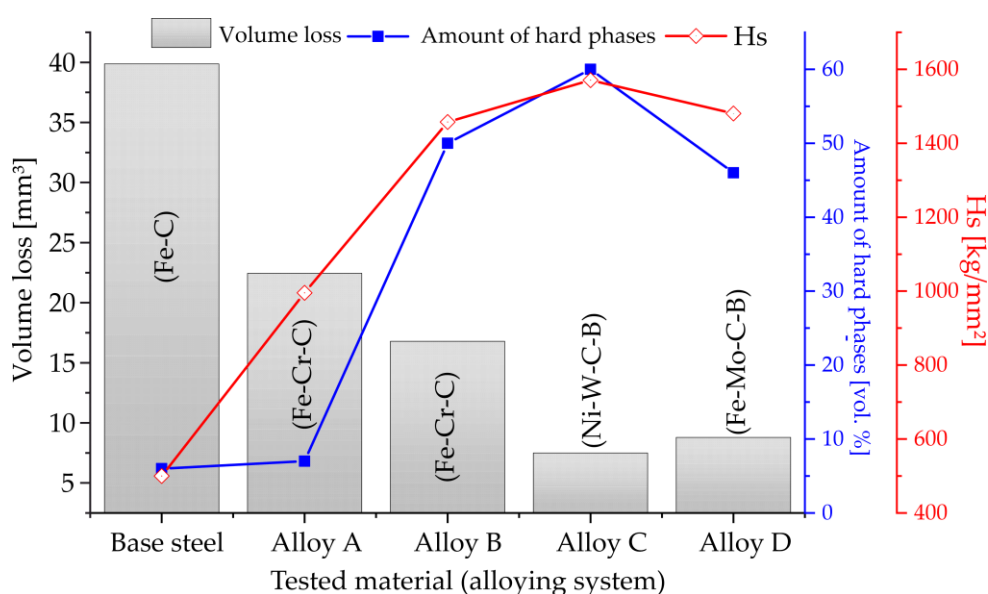


Рисунок 3.3 – Кореляційна матриця механічних властивостей: залежність зносостійкості від склерометричної твердості (Hs) та об’ємної частки твердих фаз (CALPHAD).

Аналіз продемонстрував, що базова сталь С45, зміцнена лише цементитом, володіє найнижчим опором мікрорізанню. Перехід до Сплаву А, де аналогічна об’ємна частка представлена складним карбідом хрому $(Cr, Fe)_7C_3$, призводить до двократного зростання зносостійкості. З погляду механіки контактної взаємодії, це пояснюється вищою когезійною міцністю границі «фаза–матриця» та більшою твердістю самих карбідів хрому порівняно з цементитом.

Особливий інтерес становить порівняння Сплавів В та D:

- **Сплав В:** Хоча об'ємна частка карбідів сягає 50 %, приріст зносостійкості порівняно зі Сплавом А становить лише 33%. Це вказує на досягнення певного «насичення» структури, де подальше збільшення кількості крихкої фази може призводити до її викришування.
- **Сплав D:** При ідентичній об'ємній частці твердої фази (50 %), він виявився у 1,91 раза стійкішим за Сплав В. Це є прямим наслідком заміни карбідів хрому на комплексні бориди $Mo_2(Fe, Mn)B_2$. В механіці це трактується як перевага фаз із вищою теоретичною міцністю та опором пластичному деформуванню.

Сплав С очікувано продемонстрував екстремальні показники зносостійкості, що підтверджує доцільність використання вольфрамових систем для роботи в найбільш агресивних абразивних середовищах.

Рис. 3.3 ілюструє фундаментальну для трибології кореляцію: зносостійкість є функцією не лише кількості твердої фази, а й її здатності чинити опір впровадженню індентора (параметр H_s). Виявлено, що за винятком сталі С45, графік H_s практично дублює криву зносостійкості. Це дозволяє стверджувати, що мікромеханічне дряпання (H_s) є адекватною маломасштабною моделлю реального процесу абразивного зношування для досліджуваних високолегованих систем.

3.3 Топографічне картування склерометричної твердості як інструмент оптимізації технології

Для переходу від лабораторних досліджень до практичних рекомендацій було побудовано карти склерометричної твердості H_s у координатах «Напруга (U) – Час (S)». Такий підхід дозволяє візуалізувати «технологічне вікно» стабільних властивостей (Рис. 3.4).

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		49

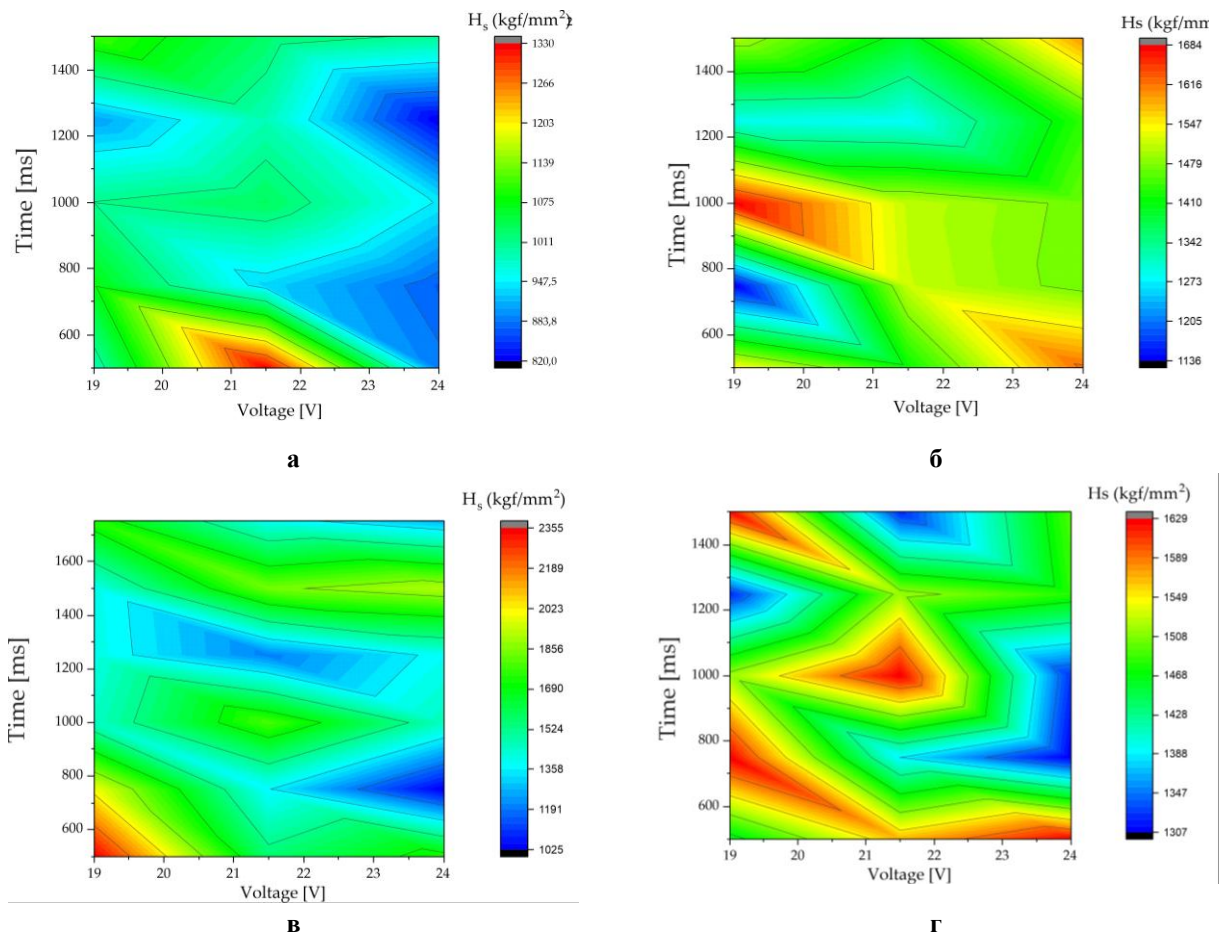


Рисунок 3.4 – Кореляція склерометричної твердості із режимами наплавлення: (а) Сплав А; (б) Сплав В; (в) Сплав С; (г) Сплав D.

Аналіз кореляційних залежностей показав, що кожен сплав вимагає специфічного підходу до керування енергетикою наплавлення:

5. **Сплав А (Кінетичне зміцнення):** Оптимум знаходиться в зоні малих часів та високих напруг. Тут домінує механізм термічного зміцнення матриці (загартування), де висока швидкість відведення тепла в масив заготовки фіксує дрібнодисперсну структуру.
6. **Сплав В (Дифузійне зростання):** Найкращі результати зафіксовані при $S \approx 1000 \text{ ms}$. Це забезпечує достатній час для дифузійного росту скелетних кристалів карбідів хрому, які створюють жорсткий антифрикційний каркас.

7. **Сплав С (Керування фазовим розчиненням):** Карта H_S (Рис. 3.4в) демонструє два екстремуми. Перший (низька енергія) запобігає термічній деградації (розчиненню) часток WC . Другий (високе тепловкладення) сприяє вторинній рекристалізації вольфрамових фаз. Слід також враховувати ефект «осідання» важких часток WC на дно зварювальної ванни при надмірному перегріві, що може збіднювати робочу поверхню.
8. **Сплав D (Евтектична стабілізація):** Даний сплав виявився найбільш технологічним, показуючи широку зону високої твердості. Це обумовлено стабільністю первинної кристалізації боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, які формують дрібнодисперсну евтектику навіть при значних коливаннях енергії дуги.

Таким чином, маніпулюючи параметрами U та S , ми отримуємо можливість керувати механізмами зміцнення: від формування гартівних структур (Сплав А) до спрямованої кристалізації зміцнюючих фаз (Сплав D). Це дозволяє реалізувати концепцію «матеріалу з програмованими властивостями», де режими наплавлення обираються виходячи з необхідної комбінації твердості матриці та морфології армуючих часток.

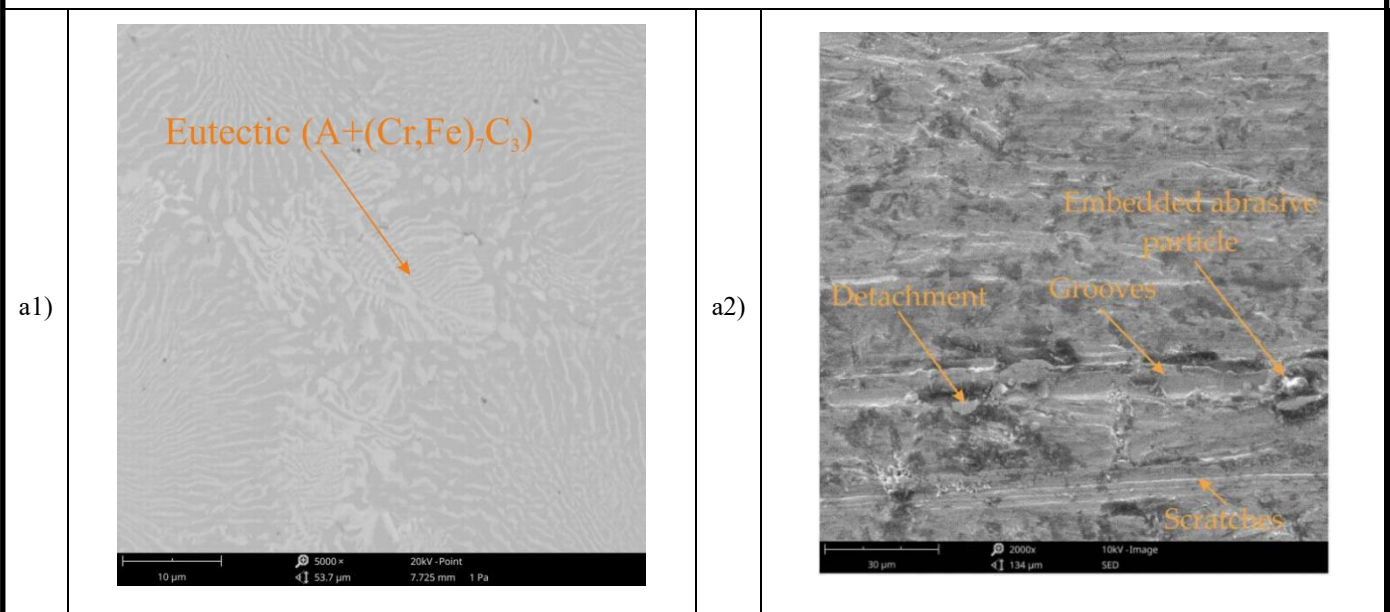
3.4 Морфологічний аналіз поверхонь зношування та ідентифікація мікромеханізмів деградації

Результати мікроскопічного вивчення поверхонь зношування після проведення циклу триботехнічних випробувань дозволили встановити фундаментальну залежність між топологією зміцнюючих фаз та кінетикою їхнього руйнування. Встановлено, що здатність наплавленого шару протидіяти абразивному впливу визначається не лише статичною твердістю включень, а й механізмами перерозподілу контактних напружень між армуючими елементами та пластичною матрицею.

На Рис. 3.5 представлено результати скануючої електронної мікроскопії (SEM), що ілюструють структурний стан сплавів у вихідному стані та

топографію деструкції після випробувань за схемою «сухий пісок — гумовий ролик». Кожна з досліджуваних систем демонструє специфічний відгук на дію абразиву:

- **Сплав А (Рис. 3.5а1):** Демонструє класичну доевтектичну структуру, позбавлену первинних карбідних фаз. Відсутність жорсткого каркаса призводить до низької опірності впровадженню абразивних зерен кварцу.
- **Сплав В (Рис. 3.5б1):** Заевтектична система з високим вмістом хрому характеризується наявністю масивних первинних карбідів та стрижнеподібної евтектики, що формує безперервний ланцюг зміцнення.
- **Сплав С (Рис. 3.5в1):** Має виражену гетерофазну структуру композиційного типу, де ограничені частки WC рівномірно розподілені в нікелевій матриці, що забезпечує високу дисипацію енергії тертя.
- **Сплав D (Рис. 3.5г1):** Вирізняється унікальною морфологією, де зерна бориду $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ інтегровані в пластинчасту аустенітну евтектику, створюючи умови для ефективного стримування тріщин.



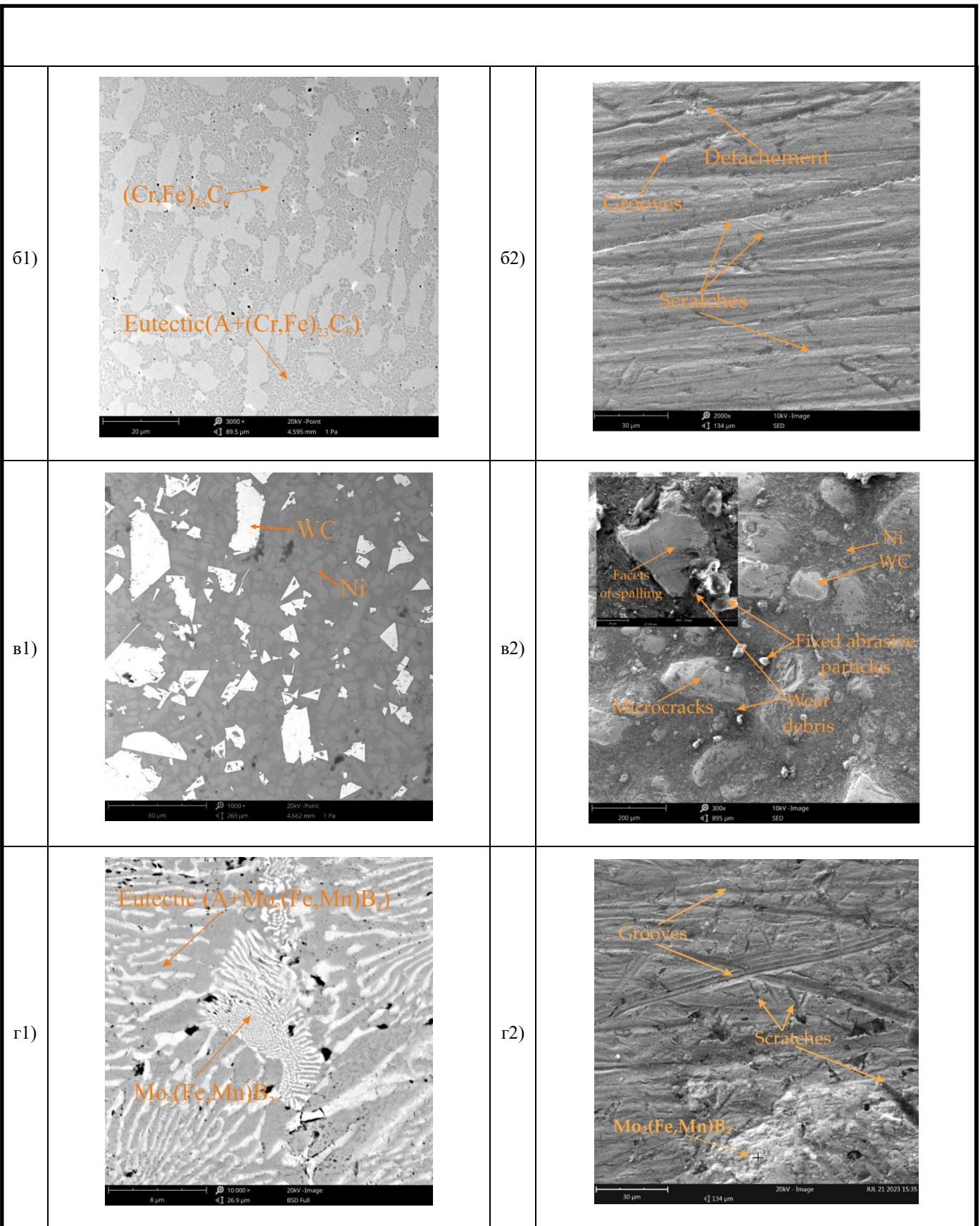


Рисунок 3.5 – Мікроструктурний аналіз наплавлених шарів (a1–г1) та кінетика деградації поверхонь після триботехнічного навантаження (a2–г2): (а) Сплав А; (б) Сплав В; (в) Сплав С; (г) Сплав D.

Аналіз поверхонь після взаємодії з потоком незакріпленого абразиву дозволив класифікувати домінуючі механізми масопереносу та руйнування:

9. **Сплав А (Рис. 3.5а2):** Поверхня характеризується розвиненим рельєфом із глибокими спрямованими борознами. Основним механізмом є **інтенсивне мікрорізання** та мікропахота, що супроводжується значним відшаруванням металу та впровадженням часток абразиву в підповерхневі шари. Це вказує на недостатню когезійну міцність при високій пластичності матриці.
10. **Сплав В (Рис. 3.5б2):** Наявність значної кількості твердих фаз змінює кінетику деформації: подряпини є неглибокими та часто змінюють свій напрямок. Це обумовлено ефектом «рикошету» часток абразиву при зіткненні з масивними карбідами, що розосереджує енергію удару.
11. **Сплав С (Рис. 3.5в2):** Реалізується складний механізм **структурного екранування**. Більш м'яка нікелева матриця зношується інтенсивніше, внаслідок чого зерна *WC* починають виступати над номінальною поверхнею. Ці виступи створюють «трибологічні лабіринти», блокуючи прямолінійний рух абразиву. Руйнування самих часток *WC* відбувається за механізмом втомного сколювання (*fatigue spalling*), що є результатом багаторазового циклічного вдавлювання.
12. **Сплав Д (Рис. 3.5г2):** Поверхня вкрита короткими хаотичними мікроподряпинами. Важливою особливістю є відсутність викришування боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, що свідчить про виняткову адгезійну міцність межі розділу «фаза — матриця», яка здатна релаксувати напруження без відриву зміцнюючих часток.

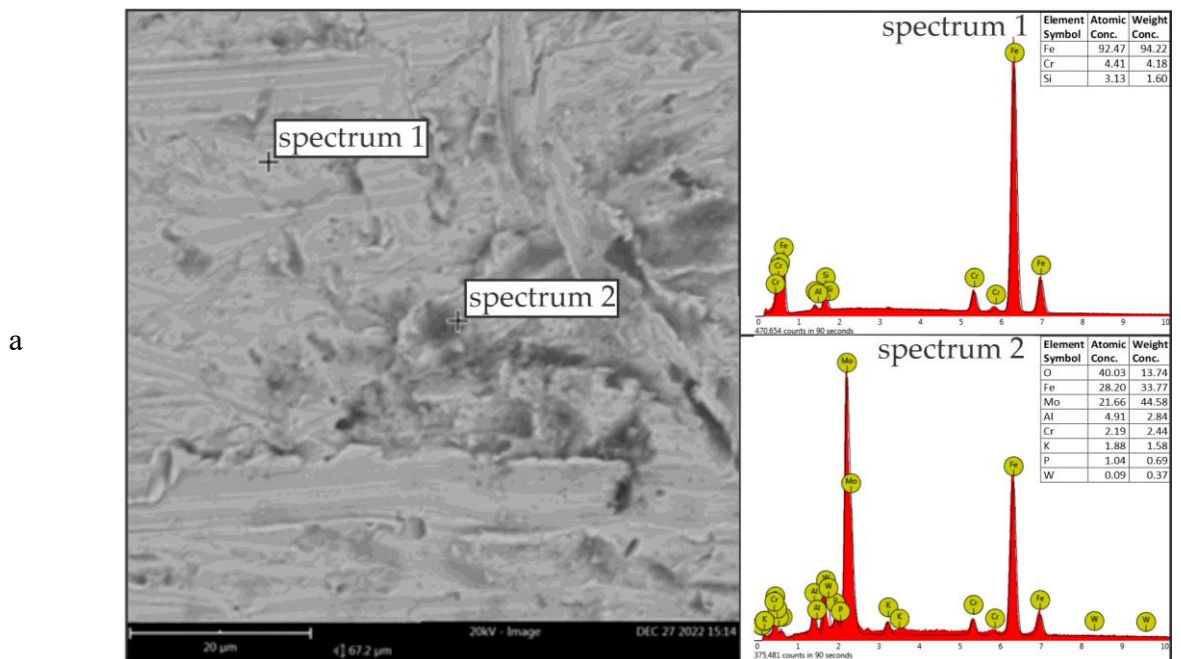
Для верифікації фазових перетворень у зоні контакту проведено енергодисперсійний аналіз (EDS), результати якого представлені на Рис. 3.6.

- **Сплав А (Рис. 3.6а):** Світлі ділянки (спектр 1) ідентифіковано як евтектику $Fe + (Cr, Fe)_7C_3$. Темні зони в борознах зношування мають

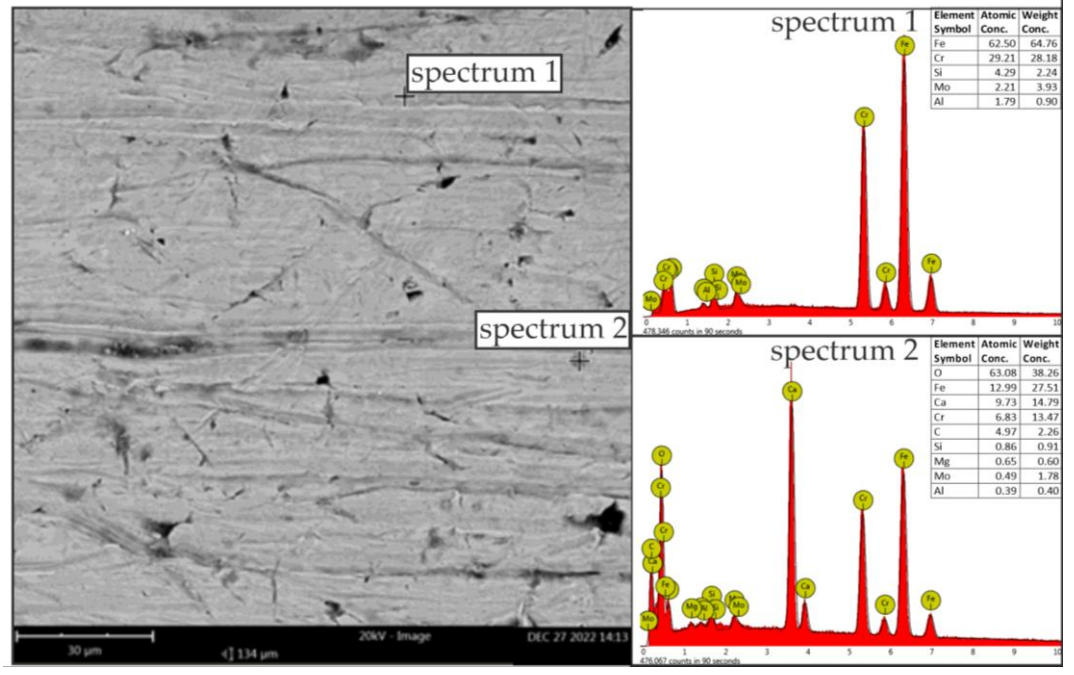
					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		54

високий вміст кисню, що підтверджує перебіг процесів **окислювального зношування** та формування метастабільних оксидних плівок.

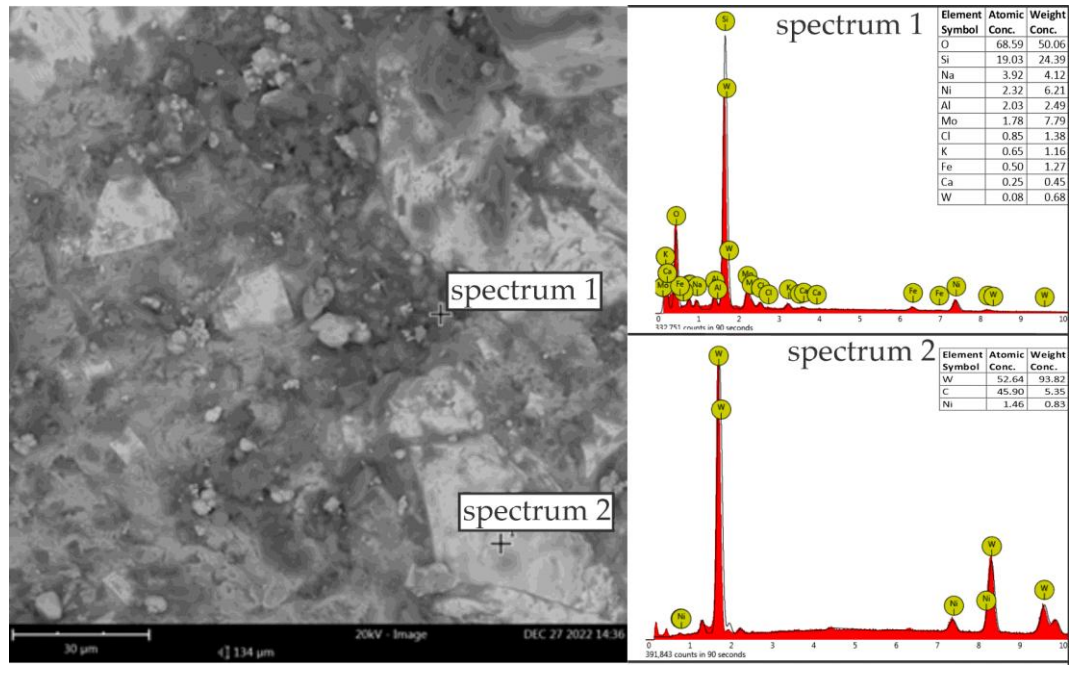
- **Сплав В (Рис. 3.6б):** Склад світлих зон відповідає заевтектичній структурі з карбідами $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Виявлення слідів Ca, Al, Mg свідчить про наявність неметалевих включень, що походять від технологічних добавок порошкового дроту.
- **Сплав С (Рис. 3.6в):** Виявлено локальні скупчення Si та O (SiO_2), що є залишками подрібненого абразиву, заклиненого між кристалами WC . Спектр центральної частини зерна (спектр 2) підтверджує наявність стехіометричного монокарбіду вольфраму, що узгоджується з даними CALPHAD.
- **Сплав D (Рис. 3.6г):** Матриця представлена легованим феритом. Білі включення мають атомне співвідношення $Mo:Fe \approx 2:1$, що однозначно підтверджує формування фази $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, передбаченої термодинамічними розрахунками.



6



B



Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата

КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ

Г

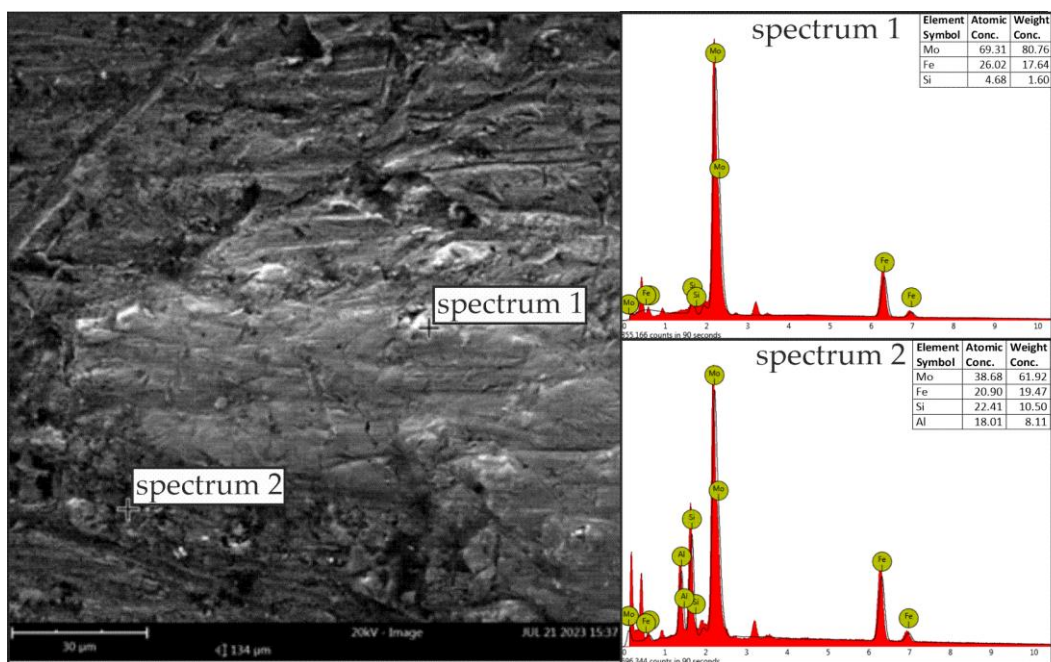


Рисунок 3.6 – Спектральний аналіз поверхонь зношування (EDS): (а) Сплав А; (б) Сплав В; (в) Сплав С; (г) Сплав D.

Таким чином, мікромеханізм абразивного руйнування трансформується від макроскопічного мікрорізання (сплави системи Fe-Cr-C) до мікролокалізованої пластичної деформації та втомного руйнування зміцнюючих фаз (сплави системи Mo-V та W-C), що забезпечує кратне підвищення довговічності деталей машин.

3.5 Аналіз мікромеханічних характеристик наплавлених шарів за результатами склерометричних випробувань

Застосування методу склерометрії (мікроподряпання) дозволило провести пошарову діагностику напружено-деформованого стану наплавлених систем, оцінити градієнт властивостей у зоні сплавлення та ідентифікувати внесок окремих структурних складових у загальну опірність матеріалу пластичному деформуванню. Цей підхід розглядається як інструмент визначення локальної несучої здатності гетерогенного середовища при контактній взаємодії з абразивом. (ДОДАТОК Б).

Дослідження доріжок дряпання для Сплаву А продемонструвало плавний характер зміни склерометричної твердості H_S у напрямку від основного металу до робочої поверхні. Значення твердості рівномірно зростають від базових 400 кгс/мм² до діапазону 800–1600 кгс/мм². Відсутність різких осциляцій на графіках H_S свідчить про гомогенність структури та відсутність крупних карбідних включень, розмір яких перевищував би крок вимірювання (40 мкм).

У верхніх шарах наплаву значення H_S стабілізуються в межах 800–1400 кгс/мм². Ці результати корелюють із даними термодинамічного аналізу, що вказують на обмежену об'ємну частку карбідної фази $(Cr, Fe)_7C_3$. Підвищена твердість у зоні термічного впливу (HAZ) пояснюється механізмом термічного зміцнення: формування нерівноважних гартівних структур при інтенсивному тепловкладенні та малих експозиціях наплавлення суттєво підвищує локальний опір індентору.

Для Сплаву В характерний плавний перехід властивостей у HAZ, проте спостерігаються виражені локальні зони аномально високої твердості. Між зоною термічного впливу та робочим шаром ідентифіковано перехідну зону, що відповідає заевтектичному складу, де H_S зростає від 800 до 1600 кгс/мм². Особливістю Сплаву В є наявність у верхньому шарі широких піків твердості, що сягають 2800 кгс/мм². Такі піки інтерпретуються як безпосередній контакт індентора з масивними кристалами твердих фаз – складними карбідами хрому $(Cr, Fe)_7C_3$ та $(Cr, Fe)_{23}C_6$. Загалом, Сплав В формує структуру з м'яким переходом властивостей від основи, але з високою дискретною твердістю поверхні, що забезпечує ефективне екранування матриці.

Склерометричний профіль Сплаву С на основі нікелю характеризується чітко вираженою трьохзонною архітектурою: зона термічного впливу, перехідний шар та композиційний робочий шар. У перехідній зоні твердість варіюється від 800 до 1600 кгс/мм², що обумовлено присутністю нікелевого твердого розчину та евтектики Ni+WC.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		58

Наявність локальних екстремумів із твердістю близько 3000 кгс/мм² свідчить про формування карбоборидів нікелю $(Ni, Fe)_3(B, C)$. У верхньому робочому шарі зафіксовано значення H_s до 4000 кгс/мм², що відповідає прямому контакту з монокарбідами вольфраму (WC). Надвисока твердість часток WC призводить до зміни траєкторії руху індентора під час тесту (ефект відхилення), що імітує реальну поведінку абразиву при взаємодії з твердими включеннями. Встановлено, що збільшення часу наплавлення сприяє росту зерен WC , що посилює цей ефект трибологічного бар'єру.

Склерометричний аналіз Сплаву D (Fe-Mn-Mo-B-C) виявив чітку межу розподілу між основою та наплавом за відсутності широкої дифузійної перехідної зони. Твердість у HAZ демонструє різкий стрибок від 400 до 2000–3000 кгс/мм². Пікові значення H_s біля 3000 кгс/мм² ідентифікують присутність складних боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, які виділяються як первинна фаза або як компонент дрібнодисперсної евтектики з аустенітом. Твердість верхнього шару стабілізується в діапазоні 1000–2000 кгс/мм². З позицій механіки структуроутворення, зменшення тривалості наплавлення веде до зростання H_s за рахунок ефекту подрібнення структури: швидке охолодження перешкоджає росту зерен, створюючи більш щільну бар'єрну структуру.

3.6 Рекомендації щодо практичного застосування розробленої технології

На основі проведеного комплексу досліджень, що охоплюють розрахункове прогнозування фазового складу за методом CALPHAD, автоматизоване наплавлення та багатofакторний мікромеханічний аналіз, сформовано систему рекомендацій для промислового впровадження розроблених рішень. З погляду прикладної механіки, впровадження технології розглядається як створення адаптивної системи «матеріал–технологія–експлуатація», де властивості робочої поверхні програмуються на етапі виготовлення.

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		59

Першим етапом практичної реалізації є вибір оптимального хімічного складу наплавочного матеріалу, виходячи з аналізу напружено-деформованого стану вузла тертя:

Умови помірного абразивного впливу та динамічних навантажень (Сплав А): Рекомендується для деталей, що працюють в умовах ударно-абразивного навантаження (лемеші плугів, елементи дискових борін). Основним зміцнювальним механізмом тут є формування нерівноважних гартівних структур у залізній матриці, що забезпечує необхідну в'язкість при двократному зростанні зносостійкості порівняно зі сталями типу С45.

Високонавантажені абразивні контакти (Сплави В та D):

- **Сплав В:** Доцільно застосовувати для футерувальних плит та лопаток змішувачів, де об'ємна частка карбідів до 50 створює жорсткий каркас, стійкий до мікрорізання.
- **Сплав D:** Завдяки формуванню боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$, цей сплав є пріоритетним для гірничодобувного обладнання. Висока адгезійна міцність між боридною фазою та аустенітною матрицею запобігає викришуванню часток під дією циклічних контактних напружень.

Екстремальне абразивне середовище (Сплав С): Рекомендується для робочих органів бурової техніки. Наявність великих огранених зерен WC дозволяє реалізувати ефект «структурного екранування», де тверді вclusions блокують прямолінійний рух абразиву, захищаючи пластичну Ni -матрицю.

Для реалізації розроблених режимів на базі автоматизованої установки «NaPawlik v2.0» рекомендується дотримання наступних параметрів:

- **Керування тепловкладенням (Q):** Використання програмного забезпечення «ArcPilot» дозволяє підтримувати стабільну швидкість наплавлення v_{ts} , що є критичним для запобігання надмірному проплавленню основного металу. Необхідно підтримувати коефіцієнт

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		60

перемішування (*dilution*) на рівні не вище 15 % для збереження розрахункової концентрації бору та молібдену.

- **Термічний цикл та структура:** Для сплавів системи Fe-Mn-Mo-V-C (Сплав D) рекомендується використовувати режими з мінімальною тривалістю ($S \approx 500 \text{ ms}$), що забезпечує подрібнення структури та зростання склерометричної твердості H_s до пікових значень 3000 kgf mm^{-2} .

З метою забезпечення надійності відновлених деталей пропонується інтеграція склерометричного контролю в цикл приймальних випробувань:

- **Картування властивостей:** Використання приладів типу ПМТ-3 дозволяє ідентифікувати зони крихкості в перехідному шарі між наплавленим шаром та основою.
- **Діагностика фаз:** Виявлення піків твердості до 4000 kgf mm^{-2} слугує підтвердженням успішної кристалізації карбідів вольфраму, що є гарантією довговічності Сплаву С.

Застосування розроблених порошкових електродів (FCAW) із оболонкою зі сталі 08кп та коефіцієнтом заповнення 30 % дозволяє досягти наступних показників:

- **Імпортозаміщення:** Сплав D на основі порошків Ti, Mo та Mn (розміром $1 \mu\text{m} - 5 \mu\text{m}$) є високоефективною альтернативою вольфрамівмісним наплавам, знижуючи собівартість легування при збереженні високої зносостійкості.
- **Збільшення ресурсу:** Прогнозоване збільшення міжремонтного інтервалу для важконавантажених вузлів становить від 2.5 до 4 разів залежно від обраної системи легування.

Розроблена технологія, що базується на синергії термодинамічного моделювання та автоматизованого керування, дозволяє перейти від емпіричного підбору режимів до прецизійного проектування зносостійких поверхонь. Впровадження запропонованих рекомендацій у виробничий цикл підприємств

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		61

машинобудівного комплексу забезпечить стабільну якість наплавлених шарів та значне зниження експлуатаційних витрат.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
						62
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		

ВИСНОВКИ

У магістерській роботі вирішено актуальне науково-технічне завдання щодо розробки та дослідження вискоєфективних наплавочних матеріалів і технологій їх нанесення для підвищення довговічності деталей машин, що працюють в умовах інтенсивного абразивного впливу. На основі проведених теоретичних та експериментальних досліджень сформульовано наступні висновки:

1. Шляхом термодинамічного моделювання за методом CALPHAD із використанням бази даних TCFe12 встановлено закономірності формування фазового складу в системах легування Fe-Ni-Cr-W-B-C та Fe-Mn-Mo-W-B-C. Виявлено, що об'ємна частка зміцнюючих фаз (карбідів M_7C_3 , $M_{23}C_6$, боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ та часток WC) у наплавлених шарах варіюється від 7 до 60, що дозволяє програмувати механічні властивості покриттів на етапі проектування хімічного складу шихти.
2. Розроблено та виготовлено експериментальні порошкові електроди (FCAW) із оболонкою з низьковуглецевої сталі 08кп (ДСТУ EN 10139:2018) та коефіцієнтом заповнення 30 %. Використання дрібнодисперсних порошоків Ti, Mo та Mn розміром 1 μm –5 μm дозволило інтенсифікувати процеси розчинення-осадження у зварювальній ванні, забезпечуючи високий ступінь легування та гомогенність структури наплавленого шару.
3. Реалізовано прецизійну технологію наплавлення на базі автоматизованого комплексу «NaPawlik v2.0» із програмним керуванням «ArcPilot v2.1». Впровадження алгоритму *Look-ahead* забезпечило стабільність швидкості переміщення пальника (1000 mm/min) та сталість тепловкладення, що дозволило мінімізувати коефіцієнт перемішування з основою до рівня 15 % та уникнути деградації тугоплавких фаз.
4. Методом скануючої електронної мікроскопії (SEM) та енергодисперсійної спектроскопії (EDS) ідентифіковано мікромеханізми зношування. Встановлено, що перехід від сплавів системи Fe-Cr-C до систем Mo-W та

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		63

W-C змінює характер деградації поверхні з макроскопічного мікрорізання на локалізовану мікрдеформацію та екранування матриці твердими фазами. Виявлено ефект втомного сколювання (*fatigue spalling*) для часток WC, спричинений циклічним контактним навантаженням абразивними зернами.

5. На основі склерометричних випробувань встановлено пряму кореляцію між склерометричною твердістю (H_s) та абразивною зносостійкістю. Зафіксовано екстремальні значення H_s для Сплаву С (до 4000 kgf mm^{-2}) та Сплаву D (до 3000 kgf mm^{-2}), що обумовлено присутністю часток WC та боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ відповідно. Для Сплаву D доведено можливість збільшення твердості шляхом подрібнення структури при скороченні часу термічного циклу до 500 ms.
6. Триботехнічні випробування за стандартом ASTM G65 підтвердили високу ефективність розробленого Сплаву D (Fe-Mn-Mo-B-C), зносостійкість якого у 1,91 раза перевищує показники високохромистого Сплаву В при ідентичній об'ємній частці твердої фази. Найвищу опірність абразивному впливу продемонстрував Сплав С, що пояснюється реалізацією механізму «структурного екранування» матриці твердими включеннями.
7. Розроблено карти склерометричної твердості (H_s -maps) у координатах «напруга — час наплавлення», що дозволило оптимізувати технологічні режими для кожної системи легування. Встановлено, що для систем із боридами молібдену оптимальні умови кристалізації досягаються у широкому діапазоні енергетичних параметрів, що свідчить про високу технологічну стабільність розробленого Сплаву D.
8. Практичне значення роботи полягає у створенні науково обґрунтованої методики проектування зносостійких шарів, що дозволяє замінити дорогі вольфрамівмісні сплави на більш економічно вигідні молібден-боридні системи. Прогнозоване збільшення ресурсу відновлених деталей машин

					КМР.ПМКм- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		64

становить від 2.5 до 4 разів, що забезпечує значний економічний ефект за рахунок зниження витрат на легуючі елементи та скорочення простоїв обладнання.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		65

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Ivanov O. N., Prsyazhnyuk P., Луцак Л. Д. Features of formation of the structure and proper-ties of surface layers reinforced with flux-cored wires based on the Fe-Ti-B-C system // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2020. № 91. С. 111.
2. Gucwa M., Bęczkowski R. Odporność na erozyjne zużycie strumieniowe napoin wykonanych drutem proszkowym samoosłonowym przy kącie padania ścierniwa 60° // Welding Technology Review. 2011. № 10 (83).
3. Trembach B. et al. Comparison of two-body abrasive wear resistance of high chromium boron-containing Fe–C B–13wt.%Cr Ti alloy with incomplete replacement of Cr for Cu the Fe C B 4wt.%Cr 7wt.%Cu–Ti alloy // PROBLEMS OF TRIBOLOGY. 2022. (27). С. 34.
4. Trembach B. et al. Effect of Incomplete Replacement of Cr for Cu in the Deposited Alloy of Fe–C–Cr–B–Ti Alloying System with a Medium Boron Content (0.5% wt.) on its Corrosion Resistance // METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNOLOGII. 2022. № 4 (44). С. 493.
5. Diakonenko N. L., Lyubchenko O. The adhesion strength of the thermal spray powder coating with the surface of steel 45 // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2020. № 88 (1). С. 131.
6. Bagrov V. New electrodes for fusion of parts which work in abrasive conditions with moderate shock load // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2023. № 103 (1). С. 139.
7. Bagrov V. Effect of structure and phase content on wear resistance of the economical alloyed metastable and secondary hardening steels of Cr-Mn-Ti system // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2021. № 94. С. 136.
8. Гусев А. И. et al. Development of flux-cored wire for surfacing of parts operating under conditions of wear // Izvestiya Ferrous Metallurgy. 2018. № 11 (61). С. 898.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		66

9. Prisyazhnyuk P. et al. Wear Resistance Improvement of Equipment for Production of Building Ceramics by Hardfacing with Flux-Coerd Electrodes based on Fe-Ti-B-C System // Multidisciplinary Aspects of Production Engineering. 2020. № 1 (3). C. 263.
10. Bembenek M. et al. Microstructure and Wear Characterization of the Fe-Mo-B-C—Based Hardfacing Alloys Deposited by Flux-Cored Arc Welding // Materials. 2022. № 14 (15). C. 5074.
11. Prisyazhnyuk P. et al. Restoration of the Impact Crusher Rotor Using FCAW with High-Manganese Steel Reinforced by Complex Carbides // Management Systems in Production Engineering. 2024. № 2 (32). C. 294.
12. Shihab S. T. A. et al. Forming the structure and the properties of electric arc coatings based on high manganese steel alloyed with titanium and niobium carbides // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2020. (1). C. 38.
13. Громов В. Е. et al. Structure and Properties of the Wear-Resistant Coatings Fused on Steel with Flux Cored Wires by an Electric Arc Method // Progress in Physics of Metals. 2014. № 4 (15). C. 213.
14. Ivanov O. et al. Researching of the structure and properties of FCAW hardfacing based on Fe-Ti-Mo-B-C welded under low current // Procedia Structural Integrity. 2022. (36). C. 223.
15. Bagrov V., Hlushkova D. Formation of the structure and phase composition of wear-resistant steel alloyed with titanium // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2022. № 97. C. 30.
16. Гусев А. И. et al. SURFACING OF DETAILS OF MINING EQUIPMENT BY POWDER WIRES OF C – Si – Mn – Mo – V – B AND C – Si – Mn – Cr – Mo – V SYSTEMS // Izvestiya Ferrous Metallurgy. 2017. № 4 (60). C. 318.
17. Ночвай В. М. The solution of the reliability problem in the repair process of the plates of the silica bricks press boxes // The Journal of Zhytomyr State Technological University Series Engineering. 2017. C. 36.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		67

18. Lozynskiy V. et al. Prediction of phase composition and mechanical properties Fe–Cr–C–B–Ti–Cu hardfacing alloys: Modeling and experimental Validations // Heliyon. 2024. № 3 (10).
19. Gramajo J. N., Gualco A., Svoboda H. Study of the welding procedure in nanostructured super-hard Fe- (Cr, Mo, W) - (C, B) hardfacing // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. 2020. (88). C. 105178.
20. Liu D. et al. Effect of simultaneous addition of ferroniobium and ferrotitanium on properties of hardfacing // Materials Science and Technology. 2018. № 18 (34). C. 2231.
21. Lutsak D. et al. Formation of Structure and Properties of Composite Coatings TiB₂—TiC—Steel Obtained by Overlapping of Electric-Arc Surfacing and Self-Propagating High-Temperature Synthesis // METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNOLOGII. 2016. № 9 (38). C. 1265.
22. Prisyazhnyuk P., Shlapak L., Troshchuk L. Prospects of development of Fe-based hardfacing materials by its complex alloying with Nb, Mo, Ti and V carbides // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2020. № 91. C. 192.
23. Liu D., Liu R., Wei Y. Effects of titanium additive on microstructure and wear performance of iron-based slag-free self-shielded flux-cored wire // Surface and Coatings Technology. 2012. (207). C. 579.
24. Bagrov V. INCREASING WEAR RESISTANCE OF NICKEL-FREE STEELS, ALLOYED BY TITANIUM AND MOLYBDENUM // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2018. № 82. C. 98.
25. Ivanov O. et al. Improvement of Abrasion Resistance of Production Equipment Wear Parts by Hardfacing with Flux-Cored Wires Containing Boron Carbide/Metal Powder Reaction Mixtures // Management Systems in Production Engineering. 2020. № 3 (28). C. 178.
26. TRANSACTIONS OF THE CHINA WELDING INSTITUTION // 2013.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		68

27. Pawlik J. et al. On the Influence of Heat Input on Ni-WC GMAW Hardfaced Coating Properties // Materials. 2023. № 11 (16). C. 3960.
28. Czupryński A. Comparison of Properties of Hardfaced Layers Made by a Metal-Core-Covered Tubular Electrode with a Special Chemical Composition // Materials. 2020. № 23 (13). C. 5445.
29. Krauze K. et al. Mass and Volumetric Abrasive Wear Measurements of the Mining Conical Picks // Sustainability. 2023. № 1 (15). C. 850.
30. Austin D., Bogdana H. Abstracts of I International Scientific and Practical Conference 2020.
31. Prsyazhnyuk P., Tommaso D. D. The thermodynamic and mechanical properties of Earth-abundant metal ternary boride $Mo_2(Fe,Mn)B_2$ solid solutions for impact- and wear-resistant alloys // Materials Advances. 2023. № 17 (4). C. 3822.
32. Prsyazhnyuk P. et al. In situ formation of molybdenum borides at hardfacing by arc welding with flux-cored wires containing a reaction mixture of B_4C/Mo // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2020. (4). C. 46.
33. Huang F. et al. Effects of High Carbon Ferrochrome Additions on the Microstructure and Properties of Fe-C-Cr-Nb Hardfacing Alloys // Materials Science. 2021. № 2 (27). C. 161.
34. Jilleh A. et al. Microstructural and wear investigation of high chromium white cast iron hardfacing alloys deposited on carbon steel // Journal of Alloys and Compounds. 2020. (857). C. 157472.
35. Trembach B. et al. Effect of Exothermic Addition (CuO - Al) on the Structure, Mechanical Properties and Abrasive Wear Resistance of the Deposited Metal During Self-Shielded Flux-Cored Arc Welding // Tribology in Industry. 2021. № 3 (43). C. 452.
36. Fang Z. Influence of molybdenum on the microstructure and properties of a FeCrBSi alloy coating deposited by plasma transferred arc hardfacing // Surface and Coatings Technology. 2013. (225). C. 11.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		69

37. Mozok V. M., Lebedev V. A. Additional special features of mechanised arc welding and automatic welding with pulsed electrode wire feed // *Welding International*. 2011. № 7 (25). С. 571.
38. Tahaei A. et al. Characterization and Optimization of Ni-WC Composite Weld Matrix Deposited by Plasma-Transferred Arc Process // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2017. № 3 (48). С. 1053.
39. Popov S., Shumykin S., Laptieva H. Mathematical simulation of welded deposit layers as for adaptation of materials to failure in quasidissipative tribosystems // *New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering*. 2021. № 2. С. 82.
40. Efremenko B. et al. Simulation of structure formation in the Fe–C–Cr–Ni–Si surfacing materials // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2018. (2). С. 33.
41. Borisov Yu. S. et al. Investigation of plasmatron electric and energy characteristics in microplasma spraying with wire materials // *The Paton Welding Journal*. 2018. № 9 (2018). С. 18.
42. Borisov Yu. S. et al. Structure and properties of alloyed powders based on Fe 3 Al intermetallic for thermal spraying produced using mechanochemical synthesis method // *The Paton Welding Journal*. 2017. № 9 (2017). С. 33.
43. Prysyzhnyuk P. et al. Improving Ballistic Resistance of Armor Steel by FCAW with Hardfacing Alloys of Fe–Mo–Mn–B–C System // *Management Systems in Production Engineering*. 2025. № 3 (33). С. 380.
44. Ilinykh N. I. et al. Thermodynamic Modeling of Ni-Si-Cr-B-C System in Air and Propane Atmosphere // *MATEC Web of Conferences*. 2021. (346). С. 2027.
45. Bęczkowski R., Gucwa M. Defects Appearing in the Surfacing Layers of Abrasion Resistant // *Archives of Foundry Engineering*. 2016. № 4 (16). С. 23.
46. Гудз Г. С. et al. Моделі визначення впливу вмісту вуглецю в електроді на властивості деталей машин під час вібродугового наплавлення // *Scientific Bulletin of UNFU*. 2020. № 2 (30). С. 83.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		70

47. Günther K., Bergmann J. P., Suchodoll D. Hot wire-assisted gas metal arc welding of hypereutectic FeCrC hardfacing alloys: Microstructure and wear properties // Surface and Coatings Technology. 2017. (334). С. 420.
48. Gokhfel'd N. V. et al. Особенности превращения метастабильного аустенита в мартенсит деформации при лазерной наплавке порошковой проволокой 60Cr7TiAl // Физика твердого тела. 2021. № 12 (63). С. 1967.
49. IVANOV V., Vigerina T. V. Техническая возможность и экономическая целесообразность ремонта автомобильных агрегатов с восстановлением изношенных деталей // Studia Sieci Uniwersytetów Pogranicza. 2020. (4). С. 39.
50. Ryabtsev I. O. et al. Fatigue life of specimens after wear-resistant, manufacturing and repair surfacing // The Paton Welding Journal. 2020. № 9 (2020). С. 19.
51. Yushchenko K. A. et al. New Approaches in Evaluation of Mechanical Characteristics and Microstructure of Restored Parts of GTE from Nickel Heat-Resistant Alloys // METALLOFIZIKA I NOVEISHIE TEKHNologii. 2019. № 10 (41). С. 1345.
52. Avrunin G. et al. To the choice of materials of working and distributive links of by displacement hydraulic mashines for the needs of building-travelling industry. // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2020. № 91. С. 172.
53. Tandon D. et al. A Review on Hardfacing, Process Variables, Challenges, and Future Works // Metals. 2023. Т. 13. № 9. С. 1512.
54. Dahaghin H. et al. Optimization of Process Parameters in Wire Arc Additive Manufacturing for Strengthening Cracked Steel Plates: A Thermo-Mechanical Study // Journal of Materials Research and Technology. 2025.
55. Bezborodov V. P., Saraev Y. N. Enhancing the Lifetime of Welded Joints Using the Protective Coating and Causes the Formation of Defects in Them* IOP Publishing, 2016.С. 12023.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		71

56. Poloskov S. S. Problems of weld overlay of seating surfaces of pipe fitting and solutions // *Advanced Engineering Research*. 2020. № 4 (19). С. 349.
57. Zhang Y., Egerland S. Editorial: Recent innovations in intelligent welding manufacturing // *Welding in the World*. 2024. № 4 (68). С. 729.
58. Pawlik J. et al. On the Influence of Linear Energy/Heat Input Coefficient on Hardness and Weld Bead Geometry in Chromium-Rich Stringer GMAW Coatings // *Materials*. 2022. № 17 (15). С. 6019.
59. Anikin P. et al. Automation control system of 3d printing robotic platform with implemented wire + arc welding technology // *Electrical Engineering and Power Engineering*. 2020. № 4. С. 35.
60. Ahn D. Hardfacing technologies for improvement of wear characteristics of hot working tools: A Review // *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*. 2013. Т. 14. № 7. С. 1271.
61. Sali S. et al. Combined laser-foundry manufacturing process of bimetals // *Mechanics and Advanced Technologies*. 2020. № 1 (88). С. 93.
62. HRABĚ P., CHOTĚBORSKÝ R., NAVRÁTILOVÁ M. INFLUENCE OF WELDING PARAMETERS ON GEOMETRY OF WELD DEPOSIT BEAD // 2009.
63. Švec M., Dvořák L. Optimizing Process Parameters during the Creation of Powder Laser Weld Cladding Coatings from a Nickel Alloy // *MANUFACTURING TECHNOLOGY*. 2025. № 4 (25). С. 540.
64. Grigorenko G. M., Костін В. А., Zhukov V. V. Modeling Of Metallurgical Additive Process Of Manufacture Of 09g2s Steel Structures // *Sovremennââ èlektrometallurgiâ*. 2017. № 2 (2017). С. 35.
65. Астреин В. В., Филатов В. И. Provisions and methods for the development of automatic monitoring of navigation safety // *МОРСКИЕ ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ*. 2022. С. 188.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		72

66. Федонин О. et al. POTENTIALITIES IN ADDITIVE-SUBTRACTIVE-STRENGTHENING TECHNIQUES // Bulletin of Bryansk state technical university. 2016. № 4 (2016). С. 151.
67. Voropaev A. A. et al. Research of the Structure Defects at Wire-Feed Laser and Laser-Arc Deposition with AlMg6 // Key engineering materials. 2019. (822). С. 504.
68. Zhukov V. V., Grigorenko G. M., Shapovalov V. A. Additive manufacturing of metal products (Review) // Avtomatičeskaâ svarka (Kiev). 2016. № 6 (2016). С. 148.
69. Korzhik V. N. et al. 3D-printing of metallic volumetric parts of complex shape based on welding plasma-arc technologies (Review) // Avtomatičeskaâ svarka (Kiev). 2016. № 6 (2016). С. 127.
70. Костін В. А., Grigorenko G. M. Peculiarities Of Formation Of 3d Structure Of S460m Steel Product In Additive Metallurgical Technology // Sovremennââ èlektrometallurgiâ. 2017. № 3 (2017). С. 33.
71. Полупан А. С. ДОСЛІДЖЕННЯ ПИТАННЯ ВПРОВАДЖЕННЯ АДИТИВНИХ ТЕХНОЛОГІЙ В АВІАБУДІВНУ ГАЛУЗЬ // Open Information and Computer Integrated Technologies. 2020. № 88. С. 112.
72. Peleshenko S. I. et al. Analysis of the current state of additive welding technologies for manufacturing volume metallic products (review) // Eastern-European Journal of Enterprise Technologies. 2017. (3). С. 42.
73. Babinets A. A., Ryabtsev N. A. Fatigue life of multilayer hard-faced specimens // Welding International. 2015. № 4 (30). С. 305.
74. Cruz-Crespo A. et al. Microstructure and Abrasion Resistance of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-Nb Hardfacing Alloys Deposited by S-FCAW and Cold Solid Wires // Soldagem & Inspeção. 2016. № 3 (21). С. 342.
75. Aramide B. P. et al. Influence of TiB₂ Incorporation on Microstructural Evolution in Laser-Clad FeCrV15 + TiB₂ Deposits // Journal of Materials Engineering and Performance. 2024. № 18 (33). С. 9861.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		73

76. Kejžar R., Grum J. Hardfacing of Wear-Resistant Deposits by MAG Welding with a Flux-Cored Wire Having Graphite in Its Filling // Materials and Manufacturing Processes. 2005. № 6 (20). С. 961.
77. Malinov V. L., Malinov L. S. STRUCTURE AND WEAR RESISTANCE OF CHROME-MANGANESE DEPOSITED METAL // 2012.
78. Федоров С. К. et al. ПОВЫШЕНИЕ ДОЛГОВЕЧНОСТИ ПЕРЕВОДНИКОВ И БУРИЛЬНЫХ ТРУБ ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКОЙ // Journal of Mining Institute. 2018. № 5 (233). С. 539.
79. Bagrov V., Sirenko T. O. Research of the influence of soldering stamps with a deep-additional additive on the indicators of surface metal // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2020. № 91. С. 116.
80. Lebedev V., Tishchenko V., Brykov M. THE STUDY OF THE PECULIARITIES OF THE MECHANIZED ELECTRIC ARC CLADDING WITH PERIODIC VARIATION OF THE MODES OF THE PROCESS // New Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering. 2022. № 1. С. 62.
81. Kassov V. et al. Software and methodological complex for calculation technological parameters of the process of surfacing of a complex design with electrodes // Bulletin of Kharkov National Automobile and Highway University. 2020. № 91. С. 70.
82. Skrzypczyk A., Rutkowski S., Kasińska J. Napawanie warstw trudnościeralnych na stali Hardox metodami OAW i MMA // Scientific Letters of Rzeszow University of Technology - Mechanics. 2018. С. 213.
83. Lobachevskiy Ya. P., Миронов Д. А., Mironova A. V. Increasing the Operating Lifetime of Wearable Working Bodies of Agricultural Machines // Agricultural machinery and technologies. 2023. № 1 (17). С. 41.
84. Çömez N. et al. Fe-Cr-C-V hardfacing coatings with molybdenum addition: Wear, corrosion, and cavitation performances // Surface and Coatings Technology. 2024. (482). С. 130715.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		74

85. Trukhanska O. PROMISING AREAS OF TECHNOLOGY FOR THE RESTORATION OF MACHINE PARTS // Vibrations in engineering and technology. 2020. С. 104.

					КМР.ПМКМ- .00.000 ПЗ	Арк.
Змн.	Арк.	№ докум.	Підпис	Дата		75

ДОДАТКИ

ДОДАТОК А

КЕРУЮЧА ПРОГРАМА ТА ОБҐРУНТУВАННЯ РЕЖИМІВ АВТОМАТИЗОВАНОГО НАПЛАВЛЕННЯ

9. А.1. Текст керуючої програми (G-code)

Нижче наведено лістинг керуючої програми для ПЗ «ArcPilot v2.1», за якою здійснювалося наплавлення експериментальних стрингерів довжиною 90 mm на сталеві заготовки C45 розміром 115 × 34,5 × 23,5 mm [cite: 110, 141]. Програма містить специфічні модифікації для синхронізації з джерелом Kemppi X8 [cite: 136].

```
=====
;
; PROJECT: MASTER THESIS - HARDFACING ANALYSIS
; ALLOY: Alloy A (EnD0tec DO*351) [cite: 143]
; REGIME: L2 (Medium Heat Input)
; SOFTWARE: ArcPilot v2.1 (Custom Build)
;
=====

G21                ; Метрична система (мм)
G90                ; Абсолютні координати
M204 S500          ; Обмеження прискорення для Look-ahead

; --- Фаза виходу на початкову позицію ---
G0 X10 Y17.25 Z30  ; Центрування пальника по осі Y
G0 Z15             ; Встановлення СТWD = 15 мм

; --- Активація зварювального циклу (ArcPilot Custom) ---
M3                ; Запалювання дуги (Trigger ON)
G4 P300           ; Hot Start: прогрів плями протягом 300 мс

; --- Робочий хід (Наплавлення) ---
; v_b = 1000 мм/хв, Довжина = 90 мм
G1 X100 F1000

; --- Завершення та заповнення кратера ---
M5                ; Гасіння дуги (Trigger OFF)
G4 P500           ; Crater Fill: затримка 500 мс
G0 Z50            ; Безпечне відведення інструменту

M2                ; Завершення програми
;
=====
```

10. А.2. Обґрунтування вибраних режимів та алгоритмів

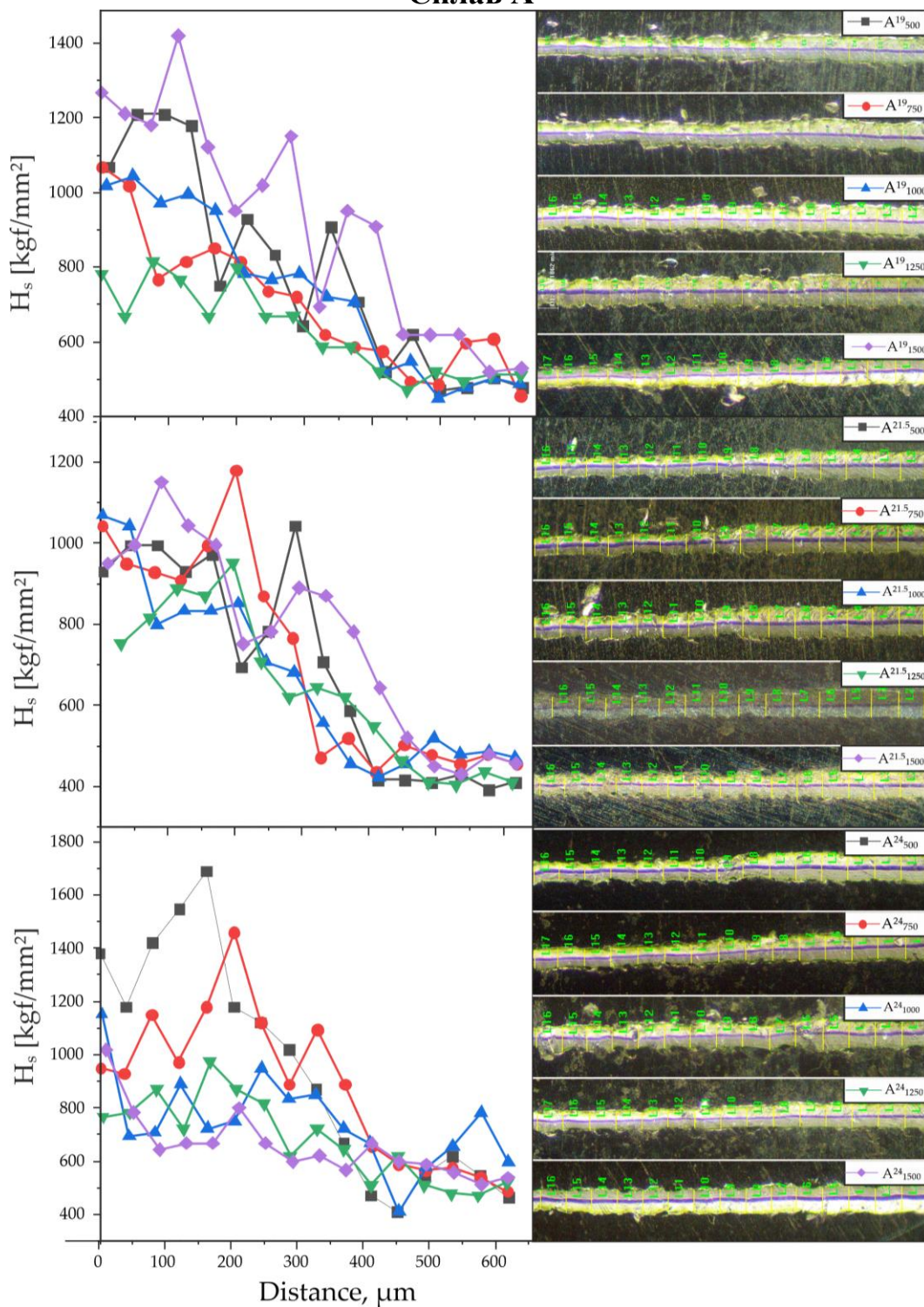
Вибір параметрів, представлених у керуючій програмі, базується на необхідності досягнення стабільного коефіцієнта наплавлення при мінімальному перемішуванні з основою (*dilution*) [cite: 51, 80].

11. **Часові затримки (M3/G4/M5):** Використання алгоритму *Hot Start* (затримка 300 ms у початковій точці) обумовлене високою теплопровідністю сталі C45 [cite: 103, 141]. Без попереднього локального прогріву початкова ділянка валика характеризується несплавленням та дефектами геометрії. Затримка 500 ms після команди M5 дозволяє рідкому металу рівномірно заповнити зварювальну ванну, що нівелює утворення усадкової раковини (кратера) [cite: 168].
12. **Кінематичні параметри (F1000):** Швидкість переміщення 1000 mm/min вибрана як оптимальна для забезпечення погонної енергії $Q = 0.35 \text{ kJ/mm}$ [cite: 210, 579]. Згідно з дослідженнями, саме при такому значенні для Сплаву А спостерігається «sweet-spot» — стабільна мартенситна структура з найвищою твердістю [cite: 575, 583].
13. **Алгоритм Look-ahead:** Функція попереднього аналізу траєкторії в «ArcPilot v2.1» забезпечує підтримку швидкості 1000 mm/min з точністю $\pm 0.5\%$. Це критично важливо, оскільки навіть короткочасне пригальмування системи на 10 % призводить до локального зростання тепловкладення, що викликає вигорання легуючих елементів (хрому та молібдену) та зниження експлуатаційних властивостей покриття [cite: 546, 582].

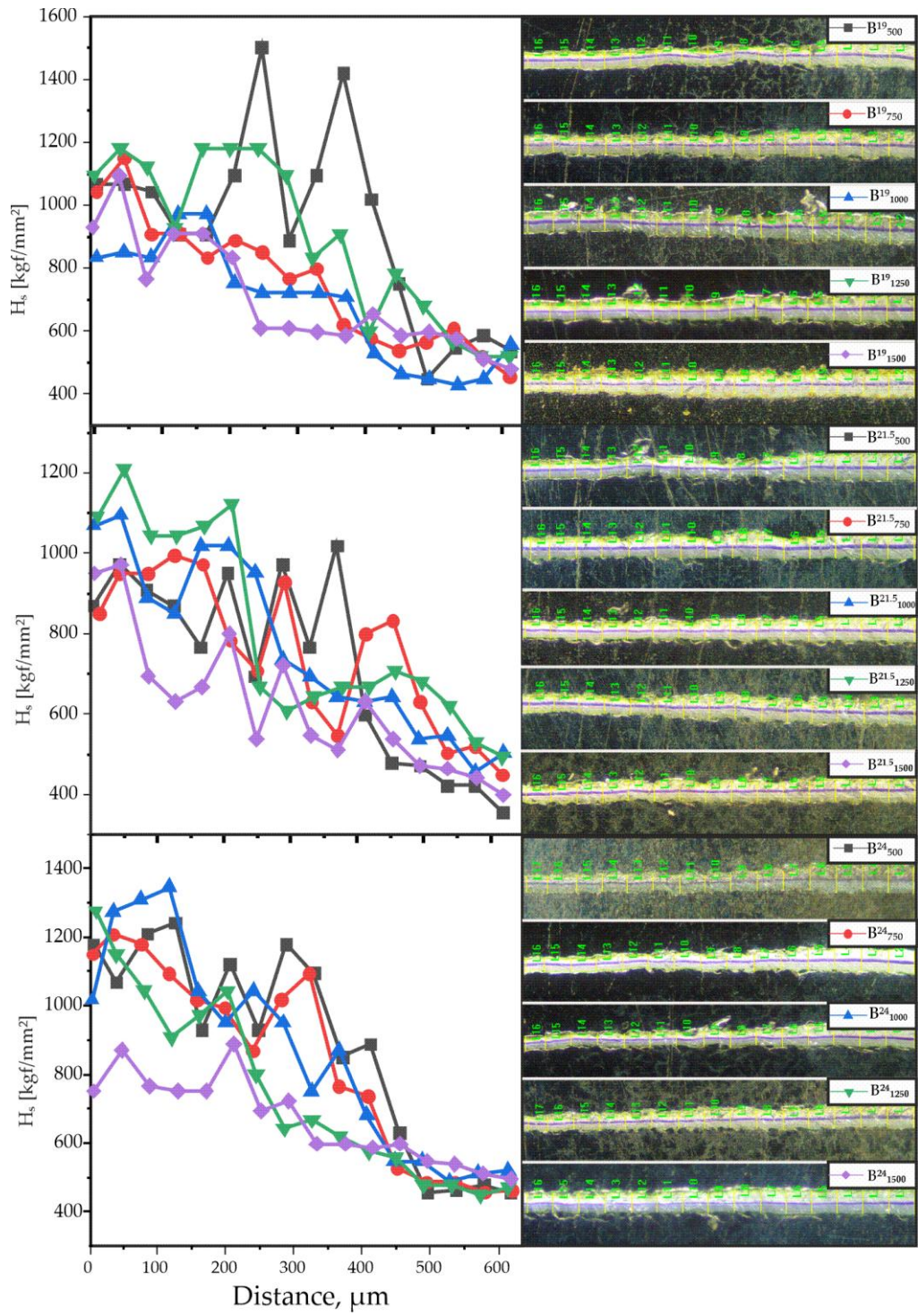
ДОДАТОК Б

РЕЗУЛЬТАТИ СКЛЕРОМЕТРИЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ

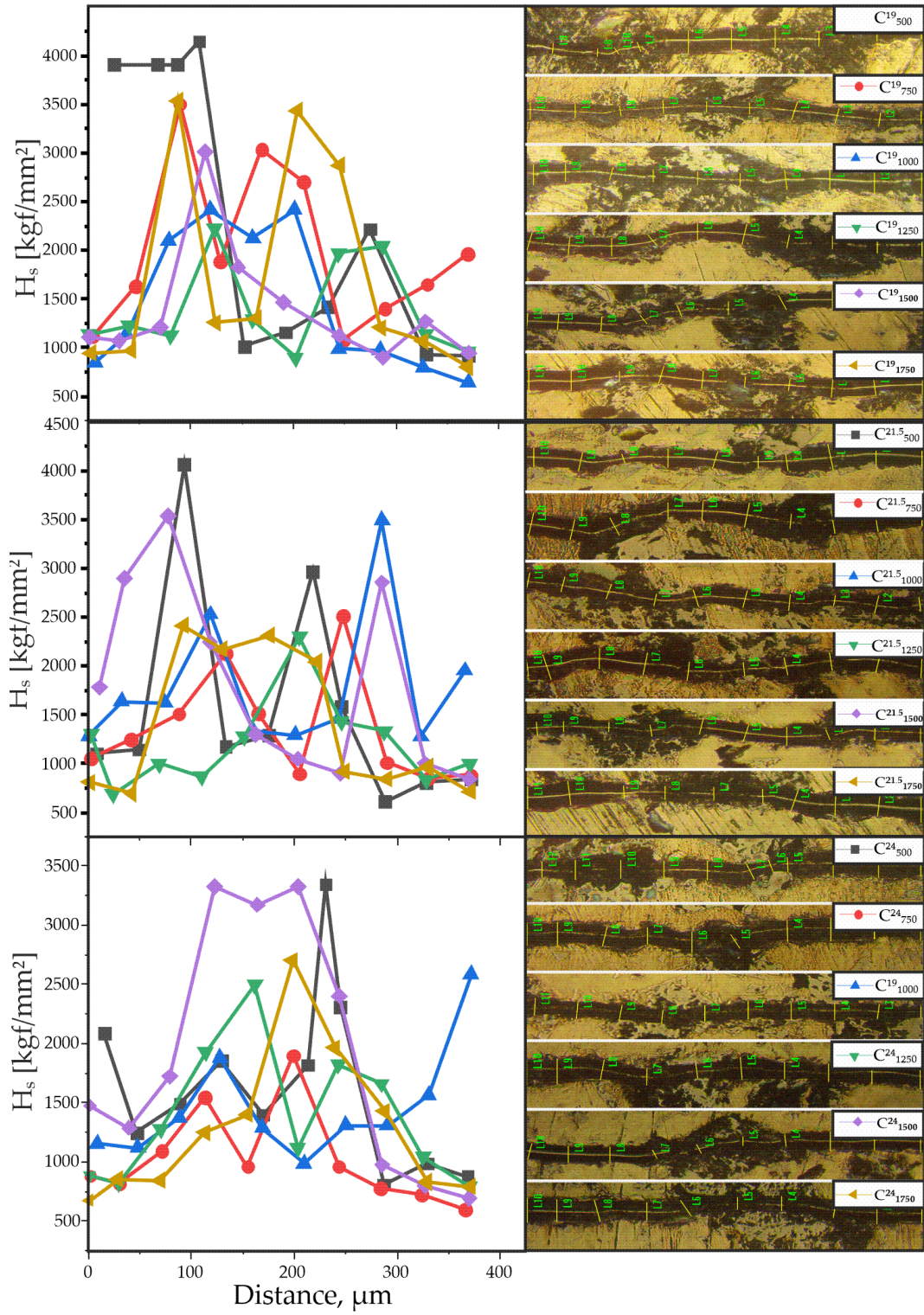
Сплав А



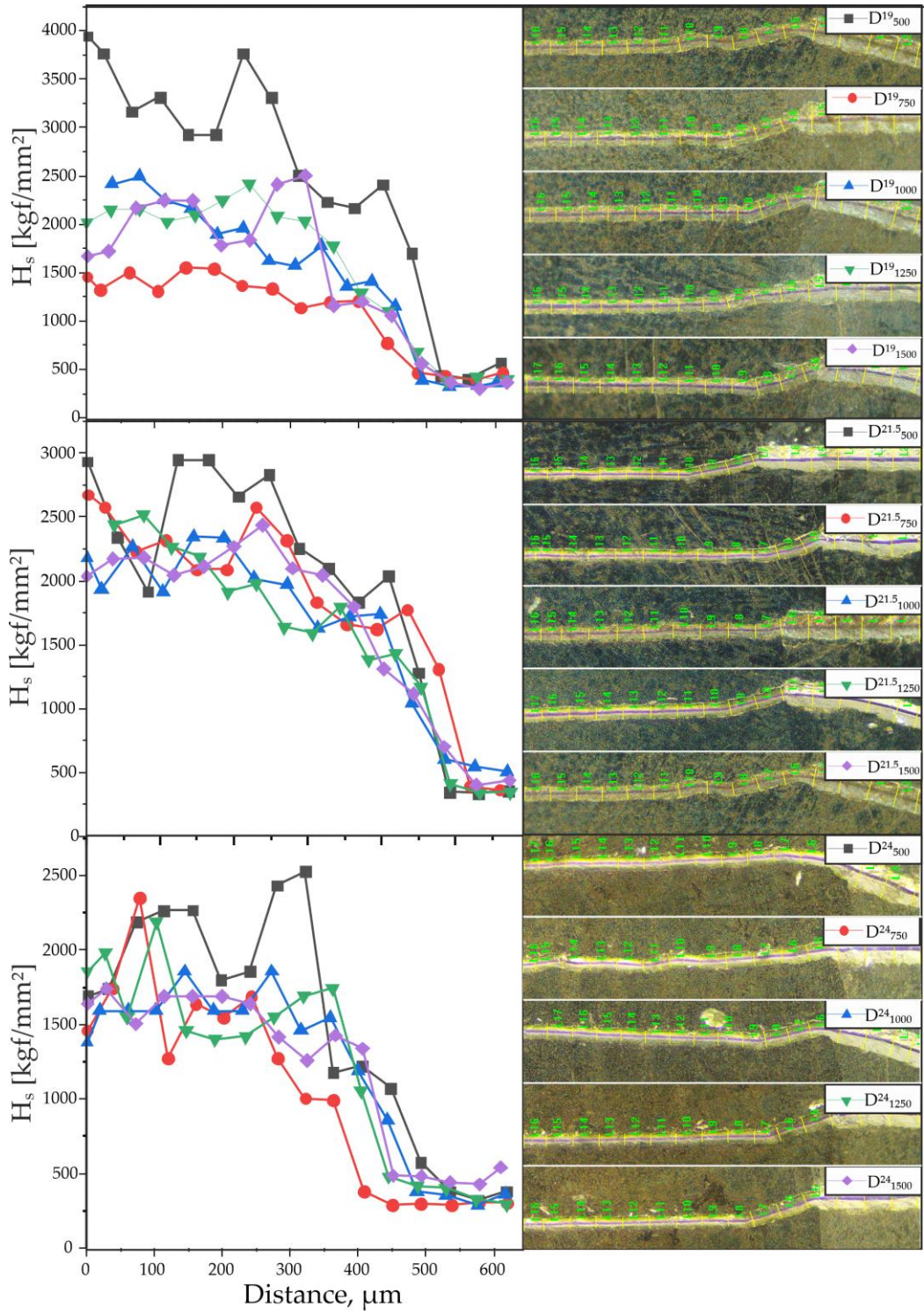
Сплав В



СПЛАВ С



Сплав D





**Івано-Франківський національний технічний
університет нафти і газу**
Кафедра комп'ютеризованого машинобудування

Бигар Андрій Михайлович
студент групи ПМКм-24-1

«Розроблення технології автоматизованого зносостійкого наплавлення
високолегованими порошковими стрічками»

Ілюстративний матеріал

Івано-Франківськ, 2026 р.

Мета і завдання дослідження. Мета роботи полягає у розробленні комплексної автоматизованої технології наплавлення високолегованими порошковими дротами, що базується на синергії передового термодинамічного моделювання фазової рівноваги та інтелектуального прецизійного керування кінематичними параметрами процесу для досягнення екстремальних показників зносостійкості робочих поверхонь.

Методи дослідження.

- Теоретичні: термодинамічне моделювання методом CALPHAD у програмному комплексі Thermo-Calc 2022a (база даних TCFe12).
- Експериментальні: автоматизоване наплавлення на ЧПК-установці.
- Аналітичні: скануюча електронна мікроскопія (ZEISS EVO 40XVP), енергодисперсійна рентгенівська спектроскопія (EDS), склерометричний аналіз на приладі ПМТ-3М та триботехнічні випробування згідно з ASTM G65.

Вихідні матеріали

*EnDOtec DO*351 (Сплав А):*

Класичний представник системи Fe-Cr-C. Цей сплав характеризується формуванням евтектичних карбідів хрому у мартенситній або аустенітній матриці, що забезпечує базовий рівень стійкості до абразивного зношування.

*EnDOtec DO*332 (Сплав В):*

Більш складнолегована система Fe-Cr-Mo-C. Додавання молібдену спрямоване на підвищення твердості матриці та температурної стійкості, а також на зміну морфології карбідної фази, що є критичним для роботи в умовах ударних навантажень.

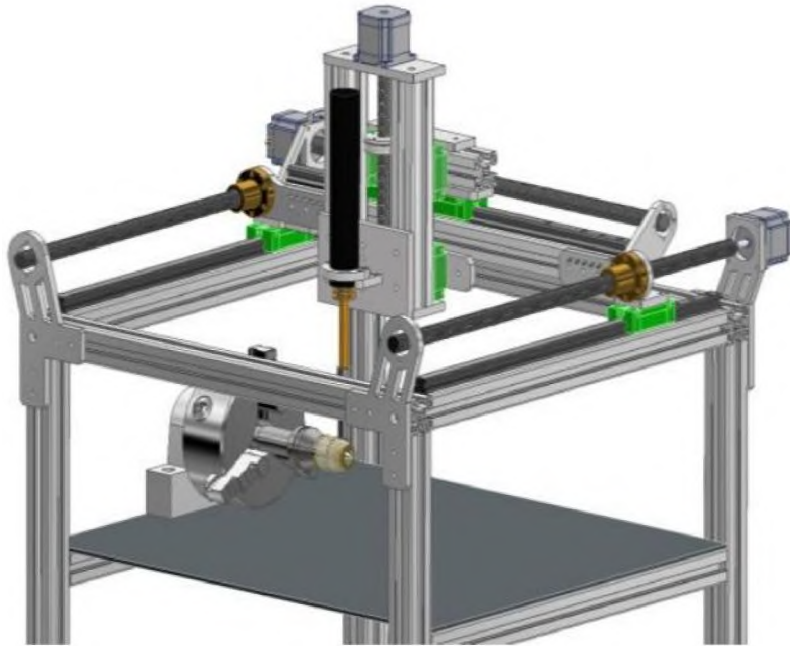
*EnDOtec DO*611x (Сплав С):*

Матеріал на основі нікелю (система МТС-Ni). На відміну від сплавів на основі заліза, нікелеві матриці забезпечують чудову корозійну стійкість та пластичність, що дозволяє дослідити поведінку м'якшої матриці, зміцненої твердими включеннями, у порівнянні з жорсткими залізними сплавами.

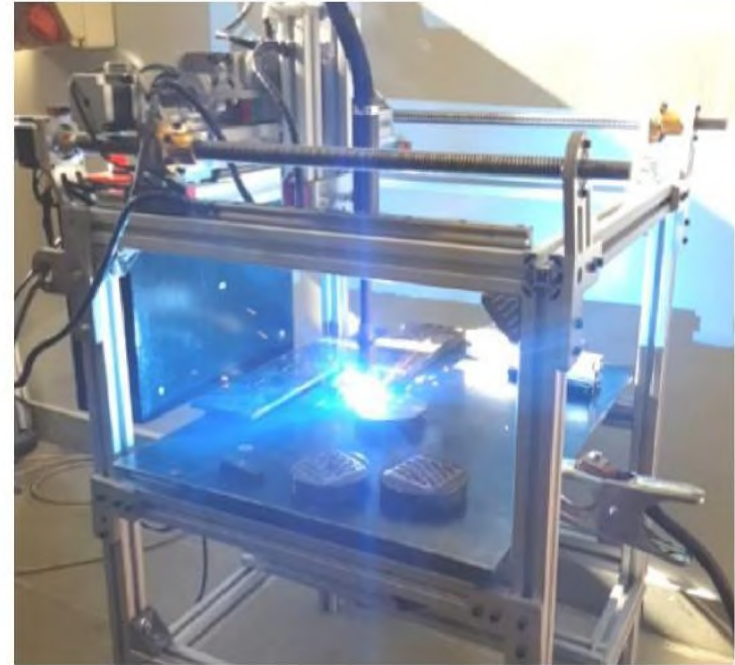
Сплав D (Експериментальний):

Унікальна розробка системи Fe(Mn)-Mo-B-C, детально описана в роботах [43]. Цей сплав становить особливий інтерес через присутність бору, який сприяє утворенню надтвердих потрійних боридних фаз та може викликати ефект аморфізації або формування нанокристалічної структури при швидкому охолодженні.

Сплав	Fe	Cr	Mo	B	C	W	Si	Ni	Mn
A	Осн.	9,42	0,01	–	0,59	–	2,86	–	–
B	Осн.	30,0	3,8	–	3,5	–	1,20	–	0,6
C	–	–	–	1,0	3,0	37,7	0,5	Осн.	0,56
D	Осн.	–	24,1	2,7	0,75	–	–	–	13,7



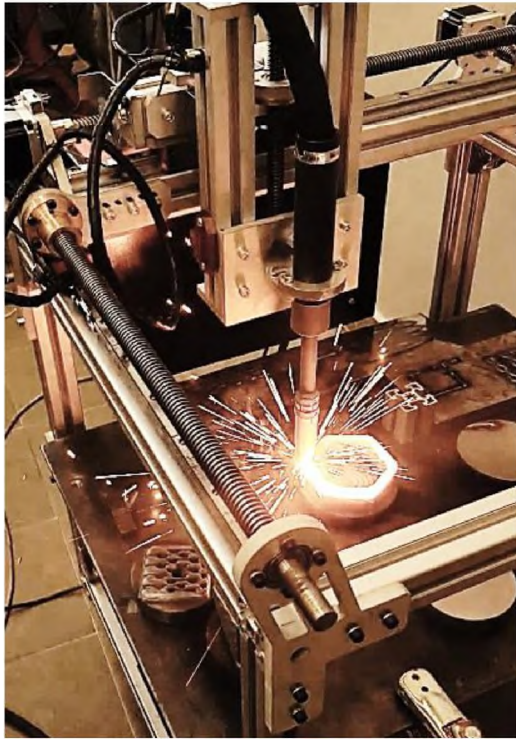
(a)



(b)

Установка для автоматизованого наплавлення
(a) – CAD модель (b) загальний вигляд

Методика виготовлення дослідних зразків



Загальний вигляд установки у процесі наплавлення

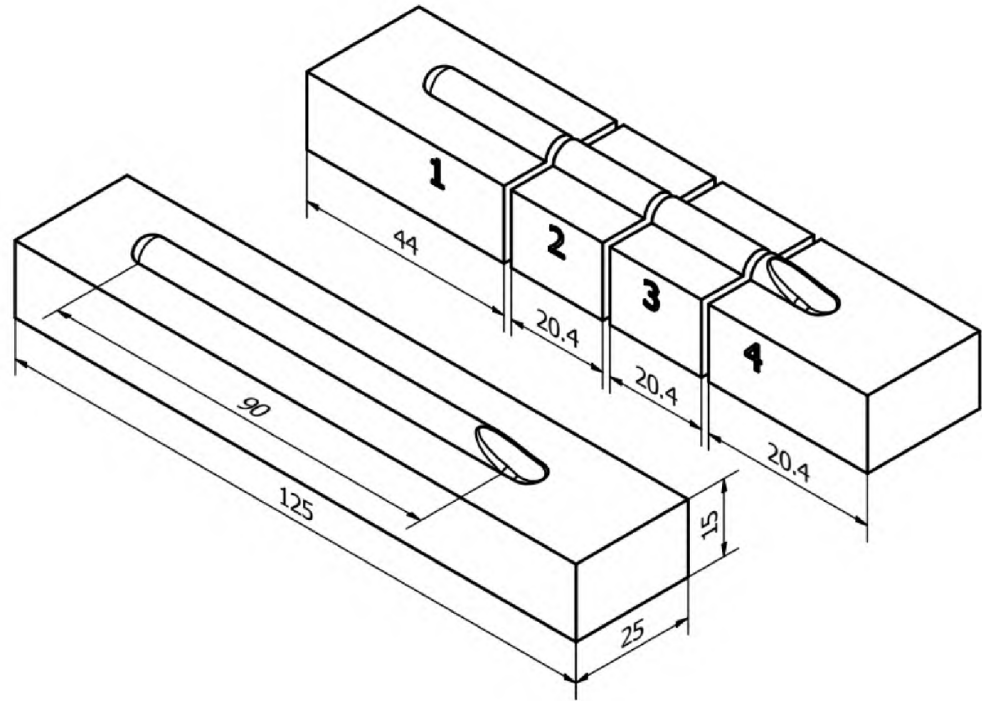
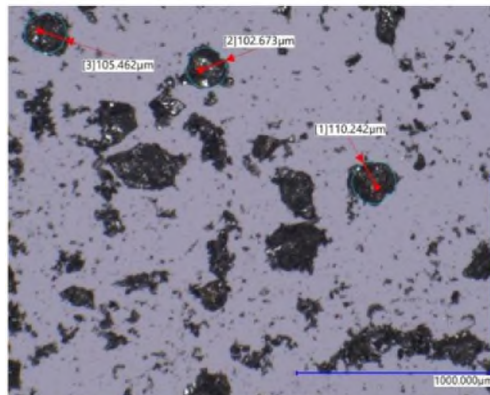
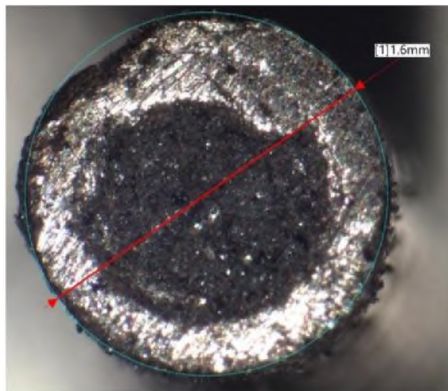
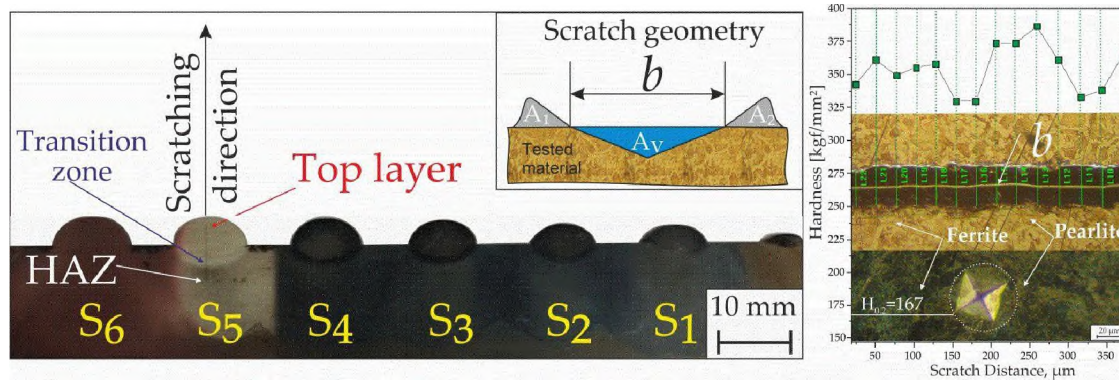


Схема виготовлення зразків для металографічних досліджень



Січення порошкової стрічки системи WC-Ni (а) та зерна карбідів вольфраму у наплавленому шарі

Методика визначення властивостей

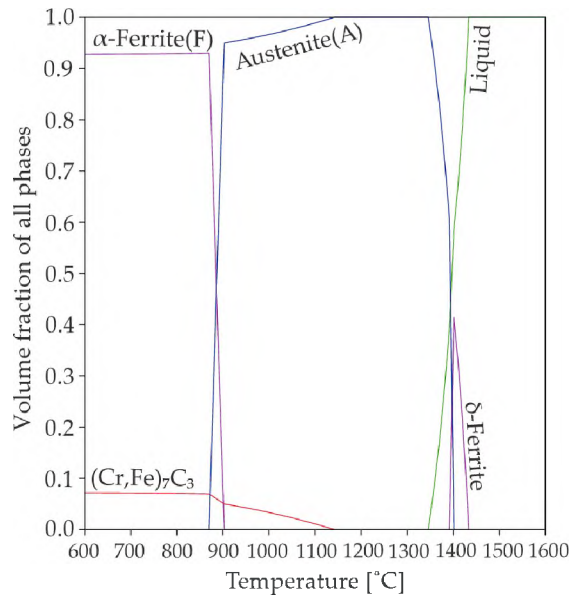


Аналіз мікромеханічних властивостей: (а) серія зразків S1-S6 із зазначенням зон HAZ та перехідної ділянки; (б) мікроструктура та профіль склерометричної твердості сталі С45 (ферит + перліт), де b — ширина подряпини.

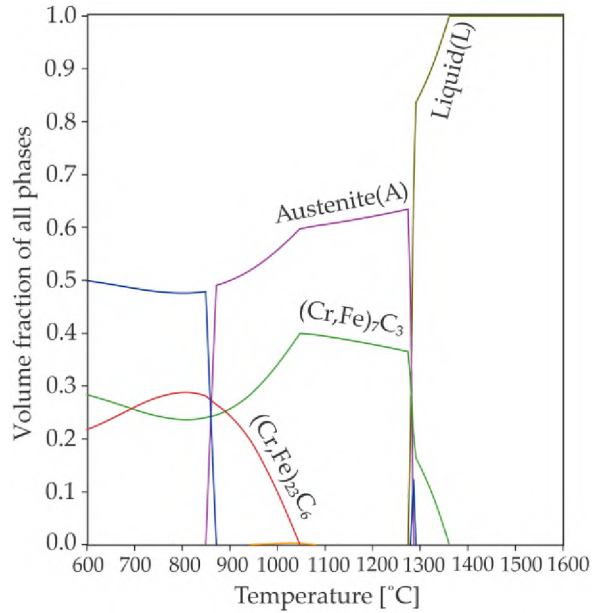


Загальний вигляд установки для випробовування за умов абразивного зношування

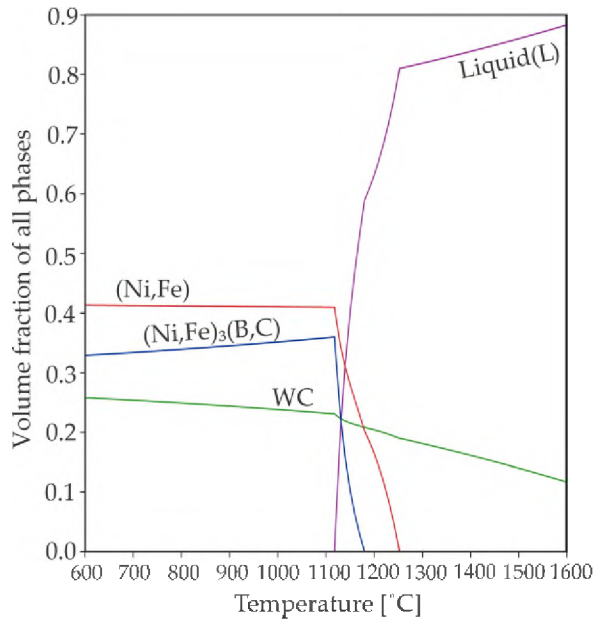
Результати теоретичних досліджень



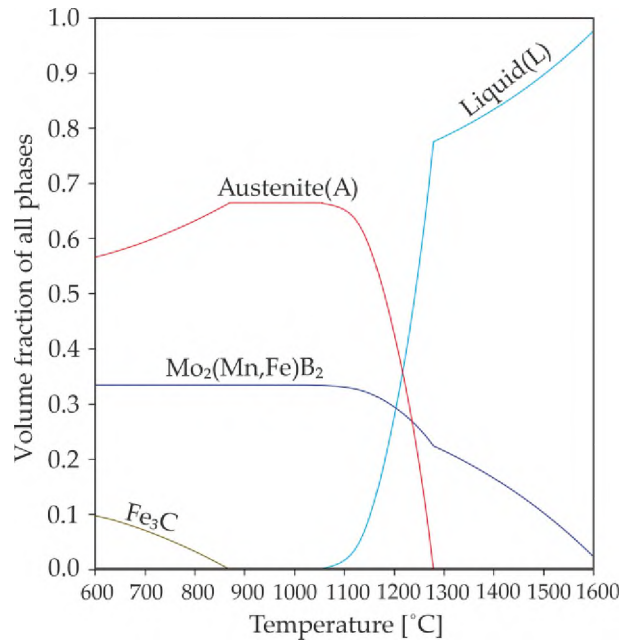
(a)



(б)



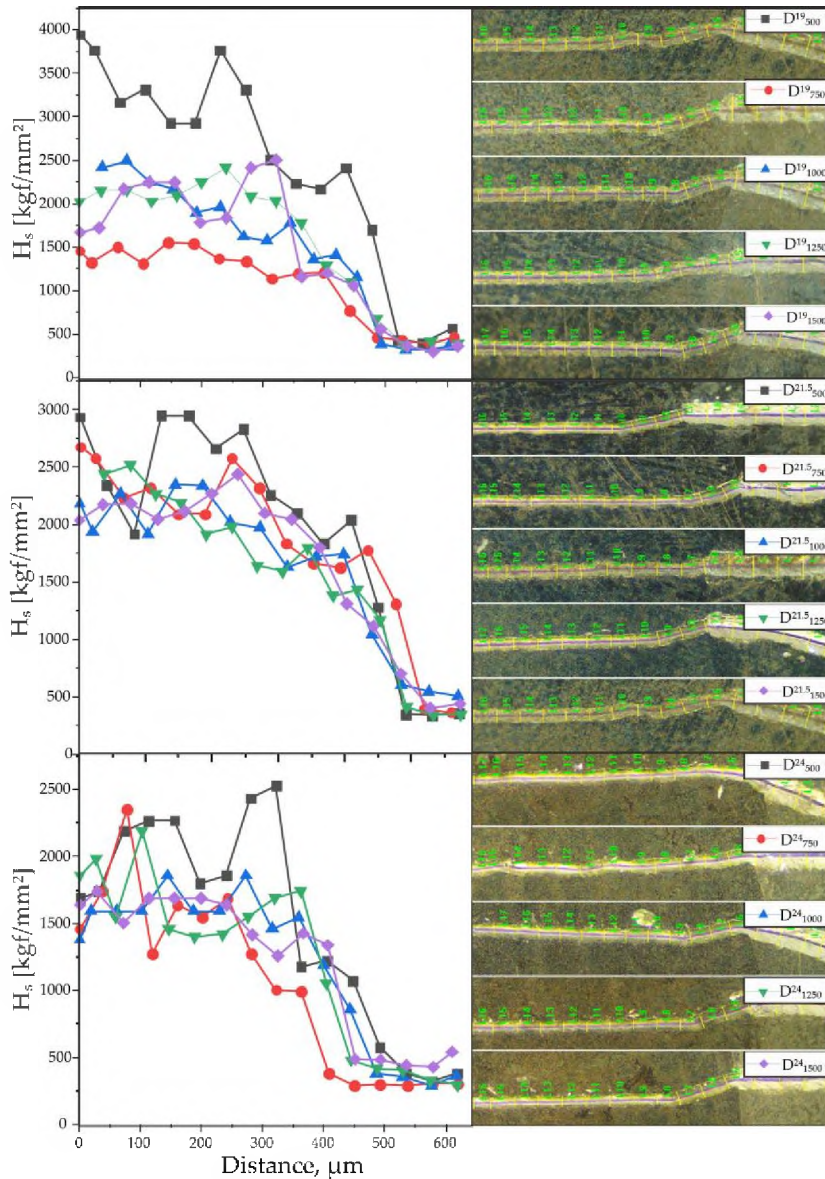
(в)



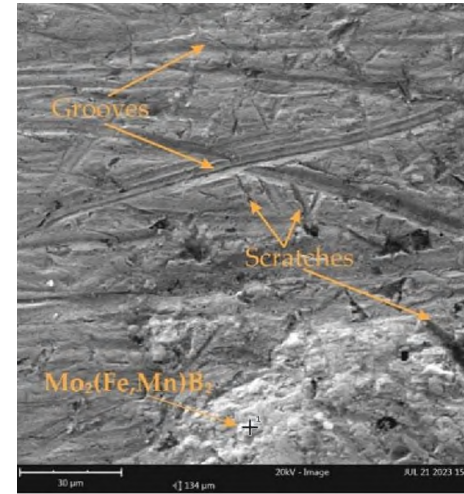
(г)

Крокові діаграми систем
«наплавлений
сплав – основа (С45)»
: (а) Сплав А; (б) Сплав В;
(в) Сплав С; (г) Сплав D.

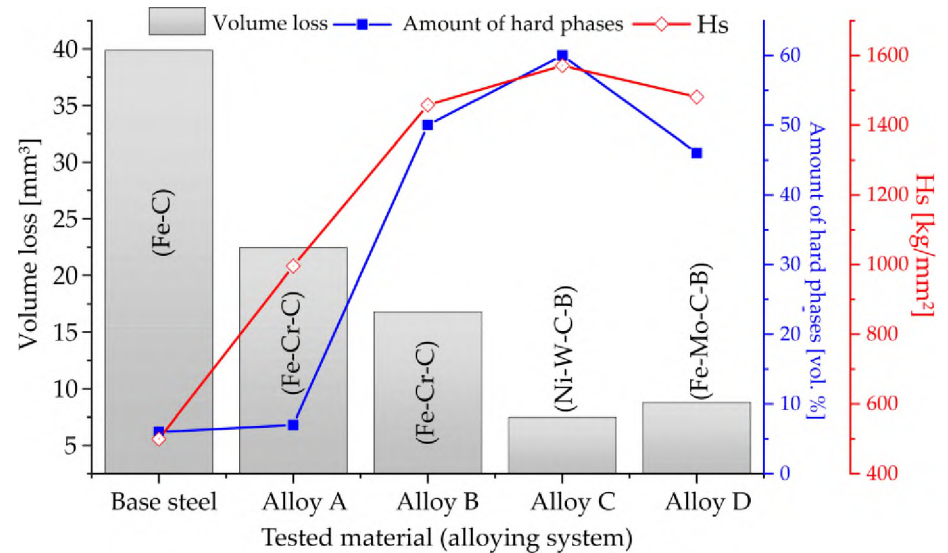
Результати експериментальних досліджень



Результати склерометричних досліджень (сплав D)

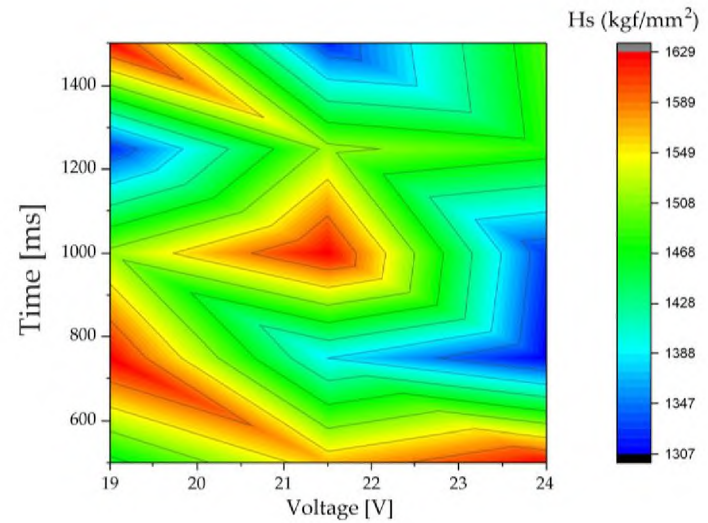
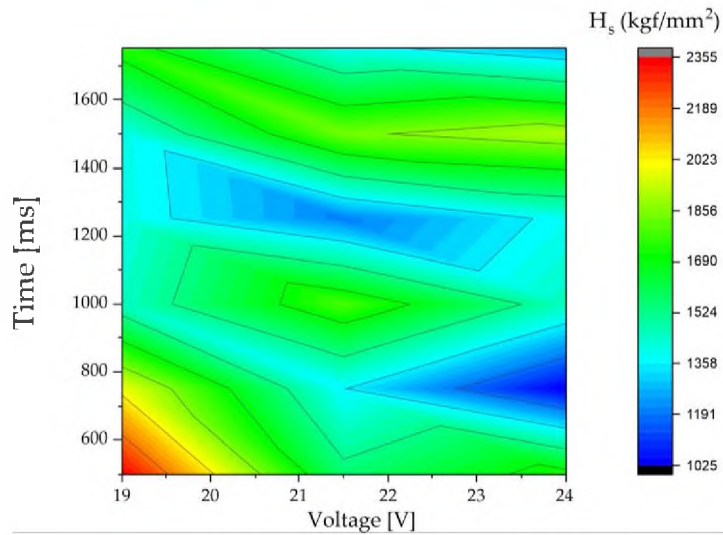
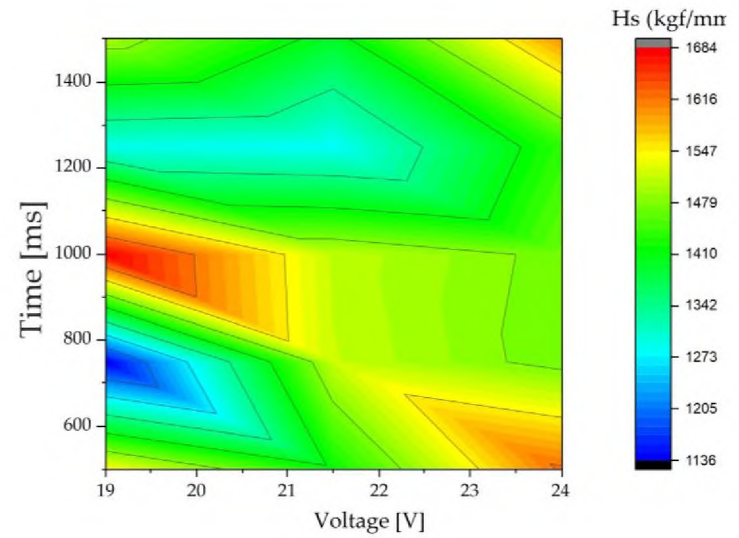
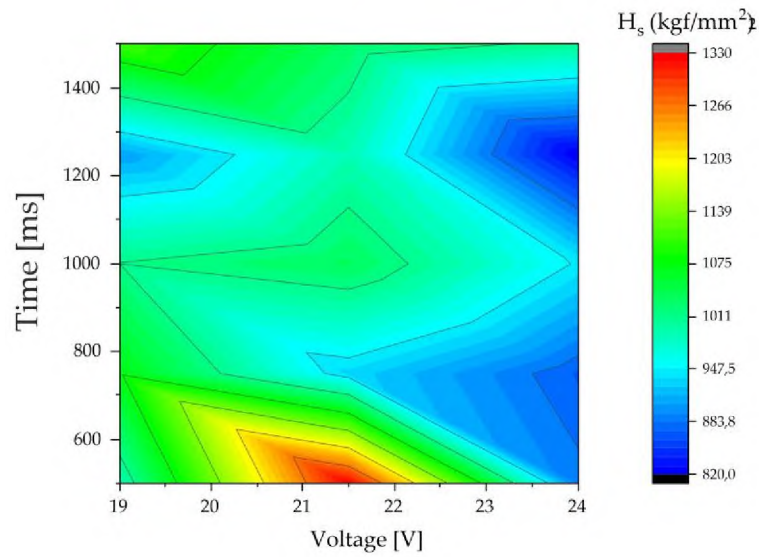


Морфологія поверхні після наплавлення (сплав D)



Порівняльна діаграма зносотривкості (сплав D)

Оптимізація режимів наплавлення



ВИСНОВКИ

У магістерській роботі вирішено актуальне науково-технічне завдання щодо розробки та дослідження високоефективних наплавочних матеріалів і технологій їх нанесення для підвищення довговічності деталей машин, що працюють в умовах інтенсивного абразивного впливу. На основі проведених теоретичних та експериментальних досліджень сформульовано наступні висновки:

Шляхом термодинамічного моделювання за методом CALPHAD із використанням бази даних TCFe12 встановлено закономірності формування фазового складу в системах легування Fe-Ni-Cr-W-V-C та Fe-Mn-Mo-V-C. Виявлено, що об'ємна частка зміцнюючих фаз (карбідів M_7C_3 , $M_{23}C_6$, боридів $Mo_2(Fe, Mn)B_2$ та часток WC) у наплавлених шарах варіюється від 7 до 60, що дозволяє програмувати механічні властивості покриттів на етапі проектування хімічного складу шихти.

Розроблено та виготовлено експериментальні порошкові електроди (FCAW) із оболонкою з низьковуглецевої сталі 08кп (ДСТУ EN 10139:2018) та коефіцієнтом заповнення 30 %. Використання дрібнодисперсних порошоків Ti, Mo та Mn розміром 1 μm –5 μm дозволило інтенсифікувати процеси розчинення-осадження у зварювальній ванні, забезпечуючи високий ступінь легування та гомогенність структури наплавленого шару.

Реалізовано прецизійну технологію наплавлення на базі автоматизованого комплексу із програмним керуванням. Впровадження алгоритму *Look-ahead* забезпечило стабільність швидкості переміщення пальника (1000 mm/min) та сталість тепловкладення, що дозволило мінімізувати коефіцієнт перемішування з основою до рівня 15 % та уникнути деградації тугоплавких фаз.