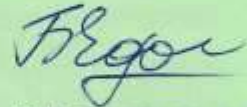


Міністерство освіти і науки України  
Запорізький національний технічний університет

ЄФРЕМЕНКО БОГДАН ВАСИЛЬОВИЧ



УДК 621.791.92.042

**СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В НАПЛАВЛЕНИХ Fe-Cr-Ni-C СПЛАВАХ,  
ПРИЗНАЧЕНИХ ДЛЯ ВИКОРИСТАННЯ В УМОВАХ  
ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЗНОШУВАННЯ**

05.02.01 - Матеріалознавство

Автореферат дисертації на здобуття наукового ступеня  
кандидата технічних наук

Запоріжжя – 2018

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана у ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет» (ДВНЗ «ПДТУ») Міністерства освіти і науки України (МОН України), м. Маріуполь.

**Науковий керівник:**

доктор технічних наук, професор Макуров Сергій Леонідович, ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет» МОН України, м. Маріуполь, завідувач кафедри теорії металургійних процесів та ливарного виробництва.

**Офіційні опоненти:**

доктор технічних наук, професор Тимофєєва Лариса Андріївна, Український державний університет залізничного транспорту МОН України, м. Харків, завідувач кафедри якості, стандартизації, сертифікації та технологій виготовлення матеріалів

кандидат технічних наук, доцент Марченко Станіслав Вікторович, Сумський державний університет МОН України, м. Суми, доцент кафедри прикладного матеріалознавства і технології конструкційних матеріалів

Захист відбудеться «05» лютого 2019 р. о 13<sup>30</sup> годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 17.052.01 Запорізького національного технічного університету (вул. Жуковського, 64, м. Запоріжжя, Запорізька область, 69063).

Із дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Запорізького національного технічного університету за адресою: 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64 та на сайті університету у розділі «Наука» – «Спеціалізована вчена рада».

Автореферат розісланий «21» зрґдкд 2018 р.

**Вчений секретар**  
спеціалізованої вченої ради Д 17.052.01  
доктор технічних наук, професор



О. А. Міт'яєв

## ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

**Актуальність теми.** Різні деталі та агрегати гірничо-збагачувального та аглодоменного виробництва (конуса засипних апаратів, тарелі клапанів доменних печей, конвеєри агломашин, тощо) працюють в умовах абразивного або абразивно-ерозійного зношування за підвищених температур, тому при виготовленні їх поверхню зміцнюють електродуговим наплавленням зносостійкими сплавами. Найбільш вживаними серед них є сплави У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, які отримують при використанні порошкових стрічок ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, відповідно. Високий вміст хрому й нікелю в сплавах значно здорожує процес наплавлення, а тому їх використання може бути економічно виправданим лише за умови максимальної довговічності покриттів. Однак до сьогодні існує ряд невирішених наукових питань, які не дозволяють прогнозувати поведінку сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ та забезпечувати при експлуатації їх максимальну зносостійкість. Зокрема, це стосується характеру структуроутворення в покриттях за різних технологій наплавлення та взаємозв'язку мікроструктури з експлуатаційними властивостями наплавленого металу при підвищеній температурі. До цього часу невивчені можливості підвищення зносостійкості шляхом використання магнітного поля при наплавленні та додатковій постнаплавній термічній обробці. Залишаються невизначеними умови експлуатації, в яких вказані матеріали можуть мати обмежене використання. Таким чином, тема дисертаційної роботи є актуальною для підприємств гірничо-металургійної та машинобудівної галузей промисловості.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Дисертація виконана згідно з тематикою науково-дослідницьких робіт ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет» та є складовою НДР «Теоретичні та технологічні основи процесів наплавлення та зварювання» (№ держреєстрації 0117U007330), а також держбюджетної НДР «Отримання імпульсно-плазмових композиційних покриттів із підвищеними експлуатаційними властивостями на основі високолегованих сплавів на Fe-C-основі» (№ держреєстрації 0116U005479). У перелічених роботах здобувач брав безпосередню участь як виконавець.

**Мета і завдання дослідження.** *Мета роботи* – підвищення експлуатаційної довговічності захисних Fe-Cr-Ni-C покриттів, отриманих електродуговим наплавленням із використанням порошкових стрічок ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 в умовах високотемпературного зношування.

Відповідно до поставленої мети були окреслені такі наукові та практичні завдання, які необхідно було вирішити в даній роботі:

- визначити характер структуроутворення в сплавах У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ у термодинамічно рівноважних умовах та в нерівноважних умовах кристалізації при електродуговому наплавленні;
- установити особливості розподілу мікроструктури, фазового хімічного складу та мікротвердості фазових складових за висотою покриття, отриманого в один-два шари з перекриттям валиків;
- дослідити вплив магнітного поля на формування структури та зносостійкість покриття;
- визначити рівень стійкості до високотемпературного окиснення та рівень

гарячої твердості наплавлення; встановити взаємозв'язок між мікроструктурою та зносостійкістю наплавленого металу в умовах ерозійного зношування при підвищеній температурі;

- дослідити можливість підвищення гарячої міцності наплавлення шляхом додаткової термічної обробки.

**Об'єкт досліджень** – процеси формування структурно-фазового стану в високолегованих зносостійких сплавах, що отримані електродуговим наплавленням.

**Предмет досліджень** – структура та трибологічні властивості сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ при високотемпературному зношуванні.

**Методи досліджень.** У роботі використані оптична та сканувальна електронна мікроскопія, 3D-профілометрія, енергодисперсійна спектроскопія, рентгеноструктурний аналіз, вимірювання мікротвердості; випробування на високотемпературне окиснення, абразивне та високотемпературне абразивно-ерозійне зношування; методи математичної статистики та планування повного факторного експерименту.

### **Наукова новизна отриманих результатів.**

1. Визначено характер зміни міжфазного розподілу хімічних елементів за висотою наплавлених одно- й двошарових покриттів зі сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ. Показано, що із віддаленням від зони сплавлення з основою зростає неоднорідність у міжфазовому розподілі елементів, яка супроводжується різким збагаченням карбідів та відповідним збідненням аустенітної матриці по хрому, при цьому в сплаві 500Х40Н40С2РЦ формуються карбіди змінного хімічного складу (від 25 до 78 % Cr) із підвищеним (від 2 до 17 %) вмістом нікелю.

2. Уперше встановлено факт кристалізації графіту пластинчастої та компактної морфології в сплаві 500Х40Н40С2РЦ при наплавленні у два шари з 50%-м перекриттям валиків. Виявлено протікання графітизації первинних карбідів  $M_7C_3$  у цьому сплаві при температурі вище за 1000 °С унаслідок неоднорідного розподілу хрому й нікелю в об'ємі карбіду.

3. Показано, що накладання поздовжнього магнітного поля індукцією в 28 мТл при наплавленні сплаву У30Х25Н3С3 забезпечує подрібнення структурних складових та вирівнювання вмісту вуглецю, кремнію й хрому в металевій матриці, що запобігає утворенню перліту в покритті та підвищує його абразивну зносостійкість.

4. Показано, що перехід від евтектичної структури (у наплавленому сплаві У30Х25Н3С3) до заевтектичної структури зі стовпчастими первинними карбідами довжиною до 300 мкм (у наплавленому сплаві 500Х40Н40С2РЦ) призводить до зміни механізму деградації поверхні при високотемпературному абразивно-ерозійному зношуванні з багатоциклового до малоциклового з інтенсивним розтріскуванням та викришуванням карбідної фази, що різко знижує зносостійкість покриття.

5. Уперше зафіксовано протікання в наплавлених сплавах У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ твердофазної реакції виділення вторинних нанорозмірних карбідів із аустеніту, яка відбувається при 850...950 °С та забезпечує підвищення гарячої (500...650 °С) твердості сплавів через дисперсійне зміцнення матричних ділянок структури.

### **Практична цінність отриманих результатів.**

1. Сформульовано рекомендації щодо використання сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, що наплавлені, відповідно, порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, в умовах високотемпературного зношування.

2. Розроблено режими постнаплавної термічної обробки, що забезпечують підвищення гарячої твердості сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ при 500...650 °С на 21...28 %.

3. Запропоновано суміщену технологію поверхневого зміцнення прокатної арматури, що поєднує наплавлення порошковою стрічкою ПЛ АН-101 і постнаплавну термічну обробку. Використання технології забезпечило підвищення стійкості провідок кулепрокатного стану СПШ-80 в умовах ПАТ «МК «Азовсталь» (м. Маріуполь) у 2,45 рази, що дозволяє за рахунок зменшення простою обладнання збільшити обсяг виробництва молоткових куль діаметром у 40 мм на 120 т у місяць та додатково отримувати щомісячно 125 тис. грн. Технологія рекомендована до впровадження на ПАТ «МК «Азовсталь».

4. Отримані теоретичні та практичні результати впроваджені в навчальний процес у ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет».

**Особистий внесок здобувача.** Усі положення та результати, які виносяться на захист, сформульовано й отримано автором самостійно. Автору належить: постановка та обґрунтування мети, планування та проведення досліджень, аналіз результатів експериментів. Постановка завдань і обговорення результатів досліджень виконані спільно з науковим керівником і співавторами статей. Особистий внесок автора в роботах, опублікованих у співавторстві: [1] – аналіз термодинамічних характеристик фазових складових, підготовка рукопису; [2], [3], [11], [13] – мікрорентгеноспектральні дослідження, аналіз результатів, підготовка рукопису; [4], [6]...[10] – дослідження мікроструктури, аналіз та опис результатів, підготовка рукопису; [5], [14], [15] – ерозійні випробування, дослідження мікроструктури, підготовка рукопису; [12] – аналіз результатів моделювання; [16] – запропоновано та обґрунтовано використання постнаплавної термічної обробки; [17] – аналіз літературних даних.

**Апробація результатів дисертації.** Наукові положення і результати дисертаційної роботи доповідалися й обговорювалися на: IV-й міжнародній науково-технічній конференції «Зварювання та споріднені технології: перспективи розвитку» (м. Краматорськ: ДДМА, 2016 р.); VI-й та VII-й Міжнародній науковій конференції «Матеріали для роботи в екстремальних умовах» (м. Київ: НТТУ «КПШ», 2016р., 2017 р.); Міжнародній науково-технічній конференції «Університетська наука» (м. Маріуполь, ДВНЗ «ПДТУ», 2016 р., 2017 р.); VI-й Міжнародній науково-технічній конференції «Перспективні технології, матеріали і обладнання у ливарному виробництві» (м. Краматорськ: ДДМА, 2017 р.); X-й Міжнародній науковій конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» (м. Київ: НТТУ «КПШ», 2017 р., 2018 р.); 77-й Міжнародній науково-практичній конференції «Проблеми і перспективи розвитку залізничного транспорту» (м. Дніпро, ДНУЗТ, 2017 р.); V-й Міжнародній

науковій інтернет-конференції «Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій» (Вінниця: ВНТУ, 2017 р.).

**Публікації.** Основні результати і положення дисертації опубліковані в 17 наукових працях, включаючи 9 публікацій у фахових виданнях, з яких 1 публікація у журналі, що індексується в НБД Scopus, та 5 публікацій у журналах, що індексуються в НБД Index Copernicus, 8 тез доповідей на науково-технічних конференціях.

**Структура і обсяг роботи.** Дисертація складається зі вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел, додатків. Загальний обсяг становить 233 сторінок, у тому числі 144 сторінок основного тексту, 18 таблиць, 92 рисунків, список використаних джерел із 189 найменувань на 19 сторінках, 4 додатка на 6 сторінках.

## ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

**У вступі** обґрунтовано актуальність теми, викладені мета роботи, завдання й методи досліджень, сформульовані наукова новизна та практичне значення отриманих результатів, особистий внесок здобувача, наведено дані щодо апробації та публікації основних результатів роботи.

**У першому розділі** виконано аналіз відомих публікацій та обґрунтовано напрям досліджень. Аналіз літератури показує, що Cr-Ni наплавні матеріали ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 використовуються протягом тривалого часу для нанесення покриттів на деталі, що працюють в умовах абразивного й ерозійного зношування за наявності підвищених температур. Застосуванню порошкових стрічок ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 для наплавлення зносостійких покриттів присвячені роботи В. Чигарьова, Ю. Юзвенка, А. Жудра, А. Ворончука, В. Малінова та інших. Формування мікроструктури та властивості Fe-Cr-Ni-C наплавлених покриттів досліджено R. Choteborsky, M. Brozek, Z. Wang, G. Cios, K. Yamamoto тощо. Втім, деякі питання структуроутворення в покриттях, наплавлених зазначеними порошковими стрічками, залишаються недослідженими, що не дозволяє досягати максимальної зносостійкості покриттів. До таких питань належать: закономірності формування структури покриття в умовах підвищеної швидкості охолодження при кристалізації наплавленого металу; особливості структуроутворення в зонах перекриття валиків та в зонах сплавлення шарів при одно- та двошаровому наплавленні покриттів; вплив магнітного поля, застосованого при наплавленні, на структуру, міжфазний розподіл елементів та зносостійкість отриманого покриття; можливість підвищення експлуатаційних властивостей покриття застосуванням постнаплавної термічної обробки; особливості механізму деградації поверхні покриттів при високотемпературному абразивно-ерозійному зношуванні, тощо. Оскільки дисертаційна робота присвячена вирішенню вказаних питань, її тема є актуальною. На підставі аналізу наукових джерел сформульовані завдання роботи та визначено напрями досліджень.

**У другому розділі** описані матеріали й методика досліджень. У роботі використані сплави У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, отримані наплавленням порошковими стрічками ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111 (табл. 1). Наплавлення здійснювали на сталь 09Г2С товщиною 30 мм електродуговим способом на механізованому автоматі АД-1004 (джерело живлення ВДУ-1200) за таких



параметрів: струм дуги –  $700 \pm 50$  А, напруга –  $32 \pm 2$  В, виліт – 50 мм, швидкість наплавлення – 32 м/год., швидкість подачі – 41 м/год., охолодження - повітря. Наплавлення в магнітному полі здійснювали за допомогою водоохолоджуваного соленода (200 витків, площа перетину дроту –  $9 \text{ мм}^2$ ) зі струмом силою в 10 А і частотою в 50 Гц. Індукцію магнітного поля заміряли теслометром 43205. Термообробку проводили в електропечі СНОЛ в атмосфері повітря з захистом поверхні від окиснення відпрацьованим карбюризатором.

Таблиця 1. - Хімічний склад металу, наплавленого стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111

Стрічка (сплав)	Вміст, мас. %:						
	C	Cr	Ni	Si	Mn	B	Zr
ПЛ АН-101 (У30Х25Н3С3)	2,3...3,1	22...28	1,3...3,6	2,5...5,0	0,5...2,5	-	-
ПЛ АН-111 (500Х40Н40С2РЦ)	4,4...6,0	32...46	32...46	1,5...3,5	до 1,5	0,1...0,5	0,2...1,0

Мікроструктуру досліджували за допомогою оптичних мікроскопів Neophot-21 Carl Zeiss, Eclipse M200 Nikon та електронних сканувальних мікроскопів JEOL JSM-6510 і Carl Zeiss Ultra 55. Фазовий хімічний аналіз виконували методом енергодисперсійної спектроскопії (EDS) за допомогою детектора JED-2300 JEOL. Фазовий склад сплавів досліджували рентгеноструктурним методом на дифрактометрі Pro IV Rigaku у  $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні. Топологію поверхні зношених зразків досліджували за допомогою лазерного мікроскопу Optelics L3-SMZ Lasertec Corporation. Твердість (при кімнатній та підвищених температурах) вимірювали за методом Роквелла, мікротвердість визначали на мікротвердомірі FM-300 Future-Tech Corp. Випробування на абразивне зношування проводили за схемою «Three-body-abrasion» (абразив –  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ). Випробування на високотемпературну ерозію виконували в потоці корундового абразиву за температури 500 та 800 °С, кут атаки – 30 градусів.

У третьому розділі на основі термодинамічного моделювання за допомогою комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» було побудовано діаграми стану, за допомогою яких досліджено структуроутворення в сплавах У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ у рівноважних умовах. Було встановлено (рис. 1,а), що в сплаві У30Х25Н3С3 кристалізація починається за 1355 °С з виділення первинних карбідів  $\text{M}_7\text{C}_3$ , після чого йде евтектичне перетворення з формуванням евтектики «аустеніт+ $\text{M}_7\text{C}_3$ ». Коли температура нижча за евтектичну, з аустеніту виділяються вторинні карбіди  $\text{M}_7\text{C}_3$ , а за температур нижчих ніж 830 °С аустеніт перетворюється на ферит. Коли температура нижча за 600 °С, структура в сплаві У30Х25Н3С3 складається з первинних (20 мол.%) та евтектичних карбідів  $\text{M}_7\text{C}_3$ , а також аустенітно-феритної матриці. Загальна об'ємна частка карбідів становить 41 мол.%, у матриці переважає ферит (54 мол.%) (рис. 2,а).

Сплав 500Х40Н40С2РЦ також відноситься до заевтектичних сплавів (рис.1,б). Його кристалізація починається за 1485 °С виділенням первинних карбідів  $\text{M}_7\text{C}_3$  (максимально 48 мол.%). У інтервалі 1285...1263 °С залишок рідини кристалізується за евтектичною реакцією «L→Аустеніт + $\text{M}_7\text{C}_3$ »; після її завершення сплав складається з 62,5 мол.% карбідів  $\text{M}_7\text{C}_3$  і 37,5 мол.% аустеніту. За температури

нижче 1081 °C у сплаві з'являється карбід  $M_3C_2$  із ромбічною граткою просторової групи *Rhmt*. У сплаві відбуваються карбідні перетворення: спочатку в інтервалі 1081...690 °C протікає реакція « $M_7C_3 \rightarrow$  Аустеніт +  $M_3C_2$ ». Унаслідок цього кількість карбиду  $M_7C_3$  зменшується до 25 мол.%, а кількість аустеніту і ромбічного карбиду  $M_3C_2$  зростає до 45 мол.% і 30 мол.%, відповідно. Потім в інтервалі температур 690...500 °C має місце зворотне перетворення «Аустеніт +  $M_3C_2 \rightarrow M_7C_3$ ». Воно призводить до збільшення частки карбиду  $M_7C_3$  до 29,5 мол.% із відповідним зменшенням частки аустеніту до 44 мол.% і карбиду  $M_3C_2$  – до 26,5 мол.% (рис. 2,б).

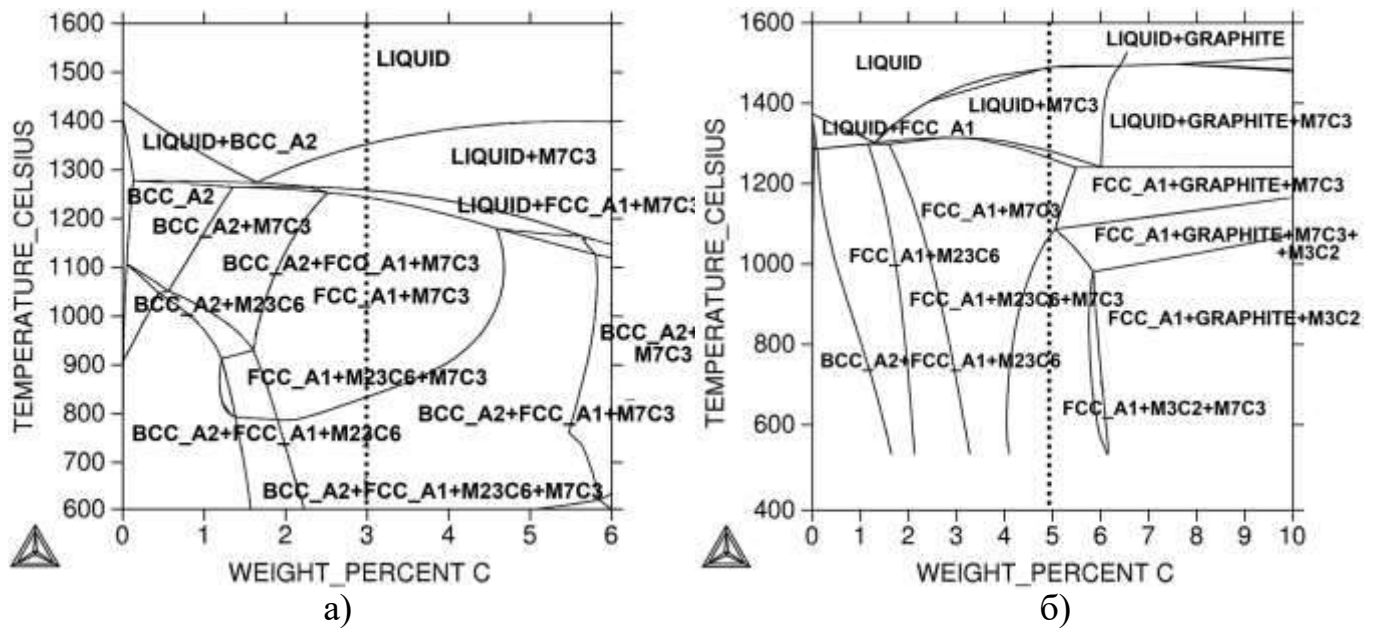


Рисунок 1 – Діаграма стану Fe – 25 % Cr – 3 % Ni – 3 % Si – 2 % Mn – C (а) і Fe – 40 % Cr – 40 % Ni – 2 % Si – 1 % Mn – C (б) («Thermo-Calc Software»). Пунктиром на рисунках позначено склад сплавів У30Х25Н3С3 (а) і 500Х40Н40С2РЦ (б).

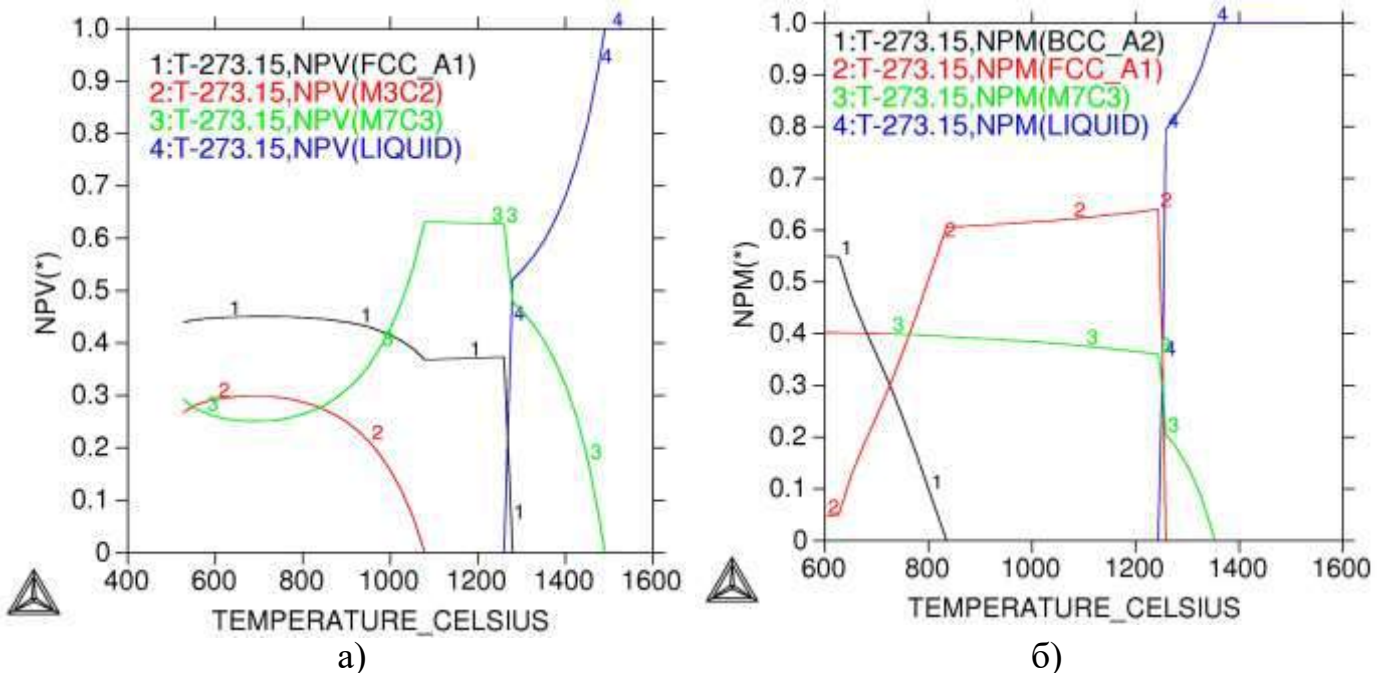


Рисунок 2 – Зміна фазового складу (у молярних частках) сплаву У30Х25Н3С3 (а) та сплаву 500Х40Н40С2РЦ (б) в залежності від температури («Thermo-Calc Software»).



Зазначені фазово-структурні стани сплавів досягаються в умовах термодинамічної рівноваги. Однак наплавлення відноситься до нерівноважних процесів. У цьому випадку структуроутворення в сплавах буде визначатися швидкістю кристалізації й охолодження покриття. Для визначення цих параметрів провели комп'ютерне моделювання (програма «ProCAST») кристалізації валика зі сплаву 500X40H40C2PЦ, наплавленого на сталеву (09Г2С) основу. За результатами моделювання встановили, що в початковий момент часу швидкість кристалізації варіюється пошарово від 27,8 до 6,6 К/с (рис. 3). В інтервалі евтектичного перетворення вона знижується до 3...4 К/с у зв'язку з виділенням теплоти перетворення, потім зростає до 5,9 К/с з поступовим зменшенням до повного охолодження.

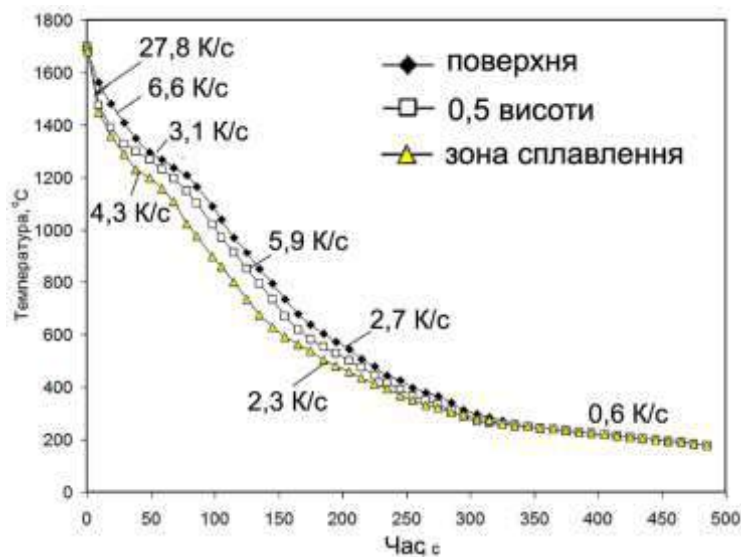
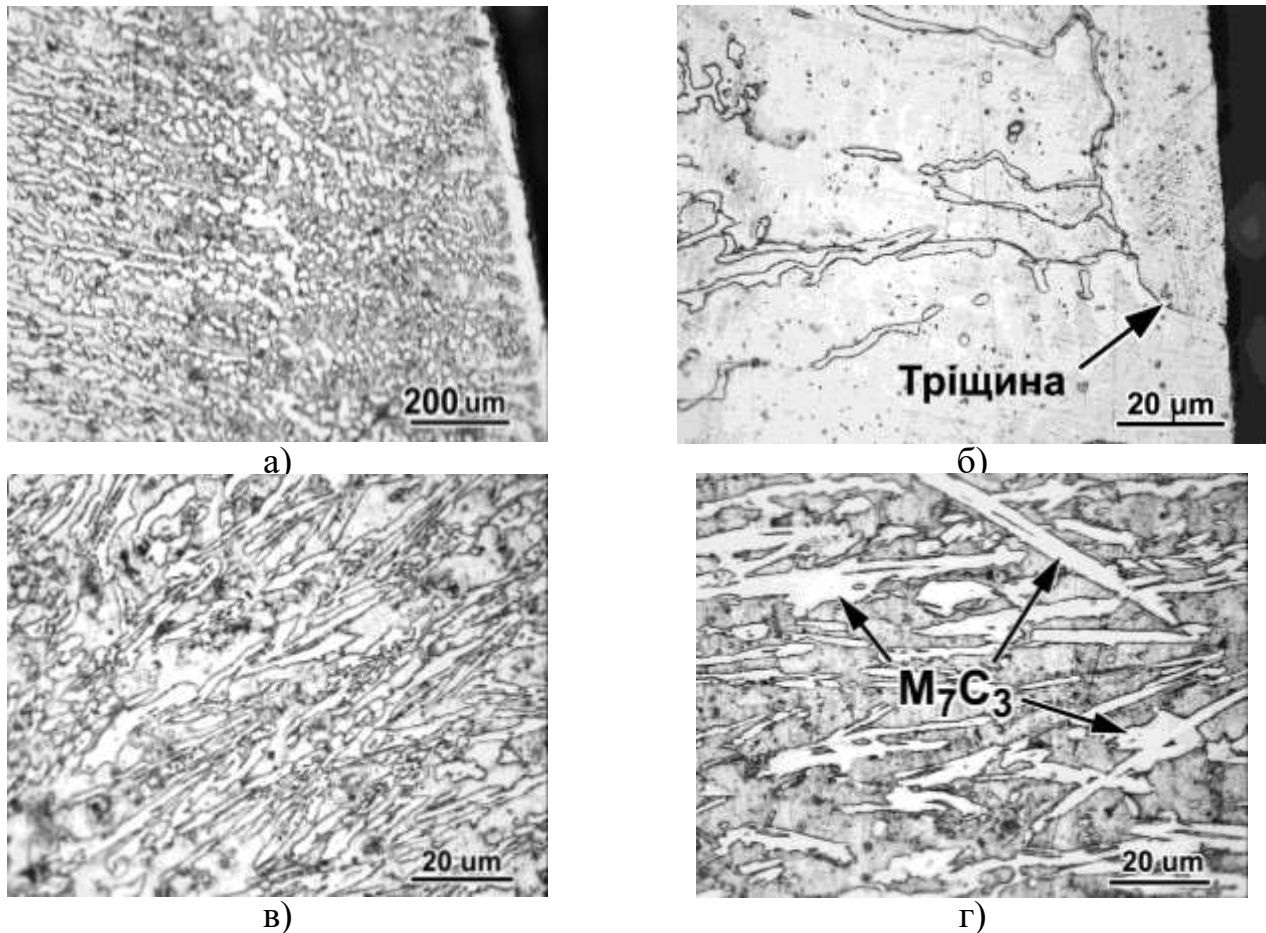


Рисунок 3 – Криві охолодження валика на різному видаленні від поверхні (показано значення швидкості охолодження).

Результати моделювання порівняли з реальною мікроструктурою сплавів, що отримані наплавленням порошковими стрічками ПЛ АН-101 і АН-111 в один валик. На рис. 4 представлено розподіл мікроструктури за перерізом валика зі сплаву 500X40H40C2PЦ. Уздовж границі сплавлення з основою в результаті перемішування з матеріалом основи утворився безкарбідний шар аустеніту товщиною до 20 мкм (див. рис.4,а,б), який переходить у доевтектичну структуру з поступовим наростанням об'ємної частки евтектики. На половині висоти валика сплав має евтектичну структуру (31 %  $M_7C_3$ ) (див. рис.4,в). З наближенням до поверхні валика в структурі з'являються первинні карбіди  $M_7C_3$ , що містять 57...58 % Cr, 28...29 % Fe і 2,5...3,0 % Ni (див. рис.4,г). Металева матриця збіднена на хром, але збагачена на нікель і залізо. Таким чином, у нижньому й середньому шарах валика мікроструктура значно відрізняється від термодинамічно рівноважного стану; лише в верхній частині покриття мікроструктура якісно відповідає діаграмі стану (див. рис. 1,б) за значно меншої кількості первинних карбідів. Це може бути пов'язано як із ефектом «розбавлення» з боку сталеві основи (до половини висоти валика), так і високою швидкістю кристалізації, яка гальмує формування карбідів (у верхній частині валика).

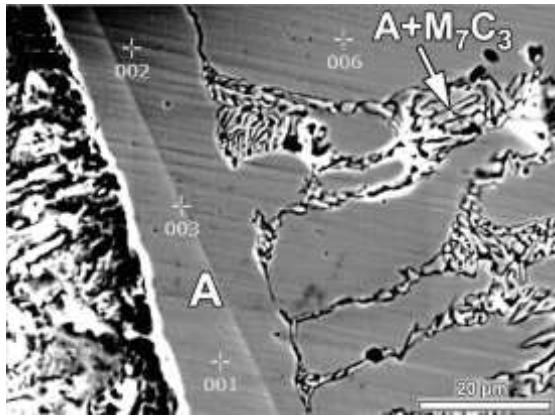
Аналогічні результати було отримано при наплавленні сплаву У30Х25Н3С3

(рис. 5). Вивчення структури наплавлення «Сормайт» показало, що, як і в попередньому випадку, уздовж границі сплаву розташовується безкарбідний аустеніто-мартенситний шар мікротвердістю в 475...490 НV (див. рис. 5, а). У більш високих шарах сплав має доевтектичну структуру, що складається з аустеніту та евтектики на базі карбіду  $M_7C_3$  (див. рис. 5, б). За всією висотою валика в багатьох евтектичних колоніях замість аустеніту присутній дисперсний перліт (див. рис. 5, в), що стало наслідком локального збагачення матриці кремнієм і вуглецем при її збідненні за хромом (див. рис. 5, г).

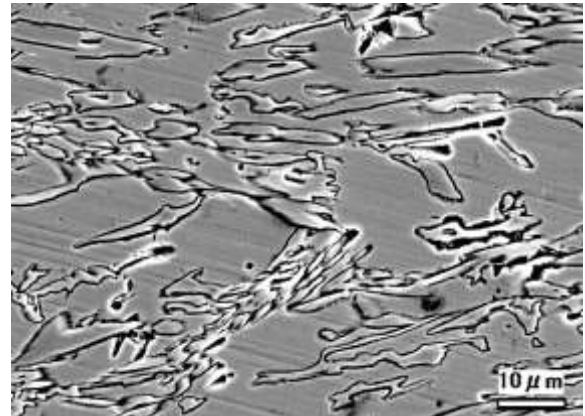


а, б - зона сплавлення; в - половина висоти валика; г - верхня частина валика  
Рисунок 4 – Мікроструктура сплаву 500X40H40C2PЦ (наплавлення в один валик).

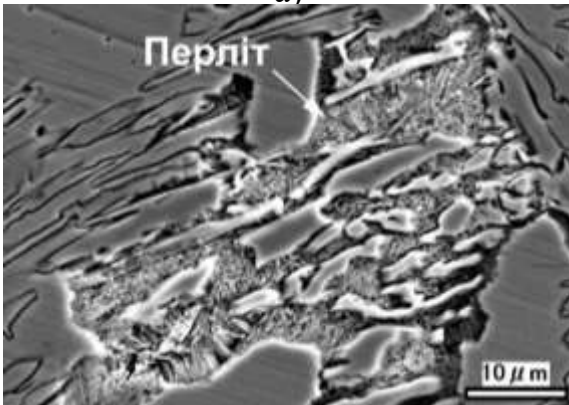
При вивченні структури сплаву У30Х25Н3С3 дослідили вплив магнітного поля (МП) на структуру покриття. Для цього виконали наплавлення в поздовжньому МП з індукцією в 28 мТл, яке генерувалось із частотою в 50 Гц. Порівняння розподілу мікроструктури за перерізом валиків показало, що накладення МП викликало ряд змін у мікроструктурі. Перш за все, зросла об'ємна частка евтектики й структура стала евтектичною, підвищилася щільність розташування карбідних волокон в евтектиці, у 3...5 разів зменшився їх поперечний переріз. Сама евтектика набула вигляду віялоподібних скупчень карбідних волокон товщиною в 0,3...0,6 мкм (рис. 6,а). Відбулося різке зниження частки перліту в структурі від 35 до 15 %, при цьому перліт виявлявся лише у верхньому шарі покриття.



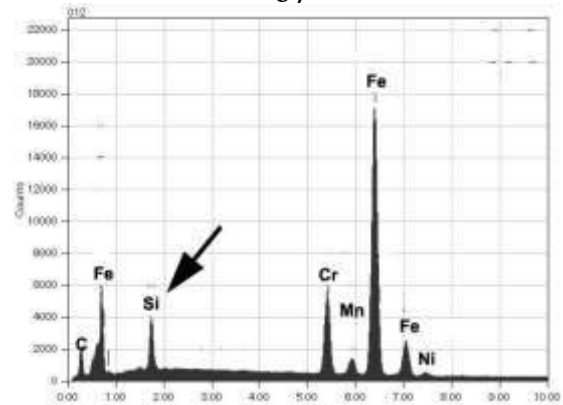
а)



б)

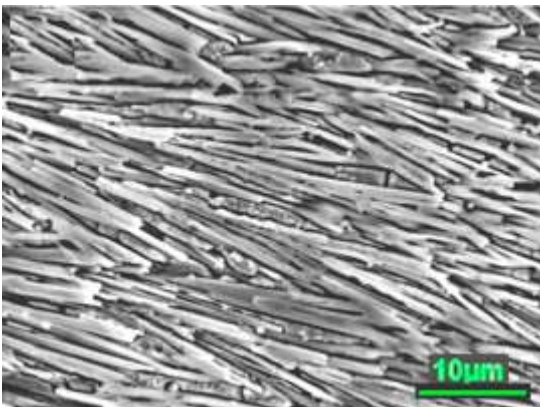


в)

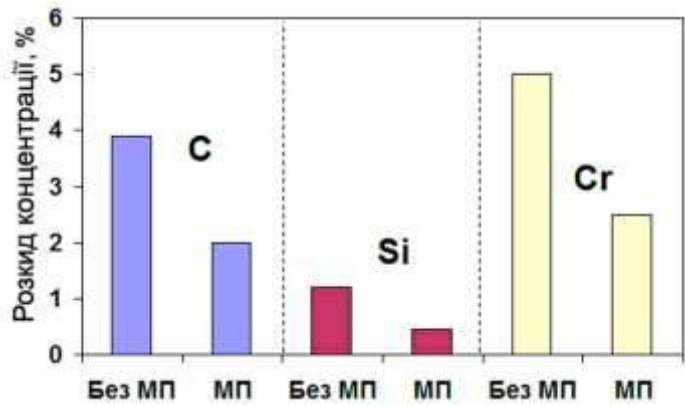


г)

а - границя з основою, б - половина висоти валика; в - EDS-спектр із ділянки перліту  
Рисунок 5 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3.



а)

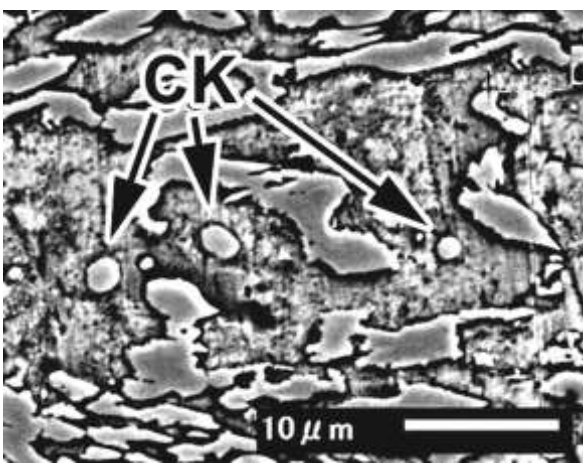


б)

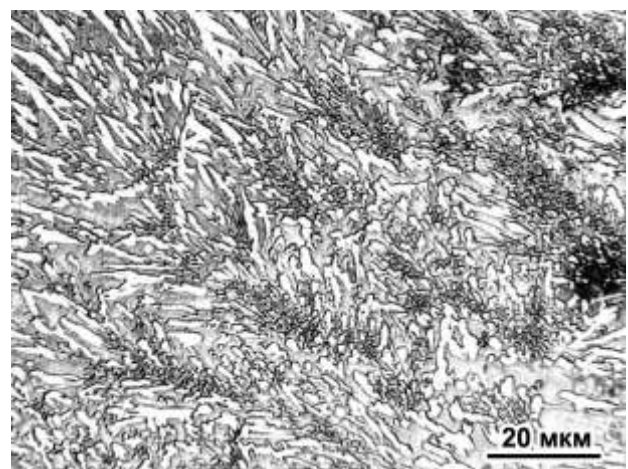
Рисунок 6 – Евтектика в сплаві У30Х25Н3С3 після наплавлення в магнітному полі (а), зменшення розкиду середніх значень концентрації С, Cr, Si між аустенітними й перлітними ділянками внаслідок наплавлення в магнітному полі (МП) (б)

Зазначені зміни є наслідком електромагнітного перемішування зварювальної ванни під дією змінного МП, що підвищило однорідність металу, знизивши в 2 рази розкид середніх значень концентрації С, Cr та Si у різних ділянках сплаву (див. рис.6,б). Запобігання утворенню ділянок, збагачених кремнієм і збіднених хромом, підвищило стійкість аустеніту до евтектоїдного перетворення й різко знизило кількість перліту. Зміни структури під впливом МП привели до зростання абразивної зносостійкості покриття на 20 %.

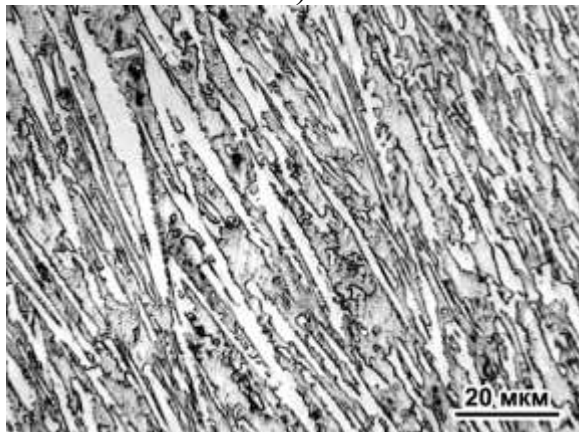
**Розділ 4** присвячений вивченню особливостей структуроутворення при наплавленні з перекриттям валиків. Наведені вище дані показали, що для обох сплавів реальний розподіл структури за перерізом валика відрізняється від термодинамічно рівноважного. Ступінь нерівноважності структури залежить від умов кристалізації наплавленого металу. Для дослідження використовували зразки сплаву 500X40H40C2РЦ з наплавленням з 50 %-м перекриттям валиків. Було встановлено, що перекриття сприяє формуванню мікроструктури, відмінної від нанесення окремого валика. Так, під ділянкою перекриття в структурі виявлено зону термічного впливу, в якій, поряд із евтектикою «Аустеніт+М<sub>7</sub>С<sub>3</sub>», зафіксовано сфероїдальні карбіди діаметром від 0,2 до 3,0 мкм, що виділилися внаслідок твердофазної реакції (рис. 7,а); ці карбіди збагачені на хром (25,5±1,1 %) і збагачені на нікель (5,2±0,3%).



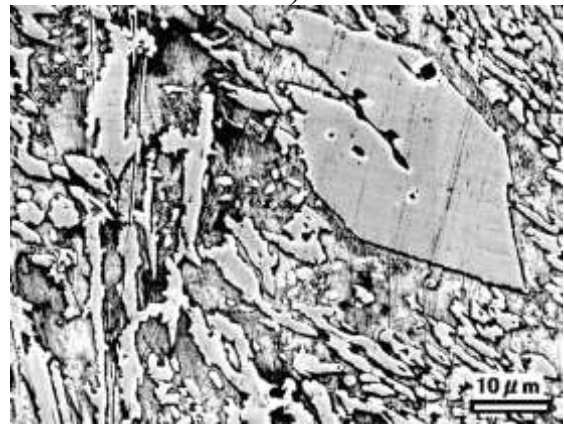
а)



б)



в)



г)

а - сфероїдальні карбіди, б - зона щільної евтектики, в - зона стовпчастих карбідів, г – зона масивних первинних карбідів М<sub>7</sub>С<sub>3</sub>

Рисунок 7 - Мікроструктура сплаву 500X40H40C2РЦ в зоні перекриття валиків.

У самій зоні перекриття структура має шарувату будову з чергуванням зон щільної карбідної евтектики (450...520 НV) (див. рис.7,б) і стовпчастих карбідів (див. рис. 7,в). У цій зоні вміст хрому і нікелю в карбідах становить 33,8±1,3 % і 17,6±1,0 %, відповідно, а в матриці – 9,2±0,7 і 25,3±1,9 %, відповідно. Над зоною перекриття залягають масивні первинні карбіди М<sub>7</sub>С<sub>3</sub> (1200...1510 НV), оточені карбідною



евтектикою (див. рис. 7,г). Вміст хрому в карбідах становить  $52,1 \pm 2,9$  %, нікелю –  $3,0 \pm 0,2$  %. Збагачення карбідів хромом призвело до збіднення матриці хромом до  $5,9 \pm 0,4$  %. Таким чином, структура сплаву 500X40H40C2PЦ у зоні перекриття валиків наближена до термодинамічно стабільного стану.

Ще більше наближення було отримано при нанесенні покриттів у два шари (рис.8). Заевтектична структура твердістю 750...900 НV утворилась у більшій частині другого шару, при цьому первинні карбіди збільшились в розмірах (до 300 мкм у довжину і 30 мкм у товщину), а евтектика стала виродженою з малою кількістю включень (рис. 9,а). Вміст хрому в первинних карбідах зріс до 76...77 %, а в матриці зменшився до 3...5 %. Крім того, у структурі другого шару виявлено вільний вуглець у вигляді пластинчастого й компактного графіту (рис. 9,а...в).

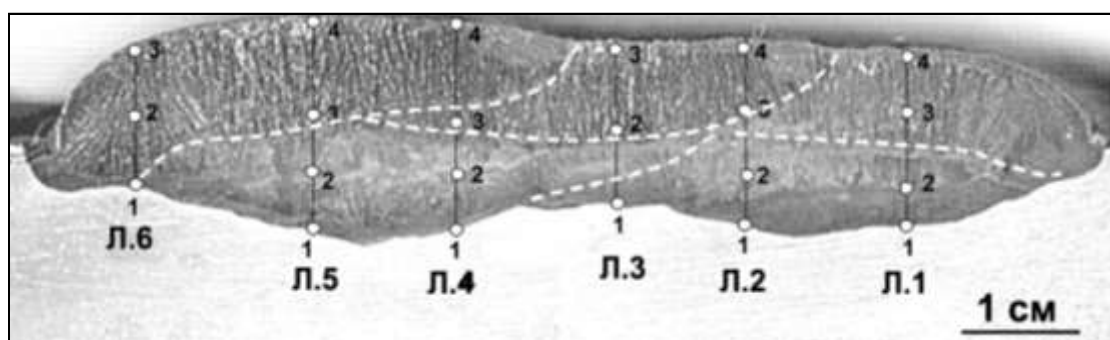
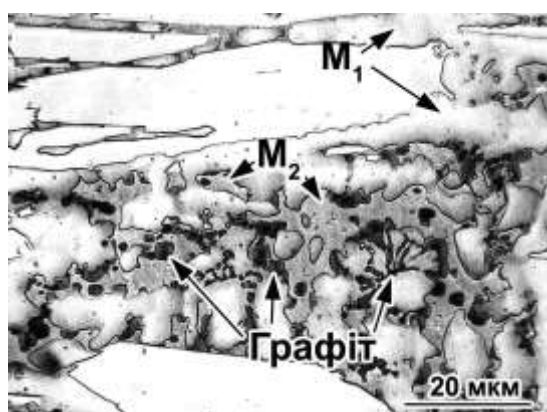
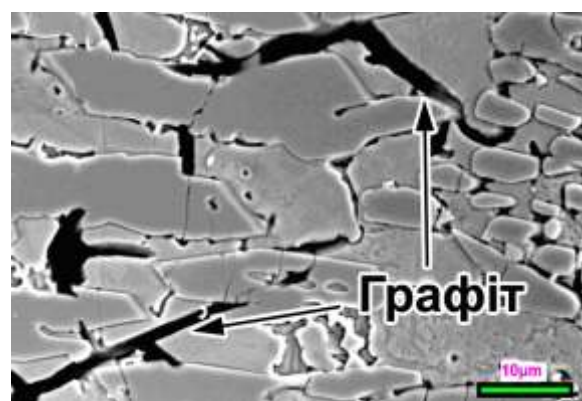


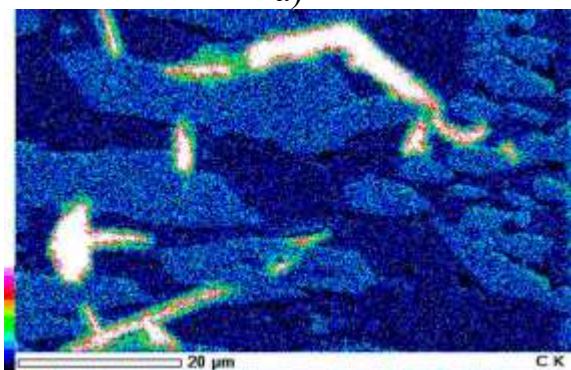
Рисунок 8 – Переріз покриття зі сплаву 500X40H40C2PЦ, що наплавлений із 50%-м перекриттям валиків у два шари.



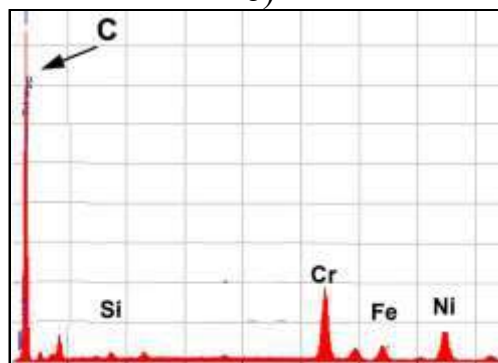
а)



б)



в)



г)

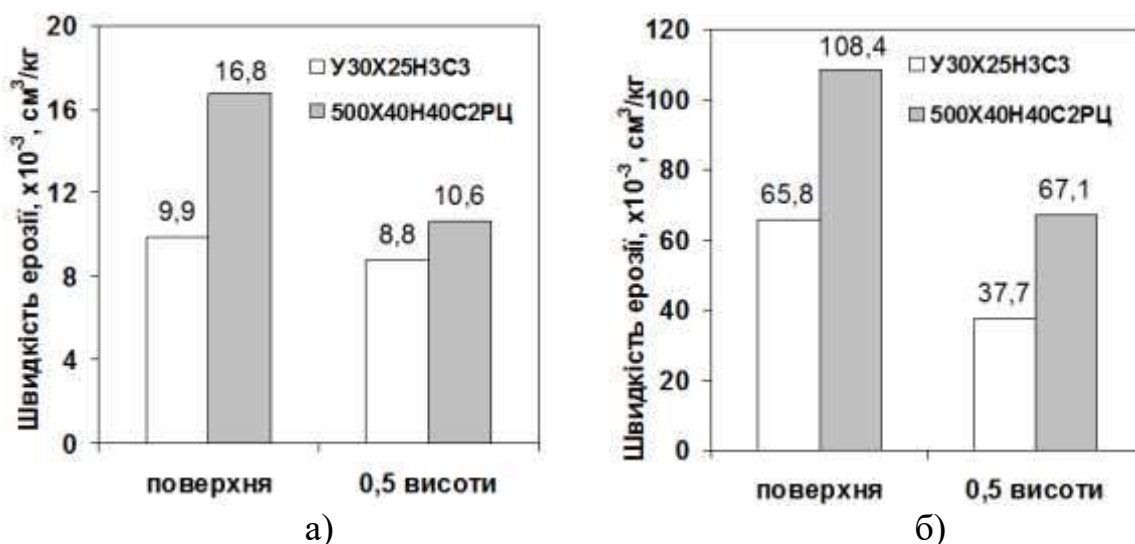
а - компактний графіт та матричні ділянки  $M_1$  і  $M_2$ , б - пластинчастий графіт, в - EDS-«mapping» в рефлексії вуглецю, г - EDS-спектр із графітного включення  
Рисунок 9 - Структура верхнього шару покриття (сплав 500X40H40C2PЦ).



Графітна природа включень підтверджена EDS-дослідженням, яке показало в них високий вміст вуглецю (рис. 9,г). Схильність сплаву 500X40H40C2PЦ до утворення графіту пов'язана з високим вмістом нікелю, про що свідчать і критичні значення параметра  $\sum m_i C_L^i$ , що розраховується за хімічним складом у відповідності з рівнянням Неймана-Шенка. Також у верхньому шарі двошарового наплавлення сплаву 500X40H40C2PЦ було виявлено гетерогенну будову матричних ділянок, що свідчить про двостадійний характер їх кристалізації. Аустенітні проміжки між карбідами складаються із ділянок двох типів, що розділені чіткою границею (див. рис. 9,а). Ділянки  $M_1$  кристалізувалися першими, у них підвищений вміст феритотвірних елементів (Si, Cr, Fe). Ділянки  $M_2$  збагачені гамма-стабілізаторами (С, Mn і на 8 % - нікелем). Ділянки  $M_2$  кристалізувались за евтектичною реакцією з утворенням суміші збагаченого нікелем аустеніту й компактного графіту.

**П'ятий розділ** присвячений вивченню взаємозв'язку мікроструктури наплавлених сплавів зі стійкістю до високотемпературної ерозії. Були виготовлені зразки розмірами в 20x50x50 мм наплавленням порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 у два шари на сталь 09Г2С. Зразки обробляли таким чином, щоб випробувана поверхня відповідала поверхні покриття або половині його висоти.

Випробування на ерозію проводили в потоці корундового піску з кутом атаки в 30 градусів при 500 °С і 800 °С. Попередньо встановили, що сплав У30Х25Н3С3 має більш високу стійкість до високотемпературної корозії, ніж 500Х40Н40С2РЦ, причому відмінність у стійкості проявляється за температур, вищих ніж 700 °С. Результати випробувань показали, що для обох сплавів зносостійкість зростає із віддаленням від поверхні до середини валика у зв'язку з подрібненням структури. Встановлено, що сплав У30Х25Н3С3 має більш високу ерозійну стійкість, аніж сплав 500Х40Н40С2РЦ: на 20...40 % при 500 °С і 40...45 % при 800 °С (рис. 10).

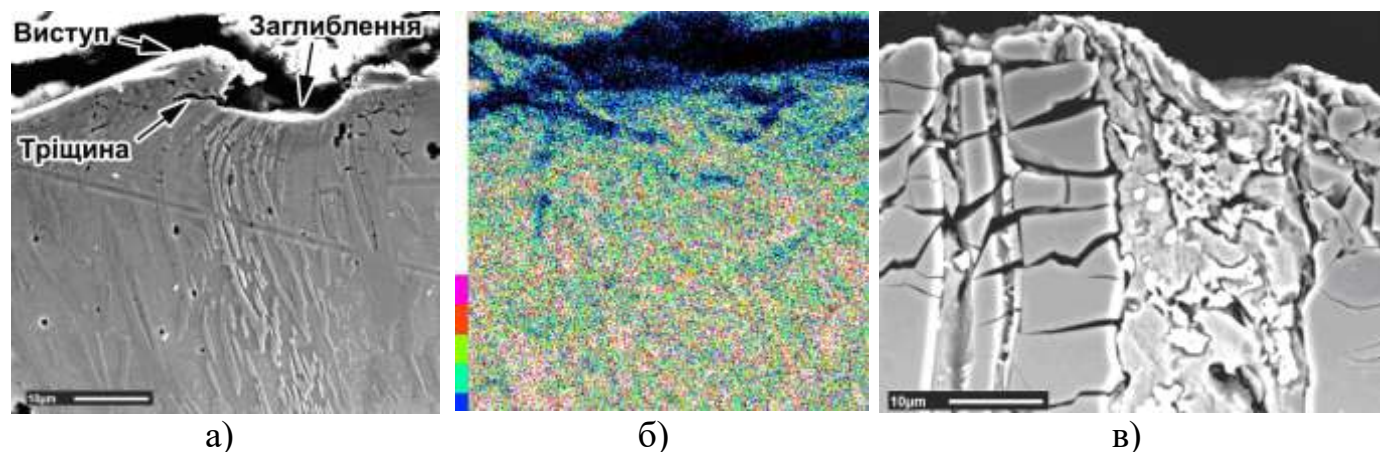


а - випробування при 500 °С, б – випробування при 800 °С

Рисунок 10 - Швидкість абразивної ерозії досліджених сплавів.

Установлено, що сплав У30Х25Н3С3 зношується при 500 °С шляхом багатоциклового інденування з відшаруванням переддеформованих мікрооб'ємів металу (рис.11,а,б). У цьому сплаві евтектичні карбіди повторюють рух матриці в

напрямку деформації, не руйнуючись. На відміну від У30Х25Н3С3, сплав 500Х40Н40С2РЦ зношується за малоцикловим механізмом, що полягає в розтріскуванні і викришуванні первинних карбідів  $M_7C_3$  з подальшим виривом матричних ділянок, чому сприяють графітні включення (рис.11,в). Зростання температури випробувань до 800 °С інтенсифікує деформування поверхні обох сплавів, що викликає утворення дефектного шару з деформованими та зруйнованими карбідами. Зношування в цьому випадку відбувається шляхом залпового відшарування дефектного шару. За наявності первинних карбідів глибина відшарування зростає до 20...30 мкм, сприяючи збільшенню зносу.



а - У30Х25Н3С3, б - EDS-«mapping» в рефлексі кисню (У30Х25Н3С3),  
в - 500Х40Н40С2РЦ

Рисунок 11 – Поверхня сплавів після випробувань на високотемпературну ерозію.

Рентгеноструктурний та EDS-аналіз зношеної поверхні сплавів не виявили наявності щільних окисних плівок, які б могли утворитися в результаті нагрівання при випробуваннях (див. рис. 11,б). Це вказує на те, що за температур до 800 °С високотемпературна корозія не робить істотного внеску в знос досліджених сплавів.

Сформульовано рекомендації щодо сфери використання покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111. У разі високотемпературної (500...800 °С) ерозії за умови різних кутів атаки абразиву більш ефективним є сплав У30Х25Н3С3. Використання більш дорогого сплаву 500Х40Н40С2РЦ може бути доцільним лише за температури не вище ніж 700 °С при ковзанні абразиву вздовж поверхні або за умови кутів атаки, близьких до 90 градусів. У цих випадках механізм руйнування карбідів стає більш сприятливим, і сплав 500Х40Н40С2РЦ може мати перевагу перед У30Х25Н3С3 у зв'язку з більш високою об'ємною часткою карбідів.

Оскільки ерозійному руйнуванню поверхні сплавів передуює пластична деформація матричних ділянок, підвищення гарячої міцності матриці сприятиме зростанню високотемпературної зносостійкості досліджених сплавів. Підвищення теплостійкості може бути забезпечено виділенням вторинних карбідів з матриці при постнаплавній термообробці. Вивчення цієї можливості проводили у відповідності з методикою повного факторного експерименту  $3^2$ . Незалежними чинниками були температура і час витримки. Температуру варіювали від 850 до 1050 °С, витримку – від 3 до 5 год. Після термообробки вимірювали твердість сплавів при 500 і 650 °С (рис. 12).

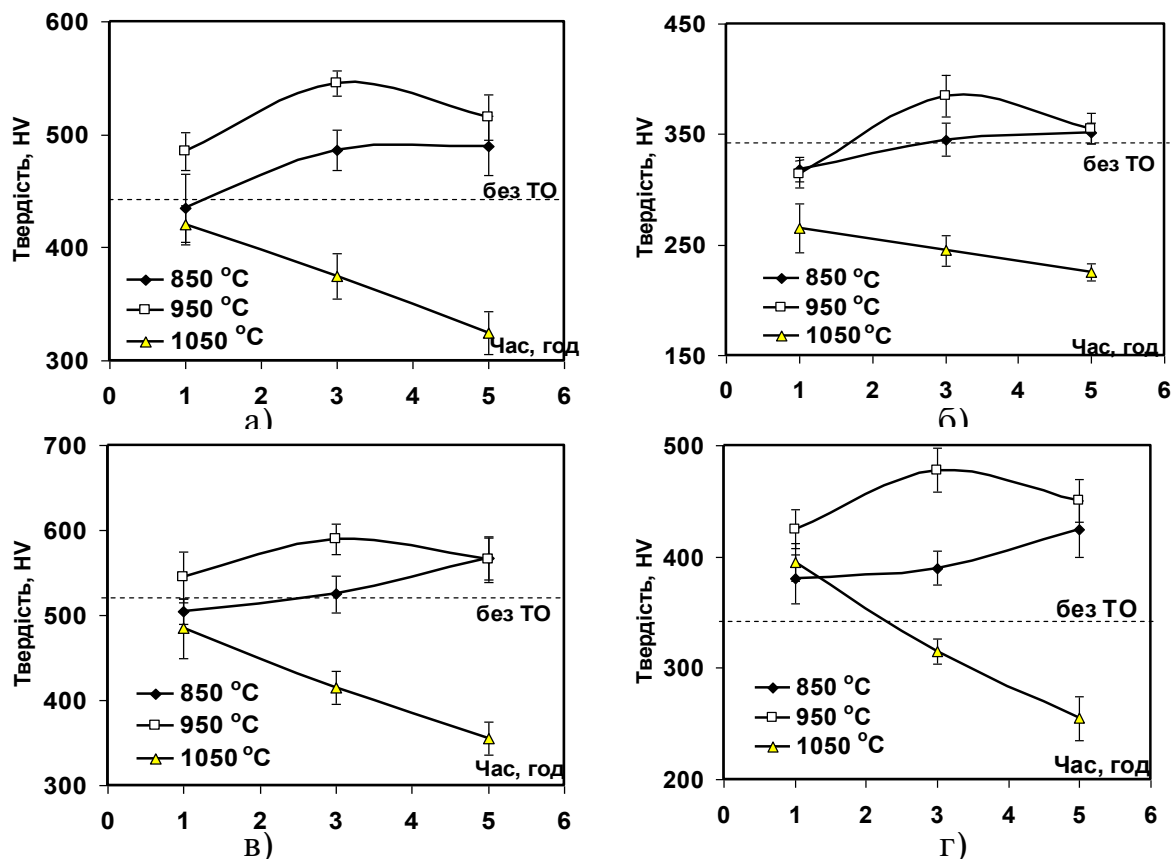


Рисунок 12 – Вплив тривалості витримки при різних температурах на гарячу твердість сплавів У30Х25Н3С3 (а,б) і 500Х40Н40С2РЦ (в,г) при 500 °С (а,в) і 650 °С (б,г).

Було встановлено, що витримка при 850 і 950 °С призводить до зростання гарячої твердості обох сплавів, причому найбільш сильно - при 950 °С. Це пов'язано з дисперсійним зміцненням за рахунок виділення нанорозмірних вторинних карбідів в міжкарбідних ділянках матриці (рис. 13, а,б). За умови тривалих витримок або підвищення температури до 1050 °С твердість знижується в зв'язку із коагуляцією вторинних карбідів або їх зворотним розчиненням в матриці. Найбільш різке зниження гарячої твердості зафіксовано в сплаві 500Х40Н40С2РЦ після витримки при 1050 °С, що пов'язано з графітизацією первинних карбідів (рис. 13,в).

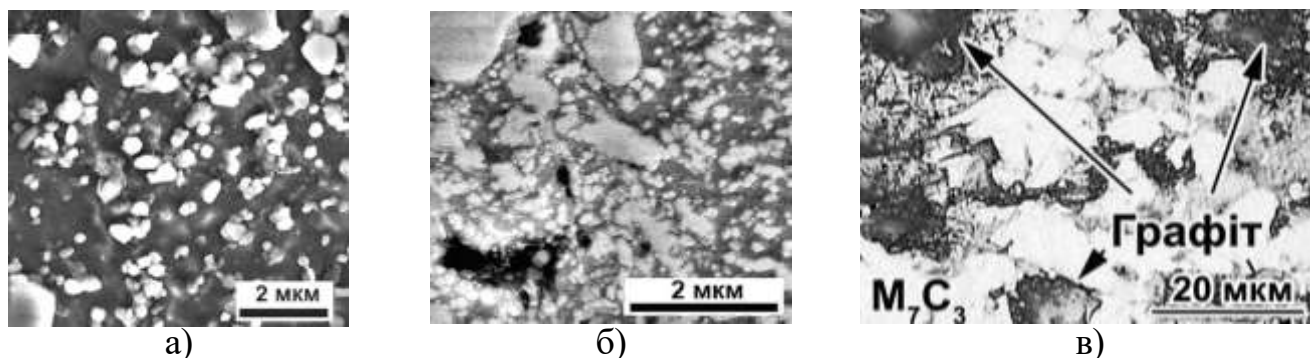
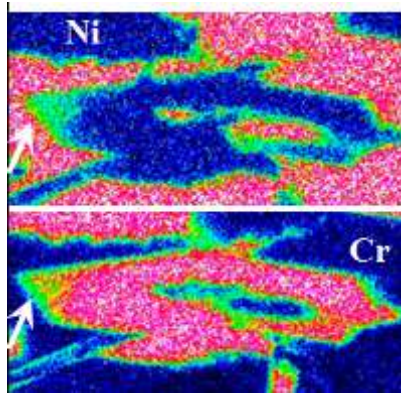


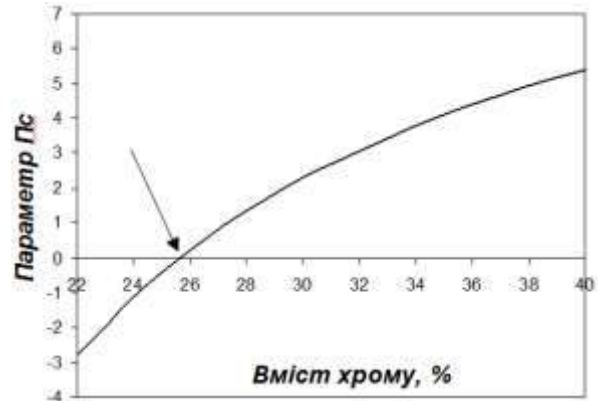
Рисунок 13 – Мікроструктура сплавів У30Х25Н3С3 (а) і 500Х40Н40С2РЦ (б,в) після витримки при 950 °С упродовж 3 год (а, б) та 1050 °С упродовж 5 год (в).

Схильність карбідів у сплаві 500Х40Н40С2РЦ до графітизації оцінили шляхом

розрахунку параметра стабільності ( $P_c$ ), запропонованого в роботах О. Жукова й Г. Сільмана. Для номінального складу сплаву параметр  $P_c$  має позитивний знак, що вказує на неможливість графітизації. Однак EDS-аналізом було встановлено, що периферійні ділянки первинних карбідів збіднені на хром і збагачені на нікель (зелений колір на рис. 14,а). З урахуванням коливань вмісту Cr і Ni параметр  $P_c$  може набувати від'ємних значень (рис. 14,б), тобто в збіднених до 25 % хромом ділянках карбідів при 1050 °С може відбуватися графітизація.



а)



б)

Рисунок 14 – Неоднорідність первинного карбиду  $M_7C_3$  в сплаві 500X40H40C2PЦ за нікелем і хромом (а); зміна параметру  $P_c$  в залежності від складу карбїду (б).

Результати випробувань пройшли математичну обробку відповідно до процедури повного факторного експерименту, що дозволило отримати регресійні моделі впливу температури і часу витримки на гарячу твердість (HV) сплавів (де  $X_1$  – температура (°C),  $X_2$  – тривалість витримки (год)):

- для сплаву У30Х25Н3С3:

$$HV_{500^\circ C} = 545 - 15,0X_1 - 55,50X_2 - 37,51X_1X_2 - 45,0X_1^2 - 114,44X_2^2 + 32,0X_1^2X_2^2 - 25,05X_1X_2^2 + 10,50X_1^2X_2 \quad (1)$$

$$HV_{650^\circ C} = 385 - 50X_1 + 20,5X_2 - 18,25X_1X_2 - 90X_1^2 - 50,5X_2^2 + 45,25X_1^2X_2^2 + 5,25X_1X_2^2 - 22,25X_1^2X_2 \quad (2)$$

- для сплаву 500Х40Н40С2РЦ:

$$HV_{500^\circ C} = 589 - 55X_1 + 10X_2 - 48X_1X_2 - 119X_1^2 - 34X_2^2 + 42X_1^2X_2^2 - 3X_1X_2^2 - 27X_1^2X_2 \quad (3)$$

$$HV_{650^\circ C} = 478 - 37,5X_1 + 12,5X_2 - 46,3X_1X_2 - 125,5X_1^2 - 40,5X_2^2 + 51,8X_1^2X_2^2 - 1,3X_1X_2^2 - 36,3X_1^2X_2 \quad (4)$$

Аналіз поверхонь відгуку цих моделей (рис. 15) дозволив оптимізувати режим термообробки для кожного сплаву. Оптимальна температура витримки коливається в межах 930...970 °С, час витримки - від 3 до 4 годин.

За результатами досліджень було запропоновано поєднати технологію наплавлення сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ із проведенням постнаплавної термічної обробки. Випробування такої технології проводили в умовах кулепрокатного відділення металургійного комбінату «Азовсталь» шляхом зміцнення провідок стану СПШ-80. Проводки працюють в умовах інтенсивного зношування в контактї з нагрітою до 1000 °С кульовою заготовкою, а тому самі розігріваються не менше, ніж до 500 °С. Було запропоновано наплавити робочу поверхню провідок



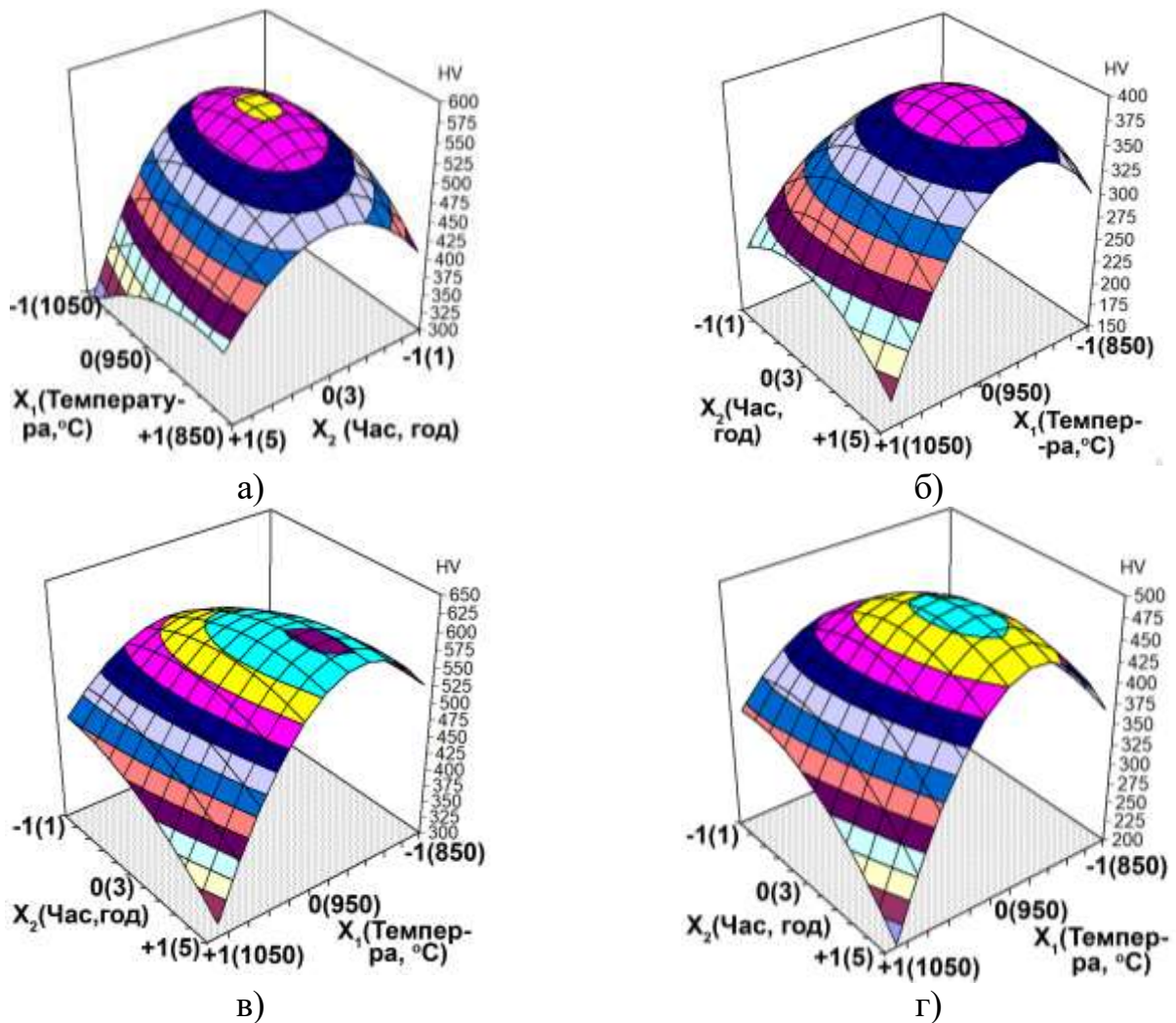


Рисунок 15 – Вплив температури та тривалості витримки на гарячу твердість сплавів У30Х25Н3С3 (а,б) і 500Х40Н40С2РЦ (в,г) при 500 °С (а,в) та 650 °С (б,г).

порошковою стрічкою ПЛ АН-101 з наступною термообробкою за режимом: а) витримка при 950 °С впродовж 3 год з охолодженням на повітрі; б) відпуск при 300 °С (6год). Випробування в умовах прокатування куль діаметром 40 мм показало, що внаслідок такої технології експлуатаційна стійкість провідок зростає у 2,5 рази з відповідним зниженням часу простою стану на заміну зношених провідок. Це еквівалентно підвищенню місячної продуктивності стану на 120 т куль з отриманням додаткового прибутку. Технологію рекомендовано до впровадження у виробництво.

## ВИСНОВКИ

У дисертації наведено теоретичне узагальнення й нове вирішення актуального науково-технічного завдання щодо підвищення експлуатаційної стійкості швидкозношуваних деталей, яке дозволило розробити рекомендації з використання Fe-Cr-Ni-C покриттів, нанесених електродуговим наплавленням порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, та щодо підвищення їх стійкості в умовах високотемпературного абразивного та абразивно-ерозійного зношування при застосуванні на підприємствах гірничо-металургійної галузі промисловості. За результатами роботи зроблені такі висновки.



1. Шляхом комп'ютерного моделювання отримані нові дані щодо формування структури сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ при кристалізації у термодинамічно рівноважних умовах. Установлено, що за температур нижче ніж 700 °С структура сплавів має такі фазові складові: У30Х25Н3С3 – аустеніт, ферит,  $M_7C_3$ ; 500Х40Н40С2РЦ – аустеніт,  $M_7C_3$ ,  $M_3C_2$ . Дослідженням мікроструктури покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, показано, що внаслідок «розведення» з боку основи та завдяки високій швидкості кристалізації, у покриттях формується структура, яка відрізняється від термодинамічно рівноважного стану.

2. Уперше встановлено закономірності зміни мікроструктури та хімічного складу фазових складових за висотою одно- й двошарових покриттів, наплавлених сплавами У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ без перекриття та з 50%-м перекриттям валиків. Показано, що з віддаленням від зони сплавлення з основою структура наближається до термодинамічно рівноважного стану, при цьому зростає неоднорідність у розподілі елементів зі збагаченням карбідів та відповідним збідненням аустенітної матриці за хромом; крім того, у сплаві 500Х40Н40С2РЦ формуються карбіди  $(Cr, Fe, Mn, Ni)_7C_3$  змінного хімічного складу (від 25 до 78 % Cr) з підвищеним (від 2 до 17 %) вмістом нікелю.

3. Уперше виявлена присутність у структурі сплаву 500Х40Н40С2РЦ графіту різної морфології, що пов'язано з нерівномірним розподілом вуглецю та легувальних елементів при кристалізації наплавлення. Установлено, що первинні карбіди  $M_7C_3$  у цьому сплаві схильні до графітизації при 1050 °С унаслідок неоднорідного розподілу хрому й нікелю в об'ємі карбіду.

4. Установлено, що під час наплавлення сплаву У30Х25Н3С3 у магнітному полі індукцією в 28 мТл відбувається подрібнення мікроструктурних складових покриття, зменшення неоднорідності розподілу хімічних елементів у межах валика, гальмування перетворення аустеніту за перлітним механізмом, що, у цілому, позитивно впливає на абразивну зносостійкість покриття.

5. На основі випробувань на високотемпературну абразивну ерозію та вивчення механізму зношування показано, що сплав У30Х25Н3С3 має перевагу на 18...44 % у зносостійкості в порівнянні з більш легованим сплавом 500Х40Н40С2РЦ. Це пов'язано з інтенсивним розтріскуванням масивних первинних карбідів  $M_7C_3$ , що за наявності графітних включень сприяє викришуванню поверхні сплаву 500Х40Н40С2РЦ при зношуванні.

6. Зроблено рекомендації щодо сфери використання зносостійких покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ-111. У разі високотемпературної (500...800 °С) ерозії за умови різних кутів атаки абразиву більш ефективним є застосування сплаву У30Х25Н3С3. Використання сплаву 500Х40Н40С2РЦ може бути доцільним за температур не вище ніж 700 °С при кутах атаки абразиву, близьких до нуля або до 90 градусів.

7. Показано можливість підвищення гарячої твердості сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ шляхом постнаплавної термічної обробки за рахунок виділення з аустеніту дисперсних вторинних карбідів. На основі побудованих регресійних моделей впливу температури й тривалості витримки на гарячу твердість сплавів

(при 500...650 °С) оптимізовані параметри термообробки відносно хімічного складу сплаву та температури його експлуатації .

8. Запропоновано та апробовано в промислових умовах суміщену технологію наплавлення сплавом У30Х25Н3С3 і постнаплавної термічної обробки проводок кулепрокатного стану ПАТ «МК «Азовсталь». Технологія забезпечує підвищення стійкості проводок у 2,45 разу, що дозволяє, за рахунок зменшення простою обладнання, підвищити виробництво молоткових куль діаметром 40 мм на 120 т за місяць, у зв'язку з чим рекомендована до впровадження у виробництво.

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

### Наукові роботи, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Simulation of structure formation in the Fe–C–Cr–Ni–Si surfacing materials / V. Efremenko, A. Belik, Yu. Chabak, H. Halfa // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2018. № 2. С.33-38. **(НБД Scopus)**
2. Влияние межфазного распределения химических элементов на микроструктуру наплавленного сплава Сормайт / А.Г.Белик, Б.В.Ефременко, В.В.Чигарев, К. Шимидзу // *Сварочное производство*. 2018. № 3. С. 3-9.
3. Межфазное распределение элементов при наплавке порошковой лентой с перекрытием валиков / Б.В. Ефременко, А.Г. Белик, В.В. Чигарев, К. Шимидзу // *Сварочное производство*. 2018. № 5. С.13-20.
4. Исследование формирования структуры износостойкого сплава при наплавке порошковой лентой ПЛ-АН-111 / Б.В. Ефременко, А.Г. Белик, Я.А. Чейлях, М. Бахрами Аламдарло // *Автоматическая сварка*. 2017. № 9. С. 17-22.
5. Ефременко Б.В., Белик А.Г. Влияние микроструктуры на абразивно-эрозионную стойкость высокоуглеродистой хромо-никелевой наплавки. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. – Запоріжжя: ЗНТУ. 2017. № 2. С. 18-22. **(НБД Index Copernicus)**
6. Білик О.Г., Ефременко Б.В. Структурні макроаномалії покриття, наплавленої порошковою стрічкою ПЛ АН-111. *Вісник Приазовського державного технічного університету: зб. наук. праць*. Маріуполь: ДВНЗ «ПДТУ». 2017. Вип. 35. С. 50-57. **(НБД Index Copernicus)**
7. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Макуров С.Л. Особенности микроструктуры покрытия, наплавленного порошковой лентой ПЛ АН-111 с 50 %-м перекрытием. *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту: науковий журнал*. Дніпро: ДНУЗТ. 2017. № 2 (68). С. 120-130. **(НБД Index Copernicus)**
8. Ефременко Б.В., Белик А.Г., Макуров С.Л. Влияние магнитного поля на структуру покрытия из Cr-Ni-Si чугуна. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні: науковий журнал*. Запоріжжя: ЗНТУ. 2016. № 1. С. 28-32. **(НБД Index Copernicus)**

### Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

9. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Чигарев В.В. Микроструктура захитного покриття, наплавленої порошковою лентой ПЛ АН-111. *Міжнародна науково-технічна*

- конференція «Університетська наука – 2017»: збірка тез (м. Маріуполь, 18-19 травня 2017 р.). Маріуполь, 2017, Т. I. С. 111-112.
10. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Макуров С.Л. Формирование микроструктуры хромоникелевого покрытия в местах перекрытия валиков при электродуговой наплавке. *77-а Міжнародна науково-практична конференція «Проблеми і перспективи розвитку залізничного транспорту»*: збірка тез (м. Дніпро, 11-12 травня 2017). Дніпро, 2017. С.298-299.
  11. Ефременко Б.В., Макуров С.Л., Белик А.Г. Межфазное распределение химических элементов в Fe-5%С-40%Cr-40%Ni электродуговом покрытии. *Міжнародна науково-технічна конференція «Університетська наука – 2017»*: збірка тез (м. Маріуполь, 18-19 травня 2017р.). Маріуполь, 2017, Т. II. С. 202-204.
  12. Ефременко Б.В., Белик А.Г. Комп'ютерне моделювання процесу структуроутворення у сплаві Fe-5%С-40%Cr-40%Ni. *X-а Міжнародна наукова конференція студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів»*: збірка тез (м. Київ, 20-21 квітня 2017). Київ, 2017. С. 264-266.
  13. Ефременко Б.В., Белик А.Г., Чигарев В.В. Особенности распределения легирующих элементов в высокоуглеродистом хромоникелевом сплаве, полученном электродуговой наплавкой порошковой лентой. *VI-а Міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали і обладнання у ливарному виробництві»*: збірка тез (Краматорськ, 25-28 вересня 2017). Краматорськ, 2017. С. 60.
  14. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Чигарев В.В. Микроструктура и эрозионная стойкость наплавки, полученной порошковой проволокой ПЛ АН-111. *V-а Міжнародна наукова інтернет-конференція «Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій»*: збірка тез (м. Вінниця, 1-2 грудня 2017). Вінниця, 2017. С.8.
  15. Ефременко Б.В., Белик А.Г. Высокотемпературная эрозионная стойкость Cr-Ni-C-Fe наплавки. *VII-а Міжнар. наук. конф. «Матеріали для роботи в екстремальних умовах»*: збірка тез (м. Київ, 30 листопада – 2 грудня 2017). Київ, 2017. С.95.
  16. Белик А.Г., Зайчук Н.П., Ефременко Б.В. Пути увеличения трибокоррозионной стойкости валковой арматуры шаропрокатного стана. *VI-а Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах»*: збірка тез (м. Київ, 1-2 грудня 2016). Київ, 2016. С.201.

**Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:**

17. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Чейлях Я.А. Способы широкослойной наплавки износостойких сплавов. *Вісник Приазовського державного технічного університету: зб. наукових праць*. 2016. Вип. 33. С. 63-68. (НБД Index Copernicus)

## АНОТАЦІЯ

**Єфременко Б.В. Структуроутворення в наплавлених Fe-Cr-Ni-C сплавах, призначених для використання в умовах високотемпературного зношування. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.**

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. – Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя, 2018.

Визначені термодинамічно рівноважний фазово-структурний стан сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, що отримують наплавленням порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, відповідно, та їх структуру, що формується в умовах електродугового наплавлення. Установлено позитивний вплив магнітного поля на мікроструктуру та зносостійкість сплаву У30Х25Н3С3. Уперше виявлено присутність графіту в сплаві 500Х40Н40С2РЦ. Показано, що сплав У30Х25Н3С3 має на 18...44 % більш високу стійкість в порівнянні із 500Х40Н40С2РЦ в умовах ерозійного зношування при 500...800 °С. Зафіксовано виділення вторинних карбідів при 850...950 °С, що підвищує твердість сплавів при 500...650 °С. Запропоновано та апробовано на ПАТ «МК «Азовсталь» суміщену технологію наплавлення сплавом У30Х25Н3С3 із постнапальною термообробкою для зміцнення деталей прокатного виробництва.

**Ключові слова:** наплавлення, Cr-Ni сплави, мікроструктура, твердість, зносостійкість.

## АННОТАЦИЯ

**Ефременко Б.В. Структурообразования в наплавленных Fe-Cr-Ni-C сплавах, предназначенных для использования в условиях высокотемпературного изнашивания. - Квалификационная научная работа на правах рукописи.**

Диссертация на соискание научной степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 - Материаловедение. - Запорожский национальный технический университет, Запорожье, 2018.

В диссертации решена актуальная научно-техническая задача повышения износостойкости Fe-Cr-Ni-C покрытий, получаемых наплавкой порошковыми лентами ПЛ АН-101 и ПЛ АН-111, в условиях высокотемпературного изнашивания. Определено равновесное фазово-структурное состояние сплавов У30Х25Н3С3 и 500Х40Н40С2РЦ, а также исследована их микроструктура, формирующаяся при электродуговой наплавке. Показано, что в условиях наплавки с 50%-м перекрытием валиков в один-два слоя в покрытии возникает карбидная фаза  $(Cr, Fe, Mn, Ni)_7C_3$  с переменным содержанием хрома (от 25 до 78 %) и повышенной (2...17 %) концентрацией никеля. Установлено, что наплавка в продольном магнитном поле с индукцией 28 мТл обеспечивает рост абразивной износостойкости наплавленного сплава У30Х25Н3С3. Это является следствием измельчения эвтектических карбидов и увеличения объемной доли карбидной эвтектики, а также торможения перлитного превращения в результате более равномерного распределения легирующих элементов

в пределах покрытия. Впервые установлено, что сплав 500X40H40C2PЦ содержит в структуре графит пластинчатой и компактной морфологии, а металлическая матрица имеет гетерогенный характер, вызванный двухстадийной кристаллизацией жидкости, в различной степени обогащенной легирующими компонентами. Установлено, что первичные карбиды  $M_7C_3$  в сплаве 500X40H40C2PЦ склонны к графитизации при температуре свыше 1000 °С, что связано с неоднородностью распределения хрома и никеля в периферийных участках карбидов. Выявлены основные механизмы разрушения поверхности покрытий при высокотемпературном (500...800 °С) эрозионном изнашивании; установлено, что сплав У30Х25Н3С3 на 18...44 % более износостоек по сравнению с 500Х40Н40С2РЦ. Это связано с неблагоприятным характером микроструктуры сплава 500Х40Н40С2РЦ, что приводит к выкрашиванию первичных карбидов хрома и растрескиванием по графитным включениям. Сделаны рекомендации относительно сферы использования износостойких покрытий, наплавленных порошковыми лентами ПЛ АН-101 и ПЛ АН-111. В случае высокотемпературной (500...800 °С) эрозии с различными углами атаки абразивных частиц наиболее эффективно использовать сплав У30Х25Н3С3. Применение сплава 500Х40Н40С2РЦ целесообразно при температурах не выше 700 °С при скольжении абразива либо при углах атаки, близких к 90 градусам. Показано, что выделение вторичных наноразмерных карбидов при 850...950 °С повышает горячую (500...650 °С) твердость сплавов У30Х25Н3С3 и 500Х40Н40С2РЦ за счет дисперсионного упрочнения матрицы. Предложена совмещенная технология наплавки сплавом У30Х25Н3С3 с последующей термообработкой (высокотемпературной выдержкой), обеспечившая 2,45-кратное повышение срока службы проводок шаропрокатного стана СПШ-80 в условиях ПАО «МК «Азовсталь», что эквивалентно росту объема производства мелющих шаров на 120 т в месяц за счет сокращения простоя оборудования.

**Ключевые слова:** наплавка, Cr-Ni сплавы, микроструктура, твердость, износостойкость

## ABSTRACT

**Efremenko B.V. Structure formation in Cr-Ni-Fe-C coatings, intended for use in high-temperature wear. – Qualifying scientific work as the manuscript.**

Thesis on competition of a scientific degree of the candidate of sciences on a specialty 05.02.01 – Materials Science. – Zaporizhzhya National Technical University, Zaporizhzhia, 2018.

The thermodynamically equilibrium phase-structure states of 300Cr25Ni3Si3 and 500Cr40Ni40Si2BZr alloys, arc-weld deposited with powder tapes AN PL-101 and AN PL-111 accordingly, as well as their microstructure formed in nonequilibrium conditions of electric arc surfacing are determined. The positive effect of the magnetic field on the microstructure and abrasive wear resistance of deposited 300Cr25Ni3Si3 alloy is revealed. It was for the first time established the presence of graphite in alloy 500Cr40Ni40Si2BZr. It is found that the alloy 300Cr25Ni3Si3 has 18...44 % higher wear resistance as compared with 500Cr40Ni40Si2BZr in condition of erosive wear at 500...800 °С. The precipitation of secondary carbides at 850...950 °С which increases the hardness at 500...650 °С is



described. The combination of arc-deposition of 300Cr25Ni3Si3 alloy with post-weld heat treatment is proposed and implemented at JSC «Azovstal» for strengthening the rolling equipment.

**Keywords:** arc-weld deposition, Cr-Ni alloys, microstructure, hardness, wear resistance.