

Міністерство освіти і науки України
Державний вищий навчальний заклад «Приазовський державний технічний університет»

Міністерство освіти і науки України
Запорізький національний технічний університет

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

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»

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

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



Б.В. Єфременко

Науковий керівник: Макуров Сергій Леонідович, доктор технічних наук, професор

Примірник за змістом і денним зіншим.
Учений секретар спеціалізованої
вченої ради ДНУОЗТ

Запоріжжя - 2018



О.А. Мітєв

АНОТАЦІЯ

Єфременко Б.В. Структурутворення 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». – ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет»; Запорізький національний технічний університет; Запоріжжя, 2018.

Дисертація присвячена вирішенню актуального науково-технічного завдання щодо визначення закономірностей формування мікроструктури в Cr-Ni-Fe-C сплавах при наплавленні порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 з метою визначення оптимальних мікроструктурного стану і рівня легування та підвищення довговічності покриттів в умовах високотемпературного зношування.

У першому розділі виконаний аналітичний огляд стану питання й обґрунтовано вибір напрямку досліджень. Наплавлення є однією з найбільш вживаних технологій інженерії поверхні. Серед наплавних матеріалів особливе місце посідають Cr-Ni-Fe-C сплави, завдяки їх високій стійкості до зношування та корозійного руйнування поверхні. Аналіз літературних джерел показав, що порошкові стрічки ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 протягом тривалого часу застосовуються для наплавлення металовиробів, які працюють в умовах високотемпературного зношування. При використанні цих матеріалів на поверхні формуються покриття із високолегованих сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ. Використання таких дорогих матеріалів може бути доцільним лише при досягненні максимально високої стійкості покриттів. Утім, до сьогодні залишаються невирішеними ряд питань, пов'язаних із формуванням структурного стану в металі наплавки із вищеназваних сплавів, що не дозволяє прогнозувати їх поведінку при експлуатації та досягти максимальної ефективності їх використання за певних умов зношування.

У другому розділі описано експериментальне обладнання й методику дос-

ліджень. У роботі використані: оптична та сканувальна електронна мікроскопія («Neophot-21» Carl Zeiss, «Eclipse M200» Nikon, «JSM-6510 LV» JEOL), 3D лазерна профілометрія («Optelics HYBRID L3-SMZ» Lasertec Corp.), енергодисперсійна спектроскопія («JED-2300» JEOL), рентгеноструктурний аналіз («Pro IV» Rigaku); вимірювання твердості й мікротвердості («FM-300» Future-Tech); випробування на стійкість до високотемпературної корозії; випробування на абразивне та ерозійне зношування (при підвищених температурах); методи математичної статистики та планування повного факторного експерименту 3^2 .

У **третьому розділі** представлені результати термодинамічного моделювання фазово-структурного стану сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ у рівноважних умовах. На основі побудованих діаграм стану проаналізовано послідовність формування фаз та описано їх характеристики. Установлено, що кристалізація цих сплавів починається із формування первинних карбідів M_7C_3 із подальшою евтектичною реакцією «Рідина $\rightarrow$ Аустеніт + M_7C_3 ». У сплавах можливі твердофазні структурні перетворення, а саме: в У30Х25Н3С3 – перетворення аустеніту на ферит (нижче 830 °С), у 500Х40Н40С2РЦ – карбідні перетворення $M_7C_3 \leftrightarrow M_3C_2$ (нижче ніж 1081 °С). При температурах нижче ніж 700 °С сплави мають наступні фазові складові: У30Х25Н3С3 – аустеніт, ферит, M_7C_3 ; 500Х40Н40С2РЦ - аустеніт, M_7C_3 , M_3C_2 .

З використанням кінцево-елементного моделювання вивчено термкінетичні параметри кристалізації сплаву 500Х40Н40С2РЦ при наплавленні, визначено швидкості охолодження різних шарів покриття. Результати моделювання зіставлені з реальним розподілом мікроструктури в покриттях, отриманих в умовах нерівноважної кристалізації при наплавленні порошковою стрічкою ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111. Зміна швидкості кристалізації по висоті наплавленого покриття призводить до формування в ньому градієнтної структури, що змінюється від аустенітної безкарбідної на границі сплаву з основою (сталь 09Г2С) до заевтектичної у верхній частині валика. Показано, що при кристалізації сплаву 500Х40Н40С2РЦ зі швидкістю в ~ 28 К/с гальмується утворення первинних карбідів M_7C_3 , у результаті чого в наплавленому шарі формується доевтектична або

евтектична структура з об'ємною часткою карбідів до 35 %. При швидкості кристалізації в 6...7 К/с структуроутворення в сплаві 500X40H40C2PЦ відбувається з досягненням термодінамічно стабільного стану, а саме з формуванням первинних карбідів M_7C_3 та аустенітно-карбідної евтектики. Визначено зміну хімічного складу фазово-структурних складових по висоті наплавки; показано, що первинні карбіди M_7C_3 у сплаві 500X40H40C2PЦ містять ~58 % Cr і підвищену кількість нікелю (2,7 %).

Сплав У30Х25Н3С3, наплавлений в один шар порошковою стрічкою ПЛ АН-101, має структуру білого доевтектичного чавуну з аустенітними дендритами та евтектикою «Аустеніт + M_7C_3 ». По мірі віддалення від границі сплавлення з основою металева основа евтектичних колоній стає аустенітно-перлітною. Установлено наявність нерівномірного розподілу хімічних елементів в аустенітних та перлітних ділянках евтектичних колоній, зокрема, суттєве збагачення перлітних ділянок кремнієм (до 3,9 %), який стимулює перлітне перетворення у Fe-Cr-C сплавах.

Показано, що наплавлення в магнітному полі індукцією в 28 мТл позитивно впливає на мікроструктуру наплавки У30Х25Н3С3 внаслідок електромагнітного перемішування рідкого металу, в результаті чого відбувається подрібнення карбідної фази, зменшення розмірів аустенітних дендритів та евтектичних колоній, зміна будови евтектики від «розеткової» до «віялової». Зафіксовано також зростання об'ємної частки карбідної евтектики, унаслідок чого сплав набув евтектичного стану. Паралельно відбувається вирівнювання розподілу хімічних елементів в об'ємі сплаву, що призвело до різкого зменшення об'ємної частки перліту в евтектичних колоніях. Указані зміни мікроструктури під впливом магнітного поля забезпечують зростання абразивної зносостійкості сплаву У30Х25Н3С3 на 20 %.

Четвертий розділ присвячено вивченню особливостей розподілу мікроструктури та фазового хімічного складу за перетином покриттів зі сплаву 500X40H40C2PЦ при наплавленні в один або два шари з 50%-м перекриттям валиків. Установлено, що над зоною сплавлення (перекриття) валиків, а також у

другому шарі наплавки формується грубокристалічна структура заевтектичного чавуну з масивними первинними карбідами M_7C_3 та виродженою евтектикою при сильному збідненні матриці хромом. Під зоною перекриття виявлені збіднені хромом та збагачені нікелем (до 17,5 %) карбіди сфероїдальної форми, що виділилися з твердого розчину в результаті термічного впливу від сплавлення валиків. Над зоною перекриття і в більшій частині валика, наплавленого другим, покриття містить великі первинні карбіди M_7C_3 , що мають знижену мікротвердість. Показано, що при двошаровому наплавленні сплаву 500X40H40C2РЦ у другому шарі поряд із карбідами формуються графітні включення пластинчастої та компактної форми.

Проаналізовано схильність первинних карбідів хрому до графітизації при високотемпературному нагріванні, показано можливість цього процесу внаслідок нерівномірного розподілу елементів у межах карбідів із утворенням периферійних ділянок, збіднених хромом та збагачених нікелем. Встановлено, що матричні ділянки другого шару мають гетерогенний характер, пов'язаний із розширенням рідини за хімічним складом і поетапною кристалізацією. Порції рідини, збагачені нікелем, кристалізуються останніми за реакцією «Рідина $\rightarrow$ Аустеніт + Графіт».

Досліджено мікроструктурні аномалії, що виявляються в зоні сплавлення валиків у вигляді великих «білих» плям із нечіткими границями без карбідів та наявністю тріщин по контуру. Установлено, що поява мікроструктурних аномалій пов'язана з сильним локальним збагаченням кремнієм, що дає підстави розглядати їх як результат розчинення елементів шлакової кірки, що потрапили до зварювальної ванни при наплавленні другого шару.

В п'ятому розділі представлено результати досліджень високотемпературної абразивно-ерозійної стійкості зі сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, наплавлених у два шари. Показано, що для обох сплавів рівень зносостійкості зростає шляхом віддалення від поверхні до середини наплавки, що пов'язано із подрібненням мікроструктурних складових. Установлено, що менш легований сплав У30Х25Н3С3 має перевагу в ерозійній стійкості перед сплавом

500X40H40C2РЦ на 18...41 % при 500 °С і 39...44 % – при 800 °С. Ця перевага пов'язана з більш сприятливим мікроструктурним станом сплаву У30Х25Н3С3, який забезпечує протікання зношування за оптимальним механізмом багатоциклового руйнування. Механізм ерозійного зношування сплаву 500Х40Н40С2РЦ носить малоцикловий характер, що полягає в розтріскуванні та викришуванні первинних карбідів M_7C_3 із наступним відривом матричних ділянок (чому сприяє присутність графітних включень).

З використанням повного факторного експерименту 3^2 досліджено вплив параметрів додаткової термічної обробки на гарячу твердість наплавлених сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ. Показано, що витримка при 850...950 °С упродовж 1...3 год. приводить до збільшення твердості сплавів при 500 °С і 650 °С на 21...28 % через виділення з аустеніту дисперсних вторинних карбідів хрому. Витримка при 1050 °С, навпаки викликає зниження гарячої твердості шляхом коагуляції вторинних карбідів, а в сплаві 500Х40Н40С2РЦ (при витримках більше 3 год.) – часткової графітизації первинних та евтектичних карбідів хрому.

Згідно з аналізом отриманих регресійних моделей визначено оптимальні режими постнаплавної термообробки сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ для підвищення їх гарячої твердості для експлуатації в умовах підвищених температур. Зроблено рекомендації щодо сфери використання зносостійких покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 з урахуванням їх ерозійної стійкості та стійкості до високотемпературної корозії. Рекомендовано зменшити концентрацію нікелю до 13...14 % в порошковій стрічці ПЛ АН-111 для запобігання утворення графіту в структурі наплавленого покриття.

Запропоновано суміщену технологію підвищення експлуатаційної довговічності прокатної арматури. Технологія полягає в наплавленні порошковою стрічкою ПЛ АН-101 (сплавом У30Х25Н3С3) із подальшою постнаплавною термічною обробкою (витримка при 950 °С упродовж 3 год., охолодження на повітрі, відпуск 300 °С). Цю технологію апробовано при зміцненні проводок кулепрокатних станів, які працюють в умовах інтенсивного тертя в контакті з нагрітим до 950...1000 °С металом кульової заготовки. У результаті промислових випробу-

вань, проведених у кулепрокатному відділенні ПАТ «МК «Азовсталь» (м. Маріуполь), установлено, що використання запропонованої технології забезпечує підвищення стійкості проводок у 2,45 рази в умовах прокатки сталевих мольних куль діаметром у 40 мм. Це зменшує простій обладнання, пов'язаний із заміною зношених проводок, що дозволяє збільшити виробництво мольних куль діаметром 40 мм на 120 т в місяць. Технологія рекомендована до впровадження на ПАТ «МК «Азовсталь».

Ключові слова: наплавлення, хромонікелеві сплави, наплавка, мікроструктура, карбіди, аустеніт, твердість, зносостійкість.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА 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 / B. Efremenko, A. Belik, Yu. Chabak [et al.] // *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 [и др.] // *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 [и др.] // *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 [и др.] // *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., Єфременко Б.В. Структурні макроаномалії покриття, наплавленого 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, наплавленого порошковой 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. *Х-а Міжнародна наукова конфе-*

ренція 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 (м. 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)

ABSTRACT

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

Thesis on competition the scientific degree of the candidate of technical sciences on a specialty 05.02.01 «Materials Science». – SHEI «Priazovskyi State Technical University»; Zaporizhzhya National Technical University; Zaporizhzhia, 2018.

The thesis is devoted to the solution of the actual technical-scientific problem, which consists in the understanding the peculiarities of structure formation in Cr-Ni-Fe-C alloys for weld deposition using powder strips PL AN-101 and PL AN-111 in order to optimizes their microstructure state and chemical composition for high temperature wear applications and to increase wear resistance.

In **the first section** an analytical review of the art-state of the issue is conducted and the choice of the direction of research is substantiated. Weld deposition is one of the most commonly used technologies of surface engineering. Among the surfacing materials, Cr-Ni-Fe-C alloys occupy a special place due to their high resistance to wear and corrosion of the surface. The analysis of literary sources shows that powdered tapes of PL AN-101 and PL AN-111 for a long time are used to increase the resource of metal products that operate under high-temperature wear. When using these materials the coating of highly alloyed alloys 300Cr25Ni3Si3 and 500Cr40Ni40Si2BZr are formed on the surface. The usage of such expensive materials as feasible only when the highest wear resistance of the coatings is achieved. However, for now a number of issues related to the formation of the structural state in the surfacing of the above alloys are remained to be unsolved, which does not allow to predict their behavior during operation and to achieve maximum efficiency of their use under certain wear conditions.

The second section describes the experimental equipment and research methodology. The methods used in the work are: the optical and scanning electron microscopy («Neophot-21» Carl Zeiss, «Eclipse M200» Nikon, «JSM-6510 LV» JEOL), 3D laser profilometry («Optelics HYBRID L3-SMZ» Lasertec Corp.), energy-dispersion spectroscopy («JED-2300» JEOL), X-ray diffraction («Pro IV» Rigaku); microhard-

ness measurement («FM-300» Future-Tech); high temperature corrosion test; abrasion and erosion wear test (under elevated temperatures); methods of mathematical statistics and full factor design of the experiment of 3^2 .

The third section the results of the thermodynamic modeling of the phase-structural state of the alloys 300Cr25Ni3Si3 and 500Cr40Ni40Si2BZr in equilibrium conditions are present. On the basis of the built phase diagrams, a sequence of phase formation was analyzed and their characteristics were described. It was established that the crystallization of these alloys begins with the formation of primary M_7C_3 carbides, followed by the eutectic reaction "Liquid $\rightarrow$ Austenite + M_7C_3 ". In alloys solid-phase structural transformations are possible, namely: in 300Cr25Ni3Si3 – the transformation of austenite into ferrite (below 830 °C), in 500Cr40Ni40Si2BZr - carbide transformations of $M_7C_3 \leftrightarrow M_3C_2$ (below 1081 °C). At temperatures below 700 °C, the alloys have the following phase components: 300Cr25Ni3Si3 - austenite, ferrite, M_7C_3 ; 500Cr40Ni40Si2BZr - austenite, M_7C_3 , M_3C_2 .

Using the finite-element modeling, the thermo-kinetic features of crystallization of the alloy 500Cr40Ni40Si2BZr during the weld deposition were studied, the cooling rates of different layers of surfacing were determined. The results of simulation were compared with the real microstructure distribution in coatings, obtained in conditions of nonequilibrium crystallization via one-layer weld deposition using powder tapes of PL AN-101 and PL AN-111. The change in crystallization in the height of the welded coating leads to the formation of a gradient structure in it, which varies from carbide-free austenitic at the boundary with the base (steel 09Mn2Si) to hypereutectic in the upper part of the bead. It was shown that during the crystallization of alloy 500Cr40Ni40Si2BZr at a rate of 28 K/s the formation of primary M_7C_3 carbides is inhibited, resulting in a hypoeutectic or eutectic structure with a volumetric fraction of carbides up to 35% in the deposited layer. At a crystallization rate of 6...7 K/s, the structure formation in the alloy 500Cr40Ni40Si2BZr is close to its thermodynamically stable state, namely the formation of primary carbides M_7C_3 and austenitic-carbide eutectics. The change in the chemical composition of the phase-structural components in terms of the height of surfacing is determined. It was shown that the primary M_7C_3

carbides in alloy 500Cr40Ni40Si2BZr contain about 58 % Cr and an increased amount of nickel (2.7 %).

The alloy 300Cr25Ni3Si3, deposited with a powder strip PL AN-101, has a structure of white proeutectic cast iron with austenitic dendrites and carbide eutectic “Austenite + M_7C_3 ”. As the distance from the border with substrate the metallic matrix of eutectic colonies gains an austenitic-pearlitic structure. The presence of uneven distribution of chemical elements in the austenitic and pearlitic areas of eutectic colonies is found. In particular, the enrichment of pearlite areas with silicon (up to 3.9%), is established which stimulates pearlite transformation in high-chromium cast iron.

It is shown that weld-deposition in a magnetic field by induction of 28 mT positively influences the microstructure of 300Cr25Ni3Si3 surfacing due to electromagnetic stirring effect, which results in refining the carbide phase, reducing the size of austenitic dendrites and eutectic colonies, and changing the structure from the hypoeutectic to hypereutectic. The growth of the volumetric fraction of carbide eutectic was also recorded, resulting in that an alloy becoming eutectic. In parallel, the alignment of the distribution of chemical elements in the volume of the alloy occurs, which led to a sharp decrease in the volume fraction of pearlite in eutectic colonies. The indicated changes in the microstructure under the influence of the magnetic field provide an increase in the abrasive wear resistance of the alloy 300Cr25Ni3Si3 by 20 %.

The fourth section is devoted to the study of the peculiarities of the distribution of microstructure and phase chemical composition in transverse cross-section of coatings of alloy 500Cr40Ni40Si2BZr under deposition in one or two layers with 50% overlap of beads. It is found that above the fusion zone, as well as in the second layer, a coarse-crystalline structure of hypereutectic cast iron with massive primary carbides M_7C_3 is formed with strong matrix depletion with chromium. Under the overlap area, chromium-depleted and nickel-enriched (up to 17.5 %) spheroidal carbides were detected precipitated from matrix as a result of the thermal effect of beads fusion. Above the overlap area and in most of the upper layer, the coating contains large primary M_7C_3 carbides of reduced microhardness. The graphite inclusions of plate and compact shapes are revealed in the structure.

The tendency of primary chromium carbides for graphitization at high temperature heating is analyzed, the possibility of this process is shown due to uneven distribution of elements within carbides with the formation of peripheral regions impoverished with chromium and enriched with nickel. It was established that the matrix regions of the upper layer have a heterogeneous character associated with the segregation of the liquid leading to step-by-step crystallization. Portions of the liquid enriched in nickel crystallize by the last turn according to the reaction "Liquid $\rightarrow$ Austenite + Graphite".

The microstructural anomalies are found in the fusion zone as large "white" spots with fuzzy boundaries without carbides and contoured with the cracks. It has been established that the appearance of microstructural anomalies is associated with strong local enrichment with silicon, which makes it possible to consider them as a result of the dissolution of the slag crust put into the weld bath when the second layer was deposited.

The fifth section presents the results of high-temperature abrasive-erosive testing the alloys 300Cr25Ni3Si3 and 500Cr40Ni40Si2BZr. It has been shown that for both alloys, the wear resistance increases with the distance from the surface inward the surfacing, which is due to the refinement of the microstructural components. It is established that the less alloyed alloy 300Cr25Ni3Si3 has the advantage in erosion stability before highly alloyed 500Cr40Ni40Si2BZr by 18...41 % at 500 °C and by 39...44 % at 800 °C. This advantage is due to the more favorable microstructural state of the alloy 300Cr25Ni3Si3, which provides the wear through an acceptable mechanism of multi-cycle destruction. The mechanism of erosion wear of 500Cr40Ni40Si2BZr alloy is low-cycle, consisting of cracking and spalling of primary M_7C_3 carbides with subsequent fracture of matrix areas (as facilitated by the presence of graphite inclusions).

Using the design of full factor design experiment of 3^2 , the influence of the parameters of additional heat treatment on the hot hardness of alloys 300Cr25Ni3Si3 and 500Cr40Ni40Si2BZr has been studied. It is shown that the holding at 850...950 °C for 1...3 hours results in an increase in alloys hardness at 500 °C and 650 °C by 21...28 % due to the precipitation of fine secondary carbides from austenite. The holding at 1050 °C, on the contrary, causes a decrease in the hardness due to the coagulation of secondary carbides, and in the alloy 500X40H40C2PII (at exposures more than

3 hours) - also due to partial graphitization of primary and eutectic chromium carbides.

Due to the analysis of regression models obtained, the optimal regimes of post-weld heat treatment of alloys 300Cr25Ni3Si3 and 500Cr40Ni40Si2BZr were determined for increasing their hot hardness for using at elevated temperatures. Recommendations are made regarding the usage of wear-resistant coatings, deposited with powdered tapes PL AN-101 and PL AN-111, taking into account their erosion resistance and resistance to high-temperature corrosion. It is recommended to reduce the concentration of nickel to 13...14 % in the powder tapes PL AN-111 to prevent the formation of graphite in the structure of the surfaced coating.

The combined technology for increasing the operational durability of rolling mills is proposed. The technology consists in surfacing with a powder strip PL AN-101 (alloy 300Cr25Ni3Si3) with subsequent post-overlay heat treatment (holding at 950 °C for 3 hours, air cooling, tempering at 300 °C). This technology has been tested when strengthening roller-roll conductors, which operate in conditions of intense friction in contact with hot steel rods heated to 950...1000 °C. As a result of industrial trial conducted in the ball-rolling division of PJSC « Azovstal Steel Works » (Mariupol) it was established that the use of the proposed technology ensures a 2.45-fold increase in the stability of conductors in the conditions of the rolling of steel balls with a diameter of 40 mm. This reduces the equipment downtime associated with replacing of worn conductors resulting in increase in production output of 120 tons of balls of diameter 40 mm per months. The technology is recommended to be implemented in PJSC «Azovstal Steel Works ».

Keywords: weld deposition, Cr-Ni alloys, overlay, microstructure, carbides, austenite, hardness, wear resistance.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

Scientific papers, in which the main scientific results of the dissertation are published:

1. Efremenko B. Simulation of structure formation in the Fe–C–Cr–Ni–Si surfacing materials / B. Efremenko, A. Belik, Yu. Chabak, H. Halfa // Eastern-European

Journal of Enterprise Technologies. – 2018. - № 2. – C.33-38. **(Scopus)**

2. Belik A.G. Influence of interphase distribution of chemical elements on the microstructure of the weld deposited Sormite alloy / A.G. Belik, B.V. Efremenko, V.V. Chigarev, K. Shimizu // Welding. – 2018. - № 3. – P.3-9.

3. Efremenko B.V. Interphase distribution of elements during weld deposition by powder tape with rollers overlap / B.V. Efremenko, A.G. Belik, V.V. Chigarev, K. Shimizu // Welding. – 2018. - № 5. – C.13-20.

4. Efremenko B.V. Investigation of formation of structure of wear-resistant alloy in surfacing using powder strip PL AN-111 / B.V. Efremenko, A.G. Belik, Ya. A. Cheilyakh, M. Bakhrami Alamdarlo // Automatic Welding. – 2017. – № 9. – C. 17-22.

5. Efremenko B.V. Influence of microstructure on abrasive-erosion resistance of high-carbon Cr-Ni surfacing / B.V. Efremenko, A.G. Belik // Innovative Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering. – 2017. - № 2. – P. 18-22.

(Index Copernicus)

6. Belik A.G. Structural macroanomalies of the surfacing, deposited with the powder trip PL AN-111 / A.G. Belik, B.V. Efremenko // Bulletin of Priazovskyi State Technical University. Series: Technical Sciences. – 2017. – Vol. 35. – P. 50-57.

(Index Copernicus)

7. Efremenko B.V. Influence of the magnetic field on the structure of the surfacing of Cr-Ni-Si cast iron / B.V. Efremenko, A.G. Belik, S.L. Makurov // Innovative Materials and Technologies in Metallurgy and Mechanical Engineering. – 2016. – № 1. – P.28-32. **(Index Copernicus)**

8. Belik A.G. Peculiarities of the microstructure of the surfacing, deposited with the powder tape PL AN-111 with 50 % overlap / A.G. Belik, B.V. Efremenko, S.L. Makurov // Science and Progress of Transport. Bulletin of the Dnipropetrovsk National University of Railway Transport. – 2017. - № 2 (68). – P.120-130. **(Index Copernicus)**

Scientific papers approving the approbation of dissertation materials:

9. Belik A.G., Efremenko B.V., Chigarev V.V. Microstructure of protective sur-

facing weld deposited with powder coating tape PL AN-111 with overlap. International scientific and technical conference “University Science-2017”: Proceedings (May 18-19, 2017, Mariupol). Mariupol, 2017. P. 114-115.

10. Belik A.G., Efremenko B.V., Makurov S.L. Formation of microstructure of arc-weld deposited chromium-nickel surfacing in roller overlap areas. 77th International scientific and technical conference «Problems and prospects of railway transport development»: Proceedings (May 11-12, 2017, Dnipro). Dnipro, 2017. P.298-299.

11. Efremenko B.V., Makurov S.L., Belik A.G. Interphase distribution of chemical elements in arc-weld deposited Fe-5 % C-40 % Cr-40 % Ni surfacing. International scientific and technical conference “University Science - 2017”: Proceedings (May 18-19, 2017, Mariupol). Mariupol, 2017. P. 202-204.

12. Efremenko B.V., Belik A.G. Computer simulation of the structure formation process in Fe-5% C-40% Cr-40% Ni alloys. X International scientific conference of students and young researchers «Perspective technologies based on the latest physics-material science research and computer design for materials»: Proceedings (April 20-21, 2017, Kiev). Kiev, 2017. P. 264-266.

13. Efremenko B.V., Belik A.G., Chigarev V.V. Characteristics of the distribution of alloying elements in high-carbon chromium-nickel alloy obtained by electro-arc surfacing with a powder tape. VI International scientific and technical conference "Perspective technologies, materials and equipment in foundry production": Proceedings (September 25-28, 2017, Kramatorsk). Kramatorsk, 2017. P. 60.

14. Belik A.G., Efremenko B.V., Chigarev V.V. Microstructure and erosion durability of surfacing, obtained by powder tape PL AL-111, V International scientific internet-conference «Problems of durability of materials, coatings and constructions»: Proceedings (December 1-2, 2017, Vinnitsa). Vinnitsa, 2017- P.8.

15. Efremenko B.V., Belik A.G., High-temperature erosion resistance of Cr-Ni-C-Fe surfacing. VII International scientific conference «Materials for work in extreme conditions»: Proceedings (November 30 - December 2, 2017, Kiev). Kiev, 2017, P.95.

16. Belik A.G., Zaitchuk N.P., Efremenko B.V. Ways to increase tribo-corrosion

resistance of roller reinforcement of ball rolling mill. VI International scientific and technical conference «Materials for work in extreme conditions»: Proceedings (December 1-2, 2016, Kiev). Kiev, 2016. P.201.

Scientific papers, which additionally reflect the scientific results of the dissertation:

17. Belik A.G. Ways of broadband surfacing of wear-resistant alloys / B.V. Efremenko, A.G. Belik, Ya. A. Cheilyakh // Bulletin of Priazovskyi State Technical University. Series: Technical Sciences. – 2016. – Vol. 33. – P. 63–68. **(Index Copernicus)**

ЗМІСТ

Вступ.....	21
Розділ 1 Галузі використання, особливості легування та технології наплав- лення порошковими стрічками з отриманням Fe-Cr-Ni-C покриттів.....	26
1.1 Призначення, мікроструктура і властивості хромонікелевих покриттів, що отримуються методом електродугової наплавки.....	26
1.1.1 Fe-C-Cr наплавочні композиції з високим вмістом хрому.....	26
1.1.2 Наплавочні композиції та сплави на Ni- і Ni-Cr-основах.....	34
1.2 Технологічні особливості наплавлення хромонікелевих зносостійких сплавів.....	40
1.3 Особливості зношення металевих поверхонь при підвищеній температурі.....	43
1.4 Завдання дослідження.....	47
1.5 Висновки.....	48
Розділ 2 Матеріали й методика досліджень.....	49
2.1 Матеріали та методи їх отримання (обробки).....	49
2.2 Виготовлення зразків та їх підготовка до досліджень.....	50
2.3 Металофізичні методи досліджень.....	51
2.4 Випробування на механічні й трибологічні властивості сплавів.....	52
2.5 Методика повного факторного планування експерименту.....	55
2.6 Висновки.....	59
Розділ 3 Структуроутворення в металі, напавленому порошковими стріч- ками ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111: комп'ютерне моделювання та аналіз мік- роструктури.....	61
3.1 Формування мікроструктури в Fe-Cr-Ni-C сплавах у рівноважних умовах.....	62
3.1.1 Структуроутворення в металі, напавленому порошковою стрічкою ПЛ АН-101 («Сормайт-1»).....	62

3.1.2 Структурування в металі, наплавленому порошковою стрічкою ПЛ АН-111 (500X40H40C2PЦ).....	65
3.2 Комп'ютерне моделювання кристалізації наплавленого покриття.....	69
3.3 Аналіз мікроструктури сплаву 500X40H40C2PЦ, наплавленого порошко- вою стрічкою ПЛ АН-111.....	74
3.4 Аналіз мікроструктури сплаву У30Х25Н3С3, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-101 у нормальних умовах і в магнітному полі.....	79
3.4.1 Розподіл мікроструктури за висотою валка.....	79
3.4.2 Міжфазовий розподіл легуючих елементів в зразку № 1 (нормальні умови наплавлення).....	87
3.4.3 Мікротвердість зразків.....	94
3.4.4 Вплив магнітного поля на абразивну зносостійкість покриття.....	95
3.5 Висновки.....	96
Розділ 4 Особливості мікроструктури та розподілу хімічних елементів у пок- риттях, наплавлених порошковою стрічкою ПЛ АН-111 з перекриттям вали- ків.....	99
4.1 Структура та міжфазовий розподіл хімічних елементів у покритті, на- плавленому в один ряд із 50 %-м перекриттям валиків.....	99
4.2 Структура та міжфазовий розподіл хімічних елементів у покритті, на- плавленому в два ряди із 50 %-м перекриттям валиків.....	122
4.2.1 Розподіл мікроструктури за висотою покриття.....	122
4.2.2 Особливості мікроструктури й міжфазового розподілу елементів у зо- ні сплавлення та верхньому шарі покриття.....	129
4.2.2.1 Формування графіту.....	129
4.2.2.2 Гетерогенна будова матричних ділянок.....	139
4.2.2.3 Структурні макроаномалії.....	140
4.3 Висновки.....	146
Розділ 5 Оцінка експлуатаційних властивостей сплавів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ для умов високо-температурного зношування.....	149
5.1 Виготовлення зразків.....	149

5.2 Стійкість сплавів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ до високотемпературного окиснення.....	151
5.3 Стійкість наплавленого металу до високотемпературної абразивної ерозії.....	153
5.3.1 Результати випробувань на високотемпературну ерозію.....	153
5.3.2 Профіль зношеної поверхні зразків.....	155
5.3.3 Розподіл мікроструктури за перетином покриттів.....	162
5.3.4 Механізм ерозійного зношення поверхні.....	165
5.3.5 Фазовий склад сплавів на зношеній поверхні.....	170
5.3.6 Міжфазний розподіл хімічних елементів у приповерхневих шарах.....	173
5.3.7 Обговорення результатів випробувань на високотемпературну ерозію.....	177
5.4 Рекомендації з використання зносостійких покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111.....	182
5.5 Вплив термічної обробки на гарячу міцність сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ.....	185
5.6 Підвищення експлуатаційної стійкості провідок кулепрокатного стану наплавленням порошковою стрічкою ПЛ АН-101.....	198
5.7 Висновки.....	203
Висновки.....	206
Список використаних джерел.....	209
Додаток А.....	228
Додаток Б.....	229
Додаток В.....	230
Додаток Г Список публікацій здобувача за темою дисертації.....	231

ВСТУП

Обґрунтування вибору теми досліджень. 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 та завдання дослідження. Метою роботи є 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.

Для досягнення поставленої мети в роботі необхідно було вирішити такі наукові та практичні завдання:

- 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 дослідження – процеси формування структурно-фазового стану в високолегованих зносостійких сплавах, що отримані електродуговим наплавленням.

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

Методи дослідження. У роботі використані оптична та сканувальна електронна мікроскопія, 3D-профілометрія, енергодисперсійна спектроскопія, рентге-

ноструктурний 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:

- 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 підвищенням (від 2 до 17 %) вмістом нікелю;

- 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;

- 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;

- 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;

- уперше зафіксовано протікання в наплавлених сплавах У30Х25Н3С3 і

500X40H40C2PЦ 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.

Практичне значення одержаних результатів.

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

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

Запропоновано суміщену технологію поверхневого зміцнення прокатної арматури, що поєднує наплавлення порошковою стрічкою ПЛ АН-101 і постнаплавну термічну обробку. Використання технології забезпечило підвищення стійкості провадок 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».

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:

[100] – аналіз літературних даних; [136] – аналіз термодинамічних характеристик фазових складових, підготовка рукопису; [142] – аналіз результатів моделювання; [141], [144], [159], [161], [162], [182] - дослідження мікроструктури,

аналіз результатів, підготовка рукопису; [148], [160], [163], [164] – мікрорентгеноспектральні дослідження, аналіз результатів, підготовка рукопису; [184], [185], [186] – випробування на ерозійне зношування, дослідження мікроструктури, підготовка рукопису; [189] – запропоновано та обґрунтовано використання постнаплавної термічної обробки.

Апробація матеріалів 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 Міжнародних наукових конференціях «Матеріали для роботи в екстремальних умовах» (м. Київ: НТТУ «КПІ», 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.); Міжнародній науковій конференції студентів, аспірантів та молодих вчених «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» (м. Київ: НТТУ «КПІ», 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.).

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається зі вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел, додатків. Загальний обсяг становить 233 сторінок, у тому числі 145 сторінок основного тексту, 18 таблиць, 92 рисунків, список використаних джерел із 189 найменувань на 19 сторінках, 4 додатка на 6 сторінках.

РОЗДІЛ 1

ГАЛУЗІ ВИКОРИСТАННЯ, ОСОБЛИВОСТІ ЛЕГУВАННЯ ТА ТЕХНОЛОГІЇ НАПЛАВЛЕННЯ ПОРОШКОВИМИ СТРІЧКАМИ З ОТРИМАННЯМ Fe-Cr-Ni-C ПОКРИТТІВ

1.1 Призначення, мікроструктура і властивості хромонікелевих покриттів, що отримуються методом електродугового наплавлення

У практиці зміцнення різних деталей і робочих органів машин і агрегатів досить широке застосування знаходять наплавочні матеріали, що дозволяють створювати на поверхні захисні покриття із високим вмістом хрому і нікелю. Перевагою порошкових стрічкових електродів є можливість введення до складу наповнювача легуючих елементів в широкому діапазоні концентрацій, висока продуктивність процесу наплавлення, а також отримання мінімальної участі основного металу в наплавленому, що і визначає експлуатаційні характеристики покриття. Серед цих матеріалів найбільш відомими у вітчизняній практиці є порошкові стрічки ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 за ГОСТ 26467-85; хімічний склад відповідних покриттів наведено в таблиці 1.1 [1]. Сплав, що отримується наплавленням стрічкою ПЛ АН-101, має назву «Сормайт-1» і позначається як У30Х25Н3С3, а сплав, що отримується наплавленням стрічкою ПЛ АН-111, позначається як 500Х40Н40С2РЦ.

1.1.1 Fe-C-Cr наплавочні композиції з високим вмістом хрому

Високохромисті наплавочні композиції на Fe-C-основі широко використовуються в промисловості. До них в повній мірі відноситься і наплавочний матеріал «Сормайт». Цей матеріал був розроблений в 1927 р [2, 3], і з тих пір він знайшов широке застосування при відновленні та зміцненні деталей металургій-

ного, гірничорудного, дорожно-будівельного, сільськогосподарського та іншого обладнання, яке експлуатується в умовах абразивного і газоабразивного зношування при помірних ударних навантаженнях, нормальних і підвищених температурах. До таких виробів відносяться деталі доменного обладнання, валки коксових дробарок, біла і футерування конусних дробарок, решітки, скіпові плити, ножі бульдозерів, зуби ковшів екскаваторів, шнеки сумішопідготовчих і транспортувальних пристроїв, диски плугів і т.і. [3]. Для наплавлення сплаву «Сормайт-1» використовують порошкові дроти (ГОСТ 26271-84) і стрічки (ГОСТ 26467-85), якими можна наплавляти відкритою дугою і під шаром флюсу [4, 5]. За мікроструктурою наплавлений «Сормайт-1» метал відноситься до білих високолегованих чавунів [6, 7] і являє собою природний композит, що складається з аустенітної матриці і карбідів хрому M_7C_3 . В'язкий аустеніт в металевій основі сплаву запобігає викришуванню наплавки при ударах; аустенітний тип матриці забезпечується за рахунок легування нікелем і марганцем [8, 9].

Таблиця 1.1 – Хімічний склад металу, наплавленого стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 [1]

Стрічка (матеріал)	Вміст, масс. %:						
	C	Cr	Ni	Si	Mn	B	Zr
ПЛ АН-101 («Сормайт-1») У30Х25Н3С3	2,3...3,1	22...28	1,3...3,6	2,5...5,0	0,5...2,5	-	-
ПЛ АН-111 (500Х40Н40С2РІ)	4,4...6,0	32...46	32...46	1,5...3,5	до 1,5	0,1...0,5	0,2...1,0

Експлуатаційна довговічність наплавлених шарів визначається розмірами, властивостями, розподілом фазово-структурних складових, що в свою чергу, залежить від режиму наплавки, а також міжфазного розподілу хімічних елементів в наплавці. У відомих роботах, присвячених наплавці «Сормайтом», розглядаються, в основному, питання впливу схеми і параметрів технологічного процесу

на мікроструктурну якість наплавленого шару (однорідність розподілу карбідів, ступінь евтектичності, наявність тріщин тощо) [2, 3]. У меншій мірі приділяється увага дослідженню формування фазового хімічного складу наплавки, особливо в зоні сплаву основного і наплавленого металу, що вимагає додаткового дослідження з урахуванням важливості взаємозв'язку складу, структури і властивостей металевих матеріалів, який розглядається.

Наплавочний матеріал «Сормайт-1» відноситься до сплавів на основі системи Fe-Cr-C з високим вмістом хрому (понад 10%), які складають велику групу наплавочних матеріалів, що застосовуються для зміцнення різноманітних деталей машин і робочих органів обладнання [10-13]. За принципами легування ці сплави відповідають високохромовим чавунам, які широко використовуються в різних галузях промисловості при виробництві виливків, що працюють в умовах абразивного та ерозійного зношування [7, 14-17], в тому числі – і при підвищених температурах [17]. Високохромові матеріали забезпечують отримання в наплавленому шарі необхідної мікроструктури, що містить значну кількість високотвердих включень, розподілених в більш м'якій металевій матриці [18]. В роботі [19] показано, що для зміцнення робочих органів дробарного обладнання доцільно застосовувати матеріали, що мають в структурі не менше 40...50% зміцнювальних фаз (як правило, карбідів), що мають твердість 2200...2400 HV, в поєднанні з аустенітною або аустенітно-мартенситною матрицею, яка зміцнюється при зношуванні до 800...1000 HV. Збільшення твердості карбідів шляхом застосування більш сильних карбідоутворюючих елементів (Ti, Nb, Zr, Ta) забезпечує додаткове зростання зносостійкості наплавки [20].

Підвищені трібологічні властивості високохромових композицій обумовлені присутністю в їх структурі гексагональних карбідів хрому, що виділяються з рідини у вигляді первинних включень або входять до складу карбідної евтектики «аустеніт + M_7C_3 ». Карбіди M_7C_3 ростуть вздовж напрямку $\{01\bar{1}0\}$, утворюючи стрижні шестигранного перетину (рис. 1.1), які можуть зрощуватися в конгломерати [21]. Стрижні, розростаючись в різних напрямках, утворюють сферолітну евтектику [14]. Мікротвердість цих карбідів складає 1300...1800 HV [22-24]. Це пе-

ревищує мікротвердість найбільш поширеного абразиву - кварцу (~ 1000 HV), що забезпечує сплавам високу зносостійкість в самих різних умовах експлуатації.

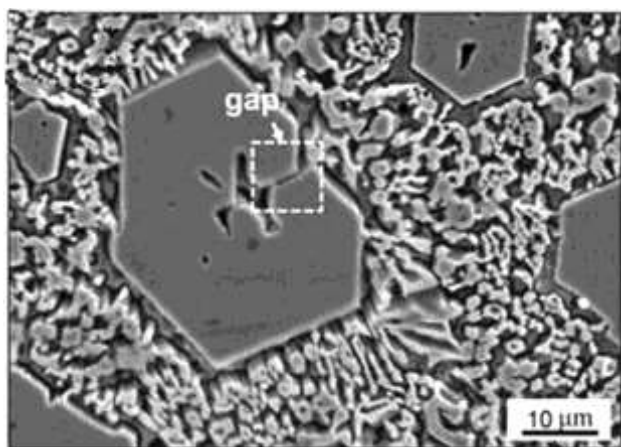


Рисунок 1.1 – Поперечний перетин первинних карбідів M_7C_3 [21].

Наявність в наплавленому металі карбідів M_7C_3 забезпечується при певному співвідношенні концентрації вуглецю і хрому. При невисокому вмісті хрому, в структурі присутній легований цементит, який істотно поступається карбиду M_7C_3 по твердості і зносостійкості [25]. По мірі зростання концентрації хрому відбувається поступова заміна цементиту на карбід M_7C_3 . За даними Ципіна [7] і Лівшиця [10] для повної заміни одного карбиду на інший співвідношення $[\% Cr]: [\% C]$ має становити не менше трьох.

Розмір первинних карбідів хрому багато в чому визначає опір наплавки руйнуванню при ударних навантаженнях, тому прагнуть контролювати розміри карбідів, запобігаючи їх надмірному зростанню [26]. З цією метою, наприклад, в роботі [27] для цього при наплавленні високохромового сплаву запропоновано застосовувати змінну полярність струму, а в роботі [28] - використовувати присадки церію в наплавочні матеріали.

За принципом дизайну високохромових чавунів розроблено широкий спектр наплавочних композицій [29], частину з яких представлено в табл. 1.2. Окрім основного легуючого компонента (хрому) вони додатково містять сильні карбідоутворюючі елементи, такі як ванадій, титан, ніобій, молібден, вольфрам, цирконій, а крім того - бор [30-33]. Відповідно, в структуру наплавки входять карбі-

ди MC (TiC, VC, NbC, ZrC) і M_6C (W, Cr, Fe, Mo) $_6C$. Ці карбіди мають високу твердість, особливо карбіди MC, твердість яких варіюється від 2200 до 3200 HV [34, 35].

Таблиця 1.2 – Середній хімічний склад і властивості деяких наплавочних матеріалів на основі заліза, які містять хром [36, 37]

Система легування	Марка	Хімічний склад, %					Твердість, HRC
		C	Si	Mn	Cr	Інші елементи	
1	2	3	4	5	6	7	8
Cr-B	T590	1,5...4	1,3... 2,5	0,6... 0,8	18... 27	0,5...1,5 B	55...62
	T620	3,0...3,5	2,2	0,7... 1,5	20... 23	1...1,6 B 1...1,5 Ti	50...62
	БХ-2	0,55	-	-	30... 35	7,6...8,0 B	66...67
	ХР-19	3,0...4,8	1,0... 1,5	0,3... 0,5	23... 37	1...1,6 B	55...62
	КБХ-45	2,5...3,6	1,5	0,3... 0,4	23... 27	0,1...2,8 B	66...67
Cr-Ni	ЦН-3	0,5...1,0	0,3	0,7	11... 12	2,5...3 Ni	22...29
	ЦС-1 («Сор- майт- 1»)	2,5...3,5	2,8... 4,2	1,2... 1,5	23... 31	3,0...5,0 Ni	45...54
	ЦС-2 («Сор- майт-2»)	1,8	1,8... 2,0	1,0	16,0	2,0 Ni	30...45

Таблиця 1.2 (продовження)

1	2	3	4	5	6	7	8
Cr-Mn	«Сталініт»	1,8...5,2	0,4... 1,0	4...9,2	4... 10	-	35...60
Cr	Ledurit-60	3...3,7	-	-	30... 32	-	≥ 60
Cr-Mo-V- W-Nb	Ledurit-65	4,4	1,3	0,6	24	6,5 Mo; 1,5 V; 2,2 W; 5,5Nb	≥ 65
Cr-Nb	Ledurit-68	5,5	0,3	0,3	22	7,0 Nb	≥ 68

При введенні бору в Fe-Cr-C наплавленому металі виникають бориди і карбобориди заліза, хрому, вольфраму, титану і інших елементів (M_2B , $M_{23}(B, C)_6$ і т.д.), які завдяки високій твердості підвищують твердість та зносостійкість наплавки [38, 39]. Так, в роботі [40] досліджено сплави Fe-Cr-C-Si-xB ($x = 0,3$; 0,6; 1,0 та 2,0 мас.%) і показано, що вони мають високу зносостійкість в умовах адгезійного зношування при підвищеній температурі (450 °C) і контактному навантаженню 103 МПа, яку можна порівняти зі зносостійкістю сплаву «Stellite 6», що традиційно застосовують в ядерній енергетиці.

В залежності від легування і умов кристалізації після наплавки металева основа таких матеріалів може складатися з аустеніту, фериту, мартенситу, перліту, або вміщувати суміш вказаних структур. Для підвищення стійкості наплавки до ударних навантажень матриця повинна бути аустенітною, що забезпечується введенням до складу матеріалу марганцю або нікелю. У зв'язку зі швидкою кристалізацією в наплавлених шарах у багатьох випадках формується матриця, що складається з первородного аустеніту. Такий аустеніт пересичений вуглецем і легуючими елементами, тому, знаходиться в термодинамічно нестабільному стані [41]. При нагріванні, який стимулює дифузію атомів легуючих елементів, первородний аустеніт розпадається з виділенням вторинних карбідів [42, 43]. Це

супроводжується збідненням γ -твердого розчину вуглецем і легуючими елементами, що викликає підвищення мартенситної точки аустеніту; при охолодженні дестабілізований аустеніт зазнає мартенситне перетворення, приводячи до зростання твердості і зносостійкості сплаву [44]. Високотемпературна обробка (destabilization) є основною термічною обробкою високохромових чавунів, що забезпечує зростання твердості і зносостійкості в порівнянні з литим станом [45-47]. Оскільки високохромисті наплавочні матеріали за складом аналогічні високохромистим чавунам, для перших також з успіхом можна застосовувати дестабілізуючу термічну обробку для підвищення комплексу властивостей. Це показано в роботах Choteborsky [48] і Kazemipour зі співавторами [49]. Так в статті [48] встановлено, що дестабілізація наплавки, отриманої електродом складу 3,5% C; 22 % Cr; 3,5 % Mo; 0,4 % V; 0,4 % Si; 0,9 % Mn; Fe – решта), нагріванням при 900...1000 °C протягом 0,5...8 ч приводить до підвищення твердості і дворазового збільшення абразивної зносостійкості. Автор пов'язує це з виділенням дисперсних карбідів при високотемпературній витримці. Вплив термообробки на властивості наплавки стосовно до «Сормайту», за рідкісним винятком [50], практично не досліджувався.

Високохромисті чавуни, як правило, не містять графіту в своїй структурі. Це визначається тим, що хром відноситься до сильних карбідоутворюючих елементів і забезпечує відбіл чавунних виливків в більших перерізах [41]. Однак у присутності підвищеної кількості графітізаторів (до яких відносяться вуглець, нікель, кремній, мідь), в чавунах змінюються термодинамічні умови кристалізації, в наслідок чого наряду з карбідами хрому виникають графітні включення [51-53]. Найбільш ймовірно це може відбуватися в чавунах «ніхард», оскільки разом із кремнієм вони містять 4...6 % нікелю [54-56].

Схильність сплаву до графітизації можна оцінити з урахуванням впливу легуючих елементів на розчинність вуглецю в рідкій фазі чавуну. Елементи, що знижують розчинність вуглецю, сприяють графітизації, і навпаки. Для оцінки сумарного вкладу всіх елементів пропонується використовувати параметр $\sum m_i C_L^i$, що розраховується за формулою (1.1) [57]:

$$\sum m_i C_L^i = 0,07[\%Cr] + 0,14[\%V] + 0,07[\%Nb] - 0,06[\%Ni] - 0,31[\%Si] + 0,02[\%Mo] - 0,01[\%W] - 0,03[\%Co], \quad (1.1)$$

де m_i – параметр, що показує вплив елемента на межу розчинності вуглецю в рідині; C_L^i – вміст елементу.

Кількість графіту в структурі підвищується по мірі зниження $\sum C_L^i m_i$, тобто цей показник може бути використаний для прогнозування структури виливки. Високе значення параметра m_i для кремнію вказує на сильну графітізуючу здатність цього елемента. У зв'язку з цим для запобігання графітізації в високохромових чавунах і наплавках, призначених для використання в умовах абразивного зношування, обмежують вміст кремнію [7, 58]. Враховуючи величини параметру m_i для Cr, Ni, Si, можна вважати, що внаслідок ліквідаційного збагачення кремнієм і нікелем навіть в присутності високого вмісту хрому (10...20 %) в виливках можлива поява графіту. Цю обставину необхідно враховувати при виборі складу чавуну та технології його лиття. У багатьох випадках графіт знижує зносостійкість сплавів (якщо переважає абразивне або ерозійне зношування), проте він може бути корисний при адгезійному механізмі зношування, характерному для роботи штампового інструмента холодного деформування або прокатних валків.

У роботах [59, 60] представлені результати розробки складу високохромового чавуну для валків, що містить у своїй структурі графіт. Наявність невеликої кількості графіту поряд із карбідами хрому може виявитися корисною, оскільки графіт є мастильним матеріалом та забезпечує зниження коефіцієнта тертя, полегшуючи деформацію металу [61]. Для отримання такої структури автори [60] пропонують вводити 3,3...3,5% C; 1,8...2,2 % Si та 4...5 % Ni, знизивши концентрацію хрому до 7...8 %. Формування графіту в такому чавуні відбувається при 950 °C за рахунок розкладання карбідів M_7C_3 . Для збільшення об'ємної частки графітних включень до 10% необхідно забезпечити виділення вторинного графіту з аустеніту, що досягається проведенням високотемпературної обробки, аналогічної дестабілізуючій обробці високохромових чавунів [46]. Аналогічний

підхід до підвищення кількості графітових включень у високохромовому чавуні запропоновано і в роботі Chang та ін. [62].

1.1.2 Наплавочні композиції та сплави на Ni- і Ni-Cr-основах

Порошкова стрічка ПЛ АН-111 являє собою матеріал для отримання наплавеного гетерофазного Cr-Ni покриття, призначеного для використання в умовах інтенсивного абразивного (газоабразивного) та ерозійного зношування при підвищених температурах. Ця стрічка застосовується для зміцнення доменного устаткування, а саме для наплавки контактних та проміжних поясів конусів та чаш, а також контактних поверхонь тарелей і сидел клапанів засипних апаратів доменних печей, тічки, бункера та ін. [63-65]. Працездатність покриттів в жорстких умовах, характерних для експлуатації доменної печі, сприяє високий вміст легуючих елементів, що забезпечує поєднання абразивної (ерозійної) зносостійкості, теплостійкості та стійкості до високотемпературної корозії [66, 67].

В якості наповнювача порошкової стрічки ПЛ АН-111 застосовуються готові карбіди Cr_3C_2 , оболонкою стрічки є полоса із нікелю [66]. Особливістю наплавеного металу є високий вміст хрому та нікелю (номінально - по 40 % кожного), що в поєднанні з підвищеною концентрацією вуглецю (5 %) забезпечує формування гетерофазної аустенітно-карбідної структури, яка згідно із наведеними в роботах [64-67] даними має високу абразивну зносостійкість в поєднанні з підвищеною стійкістю до високотемпературної корозії. Присутність великої кількості хрому забезпечує отримання зносостійких карбідів M_7C_3 та M_{23}C_6 [10], а його розчинення в матриці сприяє формуванню на поверхні наплавки щільних окисних шарів (Cr_2O_3 , $(\text{Fe}_{1-x}\text{Cr}_x)_2\text{O}_3$), що перешкоджають окисленню та зневуглецюванню поверхні [68-70]. При температурах понад 1000 °C оксид хрому Cr_2O_3 трансформується в летючий оксид CrO_3 , який видаляється з поверхні, що викликає різку активізацію окислення поверхні. Цей момент трансформації ок-

сиду хрому, який супроводжується погіршенням жаростійкості сплаву, називається «breakdown» («breakaway») [71, 72].

Нікель також бере участь в утворенні захисних плівок, крім того, він стабілізує аустеніт, забезпечуючи отримання в'язкої аустенітної матриці [73]. Позитивний вплив нікелю на опір високотемпературному зношуванню відзначено в роботі японських дослідників [74], які показали, що введення 5 % нікелю забезпечує підвищення ерозійної стійкості мультикомпонентного чавуну, який містить ніобій, при 900 °С. Автори пов'язують це зі збільшенням опору високотемпературній корозії, а також зі збільшенням кількості карбідів за рахунок зниження розчинності карбідоутворюючих елементів під впливом нікелю. Позитивний вплив нікелю на високотемпературну ерозійну стійкість відзначено і в роботі [75], присвяченій дослідженню чавуну зі сфероїдальними карбідами ванадію, що містить 9 % Ni. Висока ерозійна стійкість покриттів на нікелевій основі, отриманих методом лазерного легування, відзначена в статті [76].

Експлуатаційні властивості металу, наплавленого стрічкою ПЛ АН-111, багато в чому визначаються властивостями одного з основних легуючих елементів - нікелю. Тому формування структури і властивостей такої наплавки слід розглядати в порівнянні з іншими відомими сплавами на нікелевій основі. До таких належать суперсплави (superalloys) - металеві композиції на нікелевій або залізо-нікелевій основах, які складають одну з основних груп жароміцних матеріалів і широко застосовуються в газотурбінній техніці (робочі і соплові лопатки, диски ротора турбін, деталі камери згоряння і т.д.) [77-80]. Легувальними елементами в суперсплавах є Al, Ti, Cr, Mo, Co, W, V, B. Висока міцність суперсплавів при підвищених температурах (опір повзучості) забезпечується завдяки присутності в структурі γ' -фази - інтерметалідних з'єднань Ni_3Al , Ni_3Ti і т.д. Ці включення мають підвищений опір коагуляції при 1050...1100 °С, зберігаючи ефект дисперсійного зміцнення при тривалому нагріванні в умовах експлуатації [58, 81]. Жароміцність суперсплавів поєднується з їх високим опором високотемпературній корозії [73, 82].

Близькі до суперсплавів сплави розроблені для застосування в якості ін-

струмента, що працює при високих температурах. Це так звані NICRALC сплави (Ni-Al-Cr-C), металева матриця яких повністю складається з впорядкованої γ' -фази, а зміцнюючою фазою є карбіди хрому M_7C_3 і M_3C_2 [82-85]. Хімічний склад NICRALC сплавів представлений в табл. 1.3 [84].

Таблиця 1.3 – Хімічний склад NICRALC сплавів [84]

Матеріал	Вміст, мас. %						
	C	Cr	Al	B	Si	Fe	Ni
NICRALC C1	0,840	12,180	7,630	-	2,290	1,44	решта
NICRALC 05	0,565	7,097	1,081	0,014	0,030	-	
NICRALC 07	0,666	1,075	9,207	0,039	0,045	-	
NICRALC 10	0,860	12,012	8,547	0,019	0,052	-	
NICRALC 13	1,312	11,100	9,284	0,045	0,047	-	
NICRALC OSP	0,500	8,000	9,440	0,060	-	-	

Як показано в роботі [84], абразивна і адгезійна зносостійкість цих сплавів знаходиться на рівні сплаву Stellite на кобальтовій основі при 1,5-кратній перевазі в значеннях K_{IC} . У роботах Bala [86, 87] описані модифіковані NICRALC сплави, що містять тантал і кобальт (наприклад, 0,88 % C; 6 % Ta; 3 % Al; 20 % Co; Ni - решта). Оскільки отримання заданої структури NICRALC сплавів забезпечується у вузькому діапазоні концентрацій і умов кристалізації, дані матеріали поки не знайшли широкого промислового застосування.

Найбільш близькі до наплавки ПЛ АН-111 сплави описані в статті Yamamoto та ін. [88], присвяченій систематичному дослідженню системи (Fe, Ni)-Cr-C (25...70 % Ni, 10...36 % Cr, 1...4 % C, залізо - решта) з метою розробки матеріалів для застосування в умовах високотемпературного зношування. У цій роботі було встановлено, що в зазначених сплавах, крім аустенітної матриці, присутні карбіди M_7C_3 як у вигляді первинних включень, так і у вигляді включень, які входять до складу карбідної евтектики, що робить ці сплави схожими з високохромовими чавунами. Встановлено, що збільшення вмісту нікелю в сплаві призводить до зростання концентрації хрому в карбідах M_7C_3 при відповідному зниженні кон-

центрації заліза. При цьому слід зазначити незвично високий вміст нікелю в карбідах: 2,5 % - в сплавах з 25 % Ni та 5 % - в сплавах з 70 % Ni. Таким чином, в високонікелевих сплавах нікель бере участь у формуванні карбідів, хоча формально він не відноситься до карбідоутворюючих елементів. Цим дані сплави відрізняються від високохромових чавунів та чавунів «ніхард», в яких при відносно невисоких концентраціях нікелю (3...6 %) вміст нікелю в карбідах хрому не перевищує 0,2...0,3 % [15, 89]. У цій же роботі представлені поверхні ліквідус сплавів двох систем, що містять 25 та 70 % нікелю, в залежності від вмісту вуглецю та хрому (рис. 1.2), які отримані експериментальним шляхом та розраховані за допомогою комп'ютерної програми Thermo-Calc. З рисунку 1.2 випливає, що при 25 % нікелю в системі можлива присутність двох типів карбідів - M_7C_3 та M_3C , а при 70 % нікелю легований цементит в системі відсутній навіть при низькому вмісті хрому. Таким чином, нікель знижує критичне співвідношення концентрацій $[\%Cr]:[\%C]$, за якого відбувається перехід від карбідів цементитного типу до спеціальних карбідів хрому. Ця обставина є важливою для зносостійких сплавів, оскільки спеціальні карбіди хрому (M_7C_3 , $M_{23}C_6$) забезпечують сплавам більш високу зносостійкість, ніж легований цементит [5, 90, 91]. Нікель відноситься до елементів-графітізаторів [92], тому при його введенні в структуру вуглецевмісних сплавів можливе утворення графіту. Ця властивість в сукупності з гальмуванням перлітного перетворення під впливом нікелю використовується при виготовленні високоміцних чавунів, що обробляються за технологією «аусформінга» з отриманням кульовидного графіту, розподіленого в бейнітній матриці [93, 94]. На діаграмах, показаних на рисунку 1.2 (б, в) присутні області, що відносяться до графіту, тобто в Fe-Ni-Cr-C сплавах наряду з карбідами можливе формування графітної фази. Ці області відповідають високому вмісту вуглецю та низькому вмісту хрому. Утворення графіту експериментально підтверджено в роботі [88], автори якої виявили графітні включення в Fe-Ni-Cr-C сплавах, що містять нікель в широкому діапазоні концентрацій (25...70 %). Ними встановлено, що з підвищенням вмісту нікелю область виділення графіту з рідини зсувається в бік менших концентрацій вуглецю та більших концентрацій хрому.

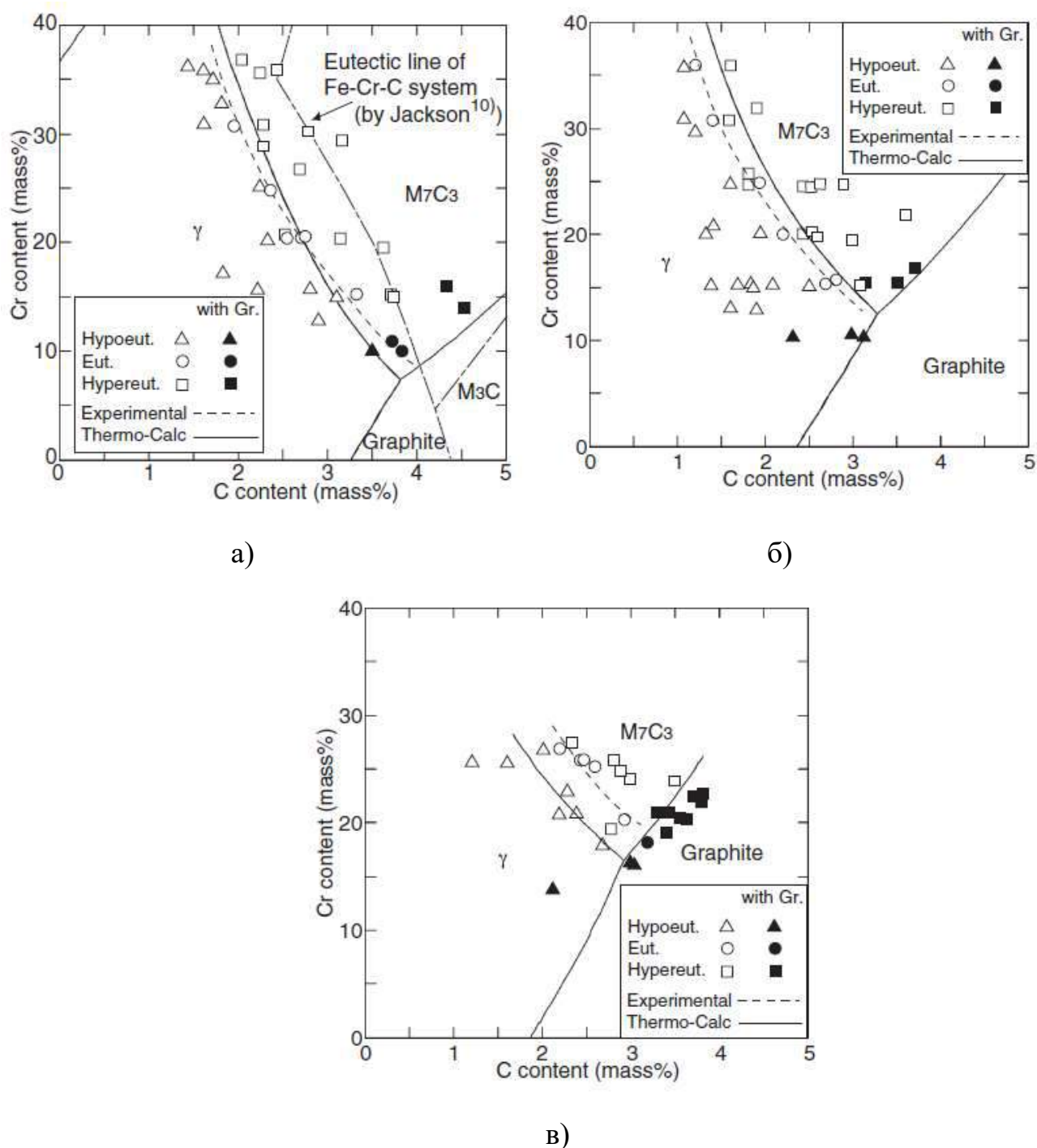


Рисунок 1.2 – Поверхня ліквідус в сплавах системи Fe-Ni-Cr-C при 25 % Ni (а), 50 % Ni (б) та 70 % Ni (в) [88].

Формування мікроструктури Fe-Ni-Cr-C сплавів, досліджених в роботі [88], проходило в умовах, близьких до рівноважних, що сприяло досягненню термодинамічно стійкого фазово-структурного стану. Однак в умовах прискореної кристалізації, характерної для наплавки, можливе формування інших, термодинамічно нестабільних станів. Аналіз літературних джерел показав, що структуроутворення

в Fe-Ni-C сплавах (в т.ч. сплав 500X40H40C2РЦ (ПЛ АН-111)) при наплавленні залишається практично невивченим, що вимагає додаткових досліджень.

Формування графіту в присутності великої кількості нікелю можливо не тільки з рідини, але і шляхом твердофазної реакції. Так, Bala [87] встановив, що в високовуглецевому сплаві на основі нікелю, що містить 0,9 % C, 6 % Ta, 3 % Al, 20 % Co, поряд з аустенітом, γ' -фазою та карбідами TaC присутній також і графіт (2,5...3,0 об.%). Термічна обробка (ізотермічна витримка при 1050...1170 °C) призводить до зростання об'ємної частки графіту, причому найбільш істотне її зростання (до 5 %) зафіксовано при 1170 °C. Графіт утворюється за рахунок розкладання карбідів танталу; при 1050 °C графітизація йде переважно вздовж границь зерен, а при більш високих температурах - і всередині зерен.

Ряд сплавів на нікелевій основі для підвищення високотемпературної повзучості легують хімічними елементами, такими як Mo, W, Nb [95]. В умовах експлуатації вироби з цих матеріалів контактують з вуглецевмісною робочою атмосферою (пічні гази, продукти піролізу нафти та т.д.), що викликає науглецювання поверхні [96, 97]. Це призводить до формування карбідів, що виділяються переважно по границях аустенітних зерен, що викликає зростання міцності, але при цьому викликає появу тріщин при зварюванні нових виробів з виробами, які вже були у використанні, при ремонті устаткування [98]. Автори [95] описують виділення карбідів ніобію в сплаві 35Cr-45Ni-Nb, який використовували в вигляді труб, при тривалій експлуатації в піролізній печі. Витримка при 900 °C з подальшим охолодженням на повітрі забезпечує часткове розчинення карбідів, що покращує зварюваність відпрацьованих труб з новими трубами.

Відомо, що трибологічні властивості сплавів визначаються головним чином структурою та її здатністю адаптуватися до умов зношування [99]. У зв'язку з цим особливу важливість набуває міжфазний розподіл хімічних елементів, що визначає кількість, морфологію та властивості мікроструктурних складових. Міжфазний розподіл елементів в Fe-5 % C-40 % Cr-40 % Ni покритті, отриманому наплавленням стрічкою ПЛ АН-111, до теперішнього залишалося невивченим, а тому воно представляє науковий та практичний інтерес. Особливо це відноситься до

випадку наплавлення з перекриттям валиків, при якому структура і сегрегація елементів можуть варіюватися по перетину покриття в значних межах.

1.2 Технологічні особливості наплавки хромонікелевих зносостійких сплавів

Для нанесення зносостійких сплавів, включаючи «Сормайт» та 500X40N40C2РЦ, застосовуються різні способи електродугового наплавлення. При наплавленні масивних виробів з великою поверхнею для їх відновлення або зміцнення застосовуються різні комбінації наплавочних матеріалів та способів: стрічкові електродні матеріали суцільного перетину і профільовані стрічки, багатоелектродне наплавлення, пічне наплавлення композиційного сплаву тощо. Отримання необхідних геометричних розмірів залежить від ряду факторів, таких як режим наплавлення, форма і розміри електродного матеріалу тощо [63, 100].

При наплавленні великих поверхонь найкращими є методи широкошарової наплавки. Висока продуктивність процесу забезпечується застосуванням порошкових стрічкових електродних матеріалів, до яких відносяться ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111. Залежно від складу оболонки і сердечника можливе отримання необхідного хімічного складу наплавленого металу з необхідними експлуатаційними властивостями. Як правило, розрахунок складу порошкового електрода ведеться виходячи з взаємодії хімічних елементів для отримання заданого хімічного складу і необхідних властивостей наплавленого металу. Дані з цих питань наведені в відомих літературних джерелах [5, 101], присвячених різним технологічним аспектам широкошарового наплавлення. Авторами цих робіт описані особливості технологічних рішень по застосуванню порошкових стрічкових електродів для високопродуктивного наплавлення поверхонь.

Необхідні геометричні розміри (більшу ширину) наплавленого шару можна отримати за рахунок використання електродного матеріалу відповідного розміру,

використання багатоелектродного наплавлення, наплавлення коливним електро-дом і іншими прийомами. Одним з найбільш поширених є спосіб однопрохідної наплавки в один валик. Досягнення необхідного хімічного складу залежить від долі участі основного металу в наплавленому, що розраховується по виразу [102]:

$$m = \frac{F_{np}}{F_{np} + F_n} \cdot 100\% , \quad (1.2)$$

де F_{np} – площа проплавлення,

F_n – площа наплавленого металу.

Частку участі основного металу в наплавленому можна регулювати за допомогою режимів наплавки, вибором конструкції порошкового електродного матеріалу. Отримання необхідного хімічного складу в наплавленому шарі багато в чому залежить від частки участі основного металу в наплавленому [103] і залежить від способу наплавки. Тому наплавлення прагнуть виконувати на таких режимах, щоб частка основного металу в наплавленому була мінімальною. Цього можна досягти, якщо наплавлений шар наноситься на поверхню, на яку треба зробити наплавлення, по лінії сплавлення подібно паянню, тобто наплавлений шар стикається по прямій лінії з поверхнею основного металу.

Підвищення терміну роботи контактних поверхонь конусів і чаш засипних апаратів доменної печі можна досягти наплавленням зносостійкими матеріалами з застосуванням порошкових стрічкових електродів з поперечними коливаннями на ширину контактної поясу. Даний процес описаний в роботі [104], де він здійснювався в два шари (товщиною 4 мм кожен) з поворотом деталі на заданий кут у напрямку до початкової точки при русі електрода по твірній конуса. У цьому випадку було отримано задовільне формування наплавленого шару при високій швидкості наплавки (36...41 м/год).

Авторами роботи [105] для підвищення продуктивності і якості процесу та для наплавлення під флюсом шару значної ширини запропоновано спосіб з використанням електрода, що складається з декількох стрічок. При використанні

складового електрода продуктивність наплавки підвищується до 20 г/(А·год) і з'являється можливість регулювати процес формування наплавленого валика, а також глибину проплавлення.

Разом з використанням стрічкових електродних матеріалів, проводилися дослідження з використанням багатоелектродної наплавки дровими електродами. В роботі [106] здійснювали наплавлення дев'ятьма електродними дротами Св-08, діаметром 3 мм, шару висотою 7...8 мм та шириною 150 мм з задовільним формуванням валика.

При багатоелектродному наплавленні слід враховувати, що зростання продуктивності процесу за рахунок збільшення ширини наплавляемого шару досягається за рахунок збільшення зварювального струму при збереженні напруги і швидкості наплавки незмінними [107]. Крім цього, на процес наплавки істотно впливає розстановка електродів. Зменшення відстані між ними дозволяє зменшити глибину проплавлення, але при цьому спостерігається хвилястість лінії сплавляння.

Якщо обробляється велика поверхня виробу, то наплавка передбачає нанесення паралельних валиків. Для забезпечення суцільності наплавленого металу валики повинні перекриватися. У місцях перекриття можливе формування структури, відмінної від структури одиночного валика. В літературі відсутні дані про мікроструктуру металу, наплавленого порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 з перекриттям. Аналіз способів наплавки показує, що найбільш сприятливими, з точки зору формування наплавленого шару і зносостійкої фази, можна вважати способи, при яких можливо отримати заданий хімічний склад при мінімальному перемішуванні наплавленого металу з основним, з застосуванням оптимальних параметрів режимів.

Використання механізованого багатоелектродного способу наплавки порошковими стрічками з використанням поперечного магнітного поля [108] дозволяє отримати наплавлений шар без перекриття валиків і хвилястості лінії сплавляння. При цьому ширина наплавленого шару може досягати 300 мм. Переміщення дуги між електродними порошковими стрічками здійснюється під дією

магнітного поля, а утворення спільної ванни сприяє більш рівномірному формуванню наплавленого шару і розподілу зносостійкої фази.

Використання магнітного поля при дуговому зварюванні та наплавленні відоме досить давно; наприклад, воно описано в класичних роботах [108-110]. Магнітне поле дозволяє переміщати і навіть обертати дугу відносно шва (наплавки), що дає можливість керувати процесами наплавки, величиною зони перегріву, формою наплавленого валика і іншими параметрами [109-111]. Крім того, накладення магнітного поля на зону зварювання (наплавки) підвищує металургійну якість (щільність) металу шва (наплавленого шару). У роботах [112, 113], відзначено зниження глибини проплавлення основного металу, збільшення швидкості розплавлення електродного дроту, про подрібнювання структури металу шва під впливом магнітного поля. Відомо застосування наплавки в магнітному полі для відновлення зношених деталей [114, 115]. Незважаючи на велику кількість опублікованих матеріалів, вплив магнітного поля на фазово-структурний стан шарів, що формуються електродуговим наплавленням, залишається недостатньо вивченим. Особливо це стосується покриттів триботехнічного призначення, що складаються з великої кількості зміцнюючих твердих фаз (карбідів, боридів, нітридів, та ін.), таких як «Сормайт», 500X40H40C2PЦ, «Ledurit» та їм подібні.. Ці покриття за хімічним складом та структурою відповідають високолегованим білим чавунам, які містять в структурі карбідні (боридні) евтектики. Накладення магнітного поля може впливати на кристалізацію евтектики, зумовлюючи її будову та властивості [116].

1.3 Особливості зношування металевих поверхонь при підвищеній температурі

Різні деталі машин та механізмів металургійної, хімічної, енергетичної промисловостей працюють в умовах зношування при підвищеній температурі [118]. Як правило, знос в цих умовах значно перевищує знос при звичайних температу-

рах. Це пояснюється комплексністю процесів, які відбуваються на металевій поверхні в процесі зношування та наявністю факторів, які притаманні саме високотемпературному зношуванню. В залежності від конкретних умов до цих факторів можуть відноситися: а) пом'якшення металевої поверхні при нагріві; б) окислення поверхні; в) знеуглецювання (для сплавів із підвищеним вмістом вуглецю); г) науглецювання (для сплавів із низьким вмістом вуглецю); г) фазово-структурні перетворення; д) термічна втома; д) дифузійне збагачення/збіднення тощо. Вказані фактори посилюють руйнівну дію всіх механізмів зношування (адгезійного, абразивного, ерозійного), призводячи до інтенсивної деградації поверхні.

Для технологічного обладнання, що працює в умовах підвищених температур, найбільш характерним є ерозійне зношування. Під ерозією розуміють руйнацію поверхні під дією динамічного потоку (газу, рідини, часток) [119]. Процес руйнування може носити як малоцикловий, так і багато цикловий характер (в останньому випадку він має признаки втоми).

Особливості ерозійного зношування при підвищених температурах описано в численних публікаціях [74, 75, 120-134]. Так, в роботі [120] вказано, що фітінги обладнання піролізу етилену, які виготовляють із хромонікелевих сплавів Incoloy 800H (20Cr-30Ni-Fe), HK40 (25Cr-20Ni), HP-Modified (25Cr-35Ni-Fe), 35Cr-45NiFe), працюють при температурі 1000...1150 °C і піддаються ерозійному впливу суміші пари із гідрокарбонними продуктами піролізу (етан, пропан, бутан), що призводить до їх зношування і до відкладення сажі на поверхні. Сажа спричиняє науглецювання, яке знижує вміст хрому в матриці та викликає розтріскування поверхні фітінгів. Для видалення сажі піролізні пічі продувають пароповітряною сумішшю, нагрітою до 800...1000 °C, що призводить до окислення науглецьованої поверхні фітінгів. Таким чином умови експлуатації призводять до фізико-хімічної деградації поверхні, що істотно інтенсифікує її ерозійне руйнування.

При газовій ерозії високотемпературними газовими потоками відбувається сильне розм'якшення, або навіть розплавлення металу поверхні. Ослаблені поверхневі шари руйнуються шляхом виносу (викиду) окремих часток динамічним газовим потоком [121].

В роботі [122] описані умови формування ерозії поверхні ротора машини, що формує неорганічні ізоляційні волокна. На ротор подається струм розплавленого ($1500\text{ }^{\circ}\text{C}$) шлаку, який при попаданні на поверхню, що обертається, кристалізується з утворенням волокон. Зношення відбувається за рахунок ударів краплями шлаку і призводить до утворення на поверхні кільцевої канавки. З підвищенням швидкості обертання ротору строк його служби зменшується в кілька разів у зв'язку із збільшенням енергії удару крапель.

Гарячій ерозії абразивними частками (окислами заліза, мінеральними частками) піддаються трубопроводи, по яких в доменну піч нагнітається нагріте до $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ повітря (дугтя) [123]. Абразивні частки, що переносяться повітрям, спричиняють удари по розігрітих стінках трубопроводів, особливо на поворотах. Від газо-абразивної ерозії також виходять із ладу трубопроводи, що відводять доменний газ. Згідно із [123], газове середовище у доменній печі складається із газів CO_2 (14 %), CO (28,2 %), N_2 (55,0 %), CH_4 (0,4 %), H_2 (2,0 %), а пил, який переноситься доменним газом, складається із: SiO_2 (7,60 %), Al_2O_3 (3,36 %), CaO (7,40 %), MgO (1,38 %), Fe (31,20 %), Fe_2O_3 (35,03 %), Zn (0,20 %), C (4,00 %).

Ефективним засобом боротьби із газо-абразивною ерозією таким видом зношування є використання наплавки, або литих елементів із високолегованого Cr-V-чавуну із сфероїдальними карбідами ванадію [75]. Термічна обробка вказаних чавунів, яка забезпечує виділення із аустеніту дисперсних вторинних карбідів, підвищує їх зносостійкість в умовах ерозії частками Al_2O_3 при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ [124]. Автори пояснюють це зменшенням деформації матричних ділянок сплаву за рахунок їх дисперсійного зміцнення включеннями вторинних карбідів M_7C_3 .

При ерозії абразивними частками на поверхні може формуватися хвиле подібний рельєф із нерівномірністю зношування. Інтенсивність утворення такого рельєфу залежить від кута атаки та швидкості абразивних часток [123]. При збільшенні гарячої твердості сплаву формування хвилеподібного рельєфу ускладнюється, знос стає більш рівномірним [124].

Випробуваннями на абразивно-ерозійне зношування показано [119], що кут атаки потоку відносно поверхні відіграє вирішальний вплив на швидкість ерозії.

Для в'язких матеріалів залежність швидкості ерозії від кута атаки має екстремальний характер із максимумом при куті $\sim 30...40^\circ$. Для крихких матеріалів швидкість ерозії монотонно зростає по мірі збільшення кута атаки до 90° .

При достатньо високій швидкості абразивних часток можливо їх імпрегнування у поверхню, при цьому із ростом температури поверхні кількість шаржованих часток може зростати. Цей процес промодельований в роботі [125], де показано, що кількість імпрегнованих у сталеву поверхню часток кварцу розмірами $20...40$ мкм може збільшуватися із 5 % (950°C) до 17 % при 1000°C і до 28 % - 1050°C .

Шаржування поверхні абразивними частками може позитивно вплинути на ерозійну стійкість сталей. Як показано в роботі [126], розм'якшення поверхні аустенітної сталі в умовах абразивної ерозії при 650°C призводить до утворення захисного шару із змішаною структурою деформованого металу та абразивних часток. Автори цієї роботи вказують, що трибокорозійний синергізм сильно залежить від рівня легування сталі. Якщо в корозійностійкій сталі величина синергізму не перевищує 30 %, то в ферито-перлітній або мартенситній низьколегованих сталях синергізм становить понад 300 %. Також встановлено, що окислення поверхні може знижати інтенсивність ерозії при малих кутах атаки в разі утворення окисних шарів, здатних до швидкого спонтанного «самолікування» (має місце на поверхні корозійностійких сталей).

Гарячу ерозійну стійкість чавунів підвищують комплексним легуванням. Так, ванадійвміщуючі чавуни є схильними до сильного окислення внаслідок корозійного руйнування карбідів ванадію, тому монолегування ванадієм не є ефективним у випадку ерозії при підвищених температурах [127]. Добавки кобальту в 5%V-чавун значно підвищують його ерозійну стійкість за рахунок утворення комплексних оксидних плавок, які захищають карбіди ванадію від окислення. Введення 5 % нікелю також посилює високотемпературну ерозійну стійкість 5%V-чавуну шляхом стимуляції виділення вторинних карбідів та утворення захисної окисної плівки [74].

В статті [128] встановлено, що ерозійну зносостійкість високохромових

(16...26 % Cr) чавунів можна підвищити легуванням 3 % молібдену на 28...36 %. Молібден підвищує гарячу твердість карбідів M_7C_3 і забезпечує формування карбідів M_2C , які більш ефективно зміцнюють матрицю, аніж карбіди M_7C_3 .

Данні відносно поведінки сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ в умовах високотемпературного зношування, включаючи механізми руйнування їх поверхні, залишаються невисвітленими в науковій літературі.

1.4 Завдання дослідження

Аналіз літературних джерел показує, що наплавочні матеріали ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 використовуються протягом тривалого часу. У той же час, ряд питань, пов'язаних з формуванням структурного стану в металі, який наплавляється, залишаються недослідженими, що не дозволяє досягати максимальної зносостійкості покриттів, що наплавляються із застосуванням цих порошкових стрічок. До таких питань відносяться:

- а) визначення характеру структуроутворення в нерівноважних умовах кристалізації при наплавленні в порівнянні з термодинамічно рівноважним станом;
- б) формування мікроструктури в зоні перекриття при наплавленні паралельними валиками, а також при двошаровому наплавленні покриття;
- в) особливості розподілу мікроструктури та фазового хімічного складу по висоті наплавленого металу;
- г) вплив магнітного поля на формування макро- і мікроструктури наплавки;
- д) визначення рівня стійкості до високотемпературного окислення та гарячої міцності наплавки;
- д) визначення взаємозв'язку між мікроструктурою та зносостійкістю наплавленого металу в умовах ерозійного зношування при підвищеній температурі.

Зазначені питання входять в число завдань цієї дисертаційної роботи.

1.5 Висновки

1. Наплавочні порошкові матеріали ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 використовуються для нанесення покриттів на деталі, що працюють в умовах інтенсивного абразивного і ерозійного зношування при наявності помірних ударів і підвищених температур.

2. Найбільш перспективним варіантом використання порошкових стрічок ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 є широкошарова наплавка з перекриттям, що дозволяє досягти високої продуктивності наплавки при мінімальній частці участі основного металу в наплавленому.

3. Застосування магнітного поля дозволяє поліпшити стан макро- і мікроструктури наплавленого металу.

4. Визначені питання відносно структуроутворення в Fe-Cr-Ni-C сплавах для наплавки, що потребують поглибленого вивчення; сформульовано завдання даної дисертаційної роботи.

Результати досліджень даного розділу наведено в публікації [100].

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали та методи їх отримання (обробки)

В роботі досліджували сплави У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, отримані наплавленням із застосуванням порошкових стрічок ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111 (номінальний хімічний склад сплавів наведено в таблиці 1.1).

Наплавлення здійснювали електродуговим способом на механізованому автоматі АД-1004 з джерелом живлення ВДУ-1200 за такими параметрами: струм дуги – 700 ± 50 А, напруга – 32 ± 2 В, виліт – 50 мм, швидкість наплавлення – 32 м/год, швидкість подачі – 41 м/год. Основою для нанесення покриття слугувала листовая сталь 09Г2С (ГОСТ 19281-89) товщиною в 30 мм. Після наплавлення зразки охолоджували на спокійному повітрі.

Наплавлення в повздовжньому магнітному полі здійснювали за допомогою водоохолоджуваного соленоїда (200 витків, площа перерізу дроту – 9 мм^2), через який пропускали струм силою в 10 А і частотою в 50 Гц (рис. 2.1). Індукцію магнітного поля заміряли теслометром 43205.

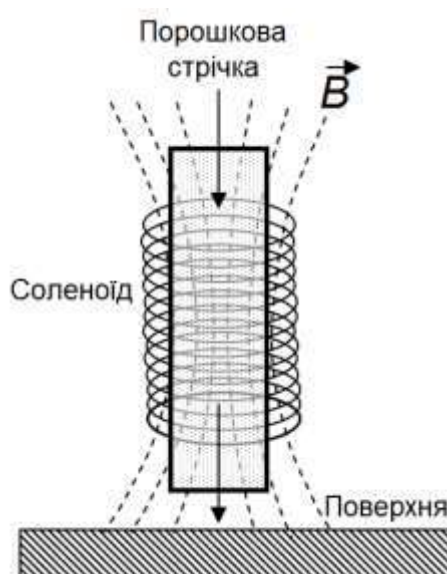


Рисунок 2.1 – Застосована схема наплавлення в повздовжньому магнітному полі.

Термічну обробку зразків проводили в лабораторній муфельній електропечі СНОЛ в атмосфері повітря. Коливання температури під час витримки не перевищувало ± 10 °С. Поверхню зразків захищали від окиснення засипкою з відпрацьованого вугільного карбюрізатора. Після термічної обробки зразки додатково шліфували для зняття поверхневого шару на глибину 2 мм.

2.2 Виготовлення зразків та їх підготовка до досліджень.

Зразки для випробувань та мікроструктурних досліджень вирізали з наплавленого шару відрізним абразивним кругом перпендикулярно до напрямку наплавлення. При цьому місце різку охолоджували водою для запобігання розігріву наплавленого металу. Поверхню вирізаних зразків шліфували абразивним кругом (карборунд, зерно 1,0...1,2 мм) на плоскошліфувальному станку. Зразки із шліфованою таким чином поверхнею використовували при випробуваннях на високотемпературне окислення та зношування. Шліфування на плоскошліфувальному станку також застосовували для зняття окисленого шару на поверхні зразків, підданих термічній обробці.

При виготовленні зразків для мікроструктурних досліджень шліфовані абразивним кругом поверхні продовжували шліфувати на абразивному папері з поступовим переходом до більш тонкого абразиву. Потім шліфовані зразки полірували алмазною пастою «АСН 7/5 НОМГ», після чого піддавали фінішному поліруванню на сукні, застосовуючи водневу емульсію окису хрому.

Макроструктуру зразків виявляли травленням шліфованої поверхні в 15%-му спиртовому розчині азотної при кімнатній температурі. Для виявлення мікроструктури поліровану до дзеркального блиску поверхню піддавали тривалому травленню при кімнатній температурі у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

2.3 Металофізичні методи досліджень

Дослідження мікроструктури виконували з використанням оптичних мікроскопів «Neophot-21» (Carl Zeiss), «Eclipse M200» (Nikon) та сканувальних електронних мікроскопів (CEM) «JSM-6510 LV» (JEOL) і «Ultra 55» (Carl Zeiss).

Об'ємну частку та розміри мікроструктурних складових підраховували за методом Розівалія по оцифрованих зображеннях мікроструктури із застосуванням комп'ютерної програми «PixelAnalyzer», розробленої на кафедрі матеріалознавства та перспективних технологій ПДТУ.

Міжфазний розподіл хімічних елементів досліджували методом енергодисперсійної спектроскопії (EDS) за допомогою детектора JED-2300 JEOL. Розподіл хімічних елементів вивчали в локальному (EPMA – Electron Probe Micro-Analysis), планарному (Elemental Mapping) і лінійному (LineScan) режимах. Результатами EPMA-аналізу вважали середнє 4...5 вимірів, виконаних у межах аналізованої області. Топологію поверхні зношених зразків досліджували за допомогою лазерного мікроскопа «Optelics HYBRID L3-SMZ» (Lasertec Corporation). Фазовий хімічний склад визначали рентгеноструктурним методом із використанням дифрактометра «Pro IV» (Rigaku) у $\text{CuK}\alpha$ -випромінюванні.

Термодинамічне моделювання виконували за допомогою комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software», моделювання процесу кристалізації – за допомогою комп'ютерної програми «ProCAST» на основі методу кінцевих елементів.

Дослідження стійкості сплавів до високотемпературної корозії проводили гравіметричним методом. Зразки завантажувались в нагріту піч в алундових тиглях, де витримувались в атмосфері повітря протягом 6 год. Стійкість до окислення оцінювали питомим приростом маси з одиниці площі поверхні. Приріст маси зразку визначали на аналітичних вагах із дискретністю вимірювання 0,0001 г.

2.4 Випробування на механічні й трибологічні властивості

Твердість заміряли за методом Роквела за шкалою «С». Мікротвердість структурних складових визначали за допомогою твердоміра FM-300 Future-Tech при навантаженні в 10...50 г. Значенням твердості (мікротвердості) вважали середнє від 5...7 вимірів.

Випробування на твердість при підвищених температурах проводили на твердомірі Роквелла конусом із твердого сплаву при навантаженні в 60 кг. Нагрівання зразків розмірами 10x10x10 мм до заданої температури виконували в печі, розташованій поряд із твердоміром. У процесі нагрівання та при випробуваннях зразки знаходились у глухому отворі діаметром у 15 мм в сталевій пластині (сталь 09Г2С) товщиною в 15 мм (нагріта пластина забезпечувала повільне охолодження зразка при випробуванні). Проміжок між зразком та внутрішньою поверхнею отвору в пластині закладали мінеральною ватою для теплоізоляції. На поверхню пластини (за винятком поверхні зразка) укладали листовий азбест. Нагріту пластину розміщали на холодну сталеву прокладку товщиною в 10 мм, розташовану на столику твердоміру (рис. 2.2). Нагрівання виконували впродовж часу, необхідного для прогрівання зразка разом з пластиною до заданої температури (контролювали термопарою): при 500 °С – 60 хв.; 650 °С – 45 хв., 800 °С – 30 хв. З одного нагрівання виконували 3...4 вимірювання.

Випробування на абразивне зношування проводили за схемою «Three-body-abrasion» напівзакріпленим абразивом (рис. 2.3). При випробуваннях на абразивне зношування зразок розмірами 5x10x25 мм притискається силою в 10 Н до гумового валика діаметром у 40 мм, який обертається із швидкістю в 300 об/хв. В ході випробувань використовували корундовий пісок крупністю у 0,2...0,6 мм. Зношування оцінювали зважуванням на аналітичних вагах з дискретністю вимірювання в 0,0001 г. Після п'яти хвилин випробування (цикл) зразок зважували для побудови кумулятивної кривої зношування (загальна кількість циклів – 6).

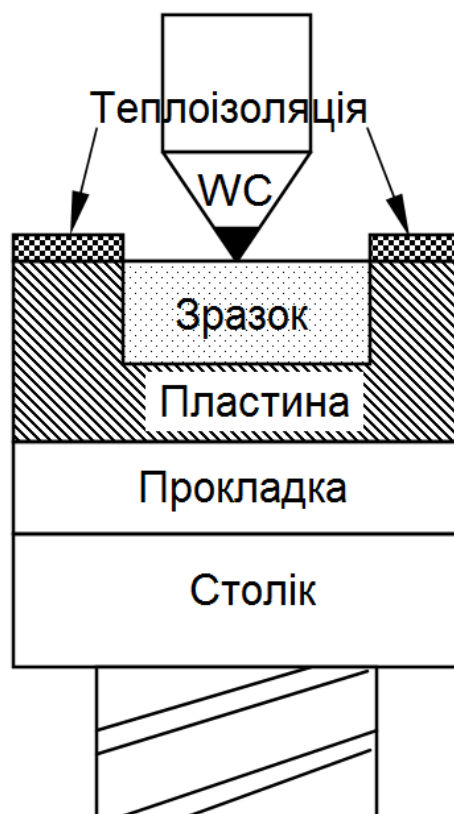


Рисунок 2.2 – Схема розташування зразка при випробуваннях на твердість при підвищеній температурі.

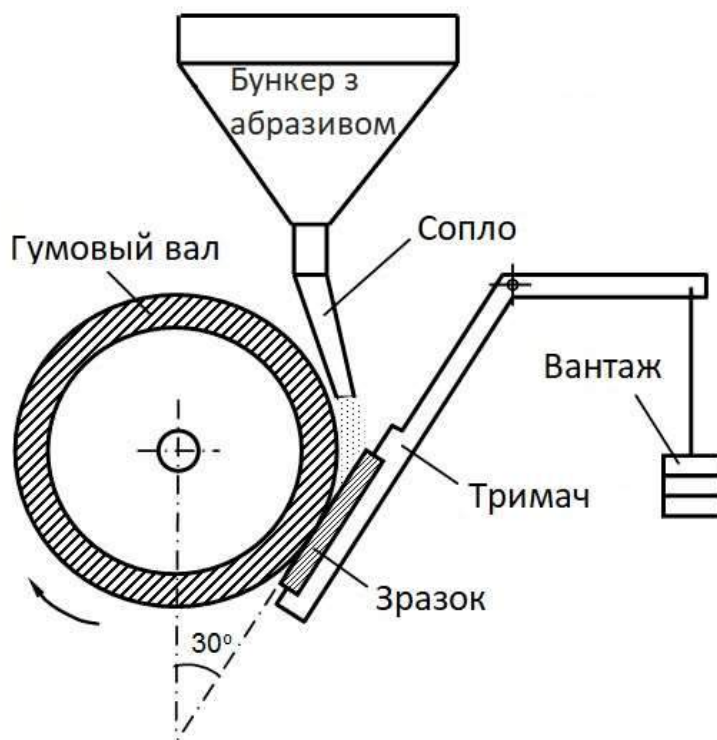


Рисунок 2.3 – Схема випробування на абразивне зношування напівзакріпленим абразивом.

Випробування на високотемпературну ерозію виконували на установці, схема якої представлена на рисунку 2.4 [124]. В якості ероденту використовували гострокутовий (показано стрілками на рис. 2.5) корундовий пісок крупністю в 0,08...0,15 мм. Умови проведення випробувань наведені в таблиці 2.1.

Для випробувань на ерозію застосовували зразки розмірами в 20x50x50 мм (робоча поверхня, що піддавалась зношуванню, має розміри 50x50 мм). Зразки зважували до та після випробувань за допомогою електронних важелів з дискретністю вимірювання в 0,001 г. Швидкість ерозії розраховували діленням об'ємного зношування на загальну витрату ероденту [124]. Об'ємний знос знаходили діленням втрати маси на питому масу зразку. Втрату маси знаходили за виразом:

$$\Delta M = \Delta m_{\text{випр.}} - \Delta m_{\text{окс}}, \quad (2.1)$$

де $\Delta m_{\text{випр.}}$ – втрата маси при випробуваннях;

$\Delta m_{\text{окс}}$ – приріст маси за рахунок високотемпературного окиснення (знаходили за результатами випробувань на високотемпературну корозію, результати яких наведені в розділі 5).



а)



б)

Рисунок 2.4 – Схема (а) та зовнішній вигляд (б) устаткування для випробувань на ерозійне зношування при підвищеній температурі.

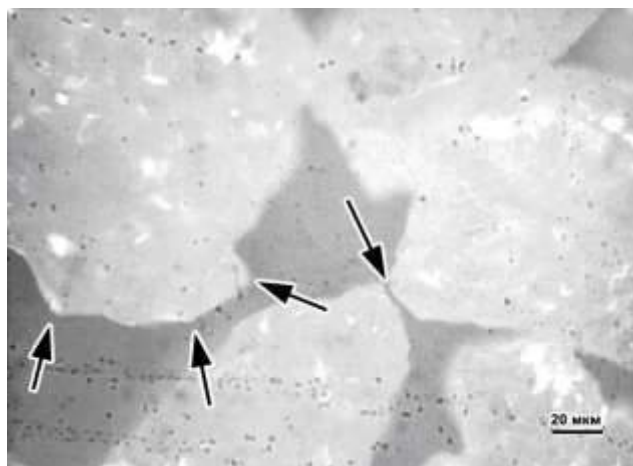


Рисунок 2.5 – Корундовий пісок, що використовували при випробуваннях на ерозійне зношування.

Таблиця 2.1 – Умови проведення абразивно-ерозійних випробувань

Температура ероденту, °С	500, 800
Температура зразка, °С	500, 800
Температура повітря, °С	500
Інтенсивність повітряного потоку, л/хв.	450
Кут атаки ероденту, град	30
Маса ероденту, кг	2

2.5 Методика повного факторного планування експерименту

В роботі при виконанні досліджень використано планування повного факторного експерименту (ПФЕ) 3^2 [129], який дозволяє отримати досить повну інформацію про об'єкт, що аналізується, у вигляді регресійних рівнянь четвертого ступеню виду:

$$y = b_0 + b_1X_1 + b_2X_2 + b_3X_1X_2 + b_4X_1^2 + b_5X_2^2 + b_6X_1^2X_2^2 + b_7X_1X_2^2 + b_8X_1^2X_2, \quad (2.2)$$

де y – результат експерименту;

$b_0, b_1 \dots b_8$ – коефіцієнти;

X_1 і X_2 – незалежні параметри (фактори).

План ПФЕ 3^2 передбачає варіювання двома незалежними факторами на трьох рівновіддалених рівнях, що передбачає реалізацію $3^2=9$ експериментів. План ПФЕ 3^2 відповідає вимогам симетричності, нормування, ортогональності і ротатбельності [129]. Повне факторне планування передбачає кодування факторів, тобто перехід від їх натурального масштабу до кодованого. Оскільки рівні факторів є рівновіддаленими, то для їх кодового позначення застосували коефіцієнти ортогональних поліномів Чебишева (табл. 2.2) [129]. З урахуванням кодованих факторів матриця ПФЕ 3^2 має вигляд, представлений у таблиці 2.3.

Таблиця 2.2 – Коефіцієнти ортогональних поліномів Чебишева, що відповідають головним ефектам незалежних факторів

Число рівнів	Рівень фактору (F_i)	Лінійний (x_i)	Квадратичний (z_i)
3	0	-1	1
	1	0	-2
	2	1	1

Таблиця 2.3 – Матриця ПФЕ 3^2 в кодованому масштабі

№ з/п	F_1	F_2	x_0	x_1	x_2	x_1x_2	z_1	z_2	z_1z_2	x_1z_2	x_2z_1
1	0	0	1	-1	-1	1	1	1	1	-1	-1
2	1	0	1	0	-1	0	-2	1	-2	0	2
3	2	0	1	1	-1	-1	1	1	1	1	-1
4	0	1	1	-1	0	0	1	-2	-2	2	0

Таблиця 2.3 (продовження)

№№ з/п	F ₁	F ₂	x ₀	x ₁	x ₂	x ₁ x ₂	z ₁	z ₂	z ₁ z ₂	x ₁ z ₂	x ₂ z ₁
5	1	1	1	0	0	0	-2	-2	4	0	0
6	2	1	1	1	0	0	1	-2	-2	-2	0
7	0	2	1	-1	1	-1	1	1	1	-1	1
8	1	2	1	0	1	0	-2	1	-2	0	-2
9	2	2	1	1	1	1	1	1	1	1	1

Коефіцієнти моделі (2.2) розраховували за виразами [129]:

$$\begin{aligned}
 b_0 &= \sum \frac{y_i}{N}; \quad b_1 = \sum \frac{y_i x_{1i}}{N}; \quad b_2 = \sum \frac{y_i x_{2i}}{N}; \quad b_3 = \sum \frac{y_i (x_1 x_2)_i}{N}; \\
 b_4 &= \sum \frac{y_i z_{1i}}{N}; \quad b_5 = \sum \frac{y_i z_{2i}}{N}; \quad b_6 = \sum \frac{y_i (z_1 z_2)_i}{N}; \quad b_7 = \sum \frac{y_i (x_1 z_2)_i}{N}; \\
 b_8 &= \sum \frac{y_i (x_2 z_1)_i}{N},
 \end{aligned} \quad (2.3)$$

де y_i – результат досліджу;

$N=8$ – загальна кількість дослідів.

Оскільки ПФЕ 3² відповідає умові ортогональності, значимість коефіцієнтів регресії перевіряли шляхом співставлення величини коефіцієнту із його довірчим інтервалом, який розраховується за формулою [129]:

$$\Delta_{b_i} = t_{\alpha; f_1} S_{b_i}, \quad (2.4)$$

де t – критерій Ст'юдента, взятий в залежності від рівня значимості (α) і числа ступенів свободи (f_1) при визначенні дисперсії досліджу S_y^2 ;

S_{b_i} - середньоквадратична похибка в визначенні коефіцієнту регресії.

Коефіцієнт вважали статистично значимим, коли виконувалась умова:

$$|b_i| \geq \Delta_{b_i}, \quad (2.5)$$

Середньоквадратичну похибку в визначенні коефіцієнтів регресії рівняння (2.2) знаходили за виразом:

$$S_{b_i}^2 = \frac{S_y^2}{nN}, \quad (2.6)$$

де n – кількість дублів при визначенні дисперсії дослідів.

Для визначення дисперсії дослідів один із дослідів (№ 5 – див. табл. 2.3) дублювали тричі. За результатами дублювання розраховували дисперсію дослідів за формулою [129]:

$$S_y^2 = \frac{\sum_{g=1}^{n_0} (y_{0_g} - \bar{y}_0)^2}{f_1}, \quad (2.7)$$

де y_{0_g} – результат g -го дубля (повтору);

$\bar{y}_0$ – середнє арифметичне значення дублів;

f_1 – число ступенів свободи ($f_1 = n - 1$).

Перевірку гіпотези про адекватність отриманих моделей проводили за допомогою F -критерію (Фішера), розрахункове значення якого визначали як [129]:

$$F_{f_1; f_2}^{\text{розр.}} = \frac{S_{\text{неад.}}^2}{S_y^2}, \quad (2.8)$$

де $S_{\text{неад.}}^2$ – дисперсія неадекватності, яку розраховують за формулою:

$$S_{неад.}^2 = \frac{\sum_{u=1}^N (y_{u_{розр.}} - y_{u_{експ.}})^2}{f_2}, \quad (2.9)$$

де $y_{u_{розр.}}$ і $y_{u_{експ.}}$ – значення відгуку в u -му досліді, розраховані відповідно по рівнянню регресії та визначені експериментально;
 f_2 – число ступенів свободи ($f_2 = N - k'$, де k' – число коефіцієнтів, що залишились після перевірки на адекватність).

Гіпотезу про адекватність рівняння приймали, якщо виконувалась умова:

$$F_{розр.} \leq F_{табл.} \quad (2.10)$$

Отриманні в роботі експериментальні результати піддавали стандартній статистичній обробці для визначення довірчого інтервалу розкиду значень. З цією метою кількість замірів в межах досліджуваної мікроструктурної складової становила: при визначенні мікротвердості – 5...7, при визначенні локального хімічного складу – 4...5, при підрахунку об'ємної долі фазово-структурних складових – 10...15. При визначенні абразивної зносостійкості кожний експеримент повторювали 3 рази, а при випробуваннях на високотемпературну ерозію – 2...3 рази.

2.6 Висновки

1. Матеріалом досліджень слугували сплави У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ, отримані електродуговим наплавленням із застосуванням порошкових стрічкових електродів ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111.

2. В роботі використана комплексна методика, яка поєднує металофізичні методи досліджень, стандартні методи визначення механічних властивостей і трибологічні випробування.

3. У роботі застосовано комп'ютерне моделювання та методи статистичної обробки експериментальних результатів.

Автор висловлює подяку професору Казумічі Шимідзу за надану можливість проведення ерозійних випробувань, а також мікроструктурних досліджень (SEM/EDS, оптична і лазерна мікроскопія, рентгеноструктурний аналіз) упродовж стажування автору в Муроранському інституті технології (Японія).

РОЗДІЛ 3

СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ В МЕТАЛІ, НАПЛАВЛЕНОМУ ПОРОШКОВИМИ СТРІЧКАМИ ПЛ АН-101 ТА ПЛ АН-111: КОМП'ЮТЕРНЕ МОДЕЛЮВАННЯ ТА АНАЛІЗ МІКРОСТРУКТУРИ

Нанесення захисних покриттів за допомогою електродугового наплавлення — одна з найбільш вживаних технологій відновлення й поверхневого зміцнення деталей машин. Серед великої різноманітності матеріалів, які використовують з цією метою, широке застосування знаходять високовуглецеві композиції на Fe-Cr-Ni основі, які мають у своїй структурі тверді карбідні фази. До них відносяться порошкові стрічки ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111. Хімічний склад наплавленого ними металу забезпечує формування структури, стійкої до абразивного, газоабразивного, ерозійного зношування при нормальній та підвищених температурах, що забезпечується високою корозійною стійкістю і жаростійкістю металевої матриці в поєднанні зі зміцнювальними карбідними фазами [4, 5]. Оскільки триботехнічні властивості наплавленого металу визначаються перш за все його мікроструктурою, то питання структуроутворення в наплавках на етапі формування первинної структури набувають важливого значення [6, 7]. Результати дослідження цих питань відносно наплавок, отриманих із використанням стрічок ПЛ АН-101 та ПЛ АН-111, викладені нижче в цьому розділі. Для вивчення характеру структуроутворення в наплавках було застосовано термодинамічне моделювання за допомогою комп'ютерного продукту «Thermo-Calc Software», який дозволяє будувати та аналізувати діаграми стану багатокomпонентних сплавів та визначати термодинамічні характеристики фазових складових структури [136]. У програмі «Thermo-Calc Software» використовується метод розрахунку рівноважних фазових діаграм CALPHAD, оснований на правилі адитивності Шейла [137].

3.1 Формування мікроструктури в Fe-Cr-Ni-C сплавах у рівноважних умовах

3.1.1 Структурутворення в металі, наплавленому порошковою стрічкою ПЛ АН-101 («Сормайт-1»)

На рисунку 3.1 показано діаграму стану системи Fe - 25 % Cr- 3 % Ni - 3 % Si - 2% Mn - C, до якої відноситься наплавка «Сормайт-1» (У30Х25Н3С3). Положення «Сормайту-1» на діаграмі визначається штриховою лінією. Як випливає із рисунка, У30Х25Н3С3 відноситься до заевтектичних сплавів. Його кристалізація починається при температурі нижче ніж 1355 °C (температура ліквідус) з утворення первинних ромбоєдричних карбідів M_7C_3 із решіткою просторової групи $R\bar{3}m$. В інтервалі 1260...1236 °C відбувається евтектична реакція «L→Аустеніт (FCC_A1)+ M_7C_3 ». В інтервалі 1236...830 °C сплав перебуває у двофазному стані, складаючись із аустеніту та карбідів M_7C_3 (первинних та евтектичних). При температурі нижче за 830 °C сплав знаходиться у трифазному стані, оскільки до означених вище фаз додається ферит (BCC_A2).

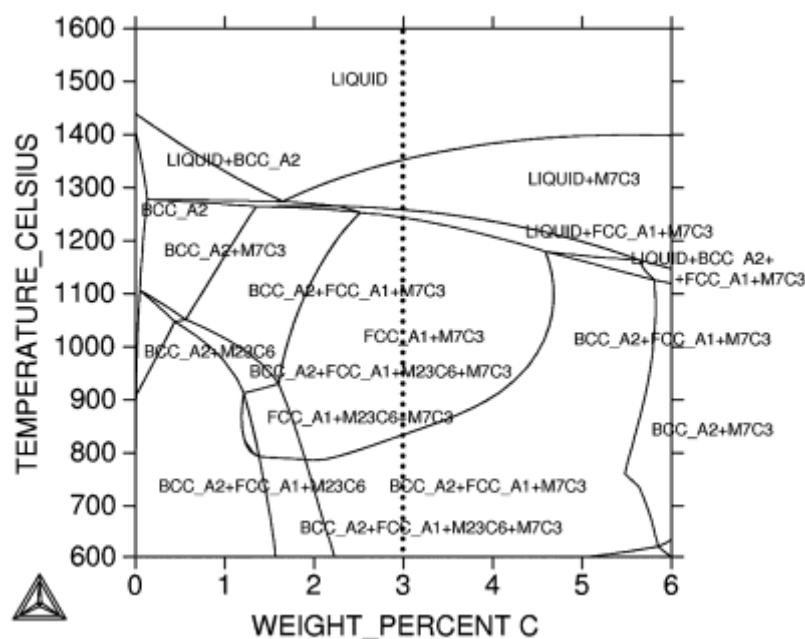


Рисунок 3.1 – Діаграма стану Fe - 25 % Cr - 3 % Ni - 3 % Si - 2 % Mn – C («Thermo-Calc Software»). Пунктиром позначено склад сплаву У30Х25Н3С3.

Зміна фазового складу в сплаві У30Х25Н3С3 при кристалізації ілюструється рисунком 3.2. До початку евтектичного перетворення сплав складається з 80 мол.% рідини і 20 мол.% первинних карбідів M_7C_3 , а після його завершення – із 64 мол.% аустеніту і 36 мол.% карбідів M_7C_3 (первинних та евтектичних). В інтервалі 1236...830 °С молярна частка карбідів поступово зростає до 39 мол.% із відповідним зниженням долі аустеніту. В інтервалі 830...620 °С відбувається поява й поступове збільшення частки фериту зі зниженням частки аустеніту; при 600 °С сплав У30Х25Н3С3 складається з 54 мол.% фериту, 41 мол.% M_7C_3 та 5 мол.% аустеніту.

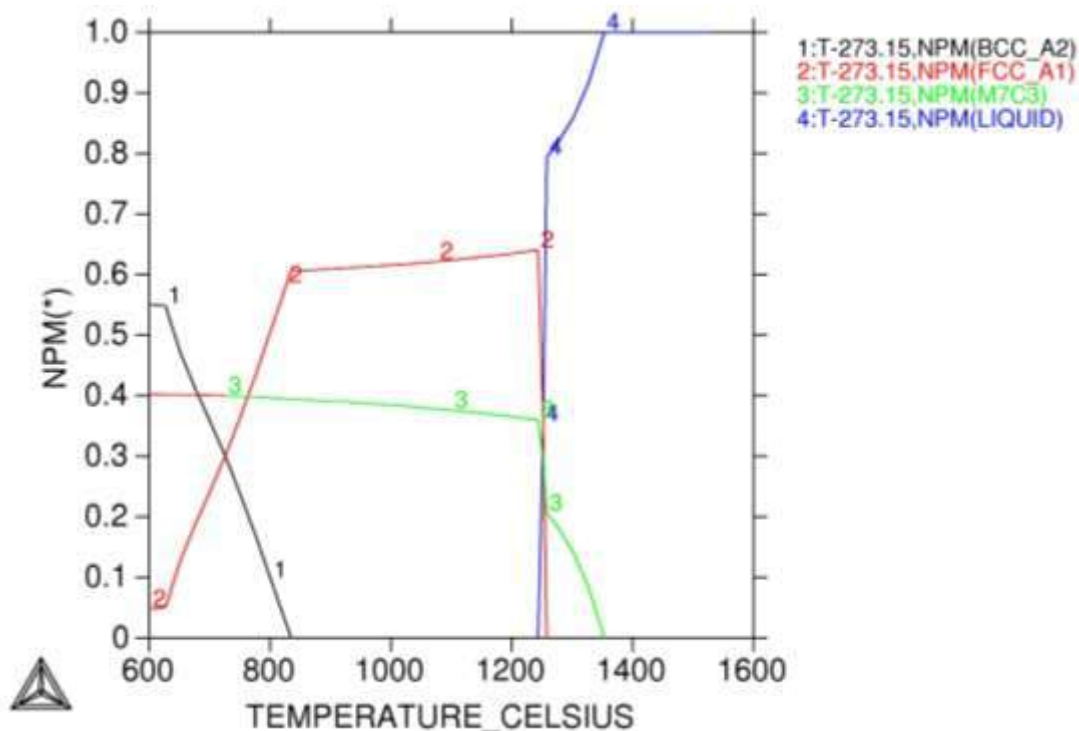


Рисунок 3.2. – Зміна фазового складу (в молярних частках) сплаву У30Х25Н3С3 залежно від температури («Thermo-Calc Software»).

Термодинамічні характеристики компонентів та хімічний склад фаз наведено в таблицях 3.1 і 3.2. Розрахунки виконано для температури 1000 К (727 °С) і тиску 10^5 Па (атмосферний). Для цих умов для сплаву У30Х25Н3С3 отримано: молярна маса – 48,29 г/моль; ентальпія (ΔH_{1000}°) – $1,40 \cdot 10^4$ Дж/моль; енергія Гіббса (ΔG_{1000}°) – $(-5,18 \cdot 10^4)$ Дж/моль.

Таблиця 3.1 – Термодинамічні характеристики компонентів у сплаві У30Х25Н3С3 за 1000 К та 10^5 Па («Thermo-Calc Software»)

Компоненти	Молярна доля	Активність	Потенціал, Дж/моль
C	0,121	$2,80 \cdot 10^{-2}$	$-2,97 \cdot 10^4$
Cr	0,232	$1,12 \cdot 10^{-3}$	$-5,65 \cdot 10^4$
Fe	0,553	$4,39 \cdot 10^{-3}$	$-4,51 \cdot 10^4$
Mn	0,018	$2,18 \cdot 10^{-5}$	$-8,92 \cdot 10^4$
Ni	0,025	$5,11 \cdot 10^{-4}$	$-6,30 \cdot 10^4$
Si	0,052	$8,29 \cdot 10^{-8}$	$-1,35 \cdot 10^5$

Таблиця 3.2 – Фазовий хімічний склад у сплаві У30Х25Н3С3 за 1000 К та 10^5 Па («Thermo-Calc Software»)

Фаза	Вміст елементів, мас. %:					
	C	Cr	Mn	Ni	Si	Fe
BCC_A2#1 (ферит)	0,001	1,88	1,16	1,92	5,22	89,82
FCC_A1#1 (аустеніт)	0,06	2,42	3,28	6,76	3,83	83,65
M7C3#1 (карбід M_7C_3)	8,88	70,18	1,54	0,28	0,00	19,12

З таблиці 3.2 випливає наявність суттєвої міжфазної ліквідації елементів в сплаві. При 727 °С основна маса аустенітоутворювальних елементів – марганцю й нікелю – сконцентровано в аустеніті, у той час, як феритоутворювальний кремній сконцентрований більшою мірою у фериті. Уміст хрому приблизно однаковий в обох фазах. Карбід M_7C_3 вміщує (окрім хрому) залізо, марганець та нікель. Аустеніт має низький вміст вуглецю, що пов'язано з твердофазною реакцією виділення карбідів M_7C_3 .

Згідно з набором фаз, отриманим термодинамічними розрахунками, структура сплаву У30Х25Н3С3 має складатися з первинних карбідів M_7C_3 та карбідної евтектики «Матриця + M_7C_3 », де матриця – суміш перліту та залишкового аустеніту.

3.1.2 Структуроутворення в металі, наплавленому порошковою стрічкою ПЛ АН-111 (500Х40Н40С2РЦ)

Діаграма стану системи Fe-40 % Cr-40 % Ni-2 % Si-1 % Mn-C наведено на рисунку 3.3, а його фазовий склад при різних температурах – на рисунку 3.4. Положення сплаву 500Х40Н40С2РЦ на діаграмі визначено штриховою лінією.

Ця діаграма не враховує мікролегування сплаву 500Х40Н40С2РЦ цирконієм у зв'язку з відсутністю цього елементу в базах даних TCMP2 і TCFE9, використаних при моделюванні. Оскільки цирконій є сильним карбідоутворювальним елементом, він майже повністю зв'язується з вуглецем у кубічний карбід ZrC_x , який кристалізується безпосередньо з рідини при високих температурах (до утворення карбідів хрому) [138]. У молекулі цього карбіду співвідношення атомів цирконію та вуглецю становить 7,6:1. При середньому вмісті цирконію в сплаві 500Х40Н40С2РЦ у кількості 0,5 % цирконій зв'яже лише 0,06 % С. Таким чином, його присутність в означеній кількості суттєво не вплине на характер кристалізації сплавів системи Fe-40 % Cr-40 % Ni-2 % Si-1 % Mn-C. Таким чином, отриману діаграму можна використовувати для прогнозування структури в сплаві 500Х40Н40С2РЦ.

Як і у випадку із «Сормайт-1», 500Х40Н40С2РЦ відноситься до заевтектичних сплавів. Його кристалізація починається при 1491 °С виділенням із рідини первинних карбідів M_7C_3 (максимально виділяється 48 мол.% M_7C_3). Залишок рідини кристалізується за евтектичною реакцією «L→Аустеніт (FCC_A1)+ M_7C_3 » у температурному інтервалі 1285...1263 °С; після завершення реакції сплав складається з 62,5 мол.% карбідів M_7C_3 і 37,5 мол.% аустеніту.

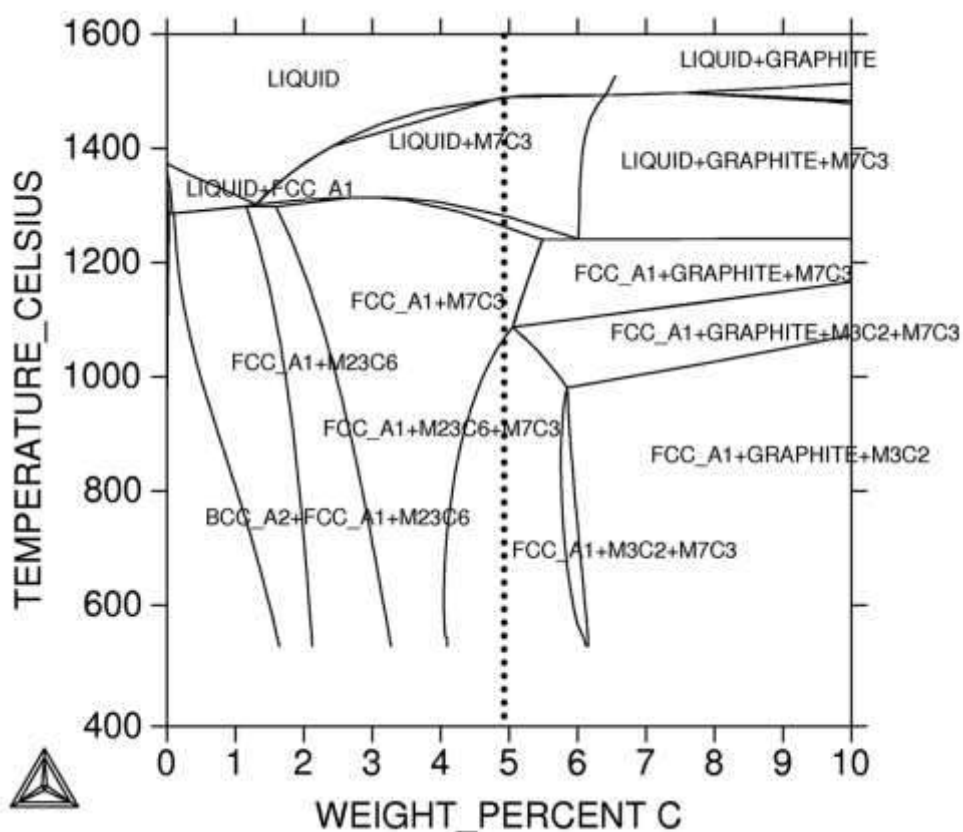


Рисунок 3.3 – Діаграма стану Fe - 40 % Cr- 40 % Ni - 2 % Si - 1 % Mn - C («Thermo-Calc Software»). Пунктиром позначено склад сплаву 500X40H40C2РЦ.

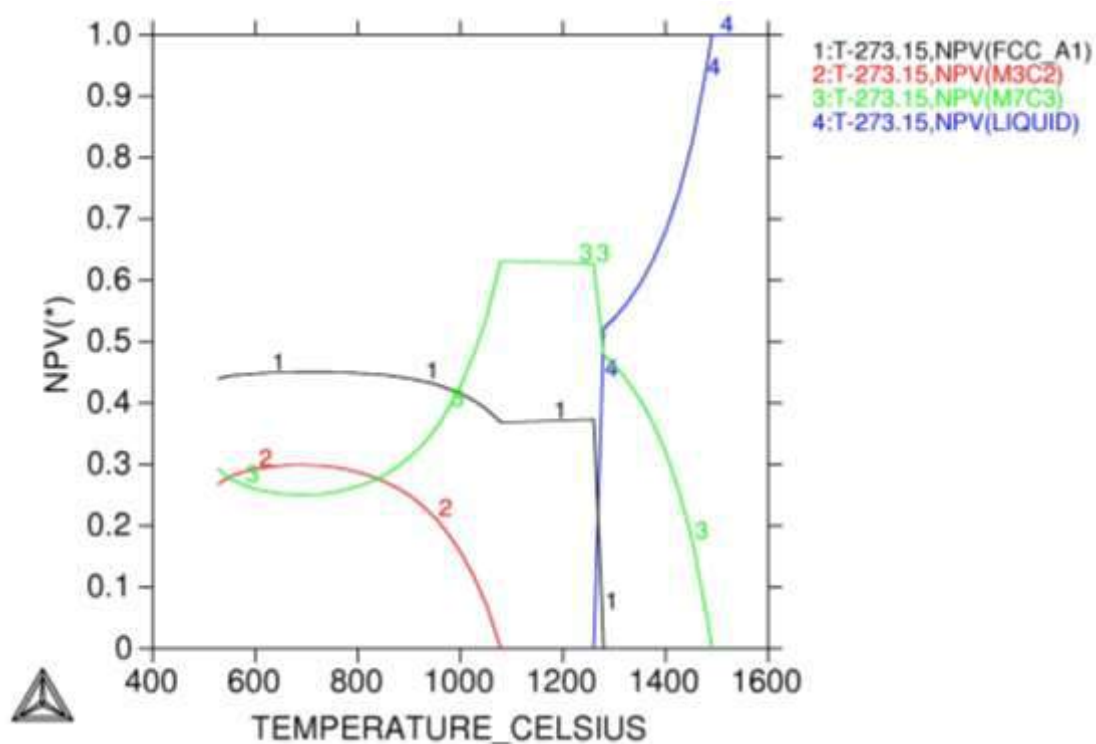


Рисунок 3.4 – Зміна фазового складу (в молярних частках) сплаву 500X40H40C2РЦ залежно від температури («Thermo-Calc Software»).

При температурах нижче ніж 1081 °С у сплаві відбуваються карбідні перетворення: спочатку в інтервалі 1081...690 °С протікає перетворення карбіду M_7C_3 в аустеніт і карбід M_3C_2 , унаслідок чого кількість карбіду M_7C_3 зменшується до 25 мол.%, а кількість аустеніту і карбіду M_3C_2 зростає до 45 мол.% і 30 мол.% відповідно. Потім в інтервалі температур 690...500 °С має місце зворотне перетворення «Аустеніт + $M_3C_2 \rightarrow M_7C_3$ », яке призводить до збільшення частки карбіду M_7C_3 до 29,5 мол.% із відповідним зменшенням частки аустеніту до 44 мол. % і карбіду M_3C_2 – до 26,5 мол. %.

Як впливає з рисунку 3.3, у сплаві 500X40H40C2РЦ у термодинамічно рівноважних умовах відсутня графітна фаза. Утім, уже при 5,5 % С сплав вміщує у своєму складі графіт, який утворюється в сплавах із 5,5...6,0 % С при 1240 °С за евтектичною реакцією «L→Аустеніт (FCC_A1) + M_7C_3 + Графіт». При вмісті вуглецю вище за 6,0 % графіт починає кристалізуватися із рідини при температурі вище ніж 1500 °С, ще до появи первинних карбідів M_7C_3 . Згідно з результатами моделювання кількість графіту становить 3 і 4 мол. % при 5,5 і 6,0 мас. % С, відповідно. Таким чином, сплав 500X40H40C2РЦ досить близько розташований до концентраційного інтервалу існування графітної фази, що є важливим з огляду на негативний вплив останнього на абразивну (ерозійну) зносостійкість сплавів. При незначних коливаннях складу порошкової стрічки, або внаслідок недостатнього усереднення елементів в об'ємі наплавлення в ньому можуть виникнути зони, збагачені на вуглець, де створяться умови для формування графіту.

Термодинамічні характеристики компонентів та хімічний склад фаз (для 1000 К та атмосферного тиску) наведено в таблицях 3.3 і 3.4. Для сплаву 500X40H40C2РЦ молярна маса становить 48,47 г/моль, ентальпія (ΔH_{1000°) – $1,48 \cdot 10^4$ Дж/моль; енергія Гіббса (ΔG_{1000°) – $(-1,90 \cdot 10^4)$ Дж/моль.

Як впливає з таблиці 3.4, нікель і кремній практично повністю зосереджені в аустеніті, у той час як вуглець і хром - у карбідах M_7C_3 і M_3C_2 . Із порівняння даних таблиць 3.2 і 3.4 видно, що карбіди в сплаві 500X40H40C2РЦ вміщують значно більше хрому (на 16...16,5 %) і значно менше заліза (на 13...19 %), аніж в сплаві У30Х25Н3С3.

Таблиця 3.3 – Термодинамічні характеристики компонентів у сплаві 500X40H40C2РЦ за 1000 К та 10^5 Па («Thermo-Calc Software»)

Компоненти	Молярна частка	Активність	Потенціал, Дж/моль
C	0,121	$3,28 \cdot 10^{-3}$	$-4,76 \cdot 10^4$
Cr	0,372	$5,33 \cdot 10^{-1}$	$-5,22 \cdot 10^3$
Fe	0,119	$1,76 \cdot 10^{-1}$	$-4,44 \cdot 10^4$
Mn	0,00882	$8,32 \cdot 10^{-4}$	$-5,90 \cdot 10^4$
Ni	0,0330	$2,91 \cdot 10^{-1}$	$-1,026 \cdot 10^4$
Si	0,0345	$4,99 \cdot 10^{-7}$	$-1,21 \cdot 10^5$

Таблиця 3.4 – Фазовий хімічний склад у сплаві 500X40H40C2РЦ за 1000 К та 10^5 Па («Thermo-Calc Software»)

Фаза	Вміст елементів, мас. %:					
	C	Cr	Mn	Ni	Si	Fe
FCC_A1#1 (аустеніт)	0,0001	13,18	1,75	60,45	2,75	21,96
M7C3#1 (карбід M_7C_3)	8,92	86,19	1,53	0,007	0,00	3,36
M3C2#1 (карбід M_3C_2)	13,33	86,67	0,00	0,00	0,00	0,00

Таким чином, згідно з термодинамічними розрахунками мікроструктура сплаву 500X40H40C2РЦ має складатися з аустеніту, гексагонального карбіду M_7C_3 і ромбічного карбіду M_3C_2 .

3.2 Комп'ютерне моделювання кристалізації наплавленого покриття

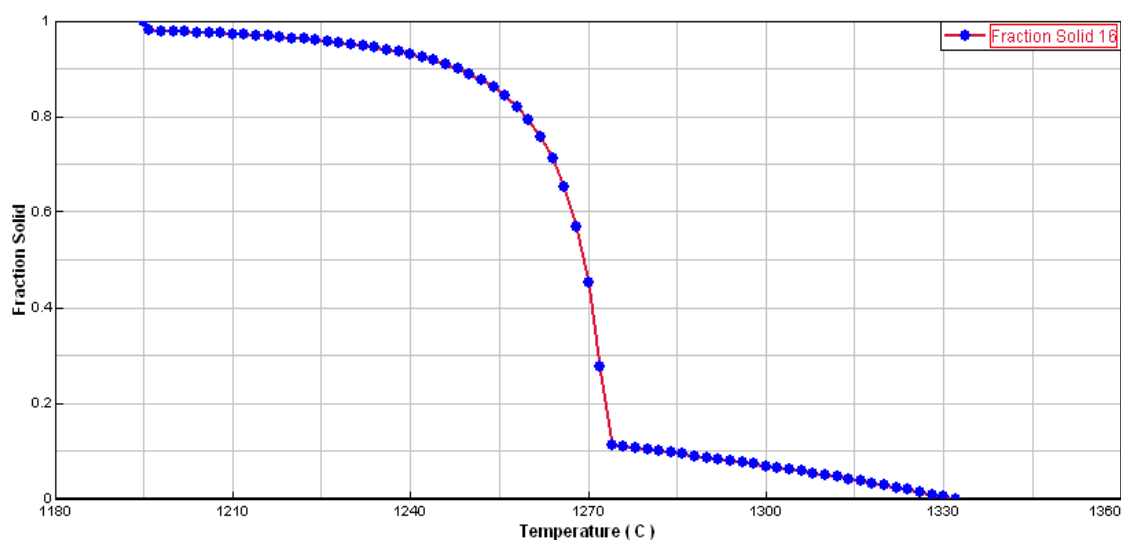
На відміну від рівноважних умов, структуроутворення при наплавленні може відбуватися за іншим сценарієм, що пов'язано з технологічними особливостями процесу. Для дослідження температурно-часових умов кристалізації та твердофазних перетворень застосували комп'ютерне моделювання на основі методу кінцевих елементів [138, 139]. Оскільки формування наплавленого металу багато в чому схоже з кристалізацією литва, у цій роботі використано програмне забезпечення, що застосовується для проектування ливарних технологій [140]. Моделювання проводилося в середовищі програмного продукту «ProCAST» для випадку наплавлення сплаву 500X40H40C2РЦ порошковою стрічкою ПЛ АН-111 за такими умовами: основа - сталевий лист товщиною в 20 мм із низьковуглецевої сталі (0,10 % С; 1,5 % Мп; 0,5 % Si); висота та ширина валика – 10 і 30 мм відповідно; температура зварювальної ванни – 1700 °С [141, 142].

На рисунку 3.5 наведено результати термодинамічного моделювання кристалізації сплаву 500X40H40C2РЦ. Як впливає з рисунку 3.5а, кристалізація протікає в інтервалі температур 1332...1195 °С. В інтервалі 1332...1274 °С згідно з рисунком 1, б, із рідини виділяються первинні карбіди M_7C_3 (рис. 3.5, б). Кількість карбідів (Q) нарастає з пониженням температури (t, °С) за лінійною залежністю:

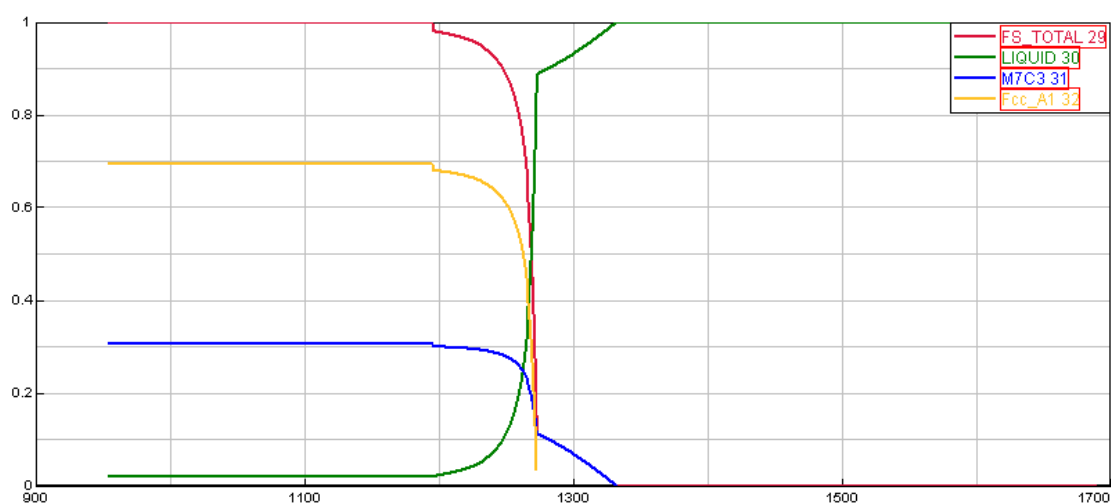
$$Q_{M_7C_3} = -0,19t + 248,5. \quad (3.1)$$

На момент завершення виділення первинних карбідів об'ємна частка твердої фази становить 11 мол. %. Кристалізація залишкової рідини протікає в інтервалі 1274...1195 °С за евтектичною реакцією «L→Аустеніт + M_7C_3 ». Необхідно зазначити, що евтектичне перетворення протікає з максимальною швидкістю при температурах 1274...1255 °С, коли формується 84 % твердої фази сплаву; при більш високих температурах швидкість евтектичного перетворення різко падає. На момент завершення кристалізації в сплаві фіксується такий фазовий склад: 11 % первинних карбідів M_7C_3 , 20 мол. % евтектичних карбідів M_7C_3 , 69 % аустеніту. Таким чином, наплавлений метал кристалізується як заевтектичний сплав.

Порівняння цих результатів із результатами моделювання структуроутворення в рівноважних умовах (розділ 3.1) показує, що кристалізація при наплавленні призводить до суттєвого (із 62,5 до 31 мол.%) зменшення загальної кількості карбиду M_7C_3 на момент завершення евтектичного перетворення при відповідному збільшенні частки аустеніту. Це зумовлено значною швидкістю кристалізації, внаслідок чого гальмуються дифузійні процеси рідкофазного утворення карбідних включень, насичених вуглецем та хромом.



a)



б)

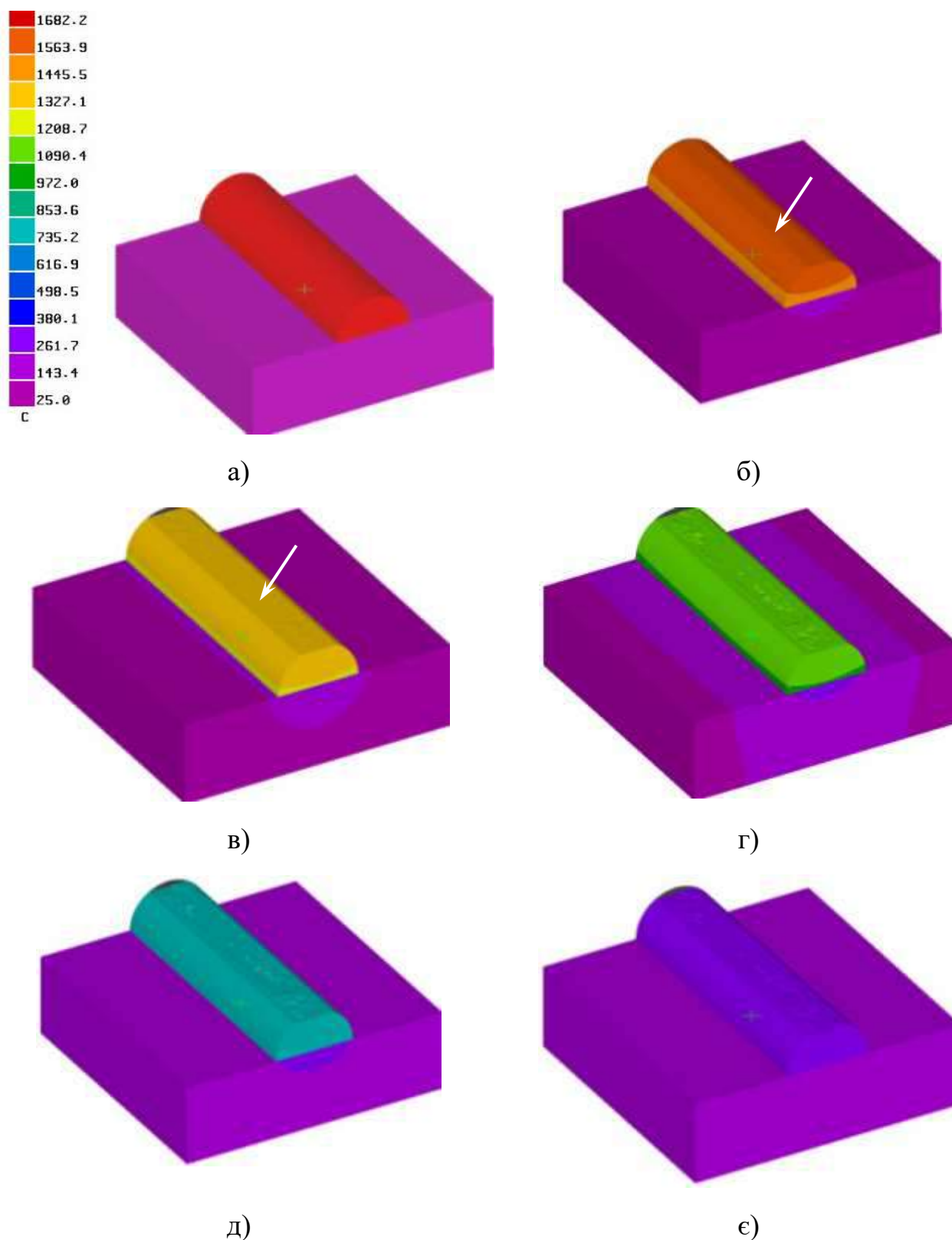
Рисунок 3.5 – Зміна молярної частки твердої фази при кристалізації (а) і фазовий склад (у мол. %) (б) сплаву 500X40H40C2PЦ залежно від температури металу («ProCAST»).

У результаті утворюється більше первородного аустеніту, пересиченого вуглецем і легувальними елементами (Cr, Ni, Mn, Si). Такий аустеніт має високу стабільність до твердофазних перетворень (дифузійних і зсувних), а тому при охолодженні наплавлення повністю зберігається в структурі в неперетвореному вигляді. Висока швидкість охолодження гальмує також і карбідні перетворення, які теж потребують дифузії атомів хрому.

На рисунку 3.6 представлено результати моделювання у вигляді динаміки розподілу температури за перетином валика при кристалізації. Охолодження супроводжується зменшенням об'єму рідкого металу, у результаті чого з 9 по 59 секунду після початку охолодження у верхній частині покриття формується усадка (у вигляді плоскої площадки, показана стрілкою) зі зменшенням висоти валика.

За результатами моделювання були побудовані криві охолодження різних шарів валика. Як впливає з рисунку 3.7, криві можна розділити на кілька відрізків, які відрізняються середньою швидкістю охолодження. Перебуваючи в рідкому стані (до ~ 1330 °C), поверхня валика охолоджується з середньою швидкістю 6,6 К/с; на 0,5 висоти валика і біля границі з основою швидкість охолодження є в чотири рази вищою - 27,8 К/с. В інтервалі $\sim 1330 \dots 1200$ °C охолодження поверхні сповільнюється до 3,1 К/с, а в зоні сплавлення - до 4,3 К/с. Це пояснюється виділенням прихованої теплоти фазових перетворень при формуванні первинних карбідів і карбідної евтектики (згідно з [143], прихована теплота кристалізації чавунів становить 138,2 Дж/кг). Після завершення кристалізації і до ~ 600 °C охолодження валика прискорюється до 5,9 К/с; ця ділянка на кривій охолодження триває майже 100 с.

Охолодження наплавленого валика відбувається, в основному, через випромінювання та теплопередачі в основу. Після зниження температури покриття менше за 600 °C, що супроводжується зменшенням здатності поверхні до випромінювання, визначальним стає другий компонент. Відведення тепла з поверхневих шарів валика в основу лімітується теплопровідністю всього шару наплавлення. Згідно з рис. 3.8, сплав 500X40H40C2РЦ має знижену теплопровідність, характерну для високолегованих композицій: після завершення евтектичного перетворення коефіцієнт теплопровідності (λ) сплаву становить 19,3 Вт/(м·К) та поступово знижується до 14,2 Вт/(м·К) шляхом охолодження до 20 °C.



а – момент часу 0 с; б – момент часу 18,8 с; в – момент часу 48,8 с;
г – момент часу 107,8 с; д – момент часу 164 с; е – момент часу 500 с.

Рисунок 3.6 – Динаміка температурного поля при кристалізації валика, отриманого наплавленням порошковою стрічкою ПЛ АН-111. Моменти часу вказані від нанесення валика («ProCAST»).

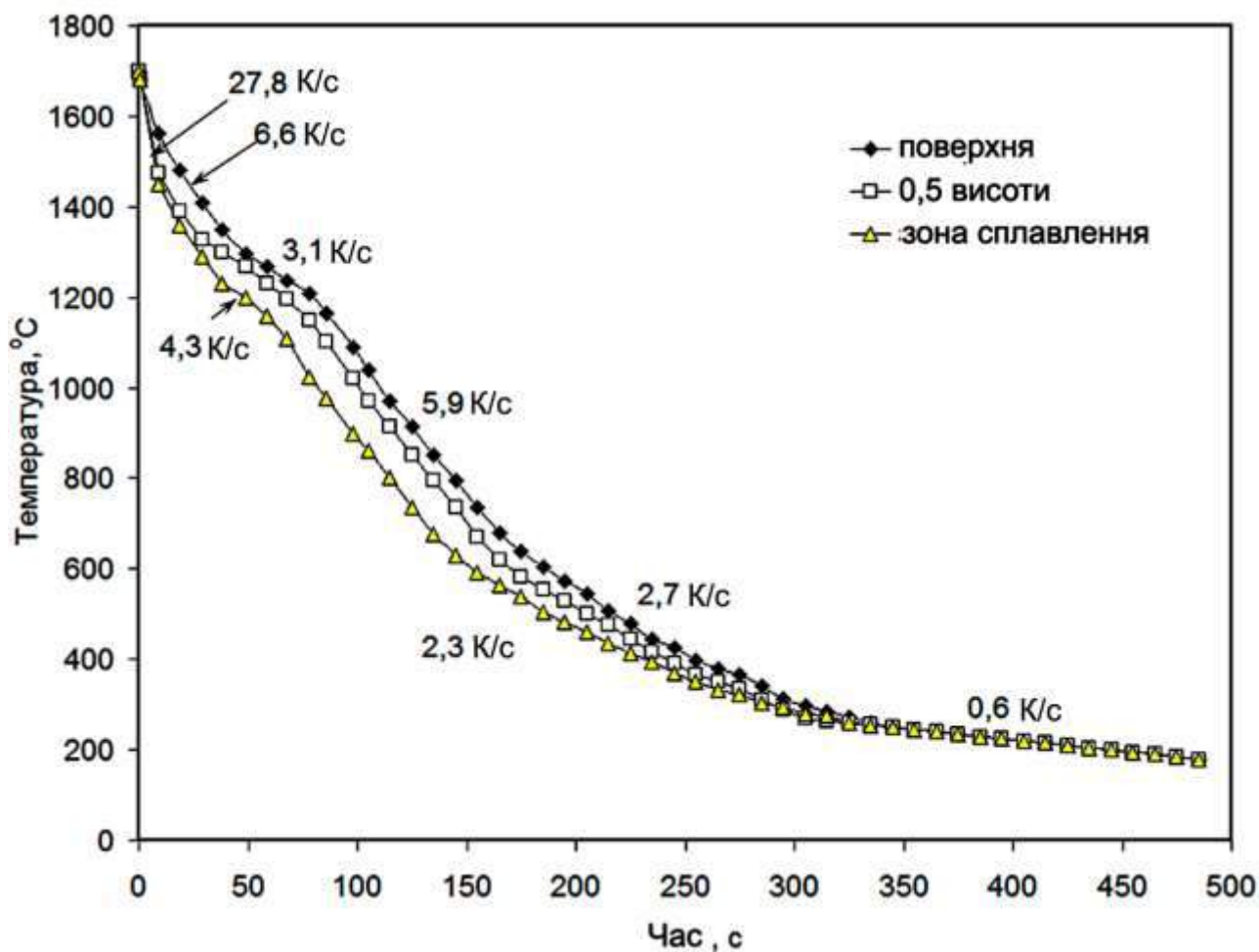


Рисунок 3.7 – Криві охолодження валика на різній відстані від поверхні («ProCAST»).

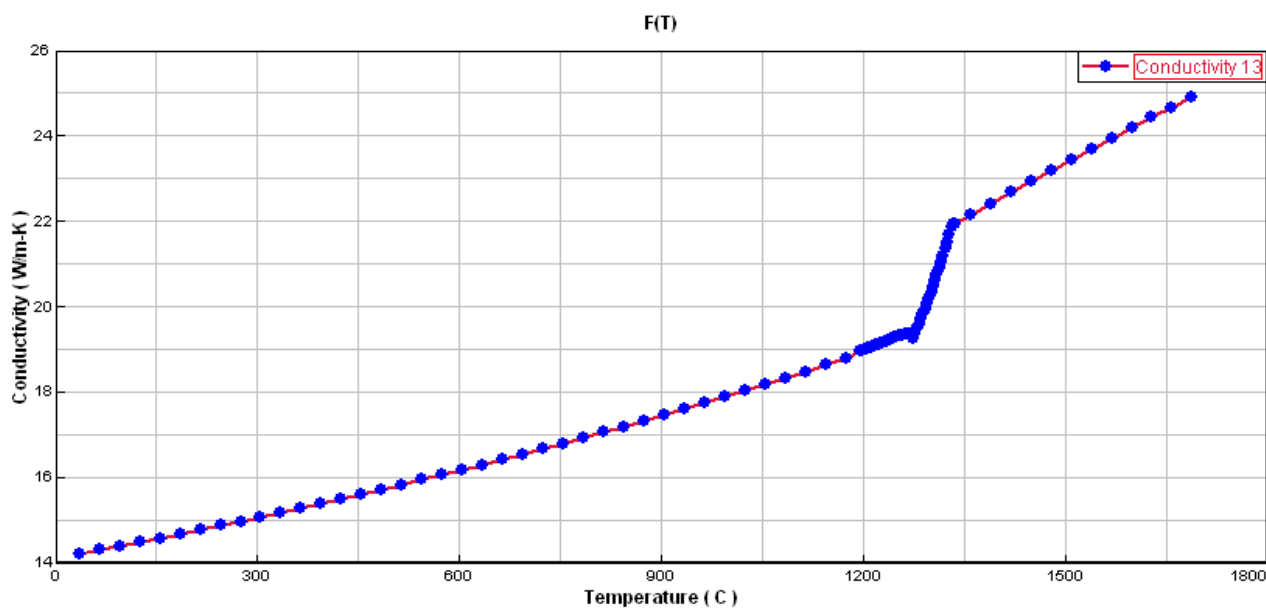


Рисунок 3.8 – Температурна залежність коефіцієнту теплопровідності сплаву 500X40H40C2PQ («ProCAST»).

Зменшення λ обумовлює вирівнювання температури за перетином і через зниження швидкості охолодження покриття: в інтервалі температур $\sim 600\ldots 300$ °С наплавлення охолоджується з середньою швидкістю 2,7 К/с; при температурах нижче за 300 °С швидкість охолодження падає до 0,6 К/с.

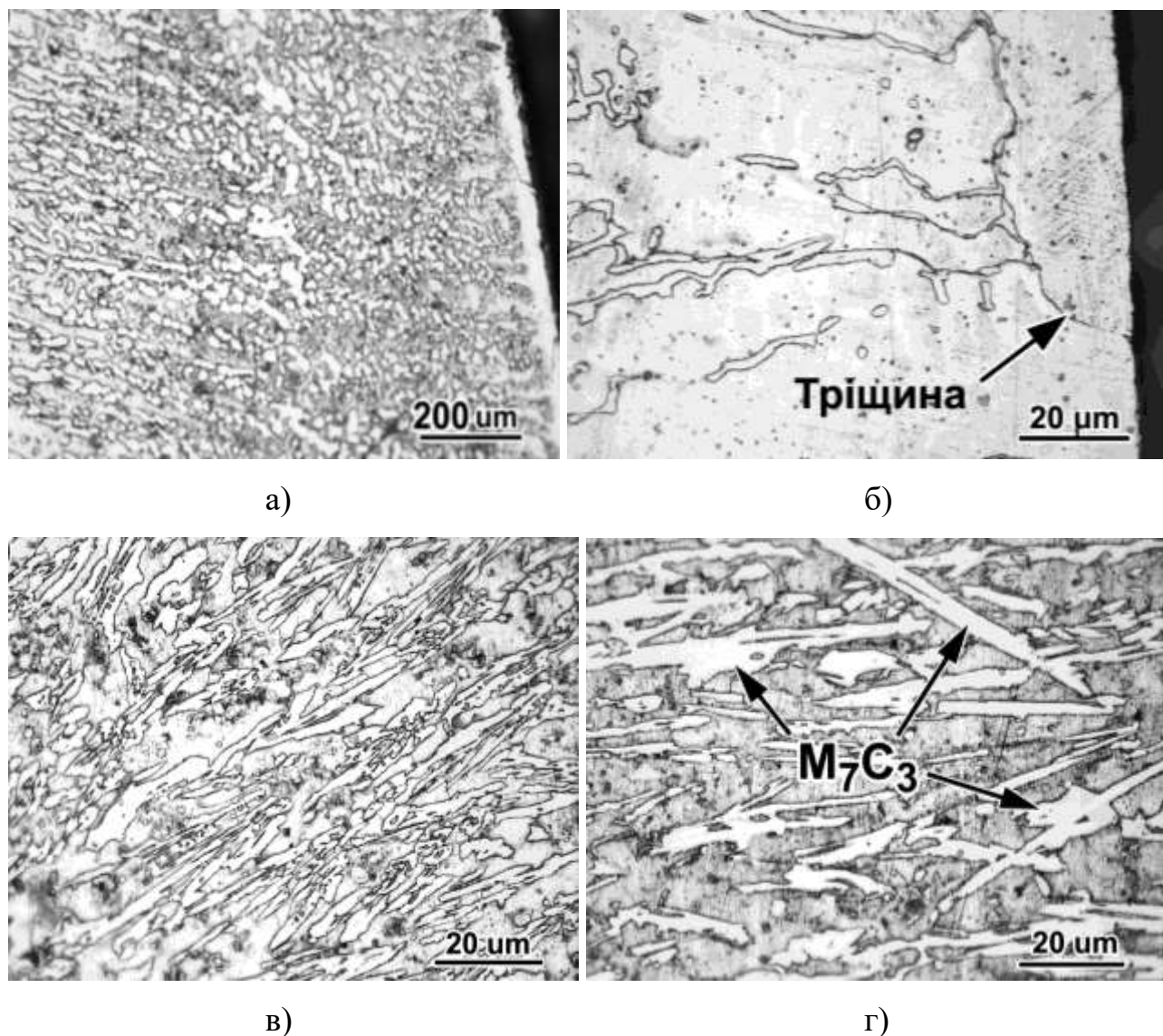
Результати моделювання були порівняні з реальною структурою наплавлення, отриманої з використанням порошкових стрічок ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111. Наплавлення здійснювали з використанням автомата АД-1004 із джерелом живлення ВДУ-1200 в один шар на лист товщиною 20 мм зі сталі 09Г2С (ГОСТ 5520) за такими параметрами: струм дуги - 700 ± 50 А, напруга - 32 ± 2 В, виліт – 50 мм, швидкість наплавлення - 32 м/год, швидкість подачі - 41 м/год. Отриманий наплавлений шар було досліджено за допомогою світлової та електронної мікроскопії. Нижче викладені результати цих досліджень.

3.3 Аналіз мікроструктури сплаву 500Х40Н40С2РЦ, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-111

На рисунку 3.9 показано поперечний переріз зразка, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-111, а на рисунку 3.10 – розподіл мікроструктури за висотою валика.



Рисунок 3.9 – Поперечний переріз зразка, наплавленого стрічкою ПЛ АН-111



а, б – зона сплавлення з основою; в – половина висоти валика; г – верхня частина валика.

Рисунок 3.10 – Мікроструктура сплаву 500X40H40C2PЦ, отриманого наплавленням порошковою стрічкою ПЛ-АН-111.

Із рисунку 3.10 а,б випливає, що в наплавленні на границі з основою сформувався «білий» шар товщиною до 80 мкм (який слабо піддається травленню). Він складається із безкарбідного шару аустеніту товщиною до 20 мкм і шару із доєвтектичною структурою, сформованою аустенітними дендритами та колоніями карбідної евтектики з невеликою об'ємною часткою карбідів (12...20 %). Утворення «білого» шару пов'язано з «розбавленням» [143] з боку основи (що зменшило вміст вуглецю та хрому), а також із високою швидкістю охолодження розп-

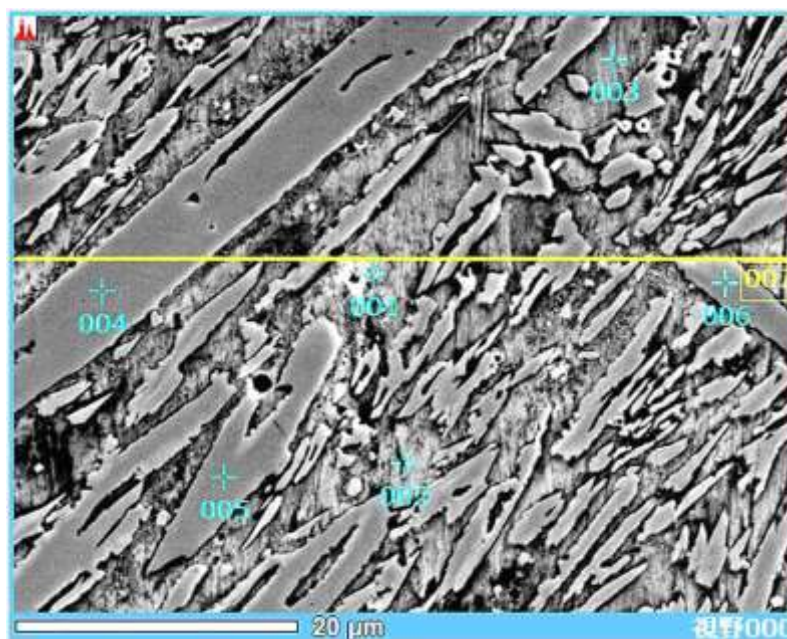
лаву на границі з основою, унаслідок чого відбулося гальмування дифузійного процесу формування карбідів і утворився безкарбідний шар пересиченого аустеніту. Оскільки аустеніт має знижений питомий об'єм, то при формуванні бескарбідного шару в ньому виникли напрути розтягування, які призвели до утворення мікротріщин (див. рис. 3.10,б). Мікротвердість аустенітного шару становить 374...393 HV.

За аустенітний шаром залягає евтектична структура, сформована стовпчастими колоніями карбідної евтектики, орієнтованими перпендикулярно до поверхні границі «основа/наплавлення» (див. рис. 3.10, в). Евтектика складається з витягнутих карбідних волокон, розділених аустенітними прошарками; така структура залягає на половину висоти валика. Мікротвердість евтектичних колоній варіюється в межах 445...470 HV. У верхній частині валика, крім евтектики, у структурі наявні первинні карбіди у вигляді призм шириною в перерізі 2,5...6,3 мкм і довжиною в 40...70 мкм (позначені на рис. 3.10, г стрілками). Мікротвердість первинних карбідів становить 1275...1332 HV. Загальна площа, яку займають карбіди в середній частині валика, коливається в межах 33...35 %, у верхній частині валика - 27...31 %, що близько до значення, отриманого моделюванням (31 %) (див. рис. 3.5).

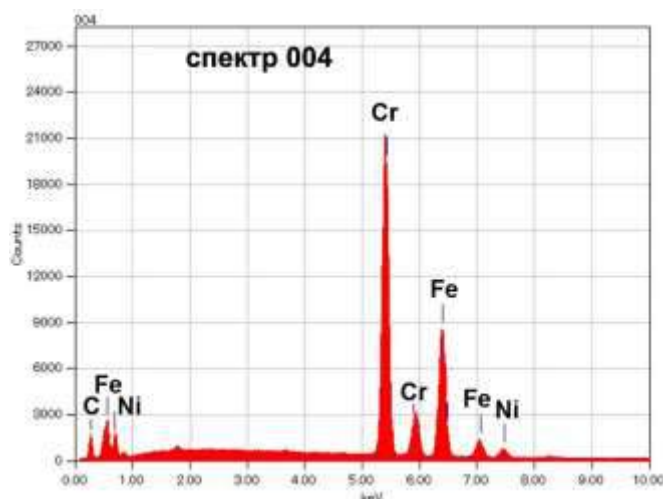
Дані металографічного аналізу показують, що в цілому характер мікроструктури наплавленого шару відповідає результатам термодинамічного моделювання. Винятками є зона сплавлення, в якій знижено кількість карбідів, а також факт відсутності первинних карбідів у середній частині валика. Перше пояснюється ефектом «розбавлення» з боку основи, друге - підвищеною швидкістю кристалізації шляхом тепловідведення в основу, що загальмувало процес кристалізації первинних карбідів.

Локальним мікрорентгеноспектральним аналізом було встановлено (рис. 3.11), що первинні карбіди вміщують у середньому $8,90 \pm 0,2$ % C; $0,05 \pm 0,01$ % Si; $2,70 \pm 0,10$ % Ni; $1,90 \pm 0,1$ % Mn; $57,63 \pm 0,3$ % Cr; $28,42 \pm 0,4$ % Fe. Таким чином, концентрація хрому в первинних карбідах майже в півтора рази перевищує його середню концентрацію в сплаві (про що свідчать відповідні рентгєнівські спектри, зображені на рис. 3.11, б,в). Відтак, формування первинного кар-

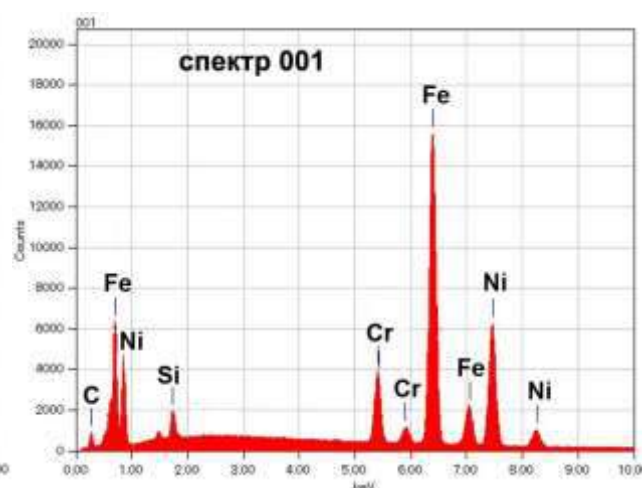
біду вимагало як флуктуаційного збагачення хромом місць виникнення зародків, так і значних дифузійних потоків атомів хрому для забезпечення зростання утворених карбідів. В умовах прискореної кристалізації (27,8 °C/c) ці процеси були подавлені, і кінетично вигідними були як евтектична реакція з утворенням дрібних карбідних включень, так і утворення дендритів пересиченого аустеніту.



а)



б)



в)

Рисунок 3.11 – Місця локального мікрорентгеноспектрального аналізу (а) та відповідні рентгенівські спектри, отримані з первинного карбиду (б) і матриці (в).

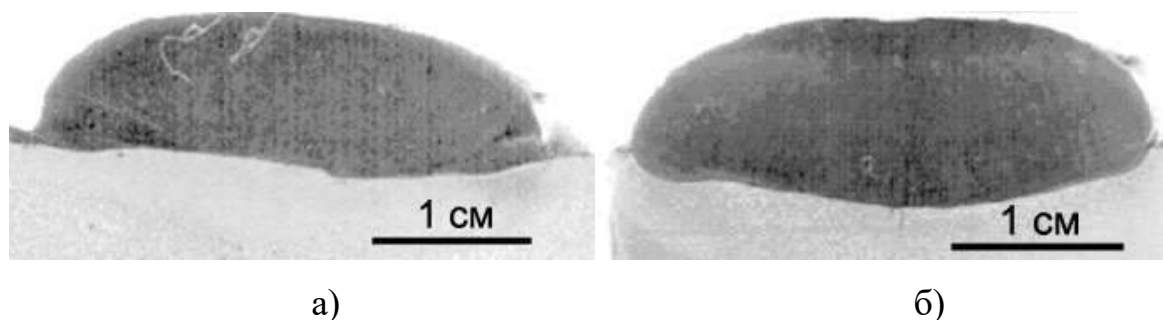
Результати моделювання дозволяють встановити граничні термочасові умови

формування термодинамічно рівноважного структурного стану наплавленого сплаву 500X40H40C2PЦ. Інтенсивне відведення тепла від зварювальної ванни в основу забезпечило охолодження приграничної та середньої зон із середньою швидкістю в $27,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, що загальмувало дифузію атомів хрому в рідині; у результаті процес кристалізації в цих зонах протікав у термодинамічно нерівноважних умовах без утворення первинних карбідів. На відміну від цього охолодження верхньої зони протікало повільно ($6,6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$). Це було пов'язано, по-перше, із тим, що до моменту початку кристалізації верхньої частини валика в нижчих шарах вона вже завершилася з виділенням прихованої теплоти перетворення, що підвищило загальний тепловміст наплавленого металу. Підігрітий верхній шар виявився екранованим від основного металу раніше затверділим приграничним та середнім шарами; отже, з урахуванням низької теплопровідності, характерної для цього сплаву, тепловідвід з верхньої частини в основний метал був ускладненим. Таким чином, у цій частині наплавлення при швидкості охолодження $6,6\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ утворились сприятливі кінетичні умови для формування первинних карбідів M_7C_3 , що підтверджено результатами мікроструктурного аналізу (див. рис. 3.10, г). Утім, і в цьому випадку первинні карбіди мають відносно невеликі розміри, що вказує на загальмовану кінетику їх зростання.

На відміну від карбідів, матриця в верхній зоні виявилася збагаченою залізом ($51,94\pm 1,0\text{ }\%$) і нікелем ($33,03\pm 0,5\text{ }\%$) при низькому вмісті хрому ($7,64\pm 0,44\text{ }\%$) (інші елементи: $5,18\pm 0,85\text{ }\%$ C; $1,67\pm 0,09\text{ }\%$ Si; $0,50\pm 0,11\text{ }\%$ Mn) (див. рис. 3.11, в). Вміст нікелю в матриці виявився нижче ніж очікуваний; це пов'язано з частковим розчиненням нікелю в карбідах M_7C_3 (до $2,7\text{ }\%$). Ці дані суперечать результатам термодинамічного моделювання, згідно з якими вміст нікелю в карбіді M_7C_3 є дуже незначним ($0,007\text{ }\%$ - див. табл. 3.4). Незвично висока розчинність нікелю в хромистих карбідах пояснюється загальним високим вмістом цього елементу в сплаві, а також високою швидкістю кристалізації, унаслідок чого змінюється стехіометрія твердих фаз, які виділяються з рідини.

3.4 Аналіз мікроструктури сплаву У30Х25Н3С3, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-101 у нормальних умовах і в магнітному полі

Відомо, що застосування магнітного поля приводить до зміни характеру протікання процесів у різних технологіях обробки металів, включаючи формування зварних швів і наплавлених шарів [144]. Тому при аналізі мікроструктури металу У30Х25Н3С3 («Сормайт-1»), наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-101, паралельно оцінювали й вплив магнітного поля на структуроутворення наплавки. Контрольний зразок (№ 1) наплавляли без використання магнітного поля, дослідний зразок (№ 2) - при накладенні повздовжнього магнітного поля індукцією в 28 мТ. Макроструктура валиків показана на рисунку 3.12.



а – у нормальних умовах (№ 1); б – при накладенні магнітного поля (№ 2).

Рисунок 3.12 – Поперечний переріз зразків, наплавлених порошковою стрічкою ПЛ АН-101.

3.4.1. Розподіл мікроструктури за висотою валика

Зміна мікроструктури за висотою покриття показана на рисунку 3.13. Наплавлені шари можна умовно розділити на п'ять структурних зон приблизно однакової протяжності. У контрольному зразку (№ 1) уздовж границі наплавленого шару з ос-

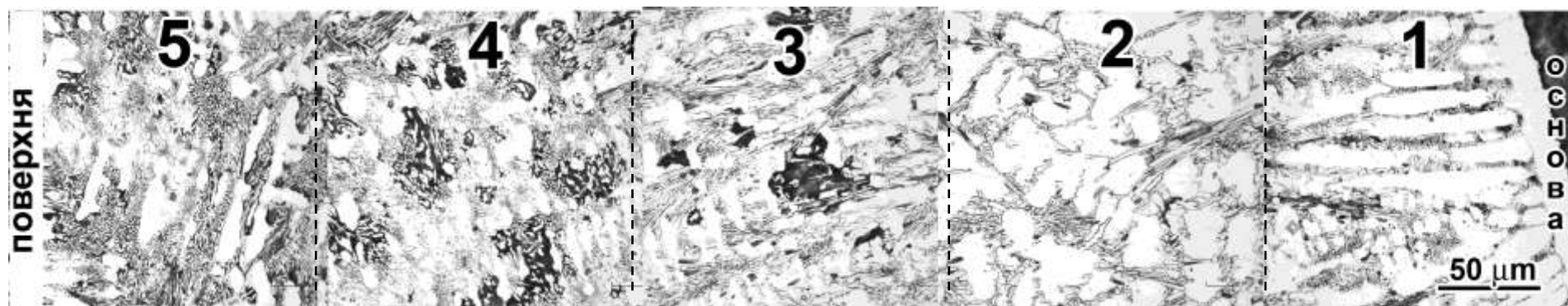
новним металом розташовується «білий шар», що складається з безкарбідного аустенітного шару завтовшки до 20 мкм (рис. 3.14, а, б) і мікротвердістю 475...490 HV. У межах «білого» шару виявляються тріщини. «Білий шар» межує з мартенситним шаром підкладки, який утворився в результаті насичення основи легуючими елементами (Cr, Ni, Si) зі зварювальної ванни. Від аустенітного шару в напрямку поверхні залягають витягнуті аустенітні дендрити довжиною в 50...120 мкм, розділені колоніями карбідної евтектики «Аустеніт + Me_7C_3 » «розеткової» морфології; мікротвердість евтектики становить 560...600 HV.

У зоні 2 стовпчасті аустенітні дендрити змінюються розорієнтованими дендритами із поперечним перерізом у 9...21 мкм. Колонії карбідної евтектики включають пластинчасті карбіди M_7C_3 ; у перерізі шліфа ці карбіди мають у довжину до 40 мкм і в поперечному перерізі - 0,5...2,5 мкм (див. рис. 3.14, в).

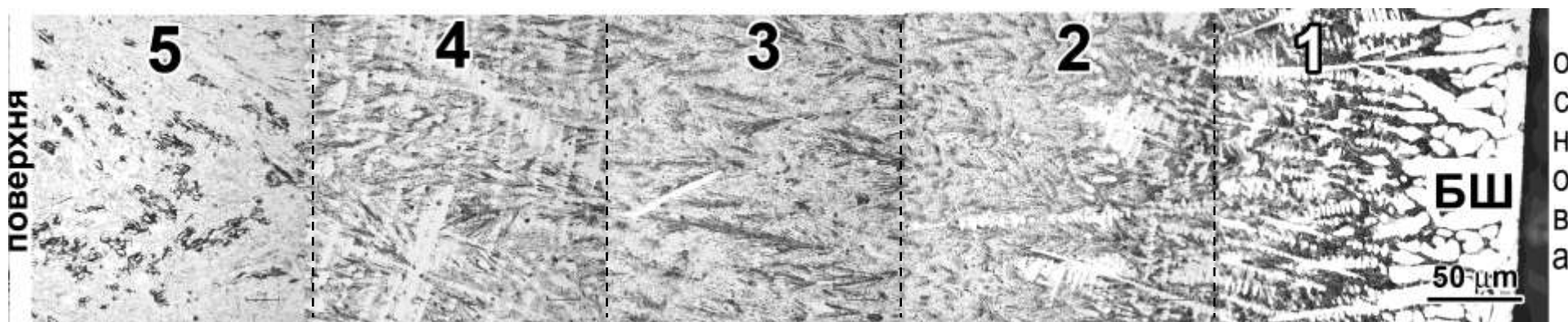
Металевою матрицею сплаву є аустеніт з мікротвердістю 550...600 HV. Ближче до поверхні (зони 3...5) у зразку № 1 виявляються орієнтовані перпендикулярно до границі сплавлення аустенітні дендрити, розвинуті до осей третього порядку: їх довжина по осі першого порядку сягає 250 мкм, а поперечний переріз «гілок» - 20 мкм.

Починаючи з зони 1, у структурі контрольного зразка фіксуються темні ділянки, які, як правило, розташовуються всередині евтектичних колоній або оточують ці колонії (рис. 3.15). З наближенням до поверхні наплавлення кількість темних ділянок та площа, яку вони займають, збільшуються. Найбільш часто в чавунах темною фазою є графіт. Його присутність в наплавленні могла бути викликана локальним збагаченням по кремнію і нікелю. У той же час, подібне темне забарвлення має і тонкопластинчастий перліт, що утворюється в високолегованих сплавах у ході евтектоїдної реакції «Аустеніт $\rightarrow$ Ферит + Карбід» [145]. Для ідентифікації темної структурної складової застосували сканувальний електронний мікроскоп, який виявив присутність високодисперсної ферито-карбідної суміші з пластинчастими карбідами товщиною в 0,15...0,30 мкм (див. рис. 3.15, б, в). При наближенні до поверхні валика кількість перліту збільшується до 35 %; мікротвердість евтектики «Ферит + M_7C_3 » становить 505...530 HV. Згідно з висновками авторів [146], присутність перліту є небажаною для сплавів, які працюють в умовах абразивного

та ерозійного зношування, у зв'язку з наявністю м'яких прошарків фериту.



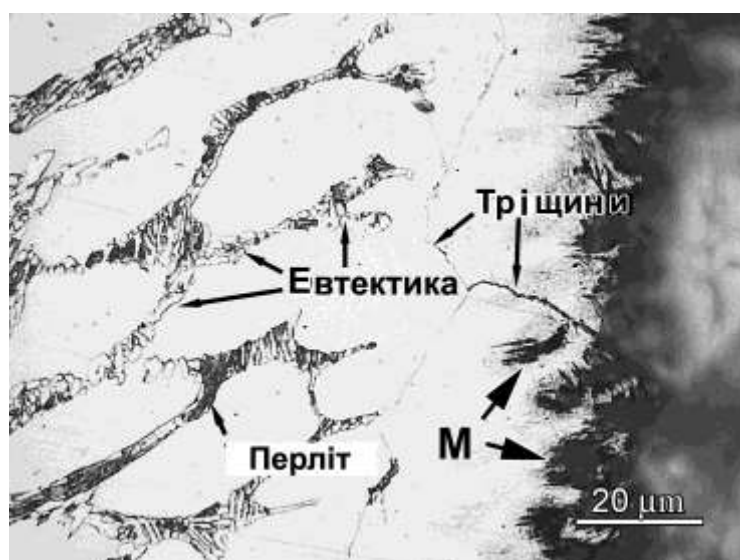
а)



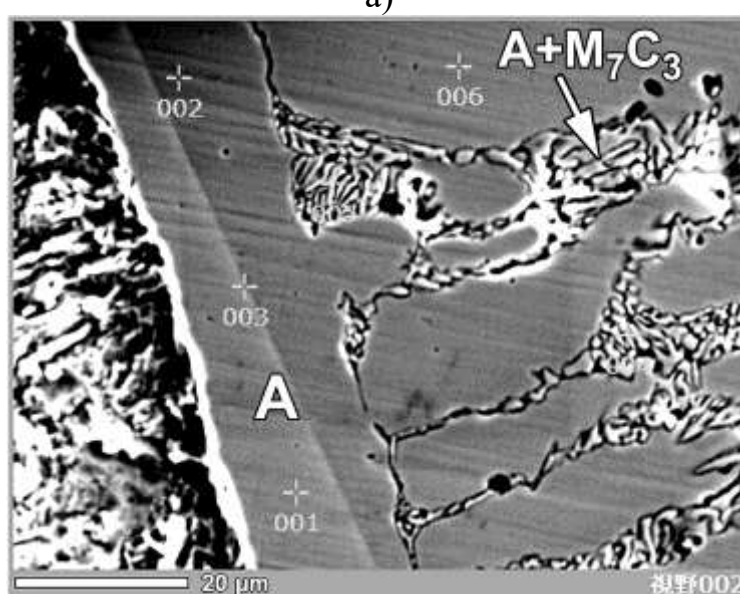
б)

а – зразок № 1; б - зразок № 2.

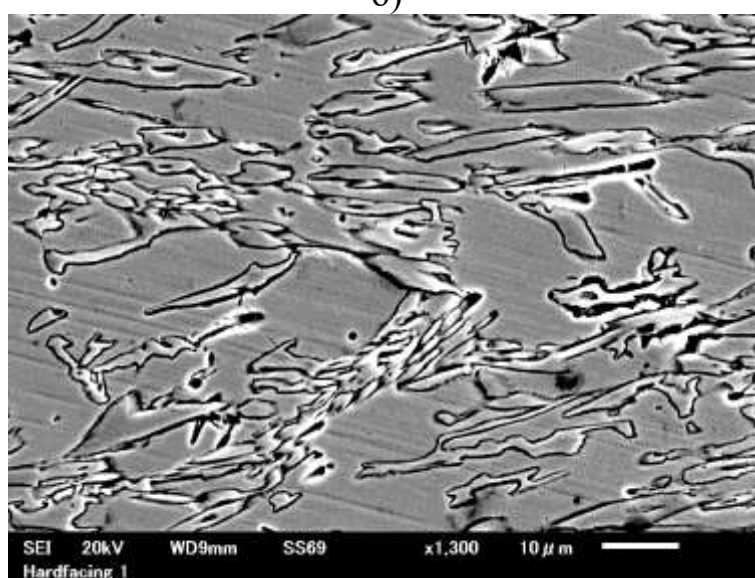
Рисунок 3.13 – Розподіл мікроструктури за зонами по перетину шарів, наплавлених стрічкою ПЛ АН-101 (БШ – «білий шар»).



а)



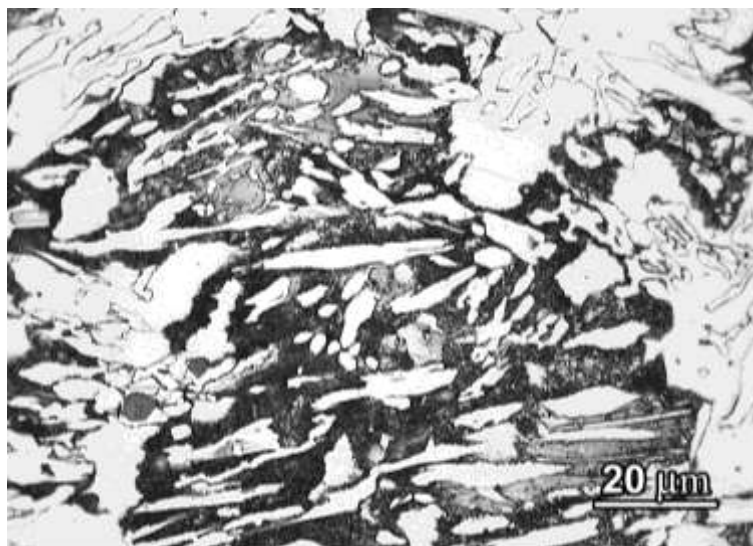
б)



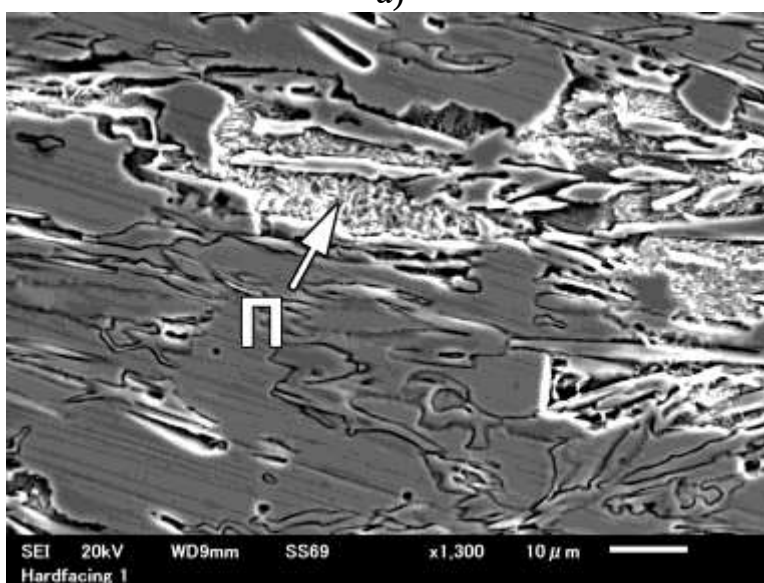
в)

а, б – границя сплавлення з основою (зона 1); в – зона 2.

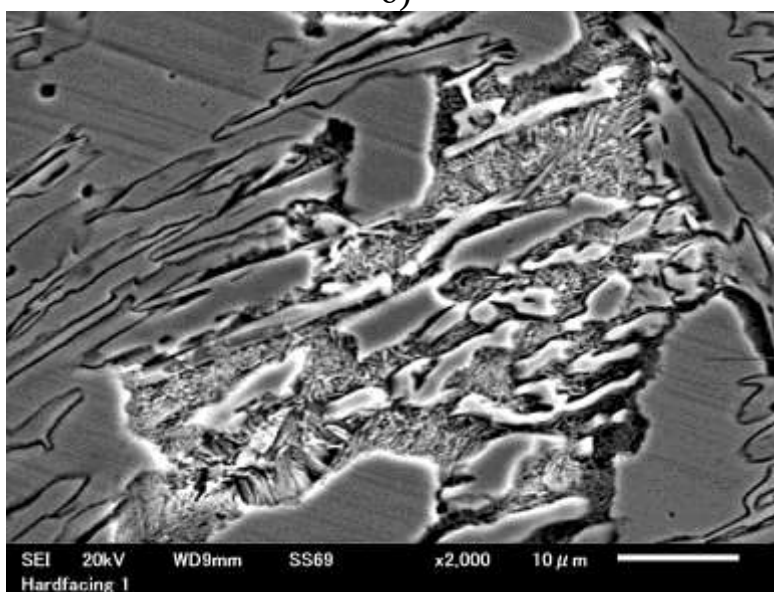
Рисунок 3.14 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 (зразок № 1).



а)



б)

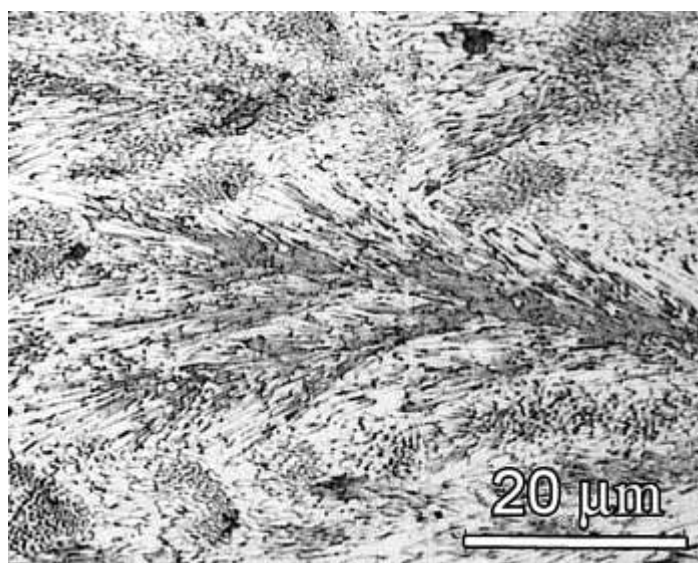


в)

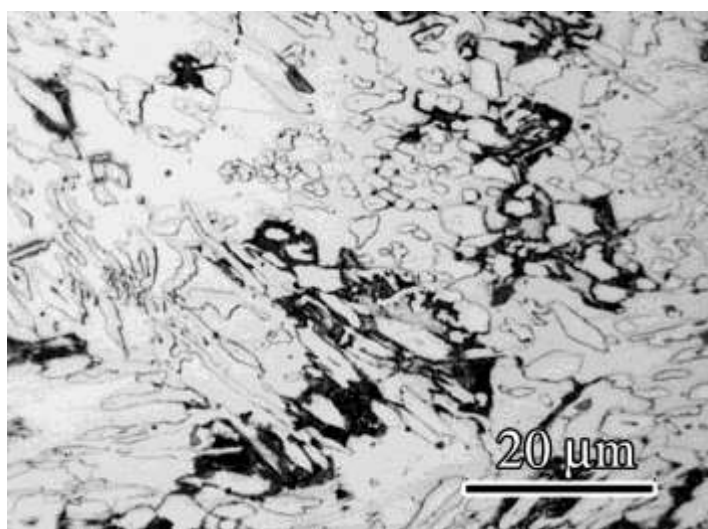
а – оптичний мікроскоп; б, в – СЕМ.

Рисунок 3.15 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 (зразок № 1) у зоні №4.

Розподіл мікроструктурних зон за перетину зразка № 2, наплавленого в магнітному полі, представлено на рисунку 3.16. Зіставлення зразків № 1 і № 2 показує, що накладення магнітного поля в процесі наплавлення призвело до суттєвих змін в мікроструктурі наплавленого металу. Перш за все, йдеться про зменшення розмірів дендритів і подрібнення евтектичних карбідів. Сама евтектика стала більш диспергованою, сформувавшись у віялоподібні колонії карбідних волокон товщиною в 0,3...0,6 мкм, орієнтованих перпендикулярно до поверхні наплавки. У довжину ці колонії мають 30...60 мкм, у поперечному перерізі - 4...8 мкм (див. рис. 3.16, а).



а)



б)

а – зона 3; б – зона 5.

Рисунок 3.16 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 (зразок № 2).

Можна припустити, що ефект диспергування первинної структури був викликаний процесами електромагнітного перемішування рідкого металу в ванні валика перед його кристалізацією. Це призвело як до збільшення кількості центрів кристалізації твердих фаз шляхом зниження енергії зародження критичного зародка, так і до дроблення кристалітів аустеніту в процесі їх росту. Поряд із подрібненням карбідів зросла об'ємна частка евтектики, наблизившись до 100 % у шарах 3, 4 і 5. Шар 3 має евтектичну структуру без дендритів аустеніту (дані про параметри мікроструктури покриття зведені в табл. 3.5).

Ще однією відмінною особливістю наплавлення в магнітному полі стало різке зменшення площі, яку займає перліт (див. рис. 3.16, б). Це вказує на підвищену стійкість первородного аустеніту до фазово-структурних перетворень у процесі охолодження з рідкого стану. Такий результат суперечить відомому факту прискорювального впливу магнітного поля на $\gamma \rightarrow \alpha$ фазове перетворення в сталях та чавунах у перлітному (бейнітному) інтервалі температур [147]. Відсутність прискорювального ефекту, імовірно, пов'язана з тим, що з переміщенням дуги (відповідно, і магнітного поля) за довжиною валика вплив поля на стійкість аустеніту у вже сформованому покритті слабшає: можна вважати, що до моменту зниження температури в конкретній ділянці наплавлення до 600...500 °С (інтервал формування перліту) ця ділянка вже знаходиться поза зоною дії магнітного поля.

Поясненням гальмування евтектоїдного перетворення в магнітному полі може бути більш рівномірний розподіл легуючих елементів в об'ємі наплавлення внаслідок електромагнітного перемішування зварювальної ванни під дією вихрових індукційних струмів. У результаті зменшується ліквідаційне розшарування металу й різниця в рівні легування дендритних і міждендритних областей наплавлення, в яких при кристалізації формуються евтектичні колонії. Відповідно, аустеніт, що входить до складу евтектики, у меншій мірі перетворюється на перліт при охолодженні наплавленого шару. Підтвердженням цієї гіпотези стали результати локального енергодисперсійного мікроаналізу, які представлені нижче.

Таблиця 3.5 – Параметри мікроструктури покриттів, наплавлених стрічкою
ПЛ АН-101

Параметр	Номер зони					
	«БШ»	1	2	3	4	5
Зразок № 1 (контрольний)						
Об'ємна частка евтектики, %	18,6±0,9	22,2±1,8	24,8±4,3	32,8±3,1	44,9±2,3	54,3±1,7
Об'ємна частка перліту, %	0	5,1±0,9	11,8±0,9	15,4±0,8	22,9±1,3	35,3±1,7
Поперечний переріз дендритів, мкм	11,5±3,9	16,0±10,5	15,2±5,7	11,3±3,3	9,9±2,8	9,1±3,5
Поперечний переріз евтектичних колоній, мкм	3,5±1,3	3,8±2,1	20,6±11,2	17,3±10,3	27,8±16,7	30,9±20,6
Товщина карбідів, мкм	–	1,4±0,7	1,5±1,1	2,8±1,7	2,4±0,9	1,1±0,3
Зразок № 2 (магнітне поле)						
Об'ємна частка евтектики, %	22,5±1,9	35,6±2,3	61,5±3,5	93,2±4,2	76,9±2,8	80,4±2,7
Об'ємна частка перліту, %	0	0	0	0	0	15,0±0,4
Поперечний переріз дендритів (осі першого порядку), мкм	8,8±6,2	4,7±2,2	3,2±2,0	–	3,5±1,9	2,5±0,8
Поперечний переріз евтектичних колоній, мкм	3,1±1,9	12,2±5,1	4,0±2,2	4,3±2,0	13,3±7,1	6,5±2,7
Товщина карбідів, мкм	–	0,7±0,2	0,5±0,1	0,4±0,1	0,5±0,1	0,6±0,2

3.4.2. Міжфазовий розподіл легуючих елементів у зразку № 1 (нормальні умови наплавлення)

Встановлено [148], що в зразку № 1 в аустенітному безкарбідному шарі й прилеглих до нього дендритах середній вміст хрому становить 10,43 %, у той час, як середня концентрація нікелю й кремнію є значно нижчою - 0,86 % і 2,08 %, відповідно (рис. 3.17а, табл. 3.6). В аустенітних дендритах у шарі № 3 (тобто на половині висоти валика) зафіксовані більш високі значення концентрацій зазначених елементів - 13,74 % Cr, 1,45 % Ni та 2,84 % Si. Подібні відмінності у вмісті легуючих елементів за висотою валика є наслідком «розріджування» з боку основи внаслідок дифузії атомів хрому, нікелю й кремнію з ванни розплаву в оплавлені приповерхневі шари сталі 09Г2С.

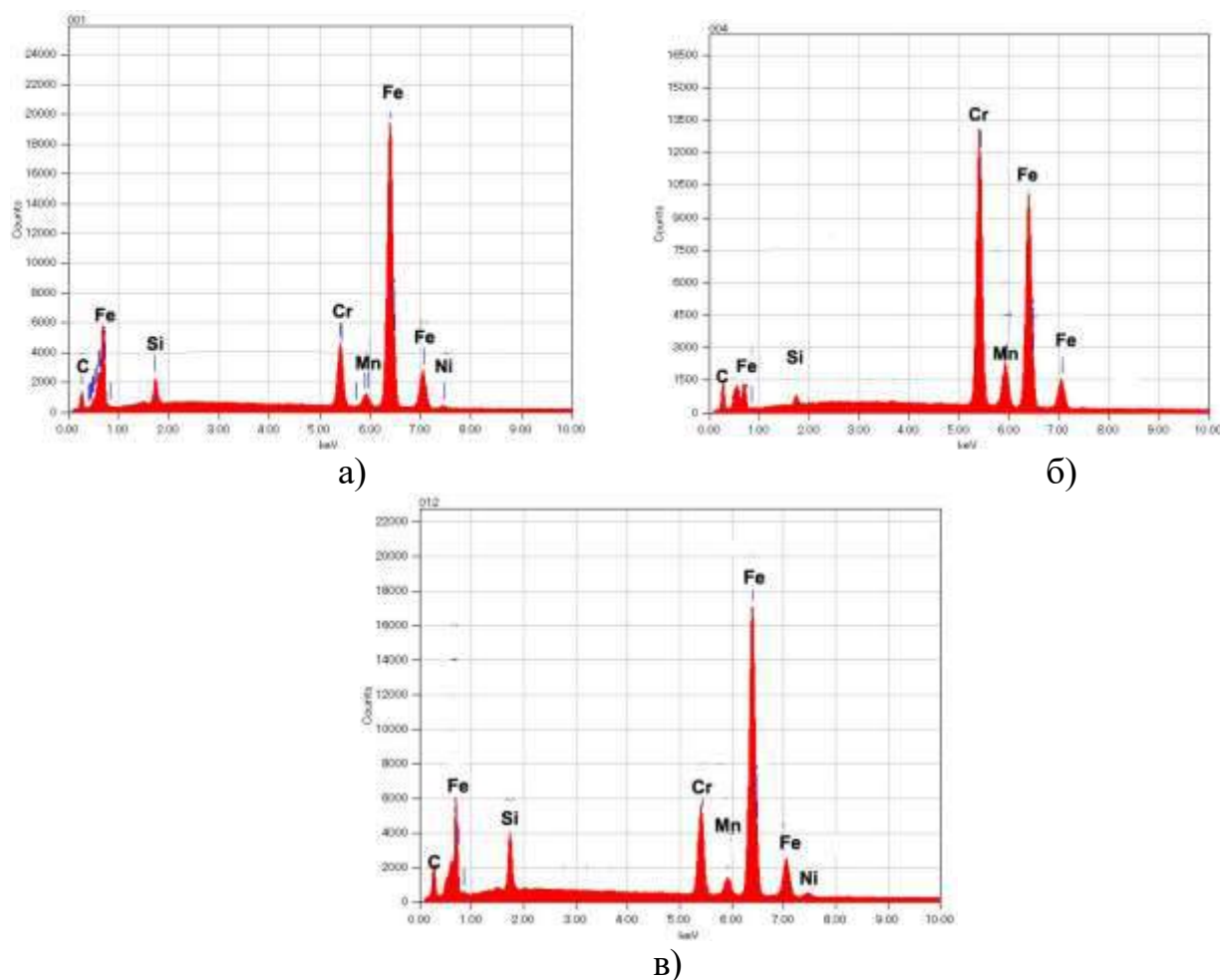


Рисунок 3.17 – Рентгенівські EDS-спектри, отримані з локальних ділянок сплаву У30Х25Н3С3 (зразок № 1): аустенітний дендрит (а), карбідна евтектика (б), перліт (в)

Таблиця 3.6 – Фазовий хімічний склад шарів, наплавлених порошковою стрічкою ПЛ АН-101

Місце аналізу	Структура	Вміст, мас. %					
		C	Si	Cr	Mn	Ni	Fe
Зразок № 1 (нормальні умови наплавлення)							
Границя із основою	A	7,28±1,90	2,08±0,11	10,43±0,13	0,35±0,1	0,86±0,06	79,35±0,18
	KE	9,30±0,33	1,11±0,54	31,33±6,35	1,72±0,42	0,50±0,21	56,03±6,78
Шар № 3	A	6,99±0,27	2,84±0,12	13,74±0,11	0,20±0,01	1,45±0,08	74,83±0,55
	П	11,55±1,90	3,30±0,41	14,79±2,12	0,66±0,18	1,26±0,08	68,87±1,15
	KE	9,05±0,26	0,91±,41	35,18±1,85	1,72±0,34	0,50±0,19	56,03±6,12
Зразок № 2 (наплавлення в магнітному полі)							
Шар № 3	A	7,06±0,12	2,74±0,11	13,90±0,29	0,24±0,02	1,49±0,14	74,57±0,68
	П	10,43±0,95	2,61±0,23	13,99±1,18	0,71±0,15	1,37±0,09	70,89±2,18

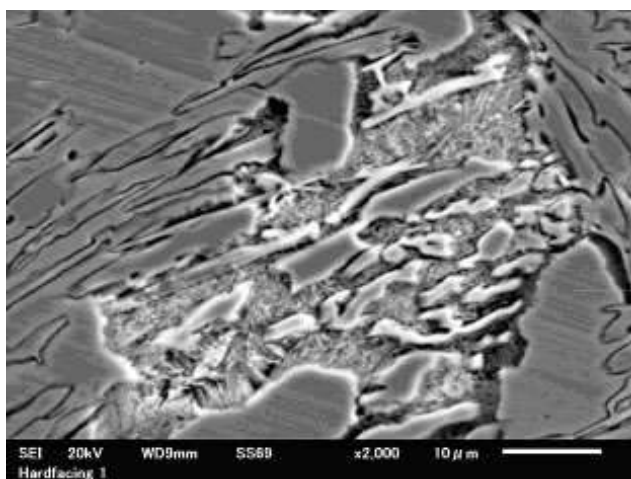
Позначення: А, КЕ, П - аустеніт, карбідна евтектика «аустеніт + M_7C_3 », перліт, відповідно.

Карбідна евтектика в шарі біля границі сплавлення відрізняється підвищеною до 31,33 % кількістю хрому й високим вмістом марганцю (1,72 %). Переважна сегрегація цих елементів у карбідній евтектиці пояснюється їх карбідоутворювальною природою. Крім хрому та марганцю в евтектиці було виявлено 0,50 % нікелю й 1,11 % кремнію. Така концентрація вказаних елементів є високою для карбідної евтектики, однак слід врахувати, що в аналізовану EDS-детектором область діаметром до 3 мкм, крім карбідів, потрапляють і ділянки евтектичного аустеніту, в яких зазначені елементи розчинені в значно більшій мірі; таким чином, евтектичний аустеніт дає підвищений рівень вмісту нікелю та кремнію в евтектиці

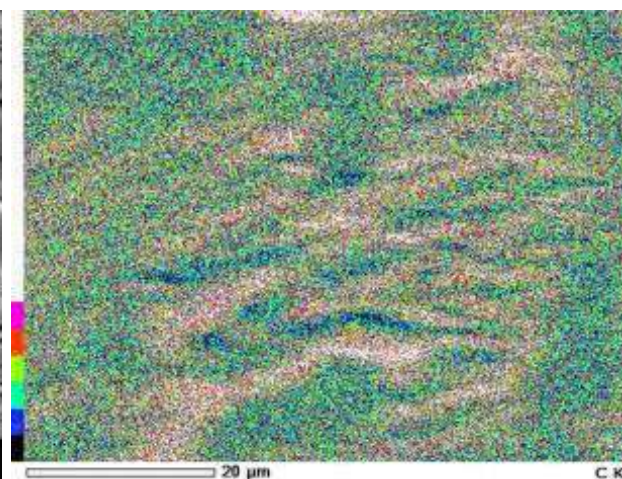
З цієї ж причини концентрація хрому в евтектиці є набагато нижчою за рівноважну концентрацію для карбіду M_7C_3 у сплаві У30Х25Н3С3 (див. табл. 3.2). (згідно [149, 150] у Cr-Mn і Cr-Ni чавунах з аналогічним до «Сормайту» вмістом хрому карбіди M_7C_3 містять 45...50 % Cr).

Особливий інтерес становить концентрація елементів у перліті. Було встановлено, що перліт містить більш високу (у порівнянні з аустенітними дендритами) кількість хрому, кремнію і марганцю - на 1 %, 0,5 % і 0,45 %, відповідно; в окремих замірах концентрація кремнію сягала 3,9 % (це підтверджується відповідним рентгенівським спектром, показаним на рис. 3.17, в). Концентрація нікелю в перліті є трохи нижчою за його концентрацію в аустеніті. Звертає на себе увагу, що вміст вуглецю в перлітних ділянках (11,55 %) на 28 % вищий, аніж у тих евтектичних колоніях, які не містять перліт (9,05 %). Наведені значення концентрації вуглецю є напівкількісними, оскільки енергодисперсійний аналіз дає значну похибку у визначенні вмісту цього елементу [151]. Проте, ці дані дозволяють проводити якісну порівняльну оцінку розподілу вуглецю в різних ділянках мікроструктури.

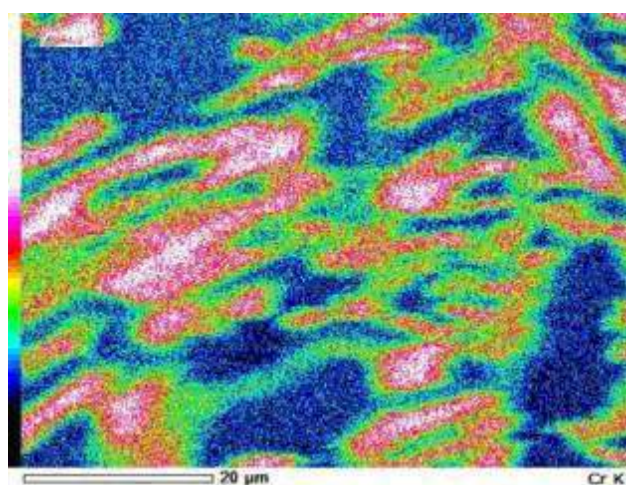
Дані локального мікроаналізу підтверджуються результатами EDS-дослідження, виконаного в режимі «mapping». На рисунку 3.18,а представлено СЕМ-зображення ділянки мікроструктури з перлітом усередині евтектичної колонії, а також відповідні «карти» розподілу елементів (C, Cr, Mn, Ni, Si) у межах цієї ділянки. Видно, що хром і марганець, в основному, зосереджені в евтектичних



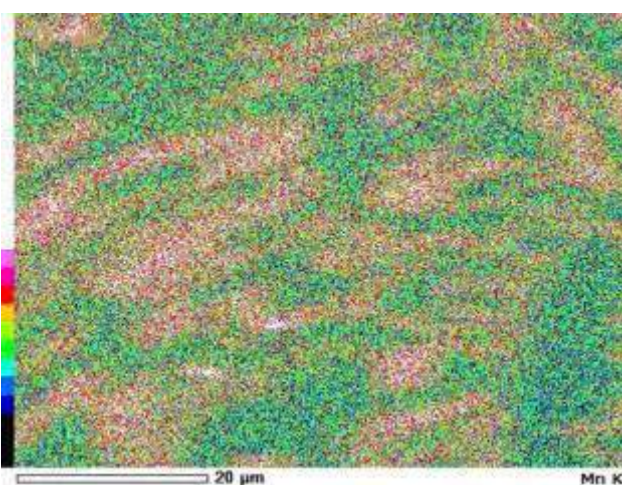
а)



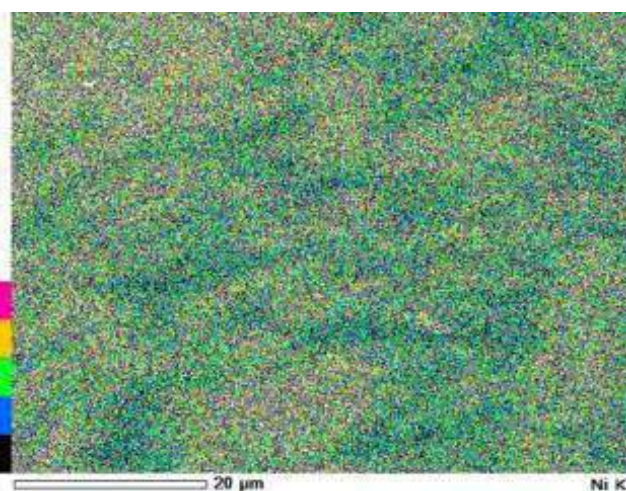
б)



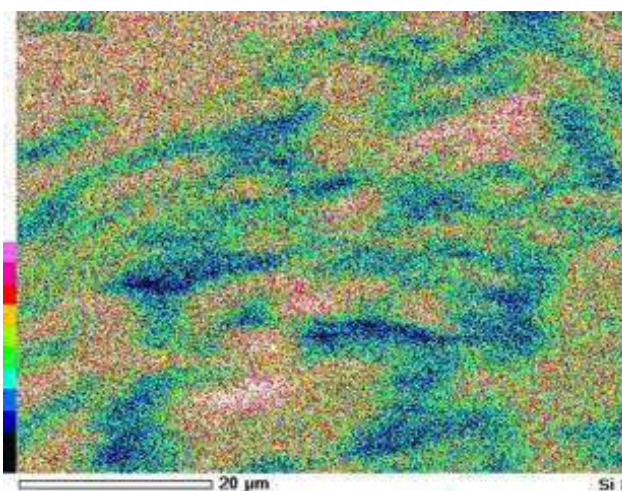
в)



г)



д)



е)

Рисунок 3.18 – SEI-зображення сплаву У30Х25Н3С3. Евтектична колонія з перлітом (а) та розподіл вуглецю (б), хрому (в), марганцю (г), нікелю (д) та кремнію (е) у межах колонії.

карбідах. Ділянки перліту, які безпосередньо прилягають до карбідів, мають більш високу концентрацію хрому в порівнянні з віддаленими від карбідів ділянками. Нікель і кремній, навпаки, сконцентровані в матриці. Для кремнію характерний більш істотний перерозподіл між карбідами, перлітом і аустенітом, аніж для нікелю, про що свідчить значна різниця в забарвленні різних ділянок.

Розподіл елементів уздовж лінії сканування в межах аналізованої ділянки мікроструктури (рис. 3.19) підтверджує дані локального аналізу щодо між фазового розподілу хімічних елементів. Видно, що хром із вуглецем, з одного боку, і нікель, кремній і залізо, з іншого, перебувають «у протифазі», що відображає їх переважну сегрегацію або в карбідах, або в матриці, відповідно.

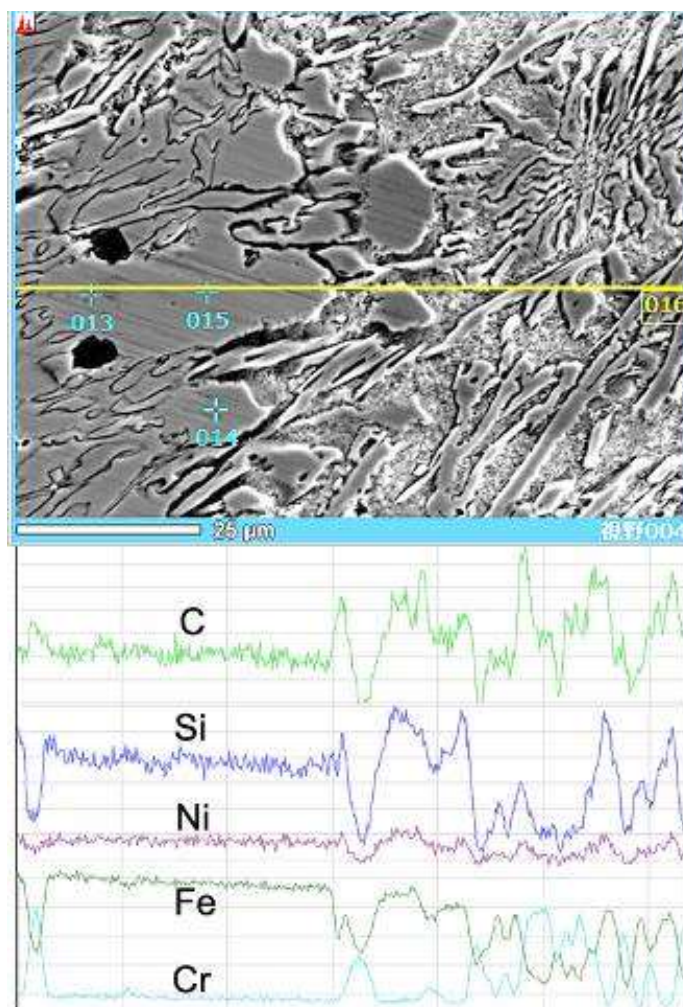


Рисунок 3.19 – Розподіл елементів вздовж лінії сканування в аустенітному дендриті та карбідній евтектиці з перлітною матрицею (сплав У30Х25Н3С3).

Отримані дані показують, що в аустенітних дендритах міститься значна частка хрому (13...14 %), що свідчить про пересиченість твердого розчину за хромом та вказує на потенціал для виділення вторинних карбідів при проведенні додаткової термообробки наплавленого металу [152]. У той же час такий аустенітоутворювальний елемент, як марганець, на відміну від нікелю, є практично не розчинений в аустеніті, будучи сконцентрованим в евтектичних карбідах. У перліті концентрація марганцю також є невисокою - усього 0,66 %. Відмінністю дослідженого наплавлення є висока (в окремих місцях - до 3,9 %) концентрація кремнію в перлітних ділянках евтектичних колоній. Можна вважати, що формування таких збагачених кремнієм зон відбулося в процесі евтектичної реакції «L → Аустеніт + M_7C_3 », коли кремній відтіснявся в евтектичний аустеніт евтектичними карбідами, що зростають.

Висока локальна концентрація кремнію сприяла прискоренню перетворення евтектичного аустеніту на перліт при охолодженні наплавлення. Аналогічний вплив кремнію зазначено в монографії Ципіна [153], де показано, що в близьких до «Сормайту» високохромових чавунах кремній істотно прискорює перлітне перетворення при охолодженні виливків після кристалізації. Це пов'язано з тим, що кремній підвищує активність вуглецю в аустеніті, тобто легування кремнієм підвищує вільну енергію Гіббса системи. Аналогічно впливає і нікель, хоча й у меншій мірі. Для зменшення вільної енергії система змушена знижувати кількість вуглецю у твердому розчині шляхом його зв'язування в вуглецевмісні фази, в цьому випадку - в евтектоїдні карбіди. Хром і марганець, які активно гальмують перлітне перетворення, як випливає з даних EDS-аналізу, виявляються в основному зв'язаними в карбідах (як евтектичних, так і евтектоїдних). Таким чином, саме кремній набуває визначального впливу на формування металевої матриці евтектичних колоній.

Разом з тим, зазначений сценарій структуроутворення розвивається не в усьому обсязі наплавленого металу, кількість евтектичних колоній з перлітом нарастає лише у зв'язку з просуванням до поверхні наплавлення, максимально досягаючи 35 % біля самої поверхні. Можна припустити, що перліт з'являється в

тих мікрообластях сплаву, в яких рідина до моменту кристалізації виявляється максимально збагаченою кремнієм, наприклад, унаслідок розчинення в цій області мікрочасток феросиліцію. Виявлене прискорення евтектоїдного перетворення під впливом кремнію дозволяє припустити, що при певному локальному підвищенні вмісту кремнію в евтектиці термодинамічно вигідним може бути процес формування найбільш стабільної вуглецевмісної фази - графіту. Місцева графітизація можлива навіть у разі високого загального вмісту хрому, якщо хром виявляється пов'язаним у карбідах [154, 155]. Не виключено, що графіт був присутній і в дослідженому зразку в окремих точках всередині перлітної матриці, на що побічно вказує максимально високий вміст у них вуглецю. Наростання об'ємної частки перліту в поверхневих шарах наплавлення пояснюється зменшенням швидкості їх охолодження через уповільнення відведення тепла через раніше сформовані нижчі шари наплавлення. Це створює умови для більш повного протікання перлітного перетворення аустеніту в евтектичних колоніях, збагачених кремнієм.

У таблиці 3.5 також наведено дані щодо розподілу хімічних елементів в шарі № 3 зразка, наплавленого в магнітному полі. Порівняння цих даних із контрольним зразком показує, що під дією магнітного поля відбулося вирівнювання концентрації елементів між різними ділянками наплавки. Так, різниця в середніх значеннях концентрації між аустенітними і перлітними ділянками зменшилась: за вуглецем – із 4,56 % до 3,37 %, за кремнієм – із 0,46 % до 0,13 %, за хромом – із 1,05 % до 0,09 %. За марганцем і нікелем, які мають меншу схильність до ліквідації, ця різниця майже не змінилась: 0,46 %/0,47 % (Mn) і 0,19 %/0,12 % (Ni). Вирівнювання концентрації певних елементів шляхом електромагнітного перемішування ванни забезпечило стабілізацію аустеніту до евтектоїдного перетворення і зменшило об'ємну частку перліту в структурі наплавлення.

3.4.3 Мікротвердість зразків

Результати вимірювання мікротвердості зразків № 1 і № 2 зведені в таблиці 3.7. Із неї випливає, що середня мікротвердість аустенітних дендритів варіюється від 475 до 578 HV. Ці значення перевищують звичайний для аустеніту (200...400 HV) рівень, завдяки твердорозчинному зміцненню внаслідок практично повного розчинення нікелю, кремнію й частково хрому та марганцю, у решітці гамма-заліза. Знижена мікротвердість аустеніту в «білому шарі» зумовлена меншою концентрацією легуючих елементів унаслідок їх дифузії в основу.

Таблиця 3.7 – Мікротвердість (HV) структурних складових покриття «Сор-майт»

Структурний елемент	Номер зони					
	«БШ»	1	2	3	4	5
Зразок № 1 (контрольний)						
Евтектика	–	563±34	605±28	<u>565±18</u>	<u>595±30</u>	<u>565±65</u>
				475±22	505±55	529±38
Дендрити	475±44	491±29	555±38	578±58	563±27	532±41
Зразок № 2 (магнітне поле)						
Евтектика	-	564±35	543±61	650±20	615±57	<u>595±40</u>
						495±42
Дендрити	475±48	454±32	497±47	543±28	550±33	563±38

(у чисельнику і знаменнику - мікротвердість евтектики без перліту та з перлітом, відповідно)

Аналіз даних таблиці вказує на те, що застосування магнітного поля практично не позначилося на мікротвердості аустеніту в наплавленому металі. У той же час зазначено зростання (на 20...50 HV) мікротвердості карбідної евтектики

в зразку № 2. Необхідно зауважити в цілому знижену мікротвердість евтектики (540...650 HV) в обох зразках. Фактично, цей рівень можна порівняти з твердістю аустеніту, незважаючи на присутність в евтектиці карбідів хрому M_7C_3 , що мають твердість 1300...1800 HV. Причиною, вочевидь, є збіднення евтектичного аустеніту вуглецем та хромом, що різко зменшило твердорозчинну компоненту його міцності. Перетворення евтектичного аустеніту на перліт викликало додаткове зниження мікротвердості, незважаючи на високодисперсний стан евтектоїдних карбідів. Оскільки магнітне поле зменшило об'ємну частку перліту, це позитивно відбилось на середній мікротвердості покриття.

У цілому, можна констатувати, що накладення магнітного поля сприятливо вплинуло на структурний стан покриття «Сормайт-1» з точки зору його подальшого використання як зносостійкого матеріалу.

3.4.4 Вплив магнітного поля на абразивну зносостійкість покриття

Для визначення впливу магнітного поля на трибологічні властивості металу із наплавлених зразків № 1 і № 2 було виготовлено зразки для випробувань на абразивне зношування. Зразки виготовили таким чином, щоб поверхня зношування відповідала верхнім шарам наплавлення. Випробування проводили за схемою «Three-body abrasion» зношуванням корундовим абразивом. Зношування проводили циклами по 10 хв. (усього шість циклів). Після кожного циклу визначали втрату маси зразків та будували кумулятивні криві накопичення зношування (рис. 3.20).

Як впливає з рисунку 3.20, після кожного циклу випробувань втрата маси зразків зростає, що пов'язано з поступовим збільшенням площі зношування. Слід зазначити, що втрата маси зразка № 1, наплавленого без магнітного поля, зростає більш інтенсивно в порівнянні зі зразком № 2 (накладення магнітного поля). Після завершення випробувань втрата маси становила: зразок № 1 – 0,0591 г, зразок

№ 2 – 0,0492 г. Таким чином, метал зразка № 2 має більш високу (на 20 %) абразивну зносостійкість, що пов'язано з подрібненням карбідної фази та зменшенням об'ємної частки перліту під дією магнітного поля.

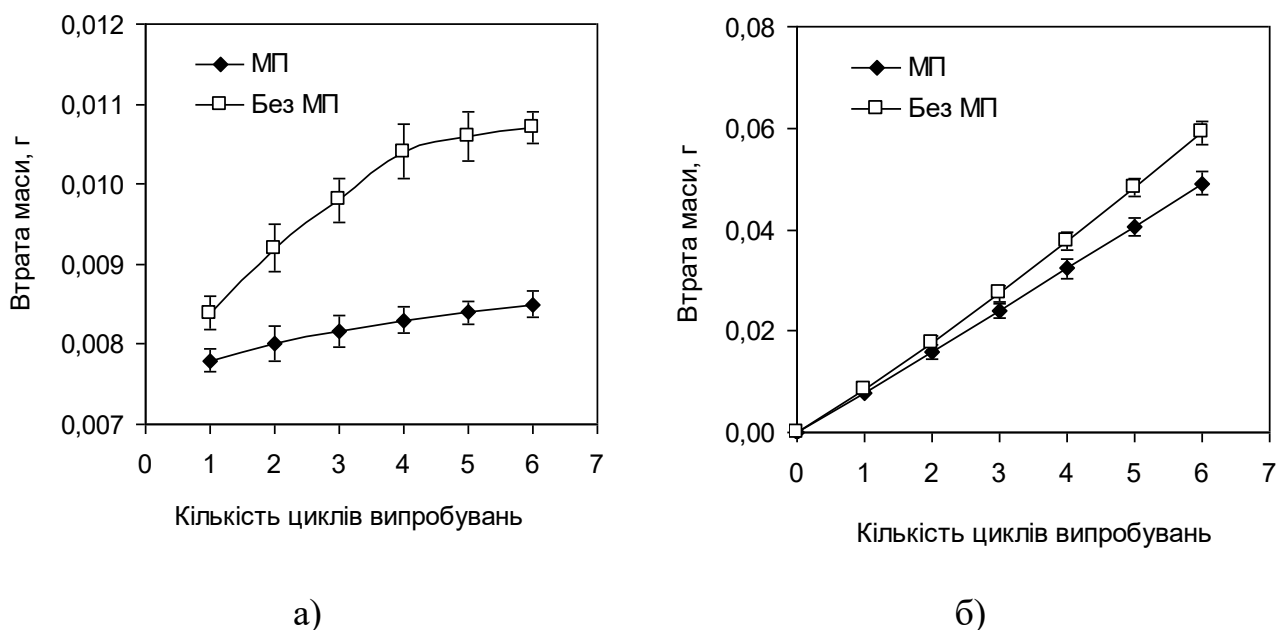


Рисунок 3.20 – Результати випробувань на абразивне зношування: втрата маси після кожного циклу (а), кумулятивні криві накопичення зношування (б).

3.5 Висновки

1 Термодинамічним моделюванням за допомогою комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» проаналізовано кристалізацію сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ у рівноважних умовах та їх термодинамічно стабільний структурно-фазовий стан. Установлено, що кристалізація цих сплавів починається із формування первинних карбідів M_7C_3 з подальшою евтектичною реакцією «Рі-дина $\rightarrow$ Аустеніт + M_7C_3 ». У сплавах можливі твердофазні структурні перетворення, а саме: в У30Х25Н3С3 – перетворення аустеніту на ферит (нижче за 830 °С), в 500Х40Н40С2РЦ – карбідні перетворення $M_7C_3 \leftrightarrow M_3C_2$ (нижче 1081 °С). При температурах нижче за 700 °С сплави мають такі фазові складові: У30Х25Н3С3 – аустеніт, ферит, M_7C_3 ; 500Х40Н40С2РЦ - аустеніт, M_7C_3 , M_3C_2 .

2. Із застосуванням кінцево-елементного моделювання в програмному середовищі «ProCast» досліджено формування структури сплаву 500X40H40C2PЦ при електродуговому наплавленні порошковою стрічкою ПЛ АН-111. Установлено, що підвищення швидкості охолодження валика до 27,8 К/с пригнічує процес кристалізації первинних карбідів M_7C_3 , у результаті чого в наплавленому шарі формується доєвтектична або евтектична структура з об'ємною часткою карбідів у межах 33...35 %. При швидкості охолодження в 6,6 К/с із рідини в інтервалі 1332...1274 °С виділяються первинні карбіди M_7C_3 , а потім відбувається евтектична реакція, що відповідає термодінамічно стабільному стану сплаву 500X40H40C2PЦ.

3. Показано, що, внаслідок нерівноважної кристалізації, в металі, наплавленому порошковою стрічкою ПЛ АН-111, формується градієнтна структура, що змінюється від аустенітної безкарбідної на границі сплаву з основним металом до заєвтектичної у верхній частині валика, де формуються первинні карбіди M_7C_3 , які містять 57,6 % Cr і підвищену кількість нікелю (2,7 %).

4. Вивченням мікроструктури сплаву У30Х25Н3С3, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-101, показано, що наплавлення являє собою білий доєвтектичний чавун з аустенітними дендритами та карбідною евтектикою «Аустеніт + M_7C_3 ». Шляхом віддалення від границі сплавлення з основою металеве основа евтектичних колоній стає аустенітно-перлітною. Виявлено нерівномірність в розподілі хімічних елементів у межах наплавлення, зокрема, збагаченість перлітних ділянок кремнієм (до 3,9 %).

6. Накладення подовжнього магнітного поля індуктивністю 25...30 мТл на зону наплавки забезпечує модифікацію первинної структури наплавленого шару, що проявляється в подрібненні евтектичних карбідів, зменшенні розмірів аустенітних дендритів та евтектичних колоній, зміні будови евтектики від «розеткової» до «віялової». При цьому зростає об'ємна частка карбідної евтектики, наближаючи структуру до евтектичного стану.

7. Установлено, що наплавлення в подовжньому магнітному полі вирівнює розподіл хімічних елементів в об'ємі сплаву, що сприяє підвищенню стійкості

аустеніту до евтектоїдного перетворення та призводить до різкого зменшення об'ємної частки перліту в евтектичних колоніях.

8. Показано, що наплавлення в магнітному полі забезпечує підвищення абразивної зносостійкості сплаву У30Х25Н3С3 на 20 %, а це пов'язано зі сприятливою модифікацією первинної структури та зменшенням об'ємної частки перліту в евтектичних колоніях.

Результати досліджень цього розділу наведено в публікаціях: [136], [141], [142], [144], [148].

РОЗДІЛ 4

ОСОБЛИВОСТІ МІКРОСТРУКТУРИ ТА РОЗПОДІЛУ ХІМІЧНИХ ЕЛЕМЕНТІВ У ПОКРИТТЯХ, НАПЛАВЛЕНИХ ПОРОШКОВОЮ СТРІЧКОЮ ПЛ АН-111 З ПЕРЕКРИТТЯМ ВАЛИКІВ

Наплавлення порошковою стрічкою може проводитися з нанесенням валиків в один шар та в кілька шарів - з перекриттям та без перекриття. При наплавленні з перекриттям відбувається часткове розплавлення раніше нанесеного валика з перемішуванням металу в перехідній дифузійній зоні [156]. Структура наступних валиків та перехідних зон може істотно відрізнятися від структури валика, наплавленого при першому проході, приводячи до неоднорідності властивостей покриття [157] та до вибіркового зношування наплавленого металу [158]. До цього часу характер мікроструктури, що формується при перекритті валиків, наплавлених високолегованими хромонікелевими сплавами, залишається недостатньо вивченою, що не дозволяє удосконалювати процес отримання зносостійких покриттів. У даному розділі наведені результати досліджень розподілу мікроструктури за перетином шару, отриманого наплавленням порошковим дротом ПЛ АН-111 із 50 %-м перекриттям валиків в один і два ряди [159-163].

4.1 Структура та міжфазовий розподіл хімічних елементів у покритті, наплавленому в один ряд із 50 %-м перекриттям валиків

Покриття було нанесено електродуговим наплавленням на сталеву пластину завтовшки 20 мм зі сталі 09Г2С за режимом, наведеним у розділі 2. Поперечний переріз наплавленого шару представлено на рисунку 4.1. Справа на рисунку показаний валик №1, отриманий при першому проході. Валик №2 був наплавлений із 50 %-м перекриттям, тобто відстань між вершинами валиків приблизно відповідає половині їх ши-

рини. Розподіл мікроструктури аналізували вздовж ліній Л1...Л5, нанесених за довжиною покриття на приблизно рівній відстані. Лінії Л2 і Л4 відповідають вершинам валиків, лінія Л3 - середній частині наплавленого покриття. На лініях позначені опорні точки, в яких проводили мікроструктурні дослідження й заміри мікротвердості.

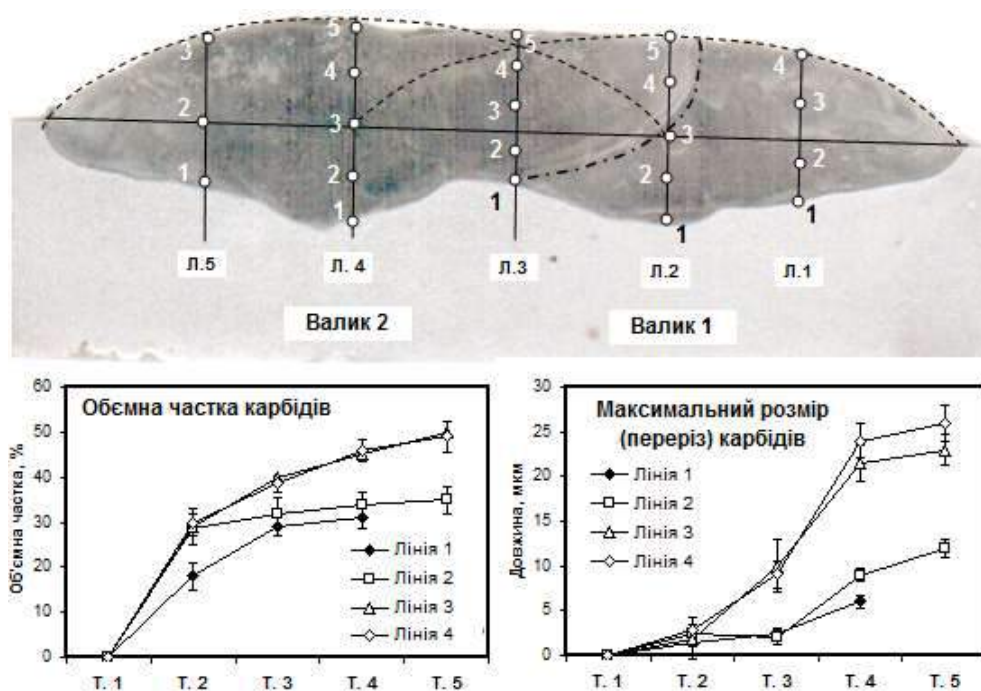
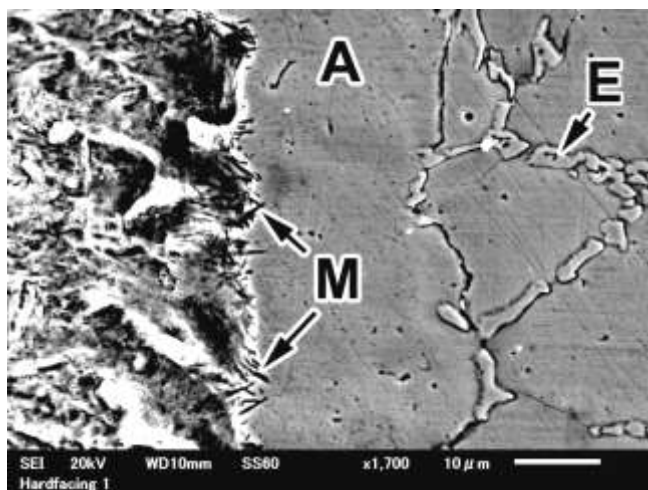


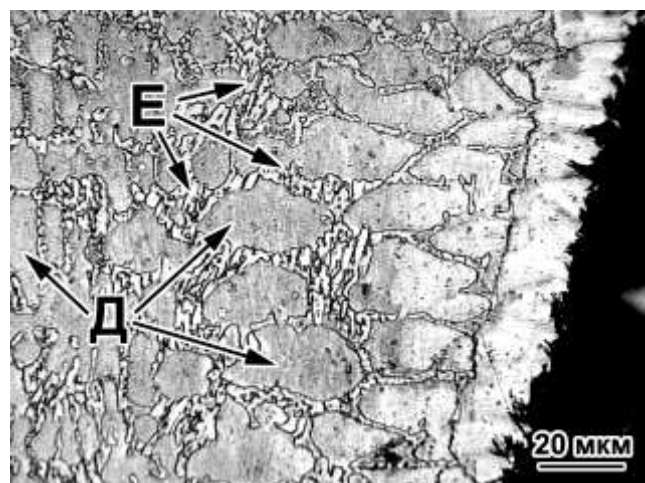
Рисунок 4.1 – Ділянки аналізу мікроструктури на перерізі наплавленого покриття та результати аналізу карбідної фази.

При травленні покриття візуально було встановлено наявність перехідної зони між валиками. Вона розташовується між лінією Л3 і вершиною валика №1 і має закруглену (з опуклістю в бік валика № 1) границю, показану на рис. 4.1 штрих-пунктирною лінією. Ця зона виникла в результаті сплавлення валиків, а її межа фактично позначає границю поширення зварювальної ванни в бік валика №1.

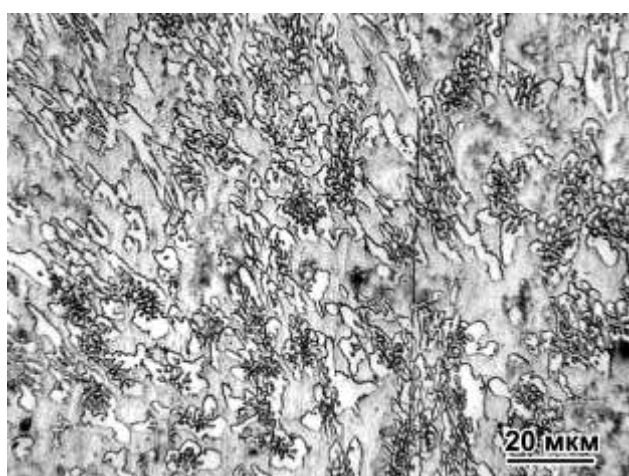
Лінія Л1 відповідає частині валика №1, яка не була зачеплена повторним розплавленням, тобто вона зберігає свою початкову структуру, характерну для наплавлення в один прохід. У точці 1, тобто на границі з основою, у покритті сформувався шар твердого розчину (нікелевого аустеніту) без карбідів шириною в 15...20 мкм (рис. 4.2, а) з середньою мікротвердістю 385 HV (табл. 4.1). Він виник в результаті перемішування основного й наплавленого металу при частковому розчиненні в основі



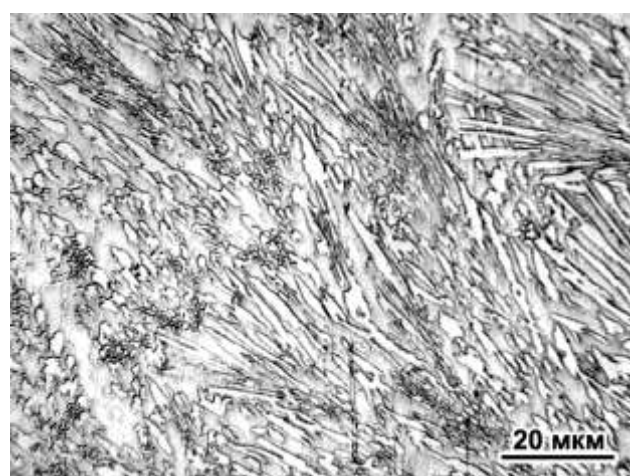
а)



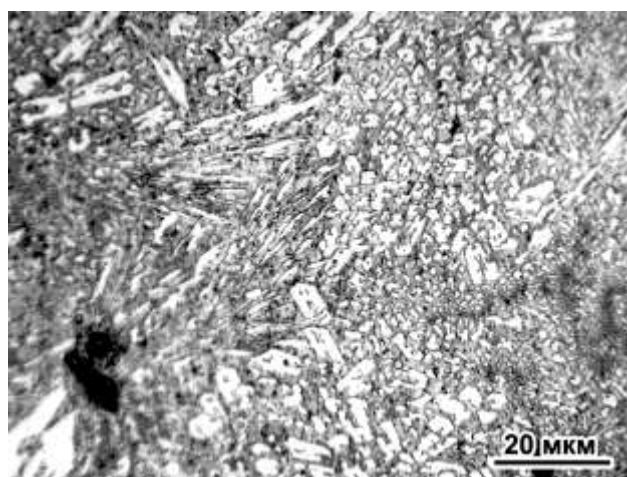
б)



в)



г)



д)

а, б – границя сплавлення з основою (точка 1); в – між точками 1 та 2; г – точка 2; д – вершина валика (точка 3)

Рисунок 4.2 – Зміна мікроструктури валика вздовж лінії Л1 (А, Д, М, Е - аустеніт, дендрит, мартенсит, евтектика відповідно).

Таблиця 4.1 – Мікротвердість (HV) структурних складових у різних точках замірів за товщиною покриття (порошкова стрічка ПЛ АН-111)

Номер лінії	Структура	Точки заміру				
		1	2	3	4	5
1	А	385±30	-	-	-	-
	Е	455±21	450±29	410±18/ 530±33	680±59	-
	К	-	-	-	1510±59	-
2	А	380±35	469±51	-	-	-
	Е	482±29	465±31	466±19	451±28	441±44
	К	-	-	-	-	-
3	А	381±18	-	-	-	337±22
	Е	450±39	490±45	450±36	420±17	551±18
	К	-	-	-	1350±71	1335±39
4	А	370±24	-	-	-	310±18
	Е	473±27	470±44	464±39	447±18	439±28
	К	-	-	-	1200±49	1210±51
5	А	365±27	-	310±24	-	-
	Е	475±36	453±44	439±35	-	-
	К	-	1225±28	1200±41	-	-

А, Е, К – аустеніт, карбідна евтектика, первинний карбід, відповідно

вуглецю й легувальних елементів, а також унаслідок швидкої кристалізації, яка загальмувала виділення карбідної фази з рідини. Про насичення основи (сталі 09Г2С) вуглецем і легуючими елементами свідчить голчастий (тобто високовуглецевий) мартенсит, що залягає безпосередньо вздовж лінії сплавлення (див. рис. 4.2, а).

За аустенітним шаром знаходиться двофазна структура, що складається з аустенітних дендритів, границями яких залягає карбідна евтектика «Аустеніт +

M_7C_3 » із середньою мікротвердістю 455 HV (див. рис. 4.2, б). Наявність дендритів твердого розчину вказує на те, що в зоні, яка приєднується до границі сплаву з основою, покриття має доєвтектичну структуру. Починаючи як тонка (2...3 мкм) сітка, евтектика з віддаленням від границі трансформується в досить великі колонії поперечним перерізом до 10 мкм, які займають до 30...40 % площі мікрошліфа (див. рис. 4.2, в). У точці 2 структура стає типово евтектичною, тобто без наявності надлишкових фаз: вона складається з витягнутих евтектичних колоній, в якій карбідні волокна орієнтовані вздовж напрямку тепловідводу до основи (рис. 4.3, г). Товщина карбідних волокон в евтектиці коливається в межах 1...2 мкм, середня мікротвердість евтектичних колоній становить 450 HV (див. табл. 4.1). Шляхом просування до вершини валика (точка 3) у структурі з'являються колонії з підвищеною щільністю розташування карбідних волокон; їх середня мікротвердість (510 HV) перевищує мікротвердість «розріджених» колоній (410 HV). У самій поверхні (точка 4) структура складається з евтектичних колоній підвищеної твердості (680 HV) з високою щільністю карбідних волокон та первинних карбідів, досить тонких (до 6 мкм) у поперечному перерізі (див. рис. 4.2, д). Поява первинних карбідів могла бути наслідком зміни умов кристалізації, а саме: зменшення швидкості охолодження у верхніх шарах наплавлення, що забезпечило кінетичні умови формування первинних карбідів у відповідності з термодинамічно стабільним станом (див. розділ 3). Наявність у точці 4 первинних карбідів дозволила безпосередньо виміряти мікротвердість карбідної фази: вона в середньому становила 1510 HV, що характерно для карбіду M_7C_3 [164], і підтверджує його присутність у структурі покриття.

Наявність означених вище фазово-структурних елементів у покритті підтверджується результатами рентгеноструктурного аналізу, виконаного з поверхні валика № 1 правіше за точку 4 (лінія 1). Як впливає з рисунку 4.3, на поверхні валику в структурі присутні аустеніт та карбідні фази. Ряд дифракційних максимумів може бути віднесений до різних карбідів (M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C_2), тобто за ними неможливо однозначно ідентифікувати означені фази. Однак присутні інші максимуми, які відносяться лише до певного карбіду. За цими максимумами

можна дійти однозначного висновку, що в структурі присутні карбіди M_7C_3 , $M_{23}C_6$ і ZrC , при цьому, роблячи висновки з кількості та інтенсивності рефлексів, на перший карбід припадає більша об'ємна частка в структурі. Максимуми альфа-фази або графіту в наплавленні не виявлено.

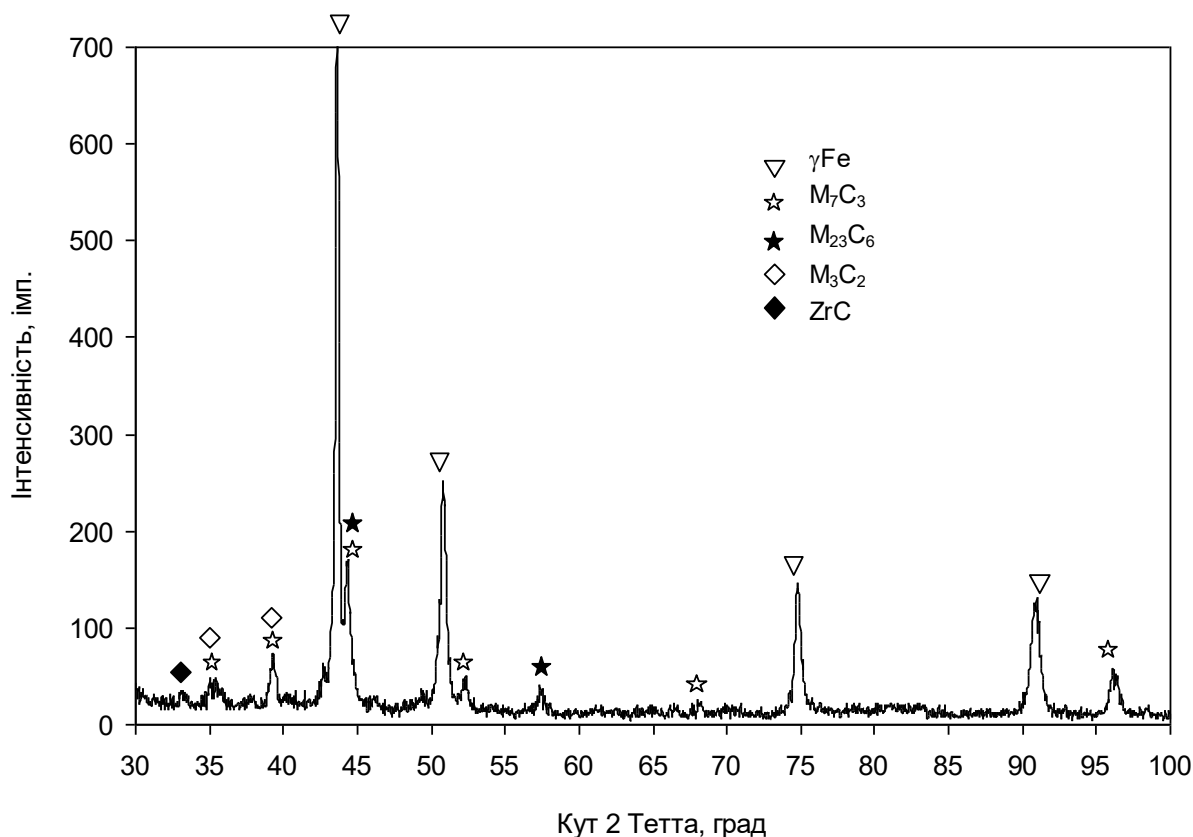
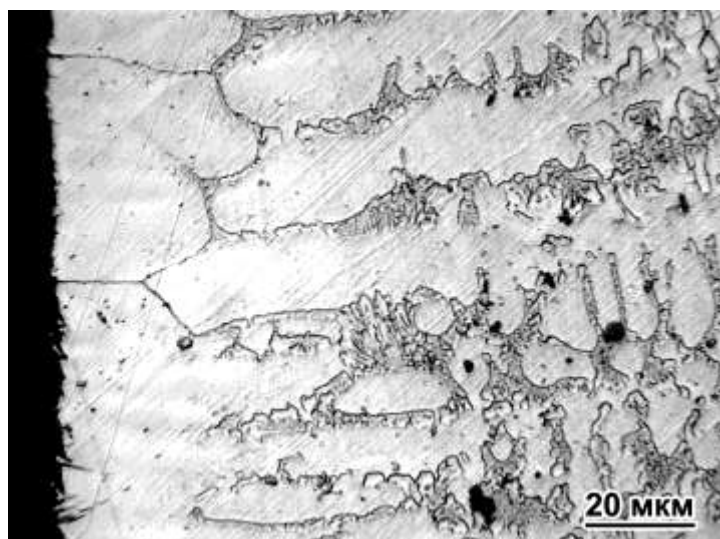
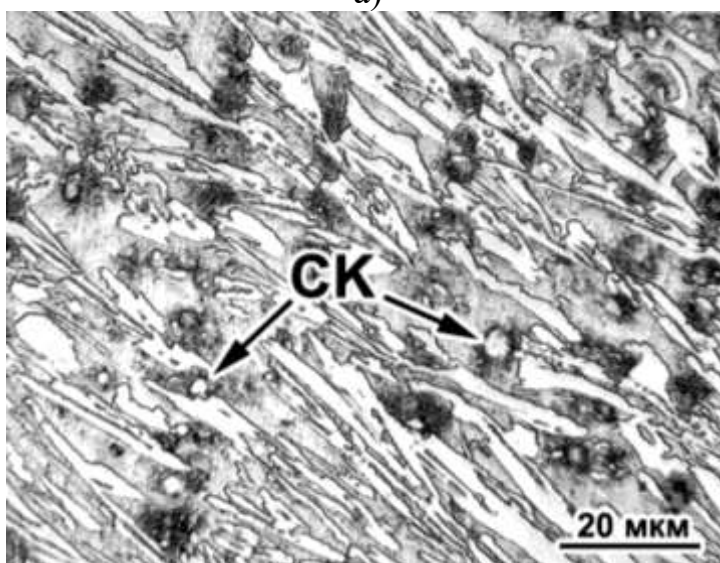


Рисунок 4.3 – Дифрактограма, отримана з поверхні валика 1 (правіше за точку 4, лінія 1 на рис. 4.2).

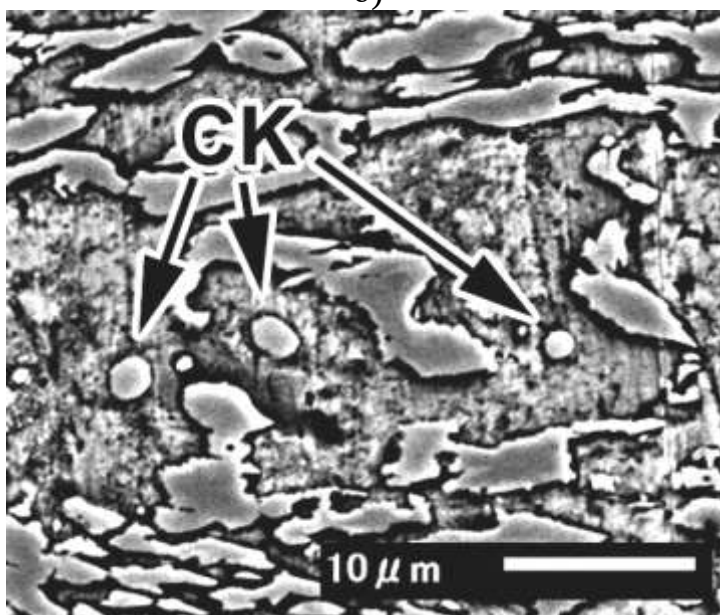
Лінія 2 проходить уздовж центральної осі валика № 1. Мікроструктура в точці 1 на цій лінії аналогічна тій, що представлена на рисунку 4.2 а, тобто характеризується однофазним аустенітний шаром, який переходить у доєвтектичну структуру (рис. 4.4,а). Така будова характерна для всього контуру границі сплаву з основою й спостерігається в точках 1 на різних контрольних лініях. Точки 2 і 3 на лінії Л2 знаходяться безпосередньо під зоною перекриття валиків; у цих точках структура являє собою розріджену евтектику, у проміжках між колоніями якої залягають сфероїдальні карбіди розмірами від 0,2 до 3 мкм (див. рис. 4.4,б,в). Навколо сферичних карбідів матриця піддалася сильному травленню, що вказує на її збіднення хромом.



а)



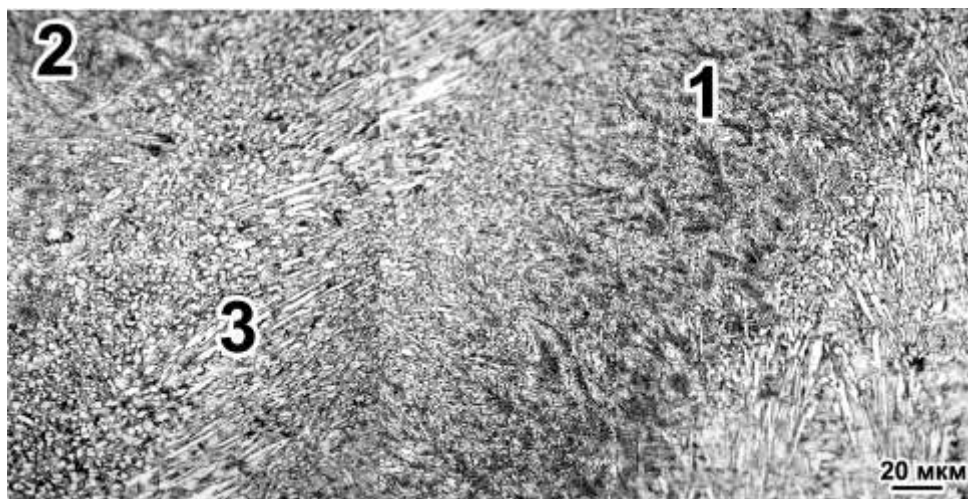
б)



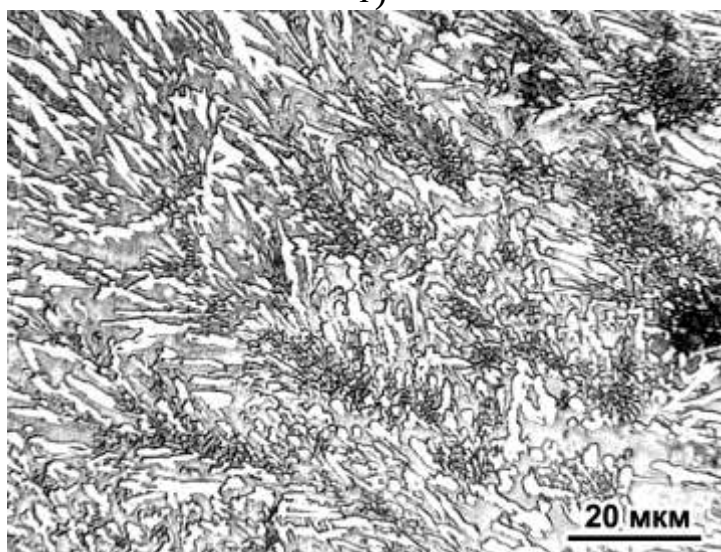
в)

а – зона сплавлення; б, в – точка 2.

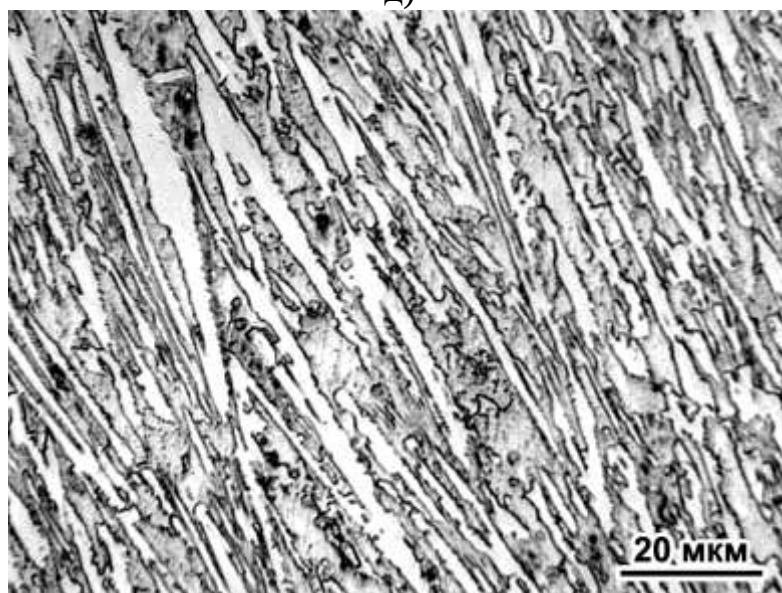
Рисунок 4.4, аркуш 1 – Мікроструктура вздовж лінії Л2.



г)



д)



е)

г – перехідна зона; д – «темна» смуга; е – вершина валика (точка 5).

Рисунок 4.4, аркуш 2.

Сфероїдальні включення розташовуються ланцюжками під певним кутом до карбідних волокон, тобто до напрямку відведення тепла. Таке розташування включень указує на те, що вони виникли в результаті твердофазової реакції виділення з аустеніту при тепловій дії з боку зони сплавлення валиків (напрямки ланцюжків карбідів приблизно відповідають фронту поширення тепла від зони сплаву в напрямку валика № 1).

Вище точки 3 залягає границя поширення зварювальної ванни валика № 2 при нанесенні на валик № 1. Ця границя позначена двома концентричними темними зонами (позначені як 1 і 2 на рис. 4.4, г), розділеними більш світлою зоною 3 із стовпчастими карбідами. Імовірно, характер будови цих зон зумовлений різною орієнтацією карбідів щодо площини шліфа. Структура «темних» зон сформована щільними евтектичними колоніями невеликої довжини (15...25 мкм), які близько розташовані один від одного (див. рис. 4.4, д). У стовпчастій зоні колонії більш розріджені, а довжина колоній збільшена до 25...60 мкм. У точках 4 і 5 (біля поверхні) мікроструктура наплавленого шару має евтектичний характер з наявністю потовщених карбідних волокон (див. рис. 4.4, г), причому, на відміну від точок 2 і 3, зернисті карбіди тут не спостерігаються, що підтверджує висловлене вище припущення щодо причини їх появи.

При переході від валика № 1 до валика № 2 розподіл мікроструктури за висотою покриття зазнає змін. Якщо приблизно на 25 % висоти (лінія ЛЗ, точка 2) структура має характерну для валика № 1 евтектичну будову з дрібними карбідними волокнами перерізом у 0,5...3,0 мкм (рис. 4.5, а), то вже в точці 3 присутні укрупнені карбіди з розміром 5...15 мкм у поперечному перерізі (див. рис. 4.5, б). У точці 4 і аж до верху покриття вздовж лінії ЛЗ структура має класичний заевтектичний характер з наявністю великих первинних карбідів M_7C_3 у вигляді гексагональних призм з центральною порожниною (що є характерною ознакою тригонального карбіду хрому Cr_7C_3 [165, 166]) (рис. 4.5, в). У поперечному перерізі розмір карбідів сягає 15...30 мкм, у довжину - 40...90 мкм; середня мікротвердість карбідів - 1350 HV. Евтектика, що оточує первинні карбіди, має різну щільність карбідних волокон; більш «розріджені» колонії мають мікротвердість 420...490 HV, більш

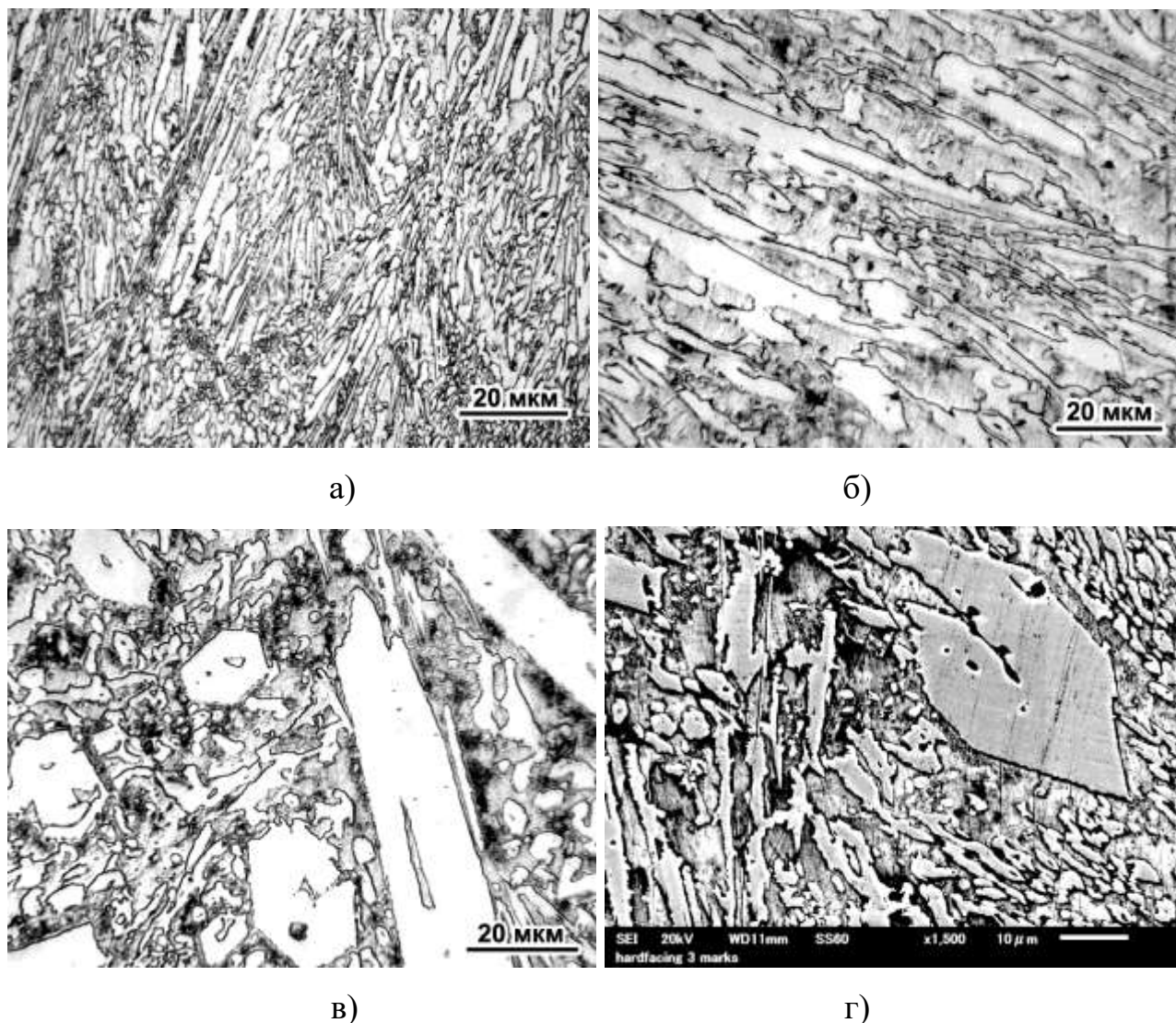


Рисунок 4.5 – Мікроструктура вздовж лінії ЛЗ у точках 2 (а), 3 (б), 4 (в) і вздовж лінії Л5 (точка 2) (г).

щільні – 551 HV; мікротвердість ділянок матриці біля «розріджених» колоній становить у середньому 337 HV.

У більшій частині валика № 2 (починаючи з точки 3 за лінією Л4 і точки 2 за лінією Л5 до вершини покриття) присутні великі первинні карбіди, розміри яких відповідають представленим вище (див. рис. 4.5, г). Мікротвердість карбідів становить 1200...1225 HV, середня мікротвердість евтектики вздовж ліній Л4 і Л5 змінюється в межах 439...475 HV.

При узагальненні отриманих даних була складена карта розподілу мікроструктури за перерізом наплавленого покриття. Як впливає з рисунку 4.6, у межах покриття можна виділити чотири структурні зони. У зоні 1 залягає вузь-

кий прикордонний безкарбідний шар, відразу за яким йде шар, що має доевтектичну структуру «дендрити + карбідна евтектика», шириною до 100 мкм. Для зони 2 характерна евтектична будова без дендритів, які візуально виявляються, з наявністю тонких карбідних включень, що входять в евтектичні колонії невеликої довжини. Зона 2' є зоною термічного впливу від сплавлення, у ній залягають сфероїдальні карбіди. У зоні 3 зберігається евтектична будова, однак зазначається збільшення евтектичних карбідів зі збільшенням довжини колоній. І, нарешті, зона 4 представлена заевтектичною структурою з грубими первинними карбідами й неоднорідною (за щільністю залягання карбідних включень) евтектикою. Результати зміни параметрів карбідної фази (об'ємної долі та максимального розміру в перетині) за висотою наплавлення показані на рисунку 4.1.

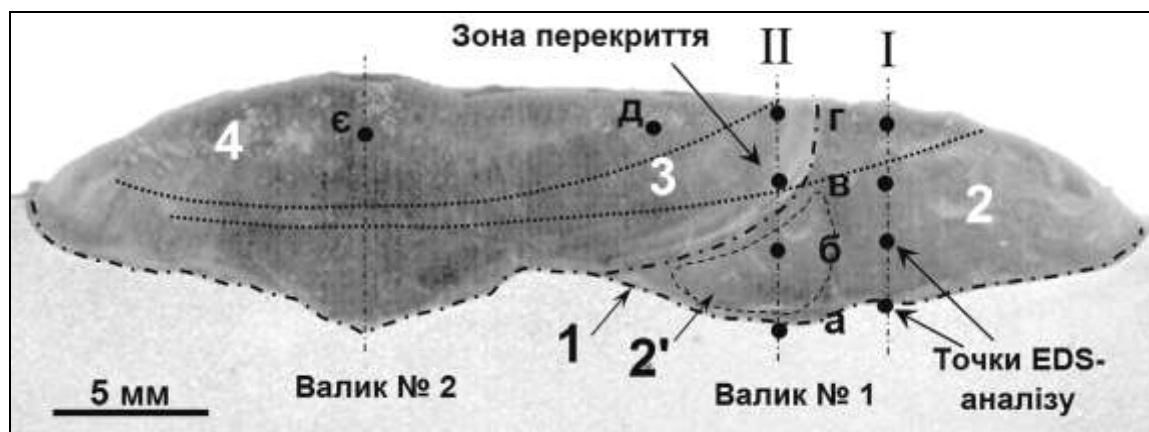


Рисунок 4.6 – Структурні зони 1, 2, 2', 3 і 4 і точки EDS-аналізу за перетином покриття.

Формування неоднорідної структури за висотою покриття зумовлено особливостями кристалізації при послідовному наплавленні валиків. При нанесенні валика № 1 зварювальна ванна охолоджувалася досить швидко, що забезпечило більшу міру переохолодження розплаву щодо температури термодинамічної рівноваги «рідина/тверда фаза». У цих умовах енергетично й кінетично більш вигідним виявилось виникнення великої кількості зародків карбідів, що привело до формування щільних евтектичних колоній з тонкими короткими карбідними волокнами при повному пригніченні виділення первинних карбідів хрому. У біль-

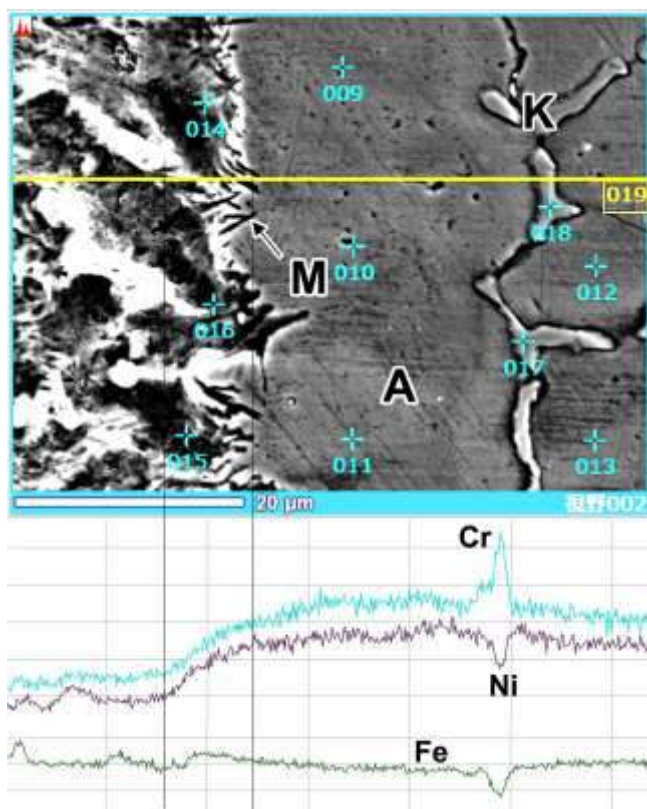
шій частині перетину валика № 1 (за винятком тонкої зони вздовж границі покриття з основою) виникла евтектична структура, що складається з дрібних колоній, орієнтованих уздовж напрямку відводу тепла в основу. Оскільки виділення надлишкової фази (первинних карбідів) було загальмоване, вміст хрому й вуглецю в евтектиці (тобто в карбідах і матриці) виявився вищим за рівноважного, що вказує на нерівноважний стан евтектики. Щодо метастабільності евтектичної структури говорить той факт, що при нанесенні валика №2 у зоні термічного впливу (під штрихпунктирною лінією) з матричної фази евтектики (аустеніту) виділилися глобулярні карбіди, тобто пройшов процес, що супроводжується зниженням вільної енергії системи [167, 168].

Кристалізація валика № 2 відбувалась в умовах уповільненого тепловідведення в основу у зв'язку з її прогріванням в результаті наплавлення валика № 1. Крім того, відведення тепла в основу відбувалося через валик № 1. Відомо, що легування різко зменшує коефіцієнт теплопровідності сплавів шляхом викривлення кристалічної решітки, що призводять до розсіювання фононів. Оскільки метал наплавленого шару являє собою високолегований твердий розчин, можна вважати, що його теплопровідність сильно знижена в порівнянні з матеріалом основи - сталлю 09Г2С (див. рис. 3.8). Таким чином, кристалізація зони перекриття (між лініями Л2 і Л3) проходила уповільнено. У результаті у верхній частині зони перекриття і в більшій частині валика № 2 структура формувалася в умовах, наближених до термодинамічно рівноважних (див. рис. 3.4), тобто шляхом виділення первинних карбідів із збідненням рідини за вуглецем і хромом, а також подальшим перетворенням за евтектичною реакцією «L → Аустеніт + M_7C_3 » [136]. Первинні карбіди, що сформувалися у валику № 2, мають мікротвердість ~ 1200 HV, що нижче рівня, характерного для карбідів M_7C_3 . Зниження твердості, ймовірно, пов'язано з впливом нікелю, який внаслідок високого вмісту в покритті міг частково замінити хром у решітці карбіду, зменшивши ковалентну складову міжатомного зв'язку. Наявність первинних карбідів у структурі наплавленого шару може негативно позначитися на зносостійкості покриття через явище виборчого зношування [65]. Це пов'язано з високою крихкістю ма-

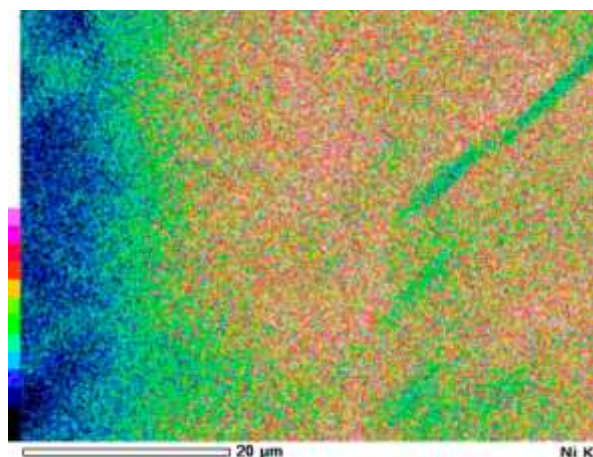
сивних карбідних кристалів, які легко руйнуються й викришуються в умовах статичного (при абразивному зношуванні), або динамічного (при ерозійному зношуванні) контакту з абразивними частинками.

Цікаво було дослідити розподіл хімічних елементів між фазовими складовими покриття. Для цього було використано енергодисперсійний аналіз у різних режимах (EPMA, «Elemental Mapping», «LineScan»). На рисунку 4.7 показані точки в межах наплавлення, сформованого двома валиками з 50 %-м перекриттям, в яких виконувалось EDS-дослідження. Результати наведено в табл. 4.2.

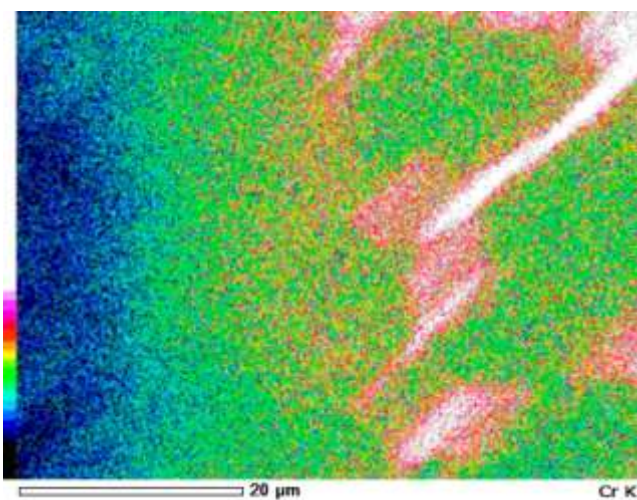
У зоні 1 у межах перехідного дифузійного шару між основою і покриттям виявлено плавне зростання концентрації нікелю і хрому в напрямку від основного металу до наплавленого, що говорить про наявність ефекту «розбавлення» з боку основи при наплавленні [169]. За розподілом елементів вздовж лінії (рис. 4.7, а) можна зробити висновок про наявність висхідного градієнта в концентрації нікелю й хрому в бік покриття; у свою чергу, має місце зворотний (спадний) градієнт заліза від покриття до основи. Уздовж границі «основа/покриття» з боку основи залягає тонкий (до 5 мкм) шар, який має структуру голчастого мартенситу, що виник при охолодженні зразка після наплавлення. Формування мартенситу вказує на підвищену прогартованість цього шару, пов'язану з високим вмістом хрому й нікелю (2,78 % Cr і 4,58 % Ni, див. табл. 4.2) унаслідок насичення цими елементами зі зварювальної ванни при нанесенні покриття. Голчаста морфологія мартенситу є наслідком збагачення вуглецем: вміст вуглецю в мартенситному шарі у два рази вище, ніж у шарі наплавлення, що прилягав до границі сплавлення. Із мартенситним шаром межує безкарбідний шар аустеніту; вміст легуючих елементів (Cr, Ni, Si) у ньому вдвічі перевищує їх концентрацію в мартенситному шарі, проте є заниженим щодо номінального складу сплаву 500X40H40C2PЦ.



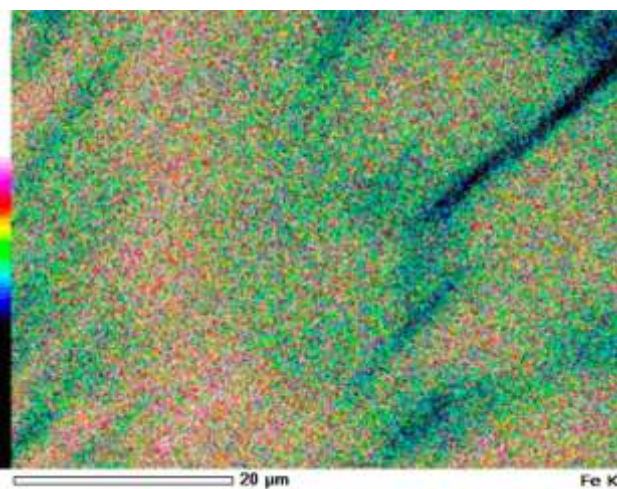
а)



б)



в)



г)

а – розподіл елементів уздовж лінії; б – розподіл Ni за площею; в – розподіл Cr за площею; г – розподіл Fe за площею.

Рисунок 4.7 – Міжфазовий розподіл хімічних елементів на границі «основа/покриття» (зона 1, див. рис. 4.6) (М - мартенсит, А - аустеніт, К – карбід).

Таблиця 4.2 – Фазовий хімічний склад у різних зонах наплавлення відповідно до рис. 4.6

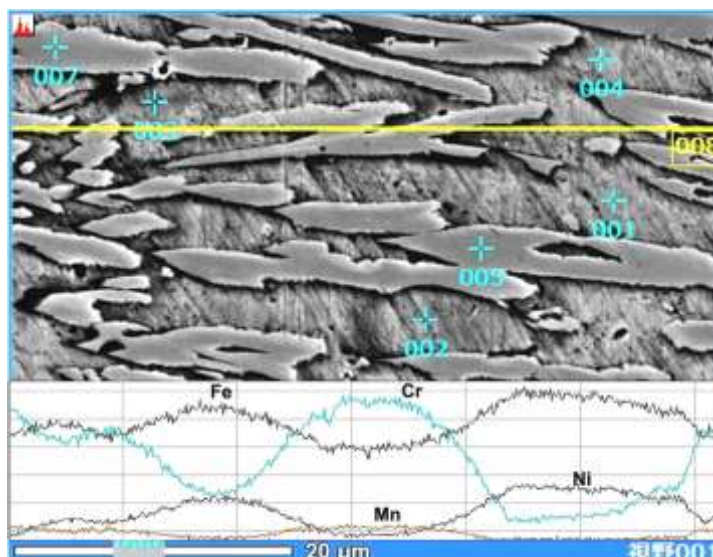
Фази	Вміст, мас. %					
	C	Si	Cr	Ni	Fe	Mn
1	2	3	4	5	6	7
Зона 1						
Мартенсит	6,14±0,21	0,39±0,21	2,78±0,17	4,58±0,11	85,87±2,09	0,40±0,05
Безкарбідний шар	3,54±0,09	0,97±0,11	5,80±0,45	10,91±0,98	78,74±0,98	0,20±0,02
Карбідна сітка	3,55±0,11	0,99±0,18	5,89±0,69	11,41±0,75	78,02±1,87	0,40±0,09
Матриця біля сітки	4,00±0,15	0,84±0,21	4,91±0,55	9,59±0,55	80,60±1,65	0,23±0,02
Зона 2						
Карбід	8,06±0,44	0,22±0,05	45,32±1,89	5,93±0,34	38,75±1,54	2,03±0,28
Матриця	4,89±0,31	1,56±0,09	11,39±0,99	30,85±2,51	50,69±3,17	0,92±0,36
Зона 2'						
Карбід	8,07±0,59	0,19±0,04	42,62±2,09	4,84±0,25	42,15±2,96	2,16±0,21
Карбід зернистий	7,42±0,69	0,22±0,06	25,55±1,15	5,16±0,33	58,66±3,55	2,93±0,36
Матриця	5,34±0,41	1,31±0,11	9,16±0,65	25,30±1,89	57,70±3,89	1,16±0,21

Таблиця 4.2 (продовження)

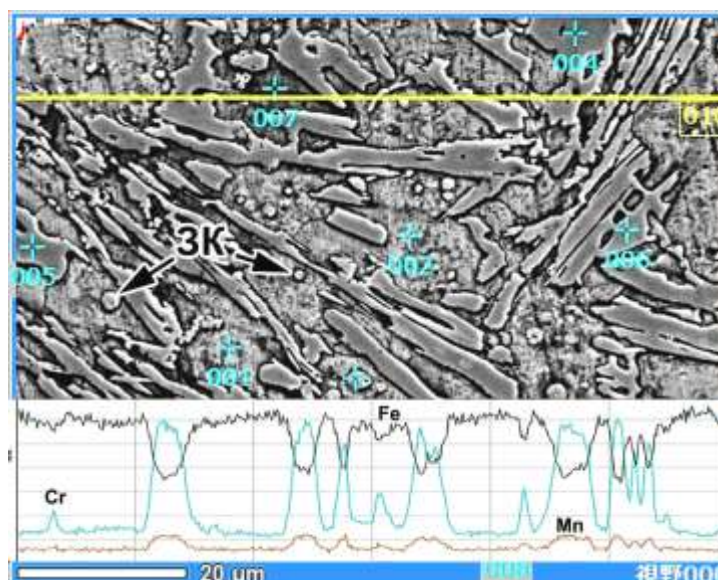
1	2	3	4	5	6	7
Зона 3						
Карбід	7,70±0,61	0,48±0,03	33,80±1,27	17,6±0,98	39,12±2,67	1,69±0,31
Матриця	5,33±0,26	1,67±0,14	8,67±0,75	34,12±2,05	48,7±3,05	1,53±0,11
Зона 4, точка «д»						
Карбід	8,56±0,87	0,40±0,05	56,50±3,06	2,71±0,19	30,09±2,05	2,11±0,19
Матриця	5,22±0,46	1,76±0,97	7,09±0,35	35,22±2,15	49,38±2,58	1,26±0,05
Зона 4, точка «є»						
Карбід	8,78±0,99	0,15±0,02	52,09±2,87	3,01±0,22	32,73±1,57	2,18±0,41
Матриця	5,44±0,36	1,84±0,15	5,94±0,35	35,77±2,89	49,63±2,65	1,35±0,19

Безкарбідний шар змінюється на двофазну аустеніто-карбідну структуру, в якій карбіди залягають у вигляді тонкої сітки по межах аустенітних дендритів. За результатами ЕРМА-аналізу встановлено, що карбідна сітка і дендрити аустеніту, які прилегли до неї, містять приблизно однакову кількість хрому й нікелю (4,9...5,9 % і 9,6...11,4 %, відповідно). У той же час, згідно з рисунком 4.7, б,в, концентрація хрому в карбідах значно вища, аніж у матриці, а вміст нікелю в них приблизно відповідає вмісту в голчастому мартенситі (тобто становить $\sim 4,5$ %). Невідповідність результатів ЕРМА- і mapping-досліджень пояснюється тим, що в цьому випадку просторова роздільна здатність EDS-детектора перевищила розміри аналізованої області (карбідної сітки), ширина якої становила 1,2...2,0 мкм. Отже, у зону дії аналізатора потрапили навколишні ділянки дендритів, що дало завищені результати за нікелем та занижені - за хромом. Також слід зазначити практично повну відсутність марганцю в зоні сплаву. Таким чином, формування мікроструктури в зоні 1 протікало в умовах дефіциту за вуглецем і легувальними елементами, що зумовило невисоку об'ємну частку карбідів у цій зоні.

Шляхом віддалення від основи зона 1 переходить у зону 2, в якій мікроструктура має евтектичних характер, тобто складається з колоній карбідної евтектики «аустеніт + M_7C_3 » із тонкими карбідними включеннями, орієнтованими перпендикулярно до границі «покриття / основа» (рис. 4.8, а). Місце для EDS-аналізу цієї зони було обрано на половині висоти валика № 1 в області поза перекриттям. Для карбідів у зоні 2 виявлено морфологічні ознаки, характерні для M_7C_3 , а саме: гексагональна форма в перерізі з наявністю осрової порожнини вздовж кристалічної площини $\{0110\}$ [21]. При лінійному скануванні через евтектичну колонію встановлена значна міжфазна сегрегація елементів: хром і марганець виявилися переважно концентрованими в карбідах, а залізо і нікель - у матриці. Завдяки великим розмірам карбідів удалося досить точно визначити їх хімічний склад (див. табл.4.2): вміст хрому в карбідах становив 45,3 %, а марганцю - 1,75 %. Звертає на себе увагу незвично висока концентрація нікелю в карбідах - 5,93 %. Її не можна пояснити інструментальною похибкою методу (тобто «впливом» матриці), оскільки вміст кремнію в карбідах становить лише 0,22 %, що близько до реальних значень, зафіксованих для карбідів в високохромистих чавунах [170].



а)



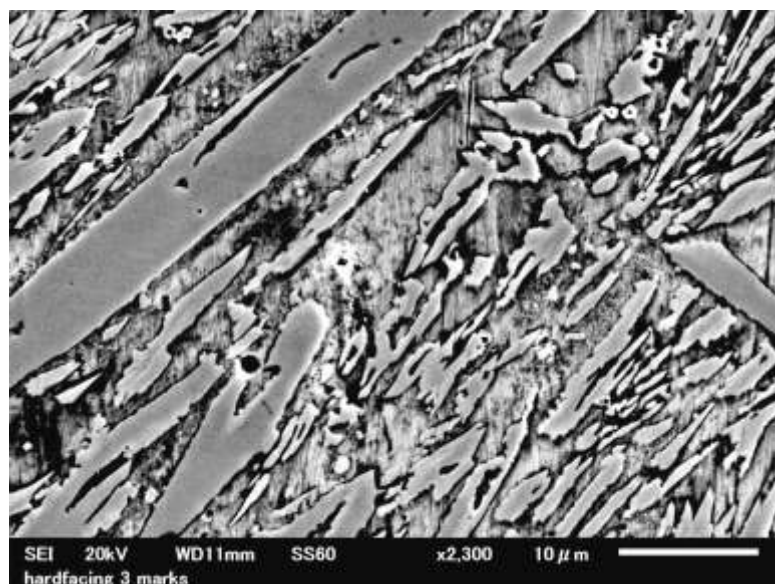
б)

Рисунок 4.8 – Міжфазовий розподіл хімічних елементів у зонах 2 (а) та 2 '(б) (ЗК - зернисті карбіди).

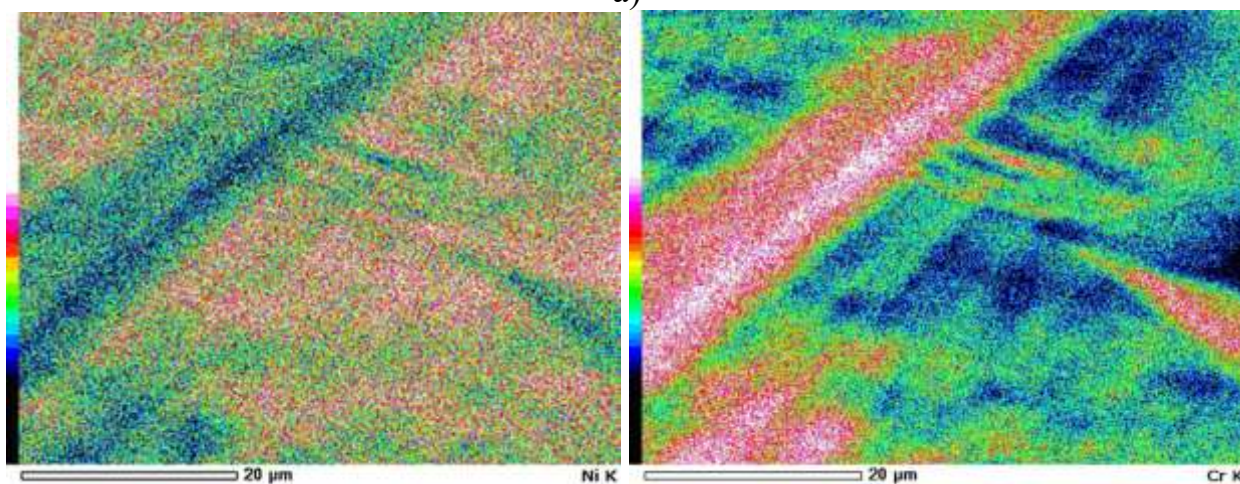
Можна вважати, що при введенні 40 % Ni в Fe-Cr-C сплави виникає зона гомогенності карбіду M_7C_3 за нікелем, що робить можливим його розчинення в кількостях, які на порядок перевищують розчинність у карбідах хромонікелевих чавунів з 2...5 % Ni [148]. Також в цій зоні концентрація нікелю й хрому в матриці істотно (у три і два рази, відповідно) перевищує їх вміст у зоні сплавлення, тобто відсутній «розріджувальний» вплив основи. Також у зоні 2 зазначається більш високий вміст кремнію і марганцю (останній в основному сконцентрований у карбідах).

Зона 2' розташована під зоною «перекриття/сплавлення» валиків, тобто є зоною термічного впливу від ділянки перекриття. Поряд із евтектичними карбідами в ній присутні зернисті карбіди діаметром від 0,2 до 3,0 мкм, що залягають у матричних прошарках між евтектичними колоніями (див. рис. 4.4, в). Для цієї зони характерне зниження вмісту елементів у матриці відносно зони 2: хрому - на $\sim 2\%$, нікелю - на $\sim 5\%$ (див. табл. 4.2); також у матриці знижений вміст кремнію і марганцю. Сфероїдальні (зернисті) карбіди містять майже в 2 рази менше хрому, аніж евтектичні карбіди; у той же час в них у 1,5 рази підвищена концентрація марганцю й у 4 рази - молібдену. Морфологія і розподіл зернистих карбідів вказує на те, що вони виникли в результаті твердофазної реакції виділення з аустеніту [171] у результаті місцевого нагрівання від зони сплаву валиків. Про можливість такої реакції говорить досить високий вміст хрому в матриці поза зоною перекриття (11,39 % Cr в зоні 2), що є необхідною передумовою для виділення вторинних карбідів із матриці. В умовах швидкого нагрівання та охолодження при нанесенні валика № 2 не були забезпечені кінетичні умови для формування карбідів з стехіометричним (більш високим) вмістом хрому, тому виникли нестехіометричні вторинні карбіди, в яких хром був частково замінений залізом та нікелем. Процес виділення сфероїдальних карбідів призвів до зазначеного вище збіднення матриці за хромом, нікелем та марганцем.

Відмінністю зони 3 є наявність збільшених карбідів у складі окремих евтектичних колоній, які можна вважати дрібними первинними карбідами (рис. 4.9). Місце аналізу в зоні 3 вибрано в межах ділянки перекриття валиків. Матриця в цьому місці містить менше хрому й більше нікелю, аніж у зонах 2 і 2'. Відмінною особливістю міжфазового розподілу елементів у зоні 3 є збіднення карбідів за хромом (33,8 %) і сильне збагачення карбідів по нікелю (17,6 %) (на EDS-спектрі карбіду відповідний пік нікелю показаний стрілкою (див. рис. 4.9, г)). У цьому випадку на результати ЕРМА-аналізу в якійсь мірі позначився «вплив» збагаченої нікелем матриці, проте, виходячи з зафіксованого вмісту кремнію (0,48 % Si), такий вплив не був суттєвим.

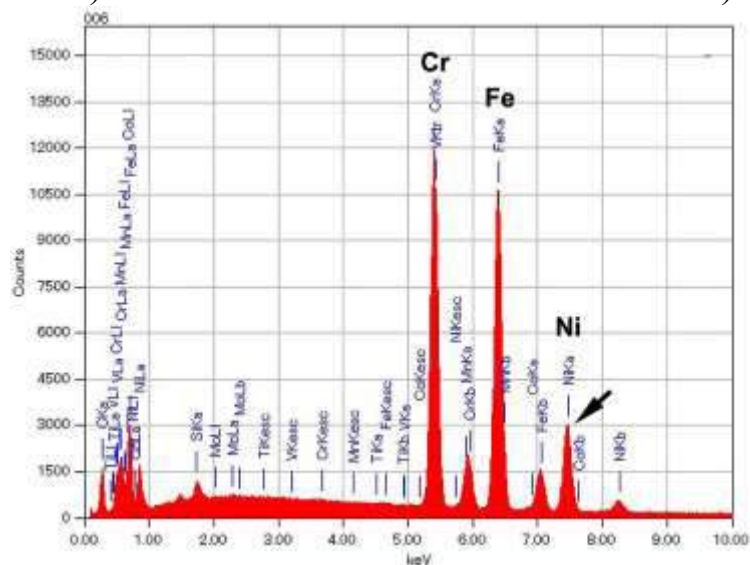


а)



б)

в)



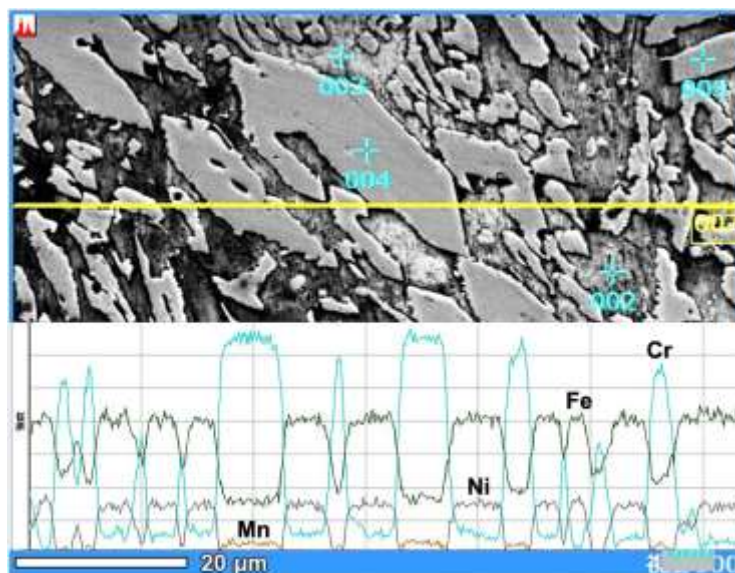
г)

Рисунок 4.9 – Мікроструктура (а), міжфазовий розподіл Ni (б) та Cr (в) у зоні 3 (поза зоною перекриття валиків) та EDS-спектр із евтектичного карбиду (г).

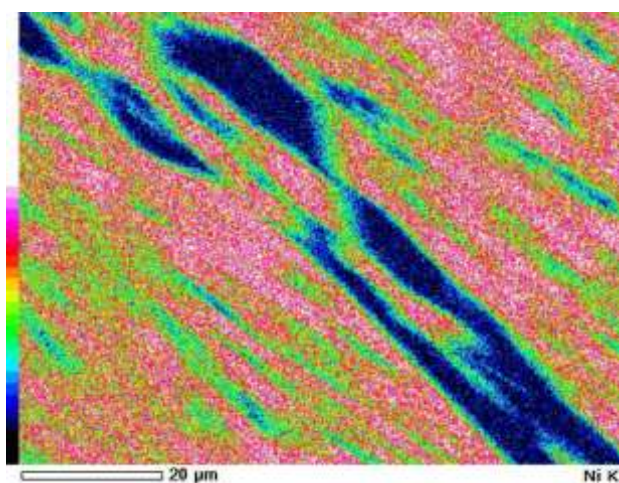
Про присутність значної кількості нікелю в карбідах свідчить і mapping-зображення, представлене на рисунку 4.9,б. Видно, що лише у вузькій центральній зоні (уздовж довгої осі масивного карбіду зліва) розташовується темна зона з низьким вмістом нікелю (тут підвищена концентрація хрому (див. рис. 4.9,в)); основна ж площа карбіду має світліше забарвлення, що вказує на більш високий вміст нікелю.

У зоні 4, яка розташована у верхній частині зони перекриття й валика № 2, наплавлення має заевтектичну структуру, яка відрізняється від інших зон наявністю великих (до 40...90 мкм у довжину і до 15...30 мкм у поперечному перерізі) первинних карбідів M_7C_3 . Ці карбіди максимально збагачені хромом (54,3 %), але в той же час збіднені нікелем (2,86 %). Із рисунку 4.10,а,в, випливає, що хром розподілено нерівномірно в карбідній фазі: його вміст вищий у первинних (великих) карбідах й істотно нижче - у евтектичних. Вміст же нікелю, навпаки, вищий в евтектичних карбідах (див. рис. 4.10, а,б). Марганець, як і хром, у більшій мірі сконцентрований у великих первинних карбідах, при цьому його вміст в евтектичних карбідах істотно вищий, ніж у матриці (див. рис. 4.10,г). Переважна сегрегація хрому в первинних карбідах призвела до сильного збіднення матриці, де його концентрація ледь досягла 7 %. Витіснення нікелю хромом з первинних карбідів підвищило його вміст у матриці до максимального значення - 35,22 %.

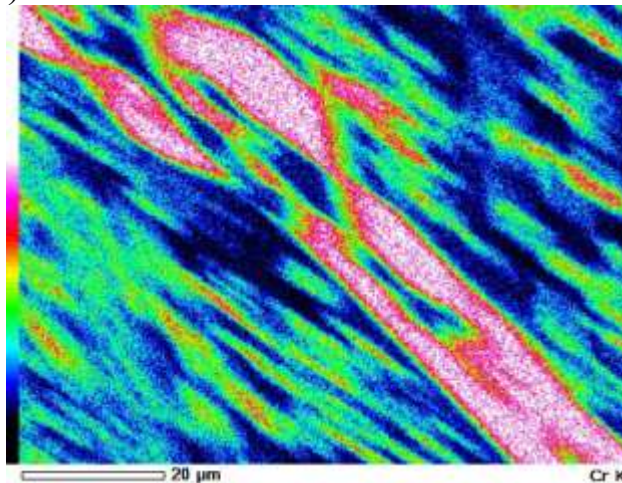
Наведені результати показують значний розкид у міжфазному розподілі хімічних елементів у різних зонах наплавленого шару. У частині валика № 1, не зачепленій сплавленням, ці відмінності не настільки виражені. Тут при переході від зони 1 до зони 2 спостерігається поступове підвищення концентрації хрому в матриці й карбідах, а також нікелю - у матриці з подальшою стабілізацією на цьому рівні. У зоні перекриття валиків істотні відмінності пов'язані з появою в структурі великих евтектичних карбідів, а потім - і первинних карбідів. У самій зоні перекриття, утвореній перемішуванням металу двох валиків, карбіди збіднені хромом і сильно збагачені нікелем. У верхній частині перекриття і в більшій частині валика № 2 присутні первинні карбіди з максимально високим вмістом хрому, у той час як матриця сильно збіднена хромом.



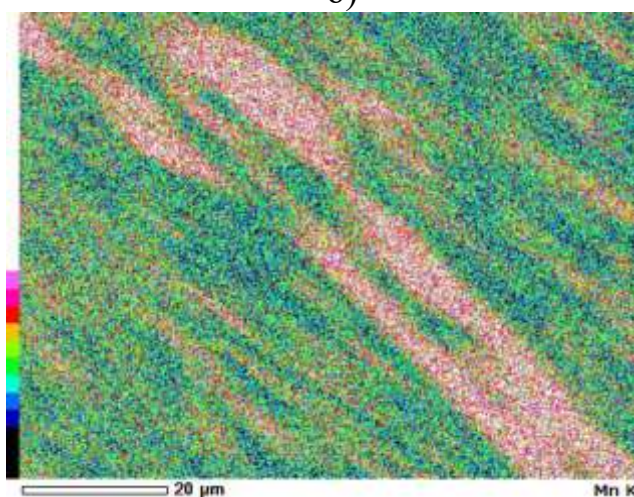
а)



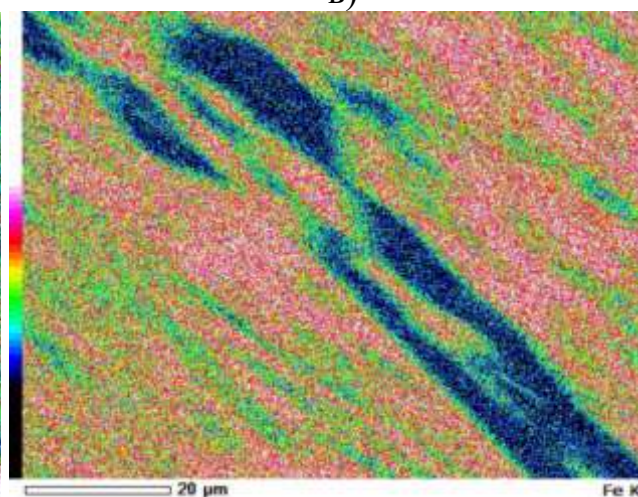
б)



в)



г)



д)

а – розподіл уздовж лінії; б – розподіл Ni за площею; в – розподіл Cr за площею; г – розподіл Mn за площею; д – розподіл Fe за площею.

Рисунок 4.10 – Міжфазовий розподіл хімічних елементів в зоні 4 (середина перекриття валиків).

Структуру наплавленого сплаву 500X40H40C2PЦ слід оцінювати з урахуванням чинників, що викликають знос робочої поверхні наплавлених виробів. До таких чинників в разі високотемпературного абразивного (ерозійного) зношування відносяться деформація (дряпанням, мікроудари) під впливом твердих частинок, а також корозія, що перетворює метал на менш міцну окиснену форму. Ці чинники функціонують синергетично, взаємно посилюючи дію один одного [172]. Для досягнення високої зносостійкості карбідна фаза сплаву повинна протистояти механічній складовій, а матриця - хімічній (окиснювальній) складовій зношування; останнє можливо в разі її достатнього насичення хромом [156]. З огляду на це, структура в зонах 3 і 4 не є оптимальною. Для зони 3 в області перекриття характерно збільшення евтектичних карбідів і насичення їх нікелем замість хрому, що зменшує їх мікротвердість і механічну міцність при взаємодії з абразивом. У зоні 4 наявні великі первинні карбіди, які легко викришуються в контакті з абразивними частинками [173]; крім того, матриця тут сильно збіднена хромом, отже, має низький опір високотемпературному окисненню. Оптимальною є структура в зоні 2 з дрібними евтектичними карбідами з концентрацією хрому в межах 43...45 %. Велика кількість карбідних включень підвищує щільність їх розподілу, що краще захищає аустенітні прошарки від різального впливу абразиву. Матриця в шарі 2 містить ~11 % Cr, що близько до умов формування оксиду Cr_2O_3 [137], який ефективно захищає поверхню від високотемпературної корозії. Таким чином, можна вважати, що структура шару 2 здатна найбільше мінімізувати трибо-корозійний синергізм при зношуванні покриття, отриманого наплавленням порошковою стрічкою ПЛ АН-111. У зоні термічного впливу від перекриття валиків структура зони 2 може погіршити свої трибологічні властивості шляхом виділення вторинних карбідів, яке супроводжується збідненням матриці за хромом.

Зведені дані щодо розподілу хімічних елементів у фазах за висотою валика представлені на рисунку 4.11.

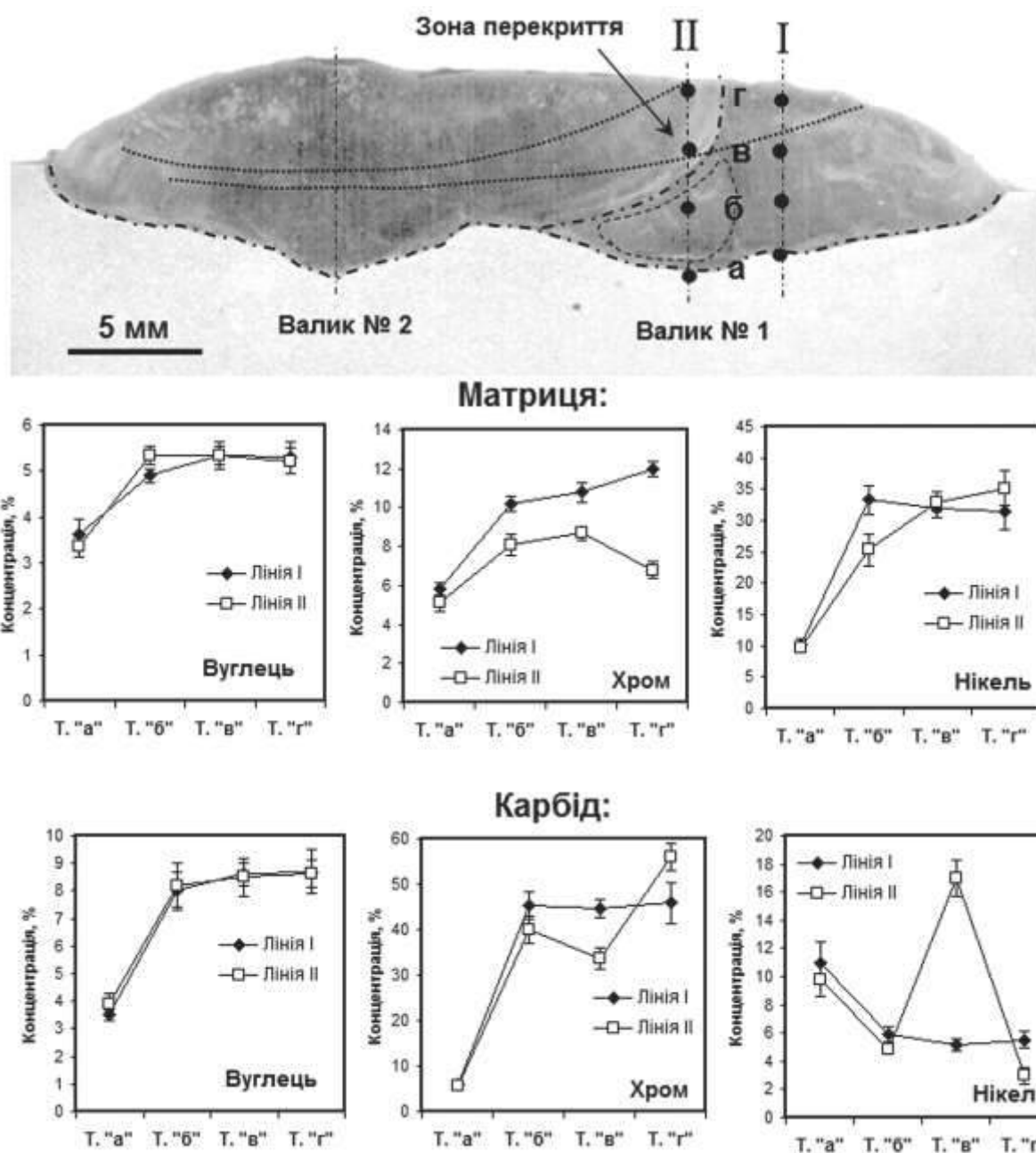


Рисунок 4.11 – Розподіл C, Cr і Ni в матриці і карбідах за перетином покриття, наплавленого в один ряд із 50%-м перекриттям валиків.

4.2 Структура та міжфазовий розподіл хімічних елементів у покритті, наплавленому в два ряди із 50 %-м перекриттям валиків

4.2.1 Розподіл мікроструктури за висотою покриття

Для отримання досить товстих покриттів наплавлення проводять з нанесен-

ням кількох шарів. Оскільки кожний наступний шар наноситься на вже наплавлену поверхню, то умови його формування значно відрізняються від наплавлення на сталеву основу. Для вивчення цих умов провели аналіз розподілу мікроструктури за висотою покриття, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-111 у два ряди з перекриттям у 50 % ширини валика. Технологічні параметри наплавлення були аналогічні щодо описаних вище. Переріз наплавленого покриття зображений на рисунку 4.12; на ньому показані лінії, уздовж яких аналізували мікроструктуру. Характерні зображення мікроструктури в контрольних точках, нанесених на лінії, представлені на рисунках 4.13-4.16.

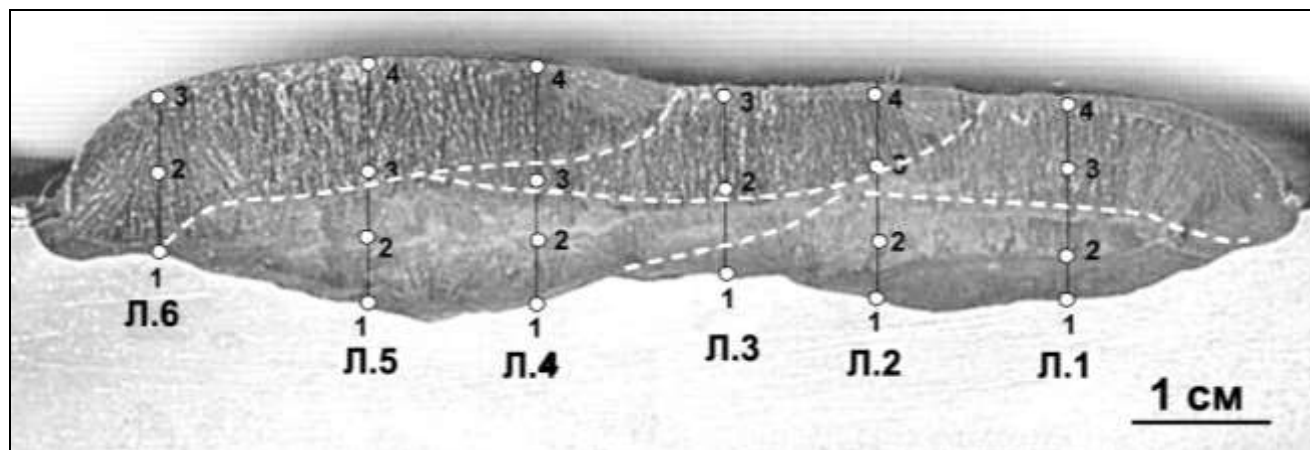


Рисунок 4.12 – Переріз наплавленого двошарового покриття й ділянки аналізу мікроструктури.

Уздовж усієї границі «покриття/основа» залягає аустенітний шар, в якому карбіди або відсутні, або залягають тонкою сіткою за границями дендритів (див. рис. 4.13а-4.16а). Разом із віддаленням від границі ця зона поступово переходить у зону з доєвтектичною, а потім - евтектичною структурою, яка повністю складається з евтектичних колоній із щільно розташованими дрібними карбідними включеннями (див. рис. 4.12, б). На відстані в 4...5 мм від границі (точки 2 на лініях Л1, Л2, Л4, Л5) у структурі з'являються первинні карбіди (див. рис. 4.13в, 4.14б, 4.15б, 4.16б); у цій зоні їх розміри відносно невеликі, матриця місцями має темне забарвлення внаслідок виділення зернистих карбідів у процесі нагрівання при нанесенні другого шару наплавлення.

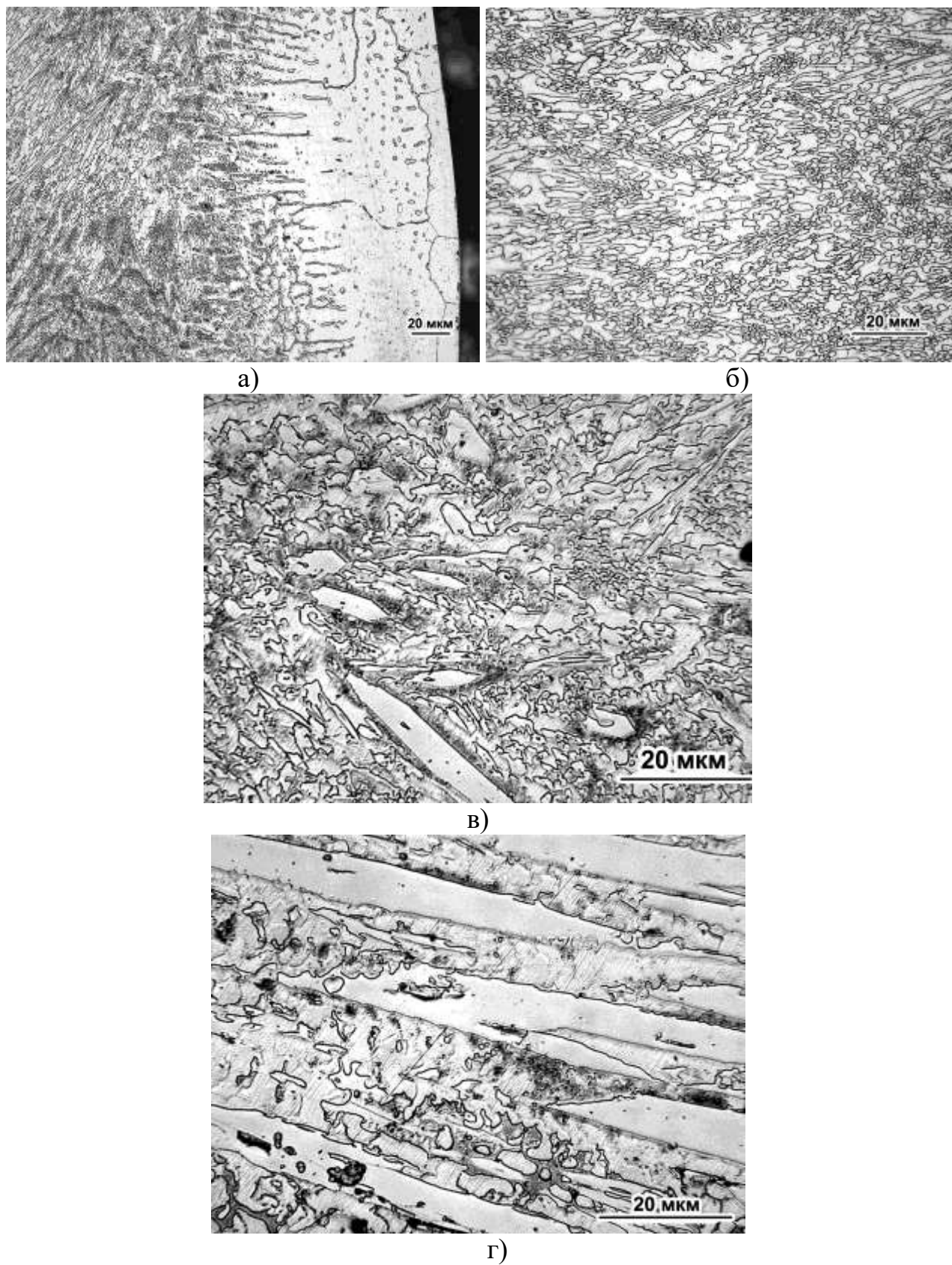
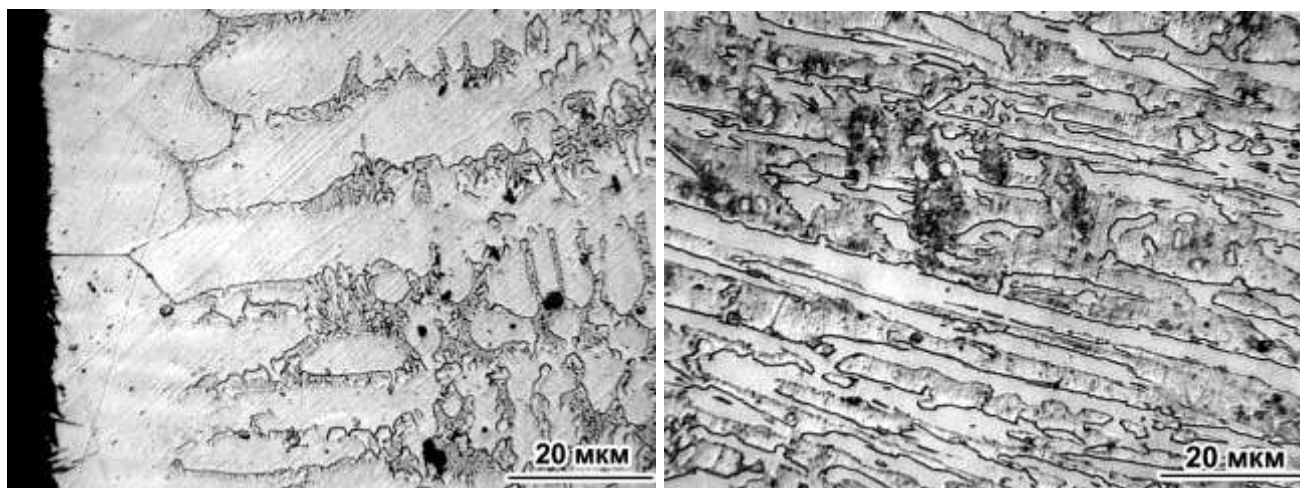


Рисунок 4.13 – Розподіл мікроструктури за перетином по лінії Л1 (рис. 4.11) у точках 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г).

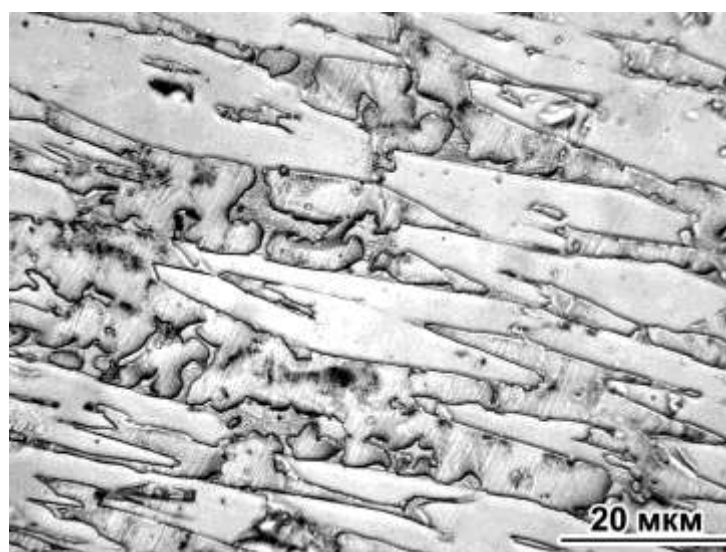


а)

б)

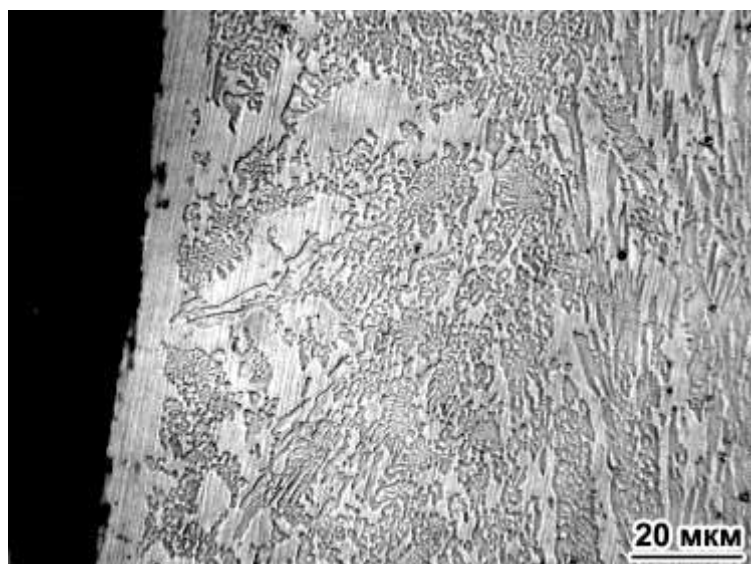


в)

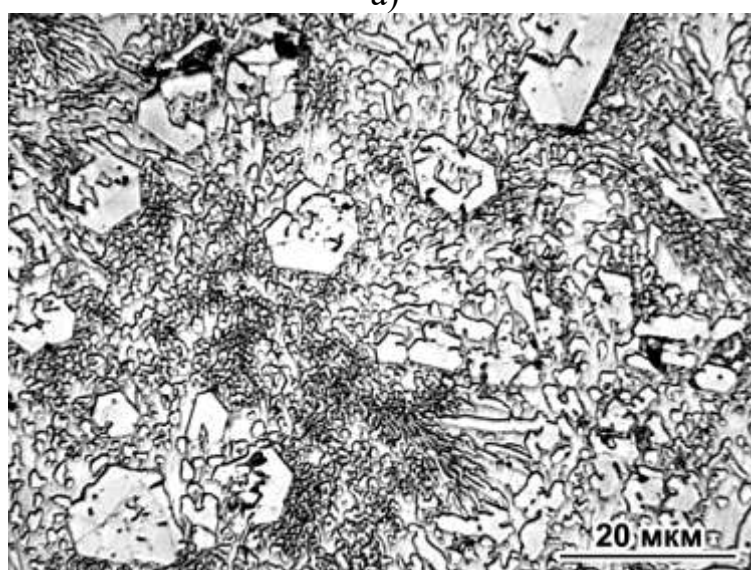


г)

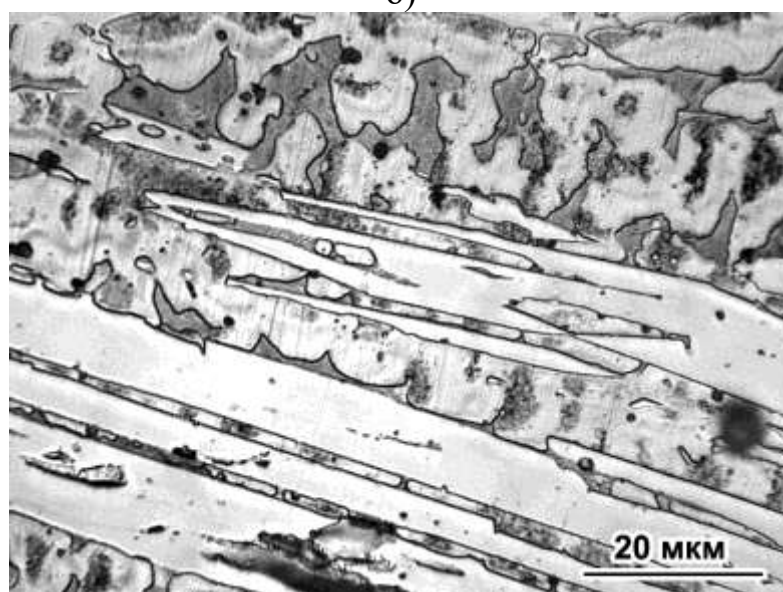
Рисунок 4.14 – Розподіл мікроструктури за перетином по лінії Л2 (рис. 4.12) у точках 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г).



а)



б)



в)

Рисунок 4.15 – Розподіл мікроструктури за перетином по лінії ЛЗ (рис. 4.12) у точках 1 (а), 2 (б), 3 (в).

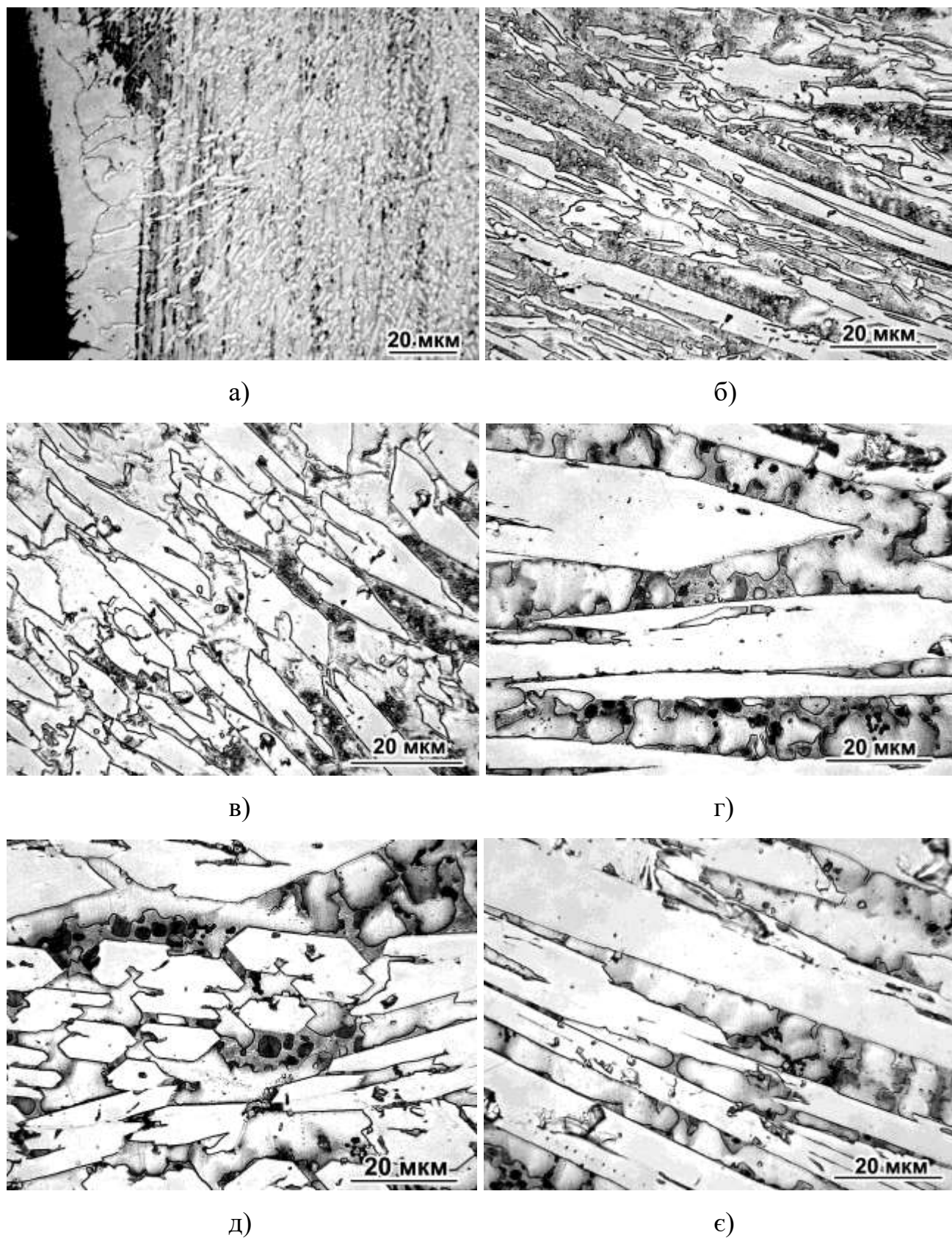


Рисунок 4.16 – Розподіл мікроструктури за перетином по лінії Л5 (рис. 4.12) у точках 1 (а), 2 (б), 3 (в), 4 (г); по лінії Л6 в точках 1 (д) і 3 (є).

На відстані 6...8 мм від границі з основою розташовується другий шар наплавки. Його мікроструктура має ознаки заевтектичної у зв'язку з наявністю масивних первинних карбідів M_7C_3 , орієнтованих в напрямку поверхні покриття (див. рис. 4.13г, 4.14 в-г, 4.15в, 4.16 б-є). Утім, поміж первинних карбідів практично відсутня карбідна евтектика ($A+M_7C_3$), що є нетиповим для заевтектичних сплавів.

Профіль мікротвердості за перетином покриття вздовж лінії Л1 представлено на рисунку 4.17. Оскільки мікроструктура складається з елементів із великою різницею у властивостях, мікротвердість вимірювали при збільшеному навантаженні (100 г), що дозволило отримати усереднену твердість. Як впливає з рисунку, мінімальна твердість покриття фіксується на границі з основою (~350 HV_{100}). Шляхом просування до поверхні покриття мікротвердість поступово зростає, сягаючи 750...900 HV_{100} , а потім знижується до 700...780 HV_{100} біля самої поверхні. Звертає на себе увагу зростання розкиду значень мікротвердості на глибину 5...6 мм від поверхні.

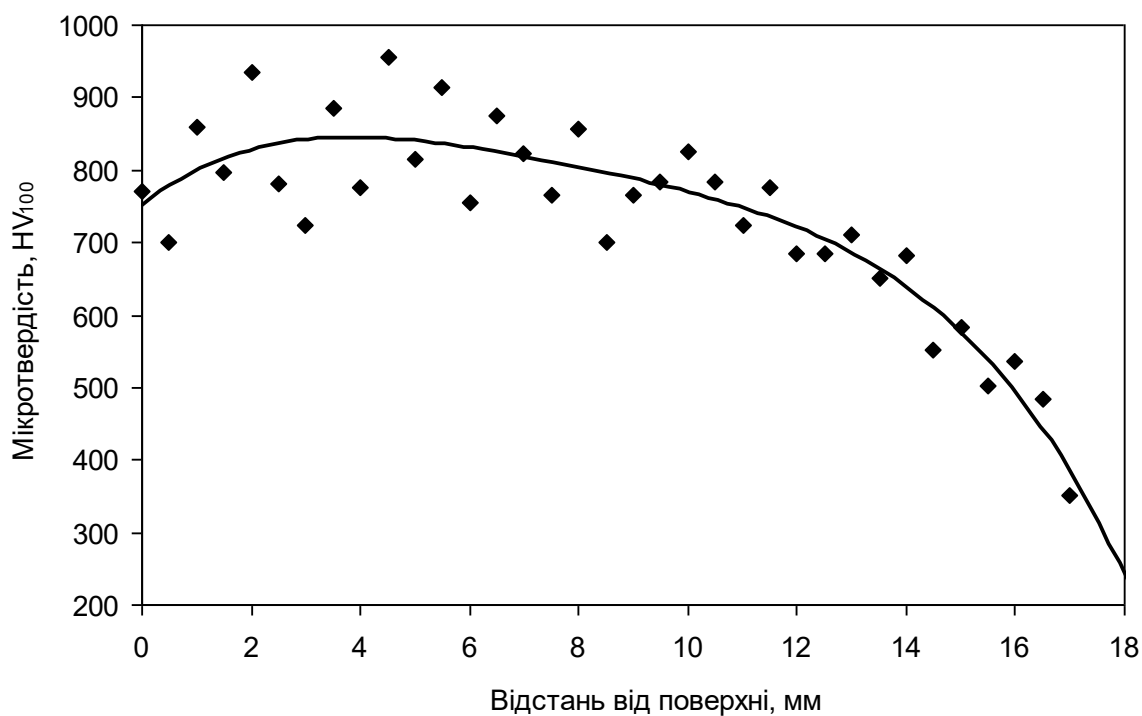


Рисунок 4.17 – Розподіл мікротвердості за перетином покриття вздовж лінії Л4 (рис. 4.12).

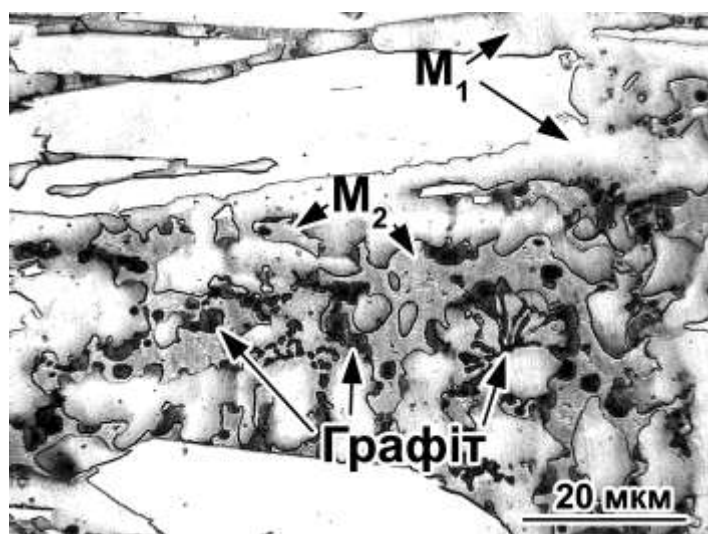
4.2.2 Особливості мікроструктури й міжфазового розподілу елементів у зоні сплавлення та верхньому шарі покриття

Підвищення мікротвердості від границі з основою пояснюється зростанням об'ємної частки карбідів (спочатку евтектичних, а потім і первинних). Зниження середнього рівня мікротвердості й збільшений розкиду її окремих значень пов'язані із особливостями мікроструктури верхнього шару, яка має дві характерні особливості, що відсутні в металі нижнього ряду. По-перше, у верхньому шарі наплавлення у проміжках між первинними карбідами виявлено присутність графітних включень. Графітні включення мають вигляд компактних утворень округлої форми (рис. 4.18,а), або мають форму вигнутих пластин (див. рис. 4.18, б). По-друге, матриця в проміжках між первинними карбідами має неоднорідний характер. Чітко спостерігаються два типи матриці, які умовно позначили як M_1 і M_2 . Перший тип спостерігається у дендритах матриці, які залягають ближче до первинних карбідів, другий – у міждендритних ділянках (див. рис. 4.18,а). Матриця M_2 має більш темне забарвлення, що викликано рельєфом на її поверхні. Компактний графіт спостерігається переважно в межах ділянок M_2 , пластинчастий графіт не має чіткої прив'язки до якогось типу матриці. По-третє, у структурі перехідної зони між шарами наплавлення виявлені макроаномалії у вигляді великих «білих» (не піддаються травленню) плям із тріщинами (див. рис. 4.18, в).

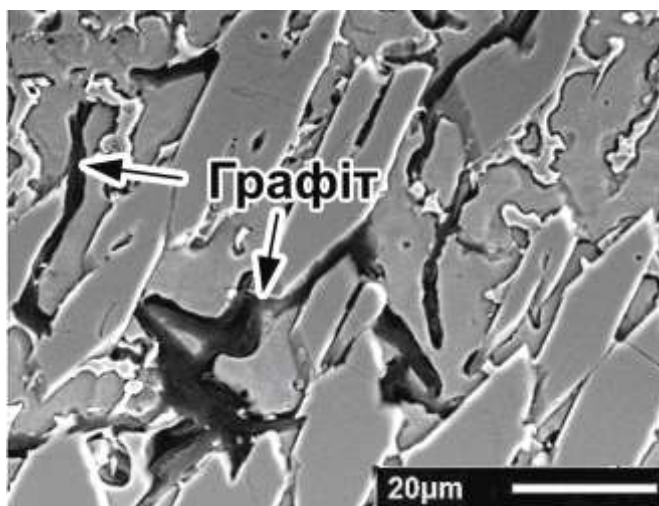
4.2.2.1 Формування графіту

Для підтвердження наявності графіту також був використаний рентгеноструктурний метод. Рентгенограма поверхні наплавлення (другий шар покриття) показана на рисунку 4.19. На ньому присутні всі основні лінії γ -фази, натомість лінії α -фази відсутні. Є кілька максимумів, що відносяться до карбідних фаз

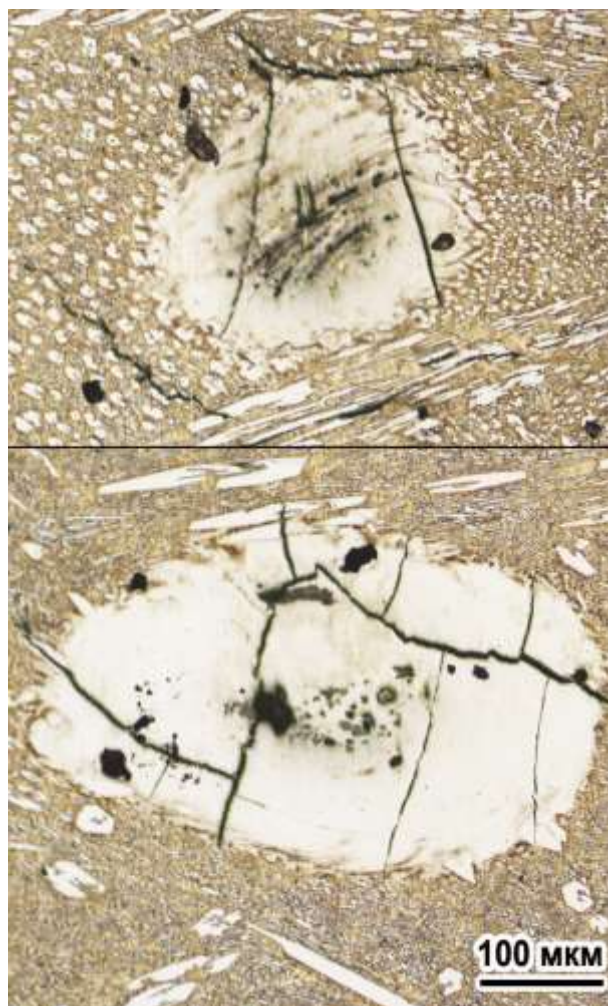
(M_7C_3 , $M_{23}C_6$, M_3C_2 , ZrC), але деякі з них можуть відноситись до різних карбідів. Утім, виходячи із індивідуальних максимумів, можна вважати, що в сплаві 500X40H40C2РЦ присутні карбіди M_7C_3 , $M_{23}C_6$ і ZrC при перевазі першого карбіду в об'ємній частці. Також було зафіксовано два максимуми, які можуть належати графіту (при $2\theta=42,84^\circ$ і $87,0^\circ$), однак ці ж максимуми можуть належати й карбіду M_7C_3 . Таким чином, цей метод не дозволив однозначно підтвердити наявність графіту в структурі сплаву 500X40H40C2РЦ. З цієї причини були проведені EDS-дослідження фазового хімічного складу.



а)



б)



в)

а, б – графітні включення і матриця двох типів; в – аномальні «білі» ділянки

Рисунок 4.18 – Мікроструктура наплавлення 500X40H40C2РЦ.

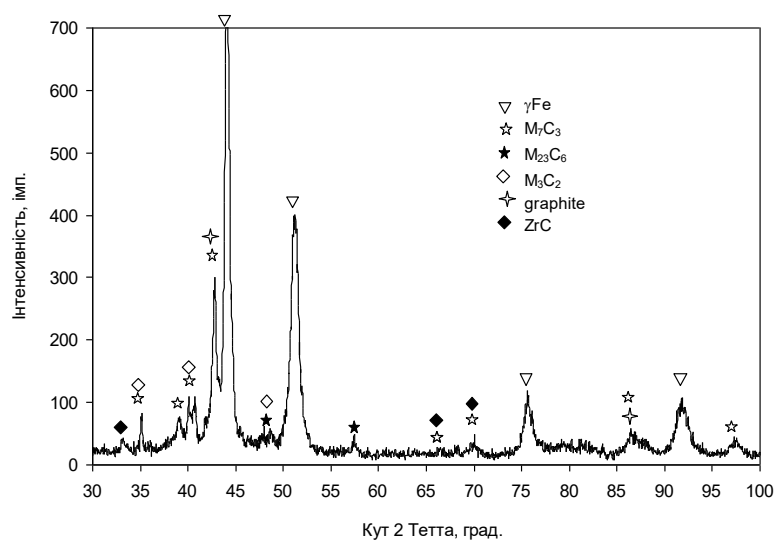
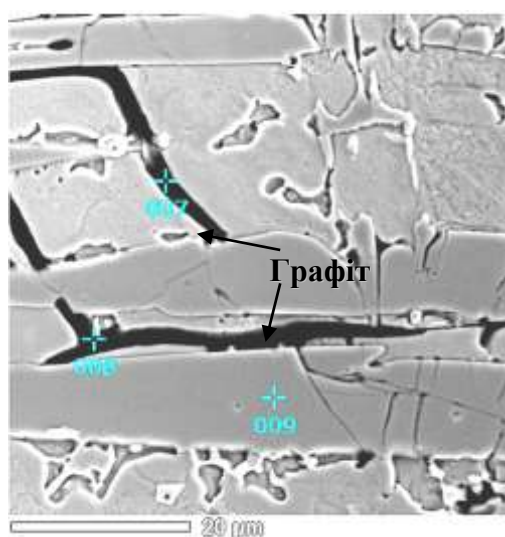
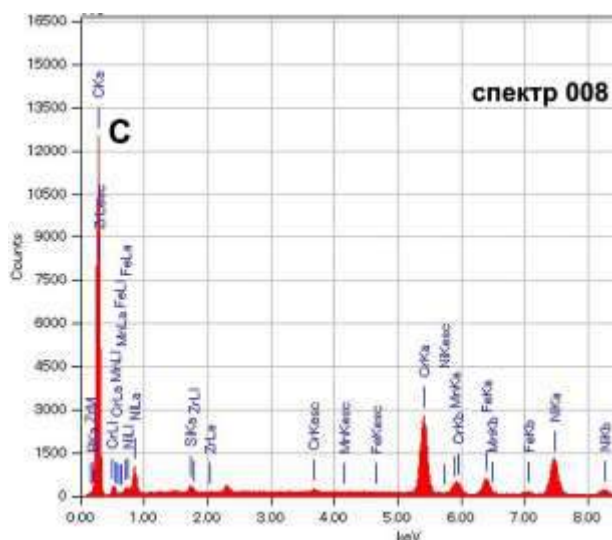


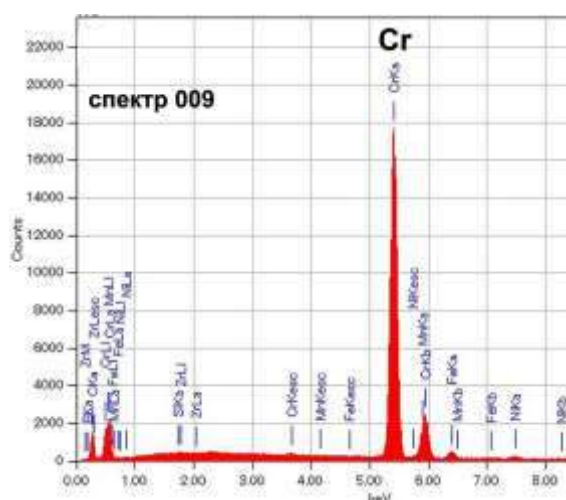
Рисунок 4.19 – Рентгенограма сплаву 500X40N40C2РЦ (поверхня двошарового покриття).



а)



б)



в)

Рисунок 4.20 – Мікроструктура сплаву 500X40N40C2РЦ (а) і рентгенівські EDS-спектри з графітного (б) та карбідного (в) включень.

Локальний рентгенівський аналіз (рис. 4.20) показав наявність високого вмісту вуглецю в темних включеннях, попередньо ідентифікованих як графіт (точки 007 і 008 на рис.4.20а та відповідний рентгенівський спектр на рис. 4.20б). Середній вміст вуглецю в графіті склав 70,90 % (табл. 4.3). Це значення ввижається заниженим, оскільки, крім вуглецю, у включеннях було зафіксовано наявність 13,42 % Cr, 11,02 % Ni, 0,73 % Mn і 3,46 % Fe. «Присутність» цих елементів у результатах викликана похибками EDS-вимірювання, а саме малими розмірами графітних включень, унаслідок чого детектор зафіксував хімічні елементи фаз, які оточують графіт. Наприклад, присутність хрому викликана сусідством первинних карбідів, вміст хрому в яких становить 76,82 % (точка 009, спектр на рис. 4.19в). Порівняння цих таблиць 4.2 і 4.3 показує, що при застосуванні двошарової наплавлення різко збільшується вміст хрому в первинних карбідах (із 52...57 % до 77 %) і ще більш різко підвищується вміст нікелю в матриці – із 49...50 % до 70...78 % із паралельним зниженням вмісту хрому з 6...7 % до 3...6 %. Тобто, при двошаровому наплавленні фіксується ще більший перерозподіл елементів між фазами, унаслідок чого матриця збіднюється за хромом, який забезпечує стійкість до високо-температурної корозії.

Таблиця 4.3 – Фазовий хімічний аналіз сплаву 500X40H40C2PЦ

Фаза	Вміст, мас. %						
	C	Si	Cr	Mn	Fe	Ni	Zr
Первинний карбід	9,55± 0,60	0,04± 0,01	76,82± 1,81	1,70± 0,21	10,43± 0,88	1,33± 0,07	0,13± 0,03
Матриця 1	2,47± 0,05	3,69± 1,18	5,79± 0,31	0,79± 0,19	17,21± 0,90	69,98± 2,01	0,06± 0,01
Матриця 2	2,96± 0,10	1,12± 0,13	2,98± 0,27	2,10± 0,21	9,82± 0,54	78,33± 1,15	1,83± 0,10
Графіт	70,90± 1,32	0,33± 0,09	13,42± 0,99	0,73± 0,12	3,46± 0,28	11,02± 0,85	0,14± 0,06

Розподіл хімічних елементів уздовж лінії сканування зображено на рисунку 4.21. Різкий пік в концентрації вуглецю чітко асоціюється з перетином темного

включення, вказуючи на його графітну природу. Аналогічні висновки було зроблено й за результатами EDS-mapping дослідження (рис. 4.22). На рисунку 4.22б темні включення пластинчастої форми мають в рефлексі вуглецю яскраво-біле забарвлення, що вказує на високий вміст у них вуглецю. У той же час у цих включеннях дуже низька присутність інших елементів (темне забарвлення в рефлексах Cr, Si, Mn, Fe, Ni, Zr). Таким чином, було доказано присутність графіту в структурі другого шару наплавлення сплаву 500X40H40C2РЦ.

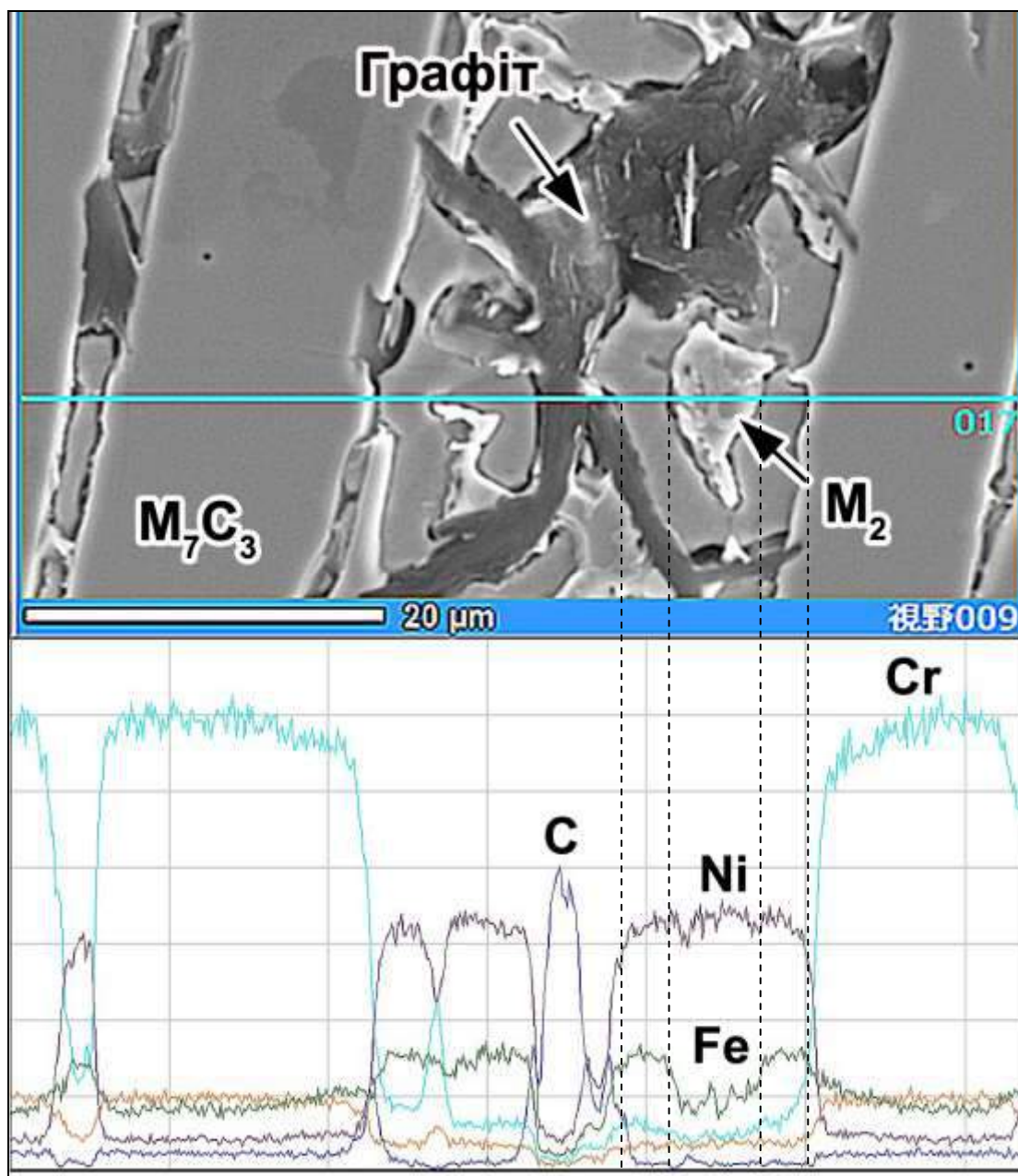
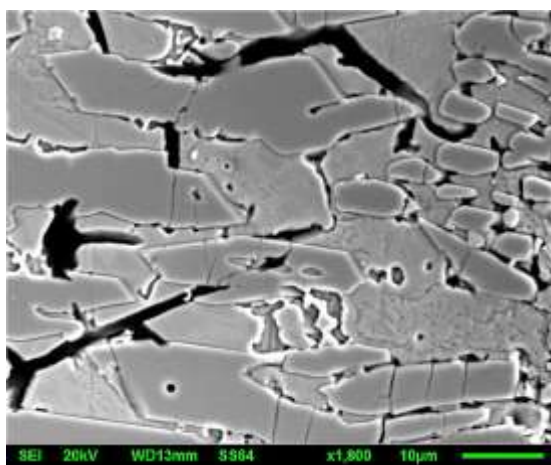
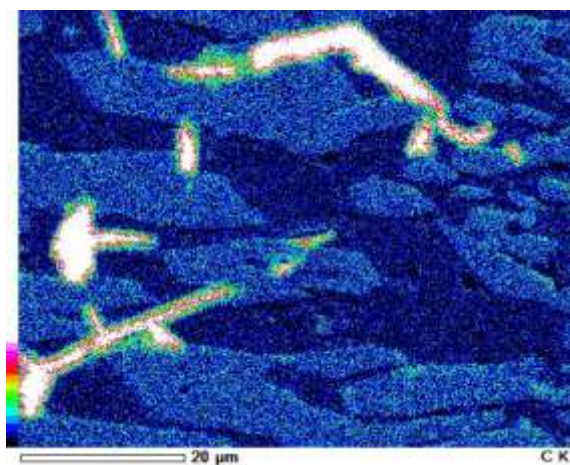


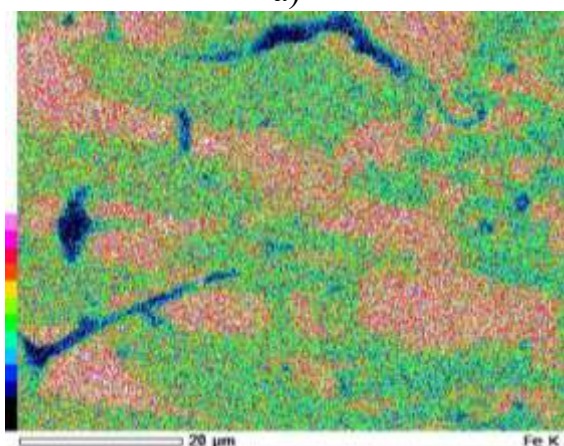
Рисунок 4.21 – Розподіл елементів вздовж лінії сканування (M_7C_3 – первинний карбід, M_2 – «Матриця 2»).



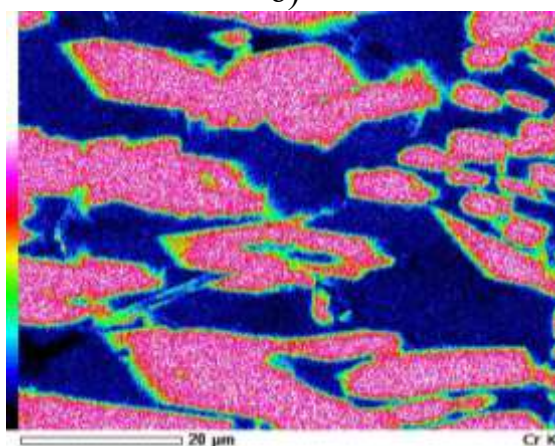
а)



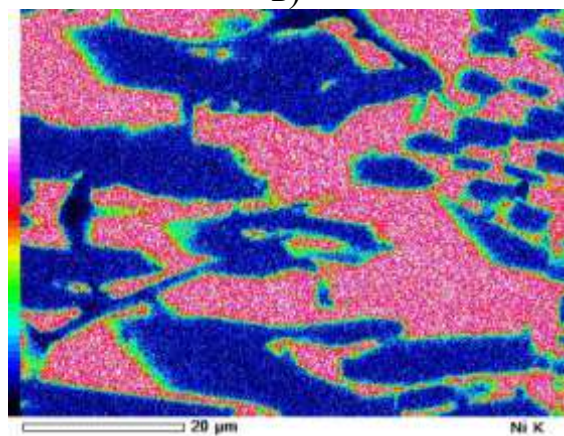
б)



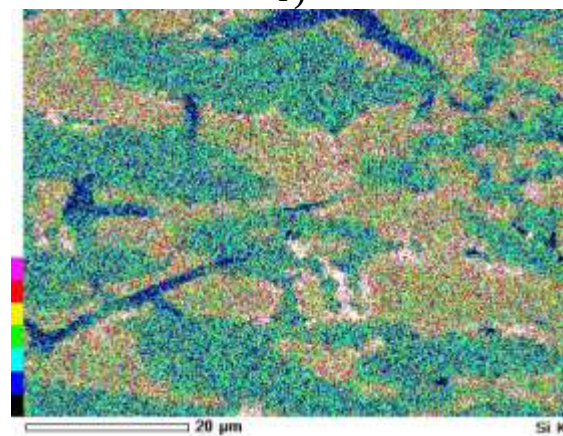
в)



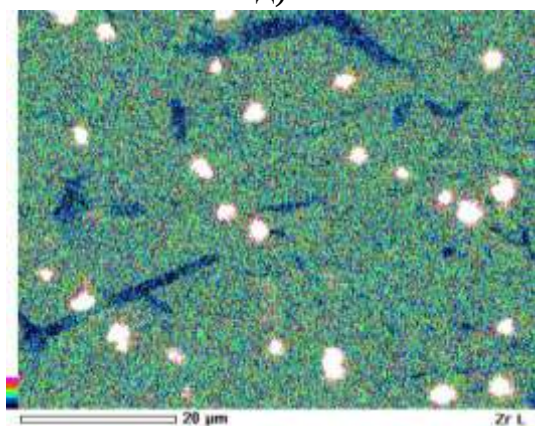
г)



д)



е)



ж)

а – ділянка мікроструктури; б – С;
в – Fe; г – Cr; д – Ni; е – Si; ж – Zr.

Рисунок 4.22 – Розподіл хімічних елементів в межах ділянки мікроструктури (сплав 500X40H40C2РЦ, двошарове наплавлення, другий ряд).

Наявність графіту в структурі сплаву 500X40H40C2РЦ є негативним фактом, оскільки графіт різко погіршує зносостійкість сплавів в умовах абразивного чи абразивно-ерозійного зношування. Відповідальним за утворення графіту є нікель, який наявний в наплавленні у високій концентрації [174-177]. Характерно, що включення компактного графіту виявляються переважно в ділянках M_2 , які є збагаченими на нікель. З іншого боку, сплав вміщує значну кількість хрому, який активно гальмує графітоутворення через зв'язування вуглецю в карбіди. Згідно з результатами термодинамічного моделювання графіт може з'являтися в структурі сплавів 40 % Cr-40 % Ni-Fe-C лише за концентрації вуглецю не нижче ніж 5,5 %. Присутність графіту в сплаві 500X40H40C2РЦ указує на те, що при формуванні наплавки в ній не відбулося достатнього перемішування ванни, унаслідок чого на місці розплавлення карбідних часток Cr_3C_2 залишились збагачені вуглецем мікрозони з концентрацією вище за 5,0 % C.

Вірогідність появи графіту в цьому сплаві оцінювали за допомогою параметра $\sum m_i C_L^i$, який розраховували за формулою (1.1). Для номінального хімічного складу сплаву 500X40H40C2РЦ параметр $\sum m_i C_L^i$ становить $(-0,22)$. Це значення параметра $\sum m_i C_L^i$ указує на схильність сплаву 500X40H40C2РЦ до утворення графіту, оскільки в роботі [57] було встановлено, що при $\sum m_i C_L^i = (-0,25)$ у структурі Cr-Ni-V-Si чавунів з'являється приблизно 1 об. % графіту (при подальшому зменшенні параметру на 0,5 частка графіту зростає на 1 об. %). З урахуванням збагачення ділянок M_2 нікелем до 78 % і збіднення хромом до 3 % (при 1 % Si) параметр $\sum m_i C_L^i$ становитиме $(-4,78)$, тобто об'ємна частка графіту в ділянках M_2 може сягнути 9 об. %.

Відомо, що у високовуглецевих сплавах (заєвтектоїдних сталях та білих чавунах) при нагріванні за певних умов відбувається графітизація з перетворенням карбідів у графіт. Ураховуючи наведені вище результати, було цікаво оцінити можливість графітизації карбідів у сплаві 500X40H40C2РЦ в умовах високотемпературної витримки. Оцінку схильності карбідів до графітизації оцінювали за допомогою параметру стабільності $П_C$, який відображає сумарний вплив графі-

тизуючих та карбідоутворюючих елементів на стабільність карбідної фази при нагріванні. Вважається, що у випадку $P_C > 0$ карбід має високу стабільність до графітизації при нагріванні.

Параметр P_C розраховували за методикою, викладеною в [14]:

$$P_C = \sum_{i=1}^n \mathfrak{E}_i^{Cr} \cdot i, \quad (4.1)$$

де $\mathfrak{E}_i^{Cr}$ - хромові еквіваленти розчинених в аустеніті елементів; i – вміст елементу.

Хромові еквіваленти знаходили як [177]:

$$\mathfrak{E}_i^{Cr} = (\beta_i / \beta_{Cr})(A_{Cr} / A_i); \quad (4.2)$$

$$\mathfrak{E}_C^{Cr} = (\ln a_C^0 / \beta_{Cr})(A_{Cr} / A_{Fe})(1000 / C), \quad (4.3)$$

де β_i і β_{Cr} – коефіцієнти впливу i -го компонента та хрому на термодинамічну активність вуглецю в області «аустеніт + карбід», A - атомна маса елемента, a_C^0 - термодинамічна активність вуглецю в системі Fe-C, C - вміст вуглецю в сплаві (мас. %).

Коефіцієнти впливу розраховували за виразом:

$$\beta_i = - \frac{(K_i - 1) + (C_K - K_i N_{CA})}{(K_i - 1)N_C + (C_K - K_i N_{CA})}, \quad (4.4)$$

де K_i - коефіцієнт міжфазового розподілу елемента; C_K – вміст вуглецю в карбіді (ат.%); N_{CA} и N_C – вміст вуглецю в аустеніті й середній вміст вуглецю в сплаві (ат.%).

Термодинамічну активність вуглецю в системі Fe-C розраховували як [178]:

$$\lg a_C^0 = 0,25 \lg \left(\frac{1 - 5N_{CA}}{1 - N_{CA}} \right) - \frac{158}{T} \left(\frac{N_{CA}^2}{(1 - N_{CA})^2} \right) \quad (4.5)$$

Важливу роль у розрахунку хромових елементів відіграють коефіцієнти міжфазового розподілу елементів. У роботі [14] наведено такі рівноважні значення коефіцієнтів K_i : 950 °C ($K_{Cr}=10,1$; $K_{Mn}=4,3$; $K_{Ni}=0,37$, $K_{Si}=0,02$), 1050 °C ($K_{Cr}=9,6$; $K_{Mn}=4,0$; $K_{Ni}=0,40$, $K_{Si}=0,02$). Приймавши для карбіду M_7C_3 та аустеніту $C_k=0,185$ ат. % та $N_{CA}=0,08$ ат. %, за формулами (4.1)...(4.5), з урахуванням наведених значень K_i розраховали для сплаву 500X40H40C2РЦ параметр стабільності: $P_C=15,89$ (для 950 °C) і 13,01 (для 1050 °C). Виходячи з величини P_C , карбіди в сплаві 500X40H40C2РЦ не схильні до графітизації у випадку нагрівання до 950...1050 °C.

Утім, як показали дослідження розподілу елементів між фазами в сплаві 500X40H40C2РЦ, реальні значення коефіцієнтів K_i можуть сильно відрізнятись від наведених вище. Як видно з рисунку 4.23, карбіди M_7C_3 мають неоднорідний хімічний склад в об'ємі. Периферійні області карбідів є збагаченими на нікель, але збідненими на хром. Ці ділянки (показані стрілкою) мають зелений колір, яким позначено вміст, проміжний між високою (червоно-рожевий колір) і низькою (темно-синій колір) концентраціями елементів.

Таким чином, значення коефіцієнтів K_{Cr} і K_{Ni} для одного карбідного включення варіюються в досить широких межах. Для центральної області карбіду можна прийняти значення концентрацій елементів із таблиці 4.2: 52 % Cr; 3 % Ni; 0,2 % Si; 2 % Mn. Відповідно, для центральної області аустенітної ділянки: 6 % Cr; 36 % Ni; 2 % Si; 0,5 % Mn. Тоді маємо: $K_{Cr}=8,7$; $K_{Mn}=4,0$; $K_{Ni}=0,08$, $K_{Si}=0,1$. Для таких значень K_i параметр стабільності становить 10,23, тобто карбіди є досить стабільними і не схильні до графітизації. Для периферійної зони карбідів розрахунок K_i є ускладненим у зв'язку з обмеженою локальністю EDS-методу. Якщо орієнтуватися на співвідношення кольорів, а також спиратися на концентраційний профіль хрому в межах первинних карбідів (див. рис. 4.20), то можна припустити, що у периферійних ділянках карбідів вміст хрому знижується приблизно в 1,5...2 рази відносно центральних зон, тобто до 20...30 % (хром заміщується в карбіді залізом та нікелем). На рисунку 4.24 приведено графік зміни параметра P_C відносно концентрації хрому в карбіді, із якого випливає, що

при концентрації хрому менше за 25,5 % величина параметра P_C стає від'ємною, тобто така ділянка карбіду може графітизуватися при високотемпературному нагріванні сплаву.

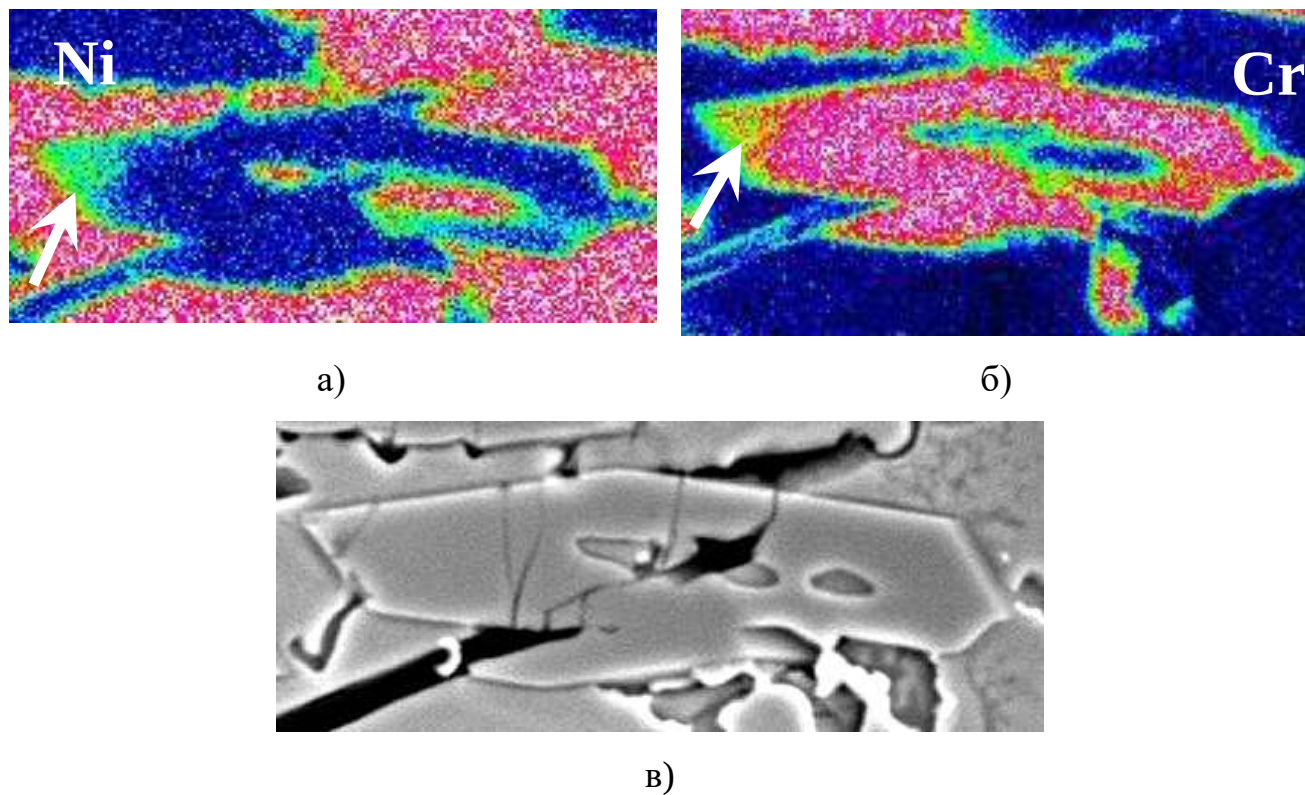


Рисунок 4.23 – Розподіл нікелю (а) і хрому (б) у межах первинного карбіду M_7C_3 (в).

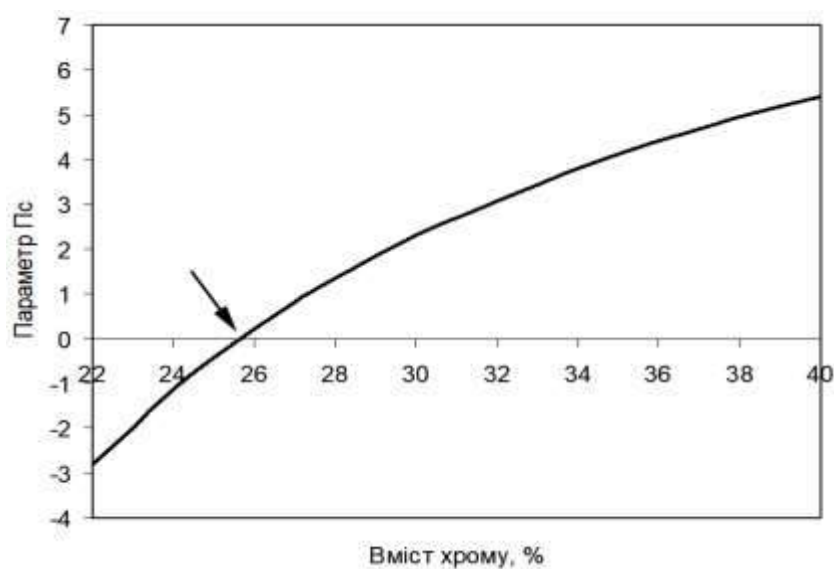


Рисунок 4.24 – Зміна параметра P_C залежно від концентрації хрому в периферійних ділянках карбіду M_7C_3 .

Проведені розрахунки показали, що в сплаві 500X40H40C2PЦ можливе утворення графіту не тільки з рідкої фази при кристалізації, але й у твердому стані при проведенні високотемпературної термічної обробки (відпал, загартування).

4.2.2.2 Гетерогенна будова матричних ділянок

Представляло інтерес дослідити різницю у хімічному складі двох типів матриці в міжкарбідних ділянках, для чого також було застосовано СЕМ і EDS-аналіз (див. рис. 4.21). Із рисунку 4.21 випливає, що в ділянці, яка відноситься до M_2 , підвищено вміст нікелю, натомість знижено концентрацію заліза й хрому. Це було підтверджено локальним мікроаналізом (див. табл. 4.3), який дозволив установити, що ділянки M_2 у порівнянні з M_1 вміщують на ~8 % більше нікелю, на 0,5 % більше вуглецю, та в майже в три рази більше марганцю. При цьому вміст хрому у M_2 в два рази, а кремнію – у три рази нижчий, аніж в M_1 ; найбільше збіднення зафіксовано по залізу (~7 %). Таким чином, ділянки M_2 збагачена аустенітостабілізуючими елементами, а матриця M_1 – феритотвірними. Така ліквідація елементів могла бути викликана умовами кристалізації при наплавленні, в яких після розплавлення часток металевого нікелю та карбідів Cr_3C_2 не відбулося достатнього вирівнювання концентрації елементів у межах рідини у зварювальній ванні.

Можна припустити, що формування міжкарбідних ділянок йшло таким чином. Утворення масивних первинних карбідів M_7C_3 при охолодженні в інтервалі двофазної області « $L+M_7C_3$ » (див. рис. 3.3). призвело до різкого збіднення рідини вуглецем і хромом, унаслідок чого відбулося зміщення евтектичної точки вправо, тобто хімічний склад рідини фактично став відповідати доевтектичному сплаву. Далі кристалізація йшла як в доевтектичному сплаві, тобто з виділенням із рідини дендритів аустеніту. Оскільки нікель знижує температуру плавлення в порівнянні з залізом та хромом, то першою закристалізувалась рідина, збіднена

нікелем (збагачена більш тугоплавкими Fe та Cr), утворюючи ділянки M_1 у вигляді дендритів (див. рис. 4.17). При досягненні температури евтектичного перетворення залишок рідини закристалізувався за реакцією « $L \rightarrow M_2 + \text{Графіт}$ ». Утворенню графіту (а не карбідів) сприяло збагачення залишків рідини графіто-стабілізуючим нікелем при збідненні її хромом. Ділянки M_2 в евтектичних колоніях також мають дендритну будову, що показано стрілками на рисунку 4.25.

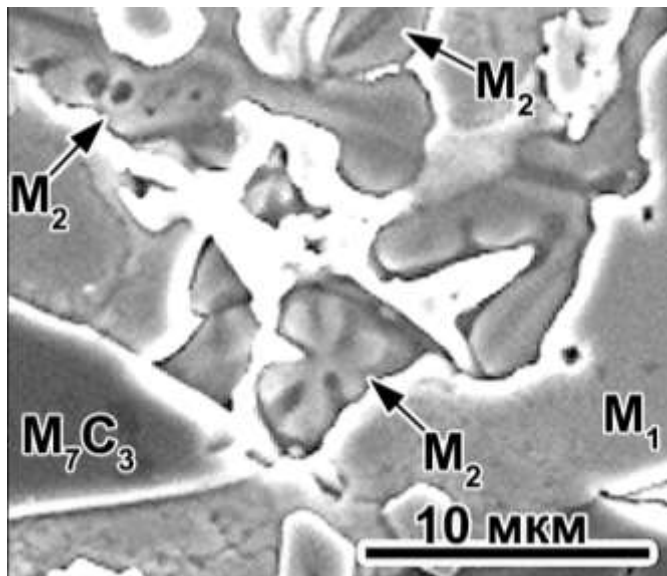


Рисунок 4.25 – Дендритна будова матричних ділянок M_2 .

4.2.2.3 Структурні макроаномалії

Відомо, що у високохромових наплавленнях можливе формування аномальних за розмірами мікроструктурних елементів, які позначають різними термінами («Rice Crispies» [180], «Large Anomalous Features» (LAF) [180]). Так, у статті [181] описуються LAF у вигляді великих білих включень із чіткими границями, які, за висновками авторів, є нерозчиненими частками вуглецевого ферохрому та мають кристалічну структуру, аналогічну до карбиду M_7C_3 . Із збільшенням тепловкладення при наплавленні об'ємна частка LAF у структурі знижується.

Наведені вище данні вказують на наявність подібних аномалій і в структурі

сплаву 500X40H40C2PЦ [182]. У зоні сплавлення шарів виявляються аномальні ділянки структури у вигляді великих «білих» плям округлої форми розмірами 120...300 мкм, у межах яких карбіди (первинні або евтектичні), або інші елементи мікроструктури не виявляються (див. рис. 4.18,в). На відміну від аустенітно-карбідної суміші зони LAF не витравлюються, залишаючись світлими на тлі більш темної аустенітно-карбідної структури. Чітка границя між зонами LAF та металом, який їх оточує, відсутня. У межах LAF виявляються мікропори та рихлоти, які більш інтенсивно розтравлюються. Крім того, у LAF спостерігаються тріщини, які виходять за межі аномалій.

Заміри мікротвердості показали, що LAF мають значно нижчу твердість (370...416 HV) у порівнянні з аустенітно-карбідною структурою (рис. 4.26). Рівень мікротвердості в межах LAF відповідає твердості аустеніту.

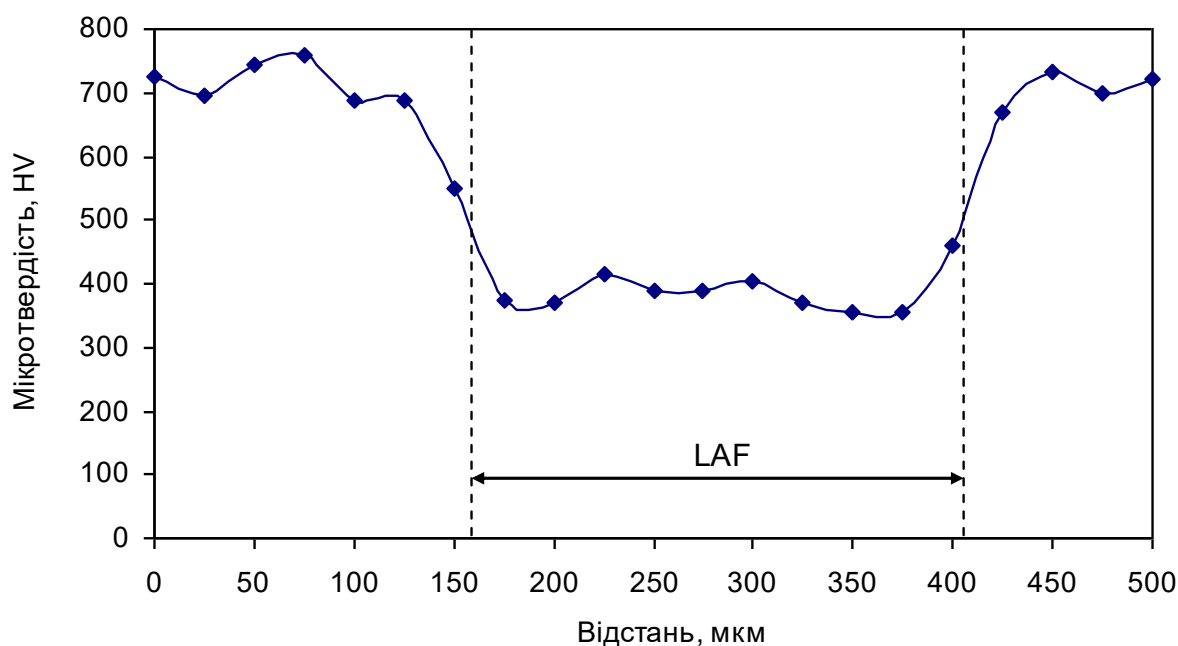
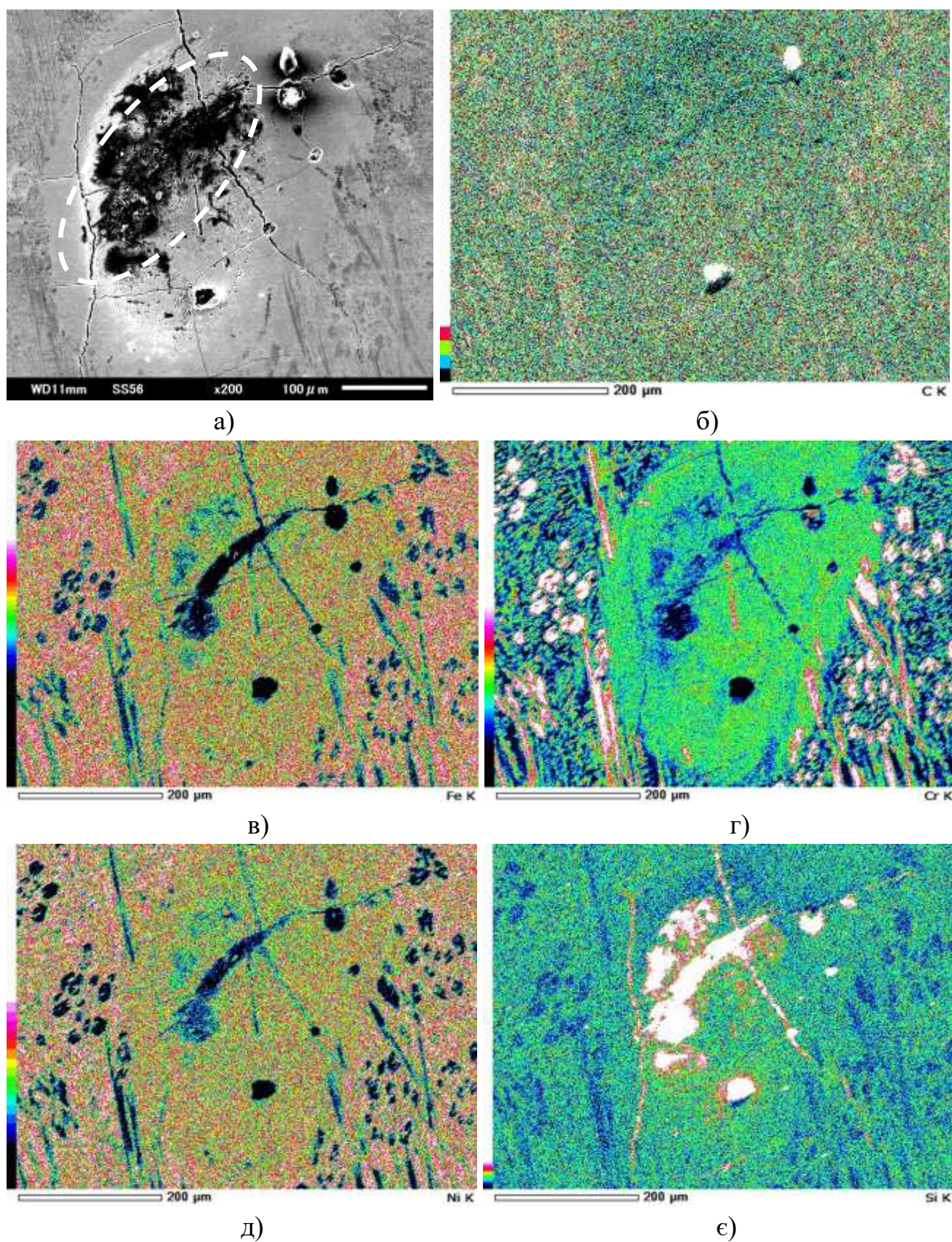


Рисунок 4.26 – Розподіл мікротвердості за перетином аномальної ділянки.

EDS/Mapping-аналіз однієї з аномалій показав досить однорідний розподіл у ній заліза, хрому й нікелю (рис. 4.27). Виняток становить дефектна зона чорноти, позначена на рисунку 4.27,а пунктирним овалом; у ній концентрація вказаних елементів знижена, натомість зафіксовано високу концентрацію кремнію (див. рис. 4.27, є). Вміст хрому в «плямі» аномалії є вищим, а нікелю й заліза – нижчим у порівнянні із металевою матрицею навколишніх аустенітно-карбідних



а – SEI-зображення; б – C; в – Fe; г – Cr; д – Ni; е – Si.

Рисунок 4.27 – Міжфазовий розподіл елементів у сплаві 500X40H40C2P2 у межах макроаномалії.

ділянок (див. рис. 4.27, г). Ці дані підтверджуються EDS/Line-скануванням через «пляму»; із рисунка 5 видно, що вміст марганцю в аномалії також є вищим, ніж у матриці навколишніх ділянок.

Згідно з результатами локального мікроаналізу, у точках 1, 2, 3, 4, 8, розташованих у контурі плями в місцях, вільних від чорноти (рис. 4.28), середній вміст хрому, нікелю й заліза становить 20,37 %, 21,79 % і 49,24 % відповідно. Концентрація кремнію в цих місцях становить 1,60 %.

Порівнюючи з даними для хімічного складу металевої матриці в аустенітно-карбідних ділянках (табл. 4.4), можна констатувати суттєве збагачення «плями» хромом (~2,5 рази) при збідненні за нікелем (на ~4 %) та залізом (на ~8 %).

Якщо прийняти середній хімічний склад аномальної зони (контур) за результатами ЕРМА-аналізу як 20 % Cr – 22 % Ni – 49 % Fe – 6 % C, то стає очевидним, що він відрізняється від номінального складу сплаву 500X40H40C2РЦ суттєво заниженим вмістом хрому й нікелю. Натомість аномальна зона збагачена залізом та особливо кремнієм (у дефектному осередку). З урахуванням даних за розподілом хімічних елементів, утворення ділянок LAF можна пояснити розчиненням часток флюсового SiO_2 -вміщувального покриття, які потрапили до зварювальної ванни з нижнього шару наплавлення. Наявність шлакових включень могла ускладнити перемішування розплаву з вирівнюванням його хімічного складу, що призвело до виникнення аномальних зон, збагачених кремнієм і залізом. Унаслідок явища кристалізаційного переохолодження аномальні зони залишались у рідкому (переохолодженому) стані до температур, нижче за температури утворення первинних карбідів та нижче за температури евтектичної реакції. Можна припустити, що кристалізація аномальних ділянок відбулась при температурі, достатньо низькій для безпосереднього формування карбідів M_7C_3 із рідини. Це призвело до кристалізації ділянок LAF за метастабільним механізмом із утворенням пересиченого аустеніту без карбідів. Унаслідок цього хром повністю залишився в матриці аномальної ділянки, забезпечивши їй високу корозійну стійкість при травленні.

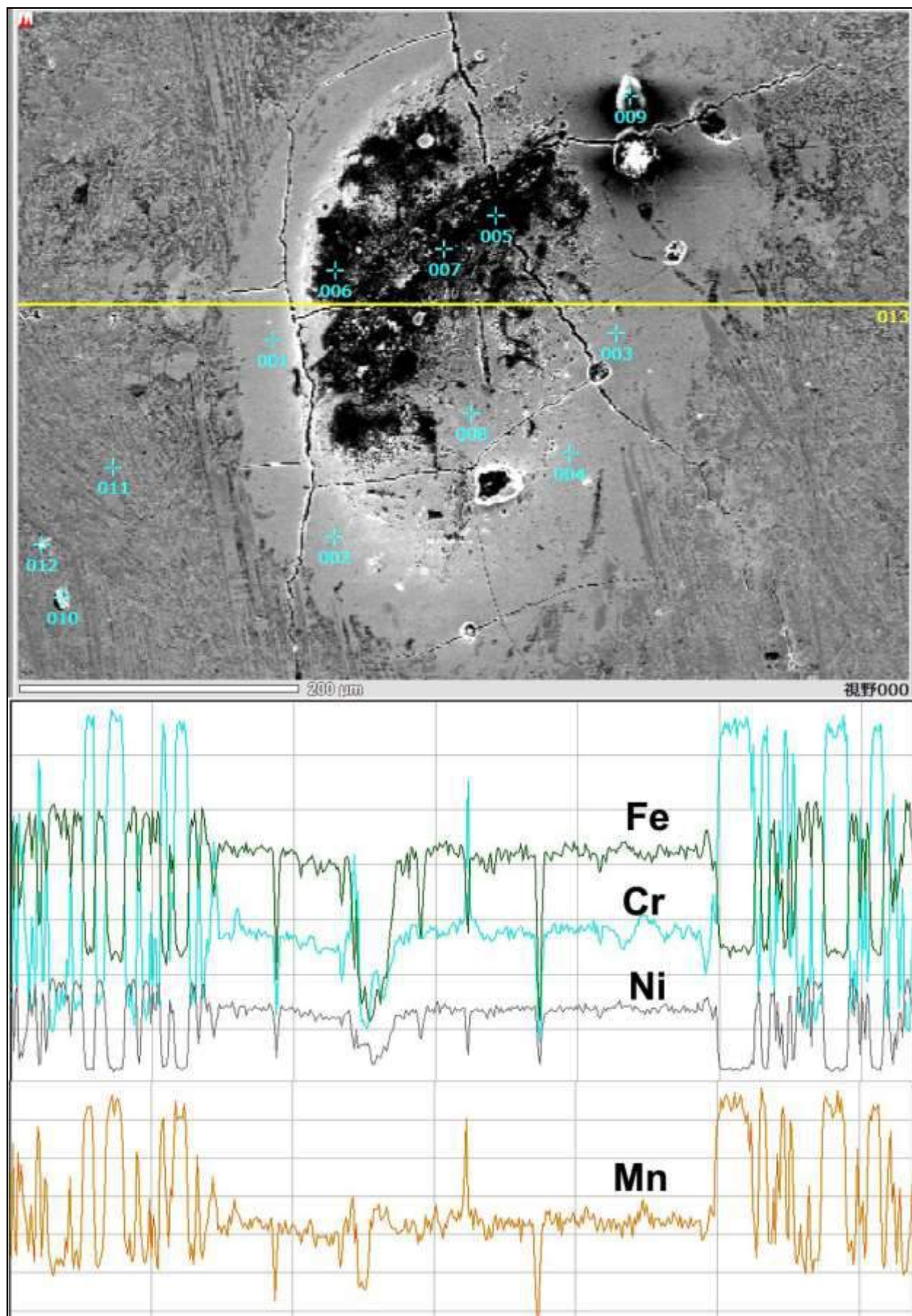


Рисунок 4.28 – Розподіл елементів уздовж лінії сканування через ділянку аномалії.

Таблиця 4.4 – Локальний хімічний склад наплавлення 500X40H40C2РЦ у районі аномалії

Вміст, мас. %					
C	Si	Cr	Ni	Fe	Mn
Точки 1, 2, 3, 4, 8 (контур аномалії)					
6,03±0,44	1,60±0,32	20,37±0,89	21,79±0,71	49,24±1,88	0,84±0,20
Точки 5, 6, 7 (дефектна зона)					
3,58±0,18	12,44±0,77	17,41±1,36	19,6±1,51	45,67±1,18	1,18±0,11
Точки 10, 11, 12 (за межами аномалії)					
7,25±0,80	0,76±0,09	35,69±1,54	13,08±0,73	41,83±2,01	1,37±0,30

У точках 5, 6, 7, які лежать у межах дефектної (чорної) зони плями, різко підвищено вміст кремнію (до 12,44 %) та зменшено вміст інших елементів. У точках 10, 11, 12, що лежать за межами аномалії, зафіксовано досить високу концентрацію хрому, та знижену – нікелю; це пов'язано з тим, що ці точки розташовані близько до первинних карбідів M_7C_3 , збагачених хромом.

Як впливає з рисунку 4.18,в, формування LAF супроводжувалось утворенням тріщин. У деяких аномальних ділянках ці тріщини візуально мають ознаки кристалізаційних, тобто характеризуються значною довжиною й розкриттям (нижнє фото на рис. 4.18,в), що вказує на їх утворення у твердо-рідкому стані. В інших LAF (верхнє фото на рис. 4.18,в) тріщини мають ознаки тріщин напруги (менші довжина і розкриття, розташування не тільки в LAF, але й у навколишніх ділянках структури), які виникли вже після завершення кристалізації. Причиною утворення тріщин напруг є різниця у величині питомого об'єму та коефіцієнта термічного розширення різних фазово-структурних складових. Відомо, що високолегований аустеніт має значно менший питомий об'єм у порівнянні з карбідом хрому ($0,1266 \text{ см}^3/\text{г}$ (сталь 1X18H9) і $0,1499 \text{ см}^3/\text{г}$ (Cr_3C_2), відповідно [183]). Та-

ким чином, двофазна структура, що складається з суміші аустеніту й карбідів, також має більший питомий об'єм порівняно з однофазною (аустенітною) структурою LAF. Унаслідок цього при охолодженні після завершення кристалізації в LAF виникають напруги розтягування, які призводять до утворення тріщин. Посиленню напруг розтягування сприяє більш висока теплова усадка аустеніту (коефіцієнт термічного розширення $\alpha_A = 18,6 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) у порівнянні з карбідами ($\alpha_K = 11,7 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$) [177].

Відсутність зміцнювальної карбідної фази та наявність тріщин роблять аномальні ділянки місцями потенційного прогресування зношування, які можуть призвести до локалізації зношування з пришвидшеним виходом деталі з експлуатації.

4.3 Висновки

1. Для покриття, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-111 в один ряд із 50 %-м перекриттям валиків, характерна неоднорідна за перерізом перетину валика аустеніто-карбідна мікроструктура, яка змінюється від однофазної аустенітної (на границі сплавлення) до заєвтектичної (у поверхневих шарах) із варіюванням мікротвердості фазово-структурних складових у межах 310...1510 HV.

2. Під зоною перекриття виявлені сфероїдальні карбіди, що виділилися з твердого розчину в результаті термічного впливу від сплавлення валиків. Над зоною перекриття та в більшій частині валика № 2 покриття містить великі первинні карбіди M_7C_3 , що мають знижену мікротвердість.

3. Досліджено зміну фазового хімічного складу покриття за висотою валика. Установлено, що міжфазовий розподіл легуючих елементів у покритті носить неоднорідний характер, пов'язаний із вираженим структурним градієнтом за висотою шару. У зоні термічного впливу від перекриття валиків зафіксовано при-

сутність евтектичних карбідів зі зниженим вмістом хрому й підвищеним вмістом нікелю. Над зоною перекриття зафіксовано сильне збіднення матриці хромом, пов'язане з формуванням масивних первинних карбідів M_7C_3 , що містять до 57 % Cr.

4. Показано, що в сплаві 500X40H40C2PЦ при наплавленні формуються карбіди M_7C_3 із високим вмістом нікелю, який варіюється від 3 % у первинних карбідах до 17,6 % - у евтектичних карбідах.

5. Досліджено і описано розподіл мікроструктури за перетином покриття сплаву 500X40H40C2PЦ, нанесеного у два ряди з 50%-м перекриттям валиків. Установлено, що для розподілу характерні ті ж самі особливості, що були зафіксовані для наплавлення в один ряд із перекриттям. А саме: збільшення розмірів первинних карбідів, підвищення в них вмісту хрому (до 77 %) при збідненні матриці хромом з віддаленням від границі сплавлення з основою.

6. У структурі сплаву 500X40H40C2PЦ, наплавленого у два ряди, виявлено наявність графітних включень пластинчастої та компактної морфології. Термодинамічними розрахунками показано, що внаслідок неоднорідності розподілу хрому й нікелю в об'ємі карбіди сплаву є схильними до графітизації при високо-температурній термічній обробці.

7. Установлено, що міжкарбідні матричні прошарки мають гетерогенну будову, пов'язану з неоднорідним розподілом хімічних елементів. Це проявляється в наявності різних ділянок з чіткою границею розподілу, збагачених в одному випадку залізом, хромом і кремнієм, а в другому - нікелем і марганцем. Ділянки, збагачені нікелем і марганцем, кристалізувались при більш низькій температурі у вигляді дендритів; з їх розташуванням асоціюється присутність включень компактного графіту.

8. У зоні сплавлення шарів зафіксовано наявність структурних макроаномалій у вигляді білих округлих «плям» із нечіткими границями розмірами 120...300 мкм. Установлено, що аномальні ділянки мають аустенітну структуру без карбідів. Їх утворення зумовлено сильним локальним збагаченням кремнієм із суттєвим (в два рази) збідненням за хрому і нікелю, що дає підстави розгляда-

ти аномалії як результат розчинення елементів шлакової кірки, що потрапили до зварювальної ванни при наплавленні другого шару. Для аномальних ділянок характерна наявність кристалізаційних тріщин та холодних тріщин.

Результати досліджень цього розділу наведено в публікаціях: [159-163], [182].

РОЗДІЛ 5

ОЦІНКА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ У30Х25Н3С3 ТА 500Х40Н40С2РЦ В УМОВАХ ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ЗНОШУВАННЯ

Відомо, що трибологічні властивості сплавів більшою мірою визначаються їх мікроструктурним станом [119]. В умовах поєднання механічного зношування з агресивною дією середовища до визначальних чинників також додаються хімічний склад та міжфазний розподіл хімічних елементів. В останньому випадку саме фазовий хімічний склад визначає опір сплаву електрохімічний (високотемпературній) корозії, яка в сукупності з механічним зношуванням призводить до явища трибокорозійного синергізму [172] із різким підвищенням швидкості руйнування поверхні. Для визначення доцільності використання високолегованих сплавів як триботехнічних матеріалів необхідно оцінити їх експлуатаційні властивості, що дозволяють прогнозувати їх поведінку в певних умовах зношування. У цьому розділі представлено результати дослідження взаємозв'язку мікроструктури, хімічного складу та деяких властивостей сплавів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ стосовно їх можливого використання в умовах високотемпературного зношування. Вибір цього підходу пов'язаний із тим, що сплави У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ широко використовують для наплавлення деталей металургійного обладнання, які працюють в умовах зношування при підвищених температурах.

5.1 Виготовлення зразків

Як показано в розділах 3 і 4, мікроструктура покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111, може суттєво змінюватись за ви-

сотою валика в залежності від умов наплавлення, приводячи до зміни зносостійкості покриття. Для оцінки властивостей наплавлень при різному структурному стані було заплановано проведення наступного експерименту. На поверхню сталевого листа кожною порошковою стрічкою було наплавлено (із перекриттям $\sim 30\%$) сім паралельно розташованих валиків у два шари, при цьому загальна товщина валика становила 15...18 мм. Параметри технологічного процесу наплавлення наведені в розділі 2. Загальна довжина наплавленої ділянки становила ~ 200 мм, ширина – ~ 120 мм. Із цієї ділянки було вирізано абразивним кругом 4 заготовки розмірами 50x50 мм (рис. 5.1).

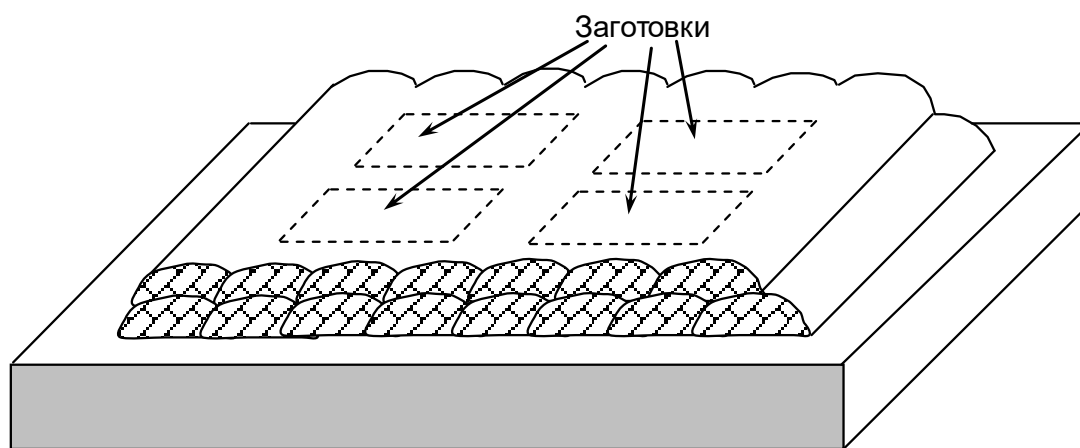


Рисунок 5.1 – Схема наплавлення та місця відбору заготовок для зразків.

Далі заготовки були підготовлені для випробувань на зношування шляхом фрезерування й шліфування таким чином, щоб випробувана поверхня відповідала (а) поверхні покриття (зразок № 1) і (б) її проміжному шару на половині висоти покриття (зразок № 2) (рис. 5.2). Після механічної обробки загальна товщина зразків становила 20 ± 2 мм. На шліфованій поверхні зразків було виявлено тріщини напруги, які утворилися при охолодженні після наплавлення (ці тріщини, зазвичай, з'являються на поверхні зносостійких високовуглецевих наплавлень і не є ознакою браку).

Із наплавленого металу також були вирізані (із різних шарів за висотою покриття) зразки розмірами в 5x10x10 мм для випробувань на високотемпературне окиснення.



а)



б)

Рисунок 5.2 – Зразок, підготовлений для випробувань на ерозійне зношування поверхні валика (зразок № 1) (а) і шару на 0,5 висоті валика (зразок № 2) (б).

5.2 Стійкість сплавів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ до високотемпературного окиснення

При нагріванні металеві тіла піддаються високотемпературній корозії внаслідок взаємодії атомів поверхні з активними компонентами середовища, в якому відбувається нагрівання. У металургії найчастіше має місце високотемпературне окиснення внаслідок взаємодії металу поверхні з атмосферними киснем [70-72]. У випадку високотемпературної ерозії окиснення супроводжує зношування поверхні, інтенсифікуючи її руйнацію. Стійкість сплавів У30Х25Н3С3 та 500Х40Н40С2РЦ до високотемпературного окиснення оцінювали гравіметричним методом по приросту маси зразків після нагрівання в середовищі повітря при температурах в інтервалі від 500 °С до 950 °С упродовж 6 год. Для порівняння ви-

пробували й сталь 09Г2С. Результати представлено на рисунку 5.3.

З рисунка 5.3 видно, що крива окиснення сплавів має класичний вигляд параболи. Після нагрівання при початковій температурі (500 °С) приріст маси виявився лише в зразку сталі 09Г2С – $0,21 \cdot 10^{-6}$ г/мм². При більш високих температурах швидкість окиснення сталі 09Г2С прогресувала високими темпами, призводячи до максимальної втрати маси.

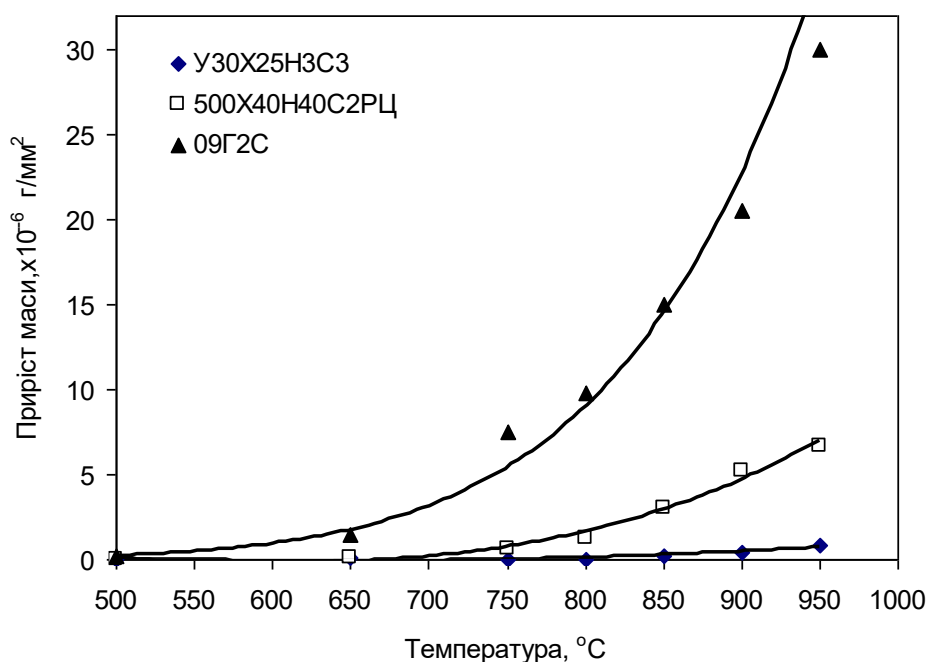


Рисунок 5.3 – Вплив температури на приріст маси зразків сплавів У30Х25Н3С3, 500Х40Н40С2РЦ і сталі 09Г2С при нагріванні в атмосфері повітря.

При нагріванні до 650 °С сплави У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ мали однаково високу стійкість до окиснення, про що свідчить відсутність приросту їх маси (при цьому поверхня зразків ставала темною завдяки появі кольорів «мінливості»). Починаючи з 750 °С, стає помітною різниця в жаростійкості сплавів: якщо в сплаві У30Х25Н3С3 приріст маси був зафіксований лише після нагріву при 900 °С, то в сплаві 500Х40Н40С2РЦ – уже після нагрівання при 750 °С. Сплав У30Х25Н3С3 виявився більш стійким до окиснювання: приріст маси У30Х25Н3С3 був у 14 разів менший при 900 °С і у 8 разів менший при 950 °С відносно приросту маси сплаву 500Х40Н40С2РЦ. Причина такої різниці полягає у різному вмісті

хрому в матриці сплавів, що буде показано нижче в підрозділі 5.3.6 на основі результатів мікро-рентгеноспектрального аналізу та обговорено в підрозділі 5.3.7.

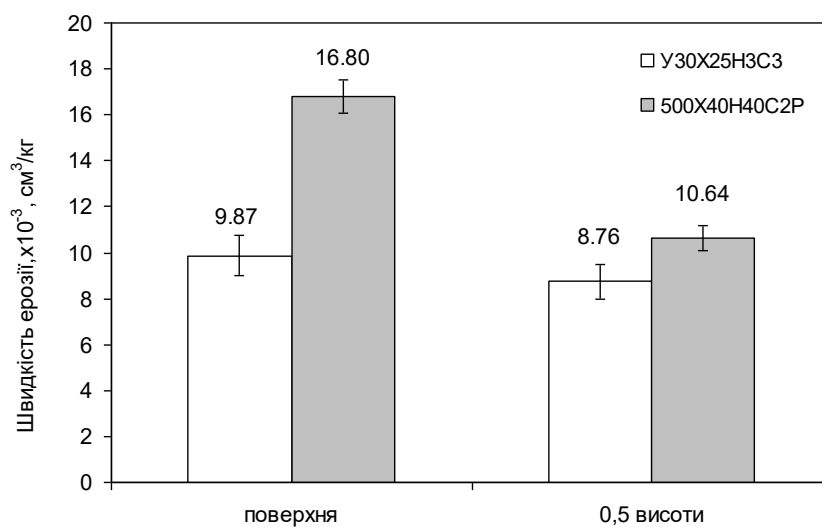
5.3 Стійкість наплавленого металу до високотемпературної абразивної ерозії

Оцінку трибологічних властивостей сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ проводили шляхом випробувань на абразивно-ерозійне зношування при підвищених температурах (500 і 800 °С) на устаткуванні та за методикою, описаною в розділі 2 [184-186]. Вибір цієї схеми випробувань зумовлений тим, що саме високотемпературна ерозія є основною причиною виходу із ладу різних елементів аглодоменного обладнання, для наплавлення якого часто використовують порошкові стрічки ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111. Температура 500 °С відповідає середній температурі робочого циклу нагрівання конусів засипних апаратів доменних печей. Випробування при 800 °С проводили з метою оцінки можливостей указаних сплавів у більш жорстких умовах зношування. Для інтенсифікації процесу зношування й отримання більш вираженого ефекту при випробуваннях використовували гострокутний корундовий пісок (див. рис. 2.5).

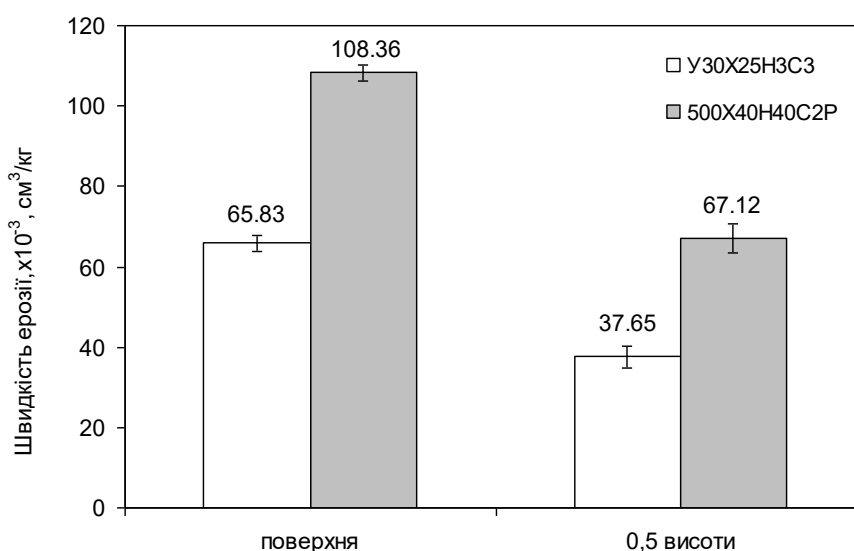
5.3.1 Результати випробувань на високотемпературну ерозію

Результати випробувань на ерозію представлено на рисунку 5.4. Аналіз цих даних показав, що при 500 °С швидкість ерозії сплаву У30Х25Н3С3 становила $9,87 \cdot 10^{-3}$ см³/кг на поверхні валика та $8,76 \cdot 10^{-3}$ см³/кг – на половині його висоти (див. рис. 5.4, а). За тією ж температури сплав 500Х40Н40С2РЦ зношувався зі швидкістю $16,80 \cdot 10^{-3}$ см³/кг на поверхні валика і $10,64 \cdot 10^{-3}$ см³/кг - на половині його

го висоти. Таким чином, поверхня виявилась менш зносостійкою на 11 % у сплаві У30Х25Н3С3 і на 36,6 % - у сплаві 500Х40Н40С2РЦ. Порівняння результатів для одного й того ж рівня наплавлення показує перевагу сплаву У30Х25Н3С3 перед 500Х40Н40С2РЦ: на 41,3 % - на поверхні валика і на 17,7 % - у середньому шарі наплавлення. Таким чином, для обох сплавів має місце зниження опору зношуванню при переході від середнього шару до поверхні, причому ця тенденція є більш вираженою для більш легovanого сплаву 500Х40Н40С2РЦ.



а)



б)

Рисунок 5.4 – Результати випробувань сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ на високотемпературну абразивну ерозію при 500 °C (а) і 800 °C (б).

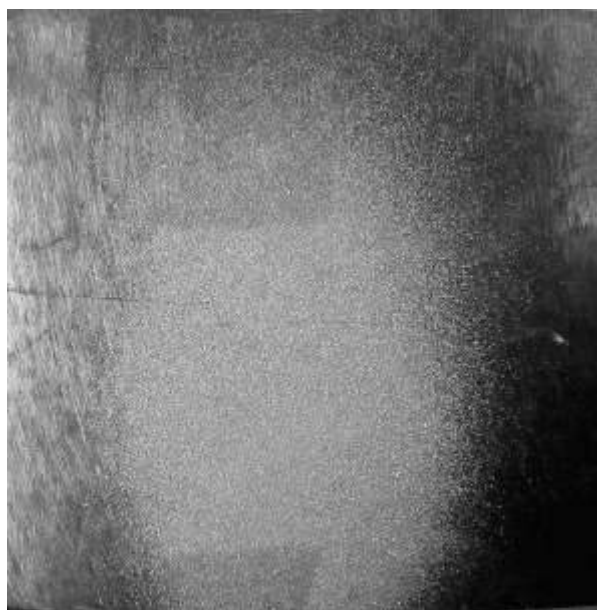
Підвищення температури випробувань від 500 до 800 °С призвело до різкого (приблизно в 6 разів) зменшення ерозійної стійкості для обох покриттів (див. рис. 5.4, б). Швидкість ерозії сплаву У30Х25Н3С3 підвищилась до $65,83 \cdot 10^{-3}$ см³/кг на поверхні покриття й до $37,65 \cdot 10^{-3}$ см³/кг – на половині його висоти. Ще більше зросла швидкість ерозії сплаву 500Х40Н40С2РЦ: до $108,36 \cdot 10^{-3}$ см³/кг на поверхні і до $67,12 \cdot 10^{-3}$ см³/кг – на половині висоти наплавлення. Для випробувань при 800 °С характерні ті ж самі тенденції, що й для 500 °С, а саме: а) поверхня покриття зношується з більшою швидкістю, аніж шари всередині покриття; б) сплав У30Х25Н3С3 демонструє більш високу ерозійну стійкість ніж 500Х40Н40С2РЦ; при цьому при збільшенні температури випробувань перевага сплаву У30Х25Н3С3 зростає із 18...41 % (при 500 °С) до 39...44 % (при 800 °С).

5.3.2 Профіль зношеної поверхні зразків

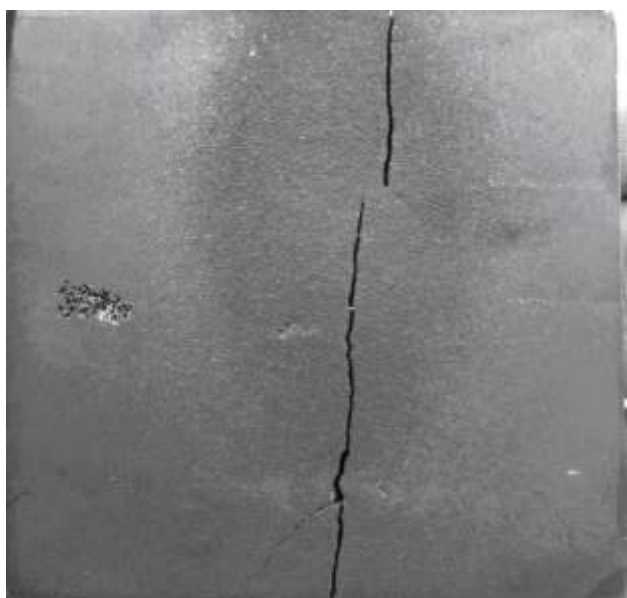
Зовнішній вид зношеної поверхні зразків показаний на рисунках 5.5 і 5.6. Видно, що після випробувань на поверхні всіх зразків залишились сліди ерозії у вигляді еліпсоїдальної плями (заглиблення) зі сріблястою поверхнею з розмитими межами. Лише у випадку сплаву У30Х25Н3С3 (тип зразку - № 1, випробування при 800 °С) поверхня зношування темна (див. рис. 5.5, в). За межами цієї ділянки по-поверхня більш темна, що пов'язано з її окисненням у процесі нагрівання при випробуваннях. Із фотографій видно, що поверхні мають рівномірний по площі знос; незважаючи на наявність тріщин та окремих каверн їх інтенсивне розмиття при зношуванні не спостерігалось. Зношену поверхню зразків аналізували за допомогою лазерної 3D-реконструкції, результати якої представлені на рисунках 5.7 і 5.8. На рисунку 5.7 показані 3D-зображення рельєфу поверхні, на яких різниця в кольорі відображає різницю у висоті окремих точок рельєфу. Із цього рисунка видно, що результатом зношування в усіх випадках є еліпсоїдальна западина зі згладженими краями різної глибини та розмірами за площиною.



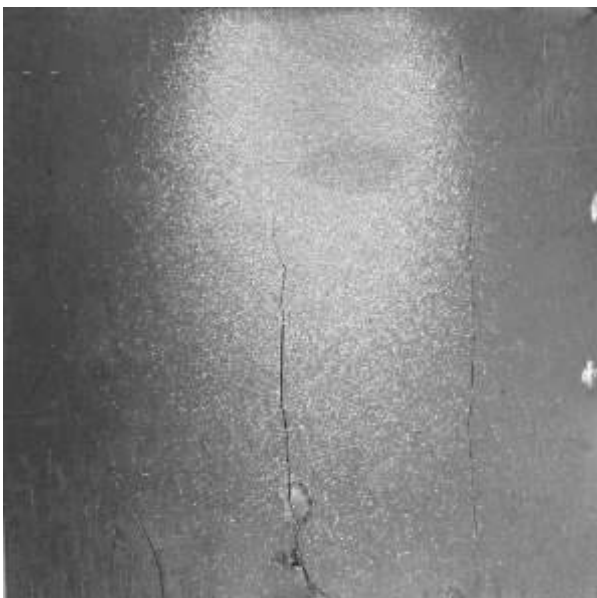
а)



б)



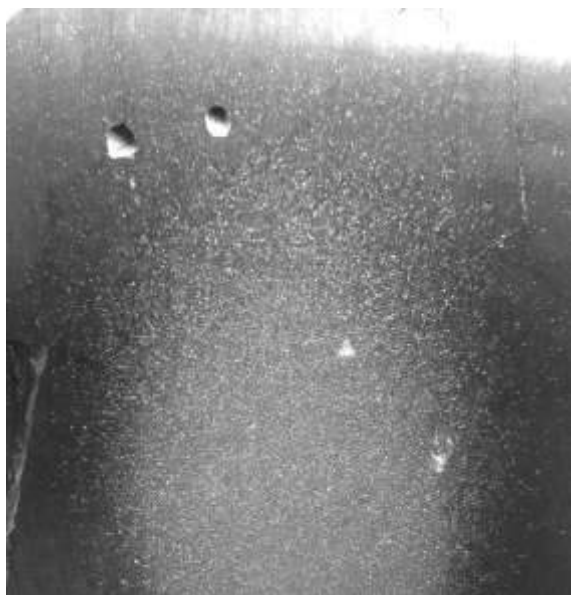
в)



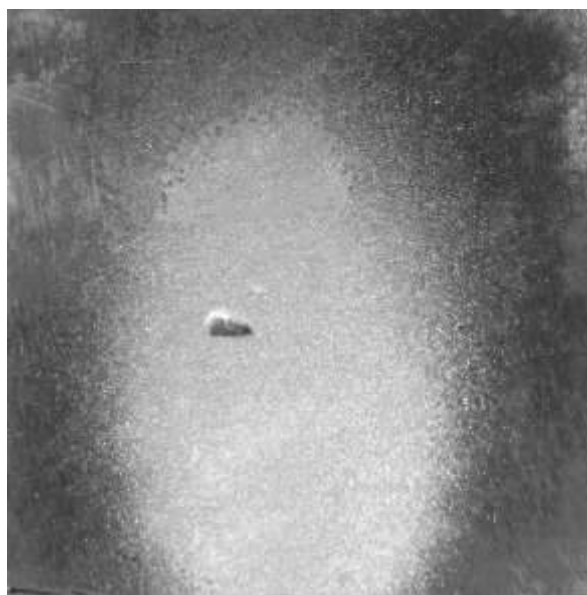
г)

а – поверхня, 500 °С; б – 0,5 висоти, 500 °С; в – поверхня, 800 °С; г – 0,5 висоти, 800 °С.

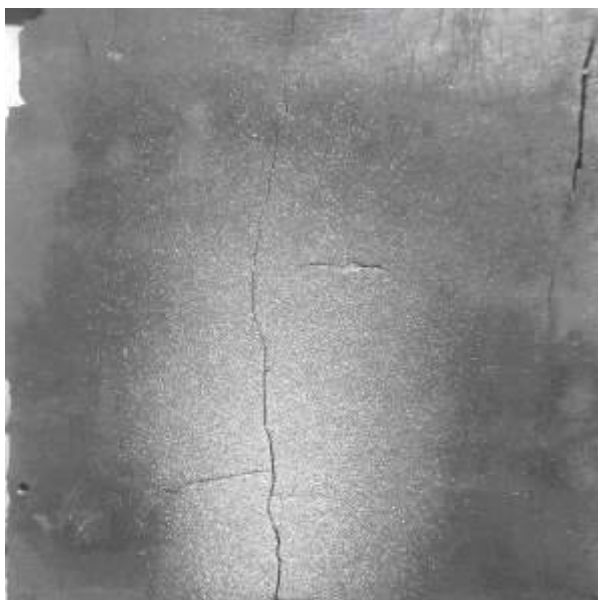
Рисунок 5.5 – Зовнішній вигляд зразків, наплавлених сплавом У30Х25Н3С3 після випробувань на абразивну ерозію.



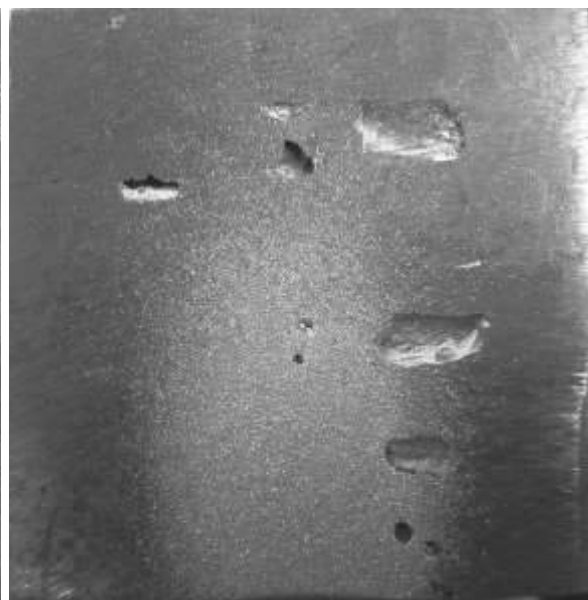
а)



б)



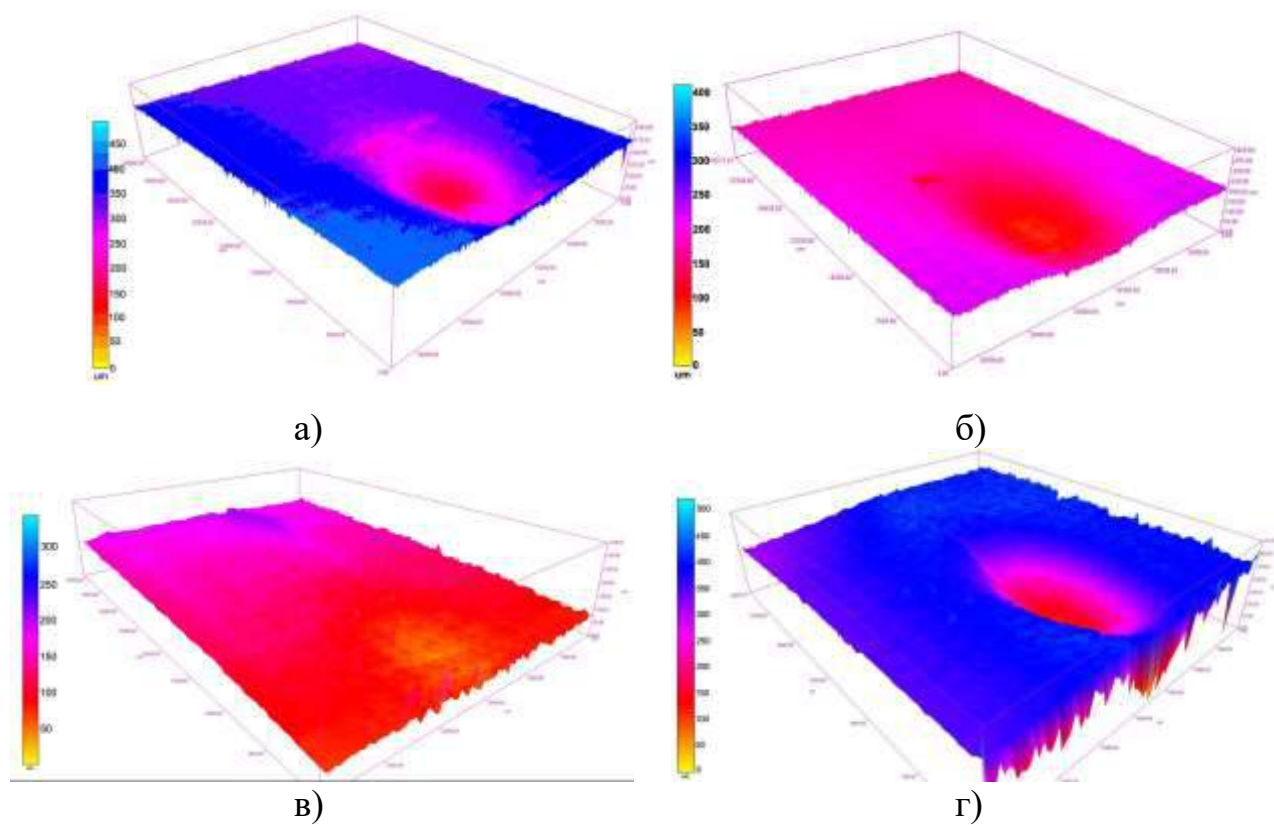
в)



г)

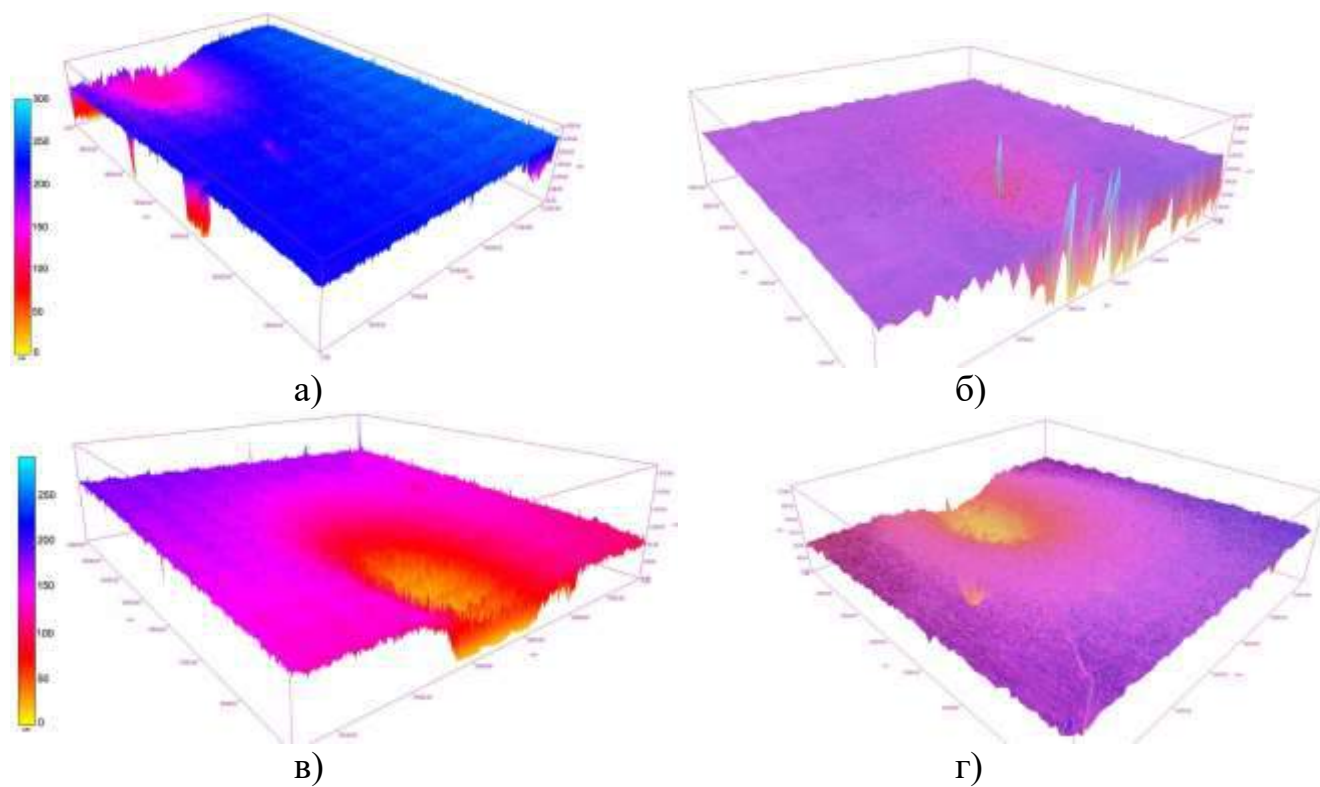
а – поверхня, 500 °С; б – 0,5 висоти, 500 °С; в – поверхня, 800 °С; г – 0,5 висоти, 800 °С.

Рисунок 5.6 – Зовнішній вигляд зразків, наплавлених сплавом 500Х40Н40С2РЦ після випробувань на абразивну ерозію.



а – поверхня, 500 °С; б – 0,5 висоти, 500 °С; в – поверхня, 800 °С; г – 0,5 висоти, 800 °С.

Рисунок 5.7 – 3D-зображення зношеної поверхні зразків сплаву У30Х25Н3С3.



а – поверхня, 500 °С; б – 0,5 висоти, 500 °С; в – поверхня, 800 °С; г – 0,5 висоти, 800 °С.

Рисунок 5.8 – 3D-зображення зношеної поверхні зразків сплаву 500Х40Н40С2РЦ.

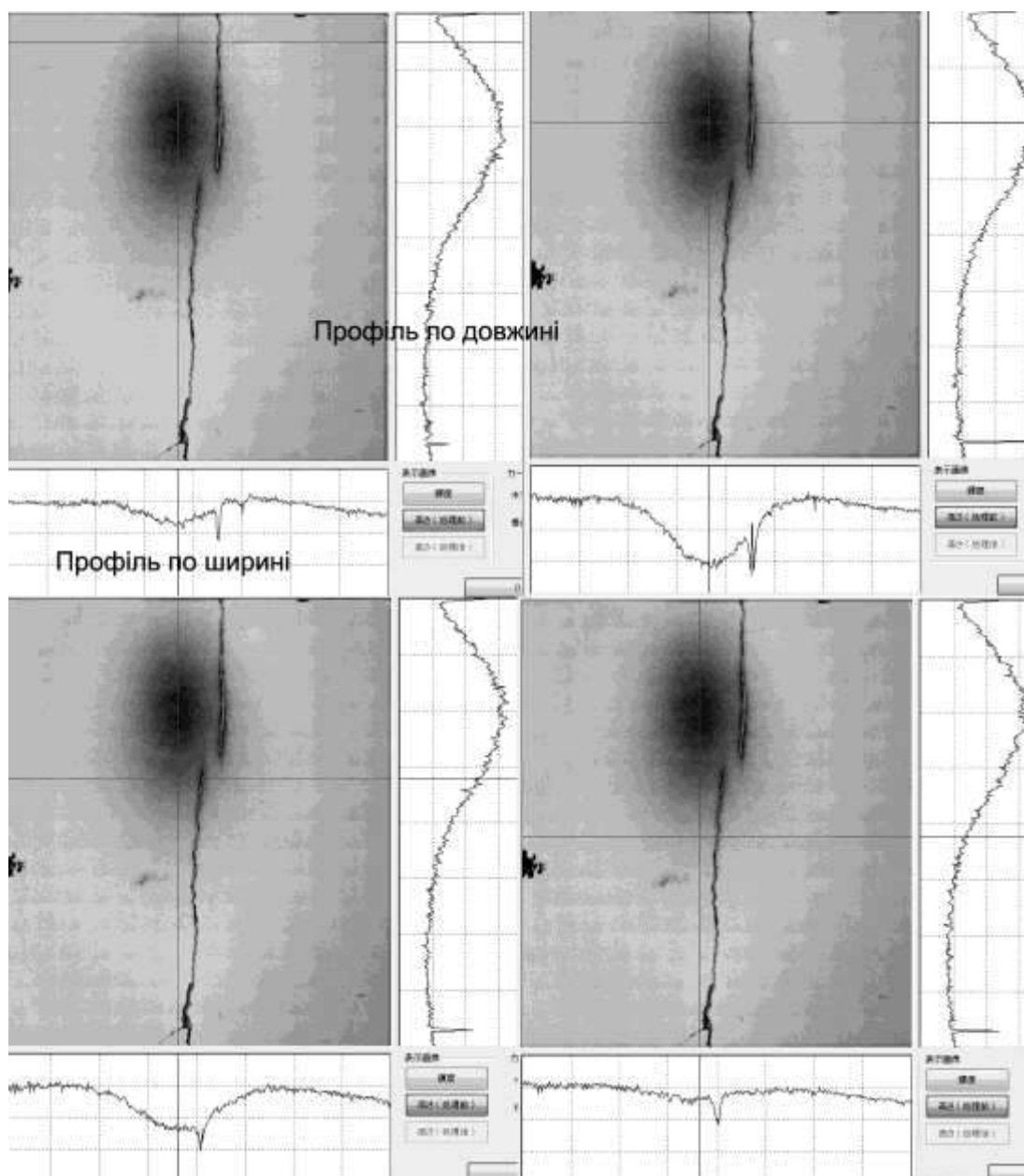


Рисунок 5.9 – Аналіз профілю поверхні на основі 3D-моделі зношеної ділянки.

3D-реконструкція дозволила проаналізувати кількісні параметри профілю зношених поверхонь на різних ділянках «плями» зношування. Нанесенням січ-них було отримано профілографи поверхні в зоні «плями» в поперечному та по-здовжньому напрямках (рис. 5.9). Із них було відібрано профілографи з найбі-льшим перепадом висот, тобто які характеризують ділянки максимального зносу поверхні. На рисунку 5.10 представлені як самі профілографи, так і значення ма-ксимального перепаду висот за шириною зразка.

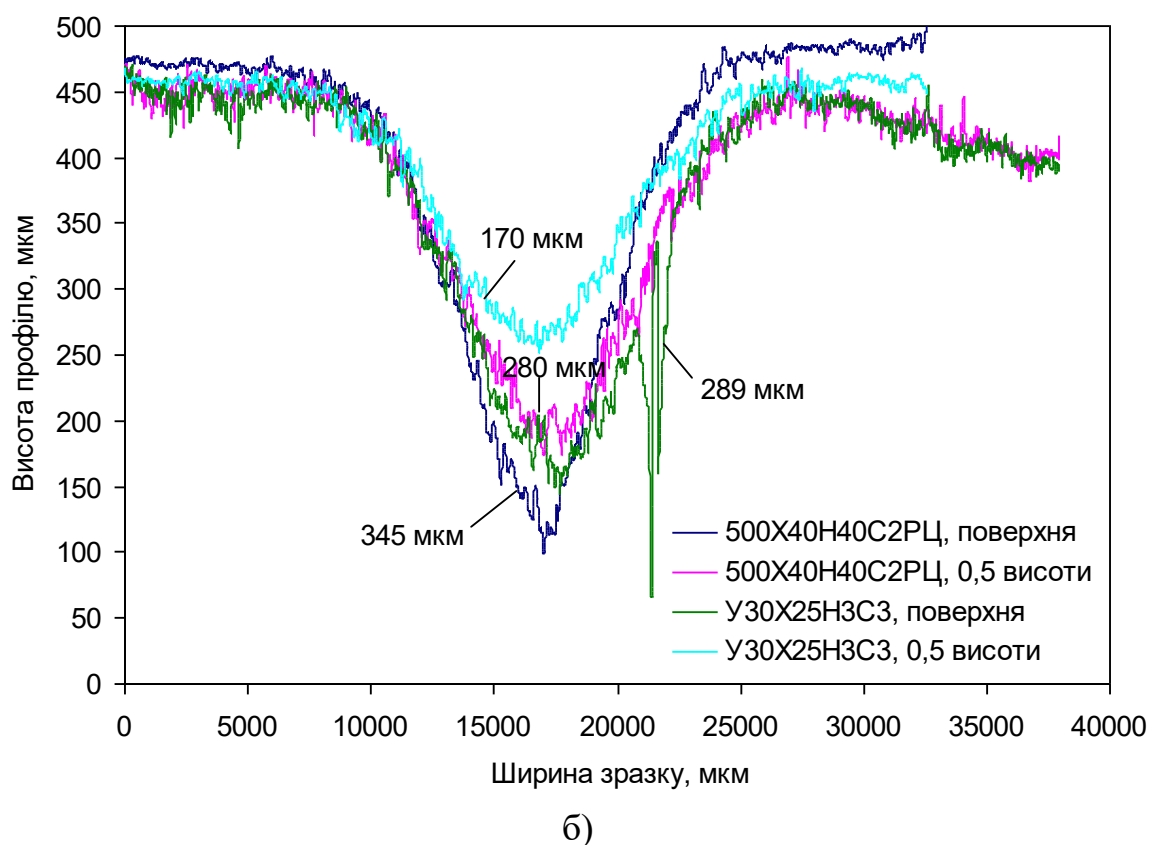
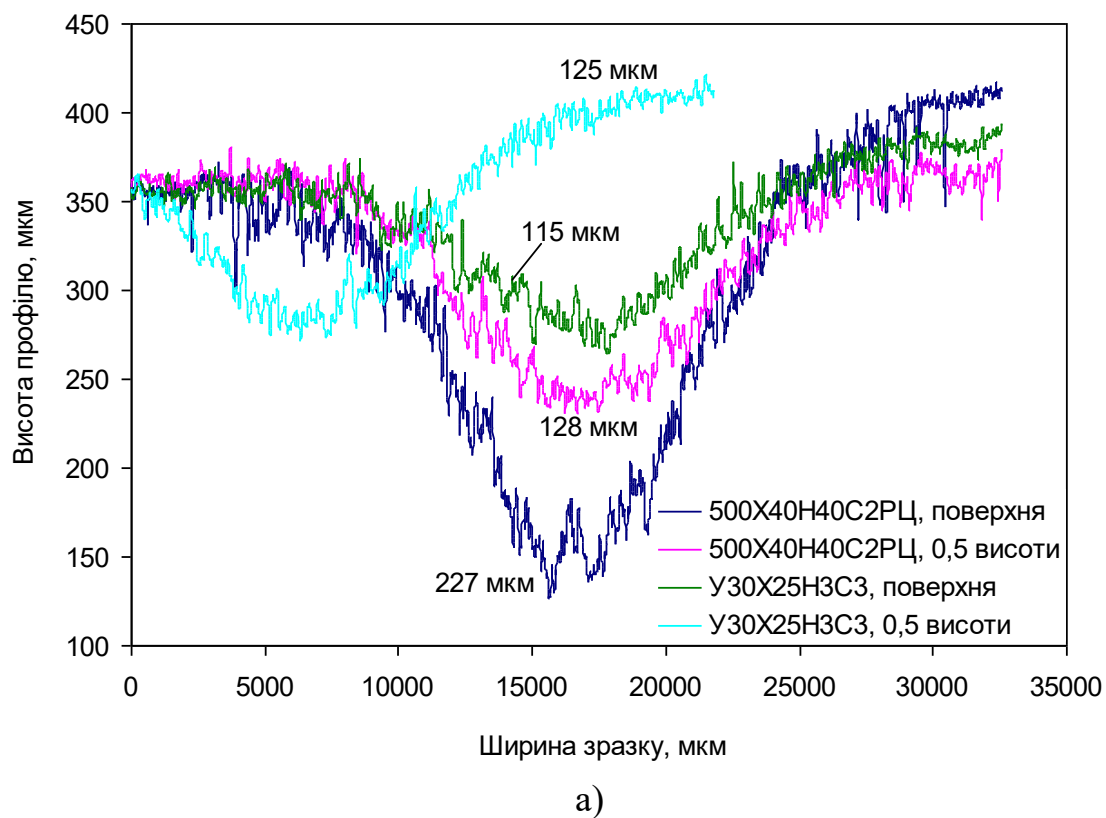


Рисунок 5.10 – Профіль зношування із найбільшим перепадом висот на поверхні зразків, випробуваних при 500 °С (а) та 800 °С (б) (числа у кривих – величина перепаду висот).

Як показало зіставлення цих даних із результатами випробувань на зношування, максимальна різниця висот профілю добре корелює зі значенням швидкості ерозії (рис. 5.11); залежність між цими характеристиками носить експоненціальний характер ($y=3,11 \cdot \exp(0,0103 \cdot x)$) і має високий коефіцієнт детермінації (0,85). При випробуваннях при 500 °С найбільша глибина западини в зношеній частині зазначена для сплаву зразка № 1 500X40H40C2РЦ (227 мкм), найменша – для зразка № 2 сплаву У30Х25Н3С3 (115 мкм). При випробуваннях при 800 °С максимальна глибина збільшилась до 345 мкм (500X40H40C2РЦ, зразок № 1), мінімальна також підвищилась до 170 мкм (У30Х25Н3С3, зразок № 2).

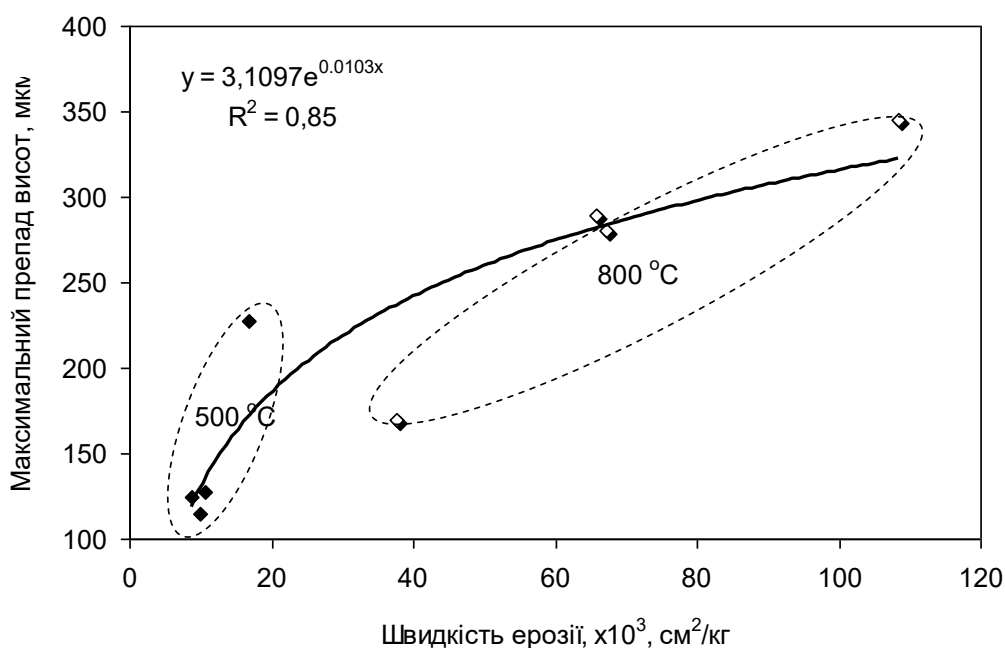


Рисунок 5.11 – Зв'язок швидкості ерозії сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ із максимальним перепадом висот на зношеній поверхні.

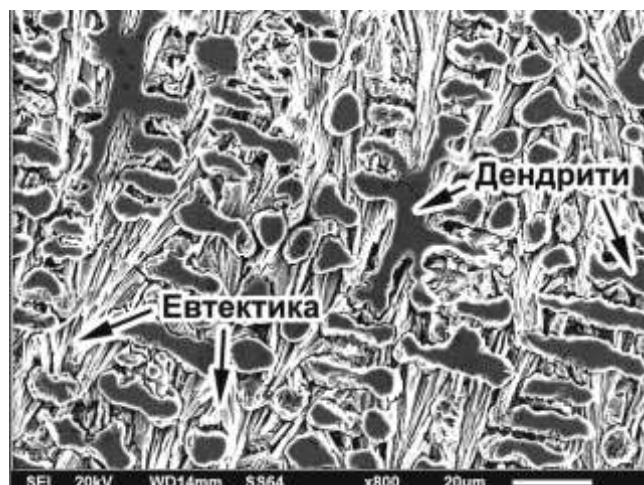
Аналіз профілограм показав, що зі збільшенням глибини западини (при підвищенні температури випробувань) відбулося деяке (на ~ 11 %) зменшення її ширини: розкид значень ширини для різних зразків становив 18,1...19,7 мм для 500 °С і 19,7...23,0 мкм – для 800 °С. Це вказує на те, що при більш високій температурі випробувань змінився характер механічної взаємодії абразивних часток із поверхнею, унаслідок чого ерозія стала більш нерівномірною за площиною,

зосередженою в певній ділянці. У реальних умовах експлуатації це може призвести до прискореного виходу обладнання з ладу внаслідок його нерівномірного зношування.

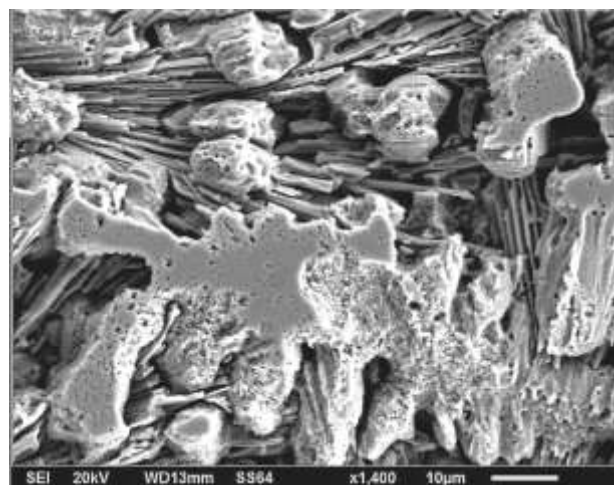
5.3.3 Розподіл мікроструктури за перетином покриттів

Після випробувань на ерозію на зразках було вивчено розподіл мікроструктури за перетином покриттів, включаючи шари в безпосередній близькості до поверхні зношування. Установлено, що покриття зі сплаву У30Х25Н3С3 має на половині висоті валику доєвтектичну структуру, яка складається з аустенітних дендритів та карбідної евтектики, при цьому евтектичні карбіди мають вигляд витягнутих стрижнів товщиною близько 2 мкм (рис. 5.12, а,б). У зразку, що піддавався зношуванню при 800 °С, у дендритах виявлено дисперсні вторинні карбіди діаметром у 0,5...1,0 мкм (див. рис. 5.12, д). У поверхневих шарах покриття характер мікроструктури зберігається, однак збільшується об'ємна доля евтектики із відповідним зменшенням частки дендритів (див. рис. 5.12, в, г).

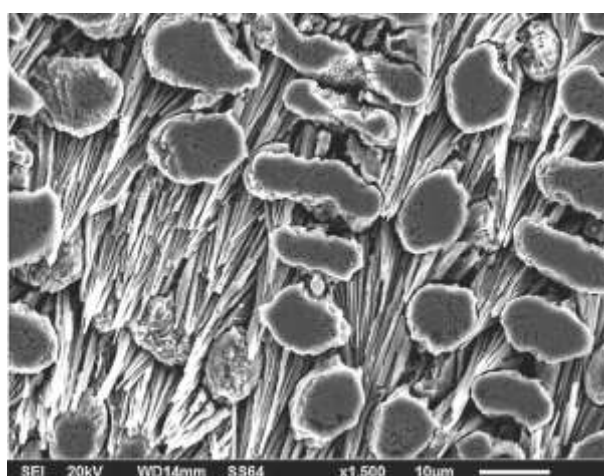
У приповерхневих шарах покриття зі сплаву 500Х40Н40С2РЦ структура представлена великими первинними карбідами M_7C_3 , орієнтованими перпендикулярно до поверхні (рис. 5.13, а). Визначення розмірів карбідів у площині фотографії показало, що в поперечному перерізі вони досягають 15 мкм, а в довжину - 350 мкм. Крім карбідів, у структурі було виявлено пластинчастий графіт, що залягає в міжкарбідних ділянках матриці (див. рис. 5.13, б). Графітні пластини орієнтовані хаотично, у довжину вони досягають 70 мкм, у товщину – 3,5 мкм. Міжкарбідні матричні ділянки неоднорідні з наявністю ділянок M_1 та M_2 (див. розділ 4). На половині висоти валика характер мікроструктури зберігається, але розміри первинних карбідів тут значно менші, аніж у верхньому шарі покриття (перетин карбідів не перевищує 10 мкм, а їх довжина - 160 мкм; товщина графітних пластин становить не більше за 2,5 мкм). У зразках, випробуваних при 800 °С,



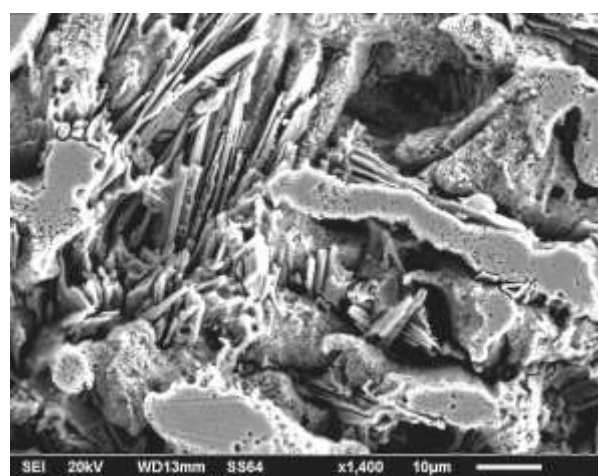
а)



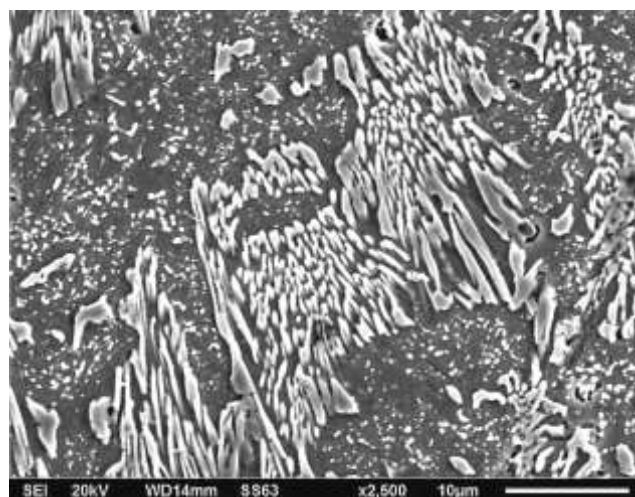
б)



в)

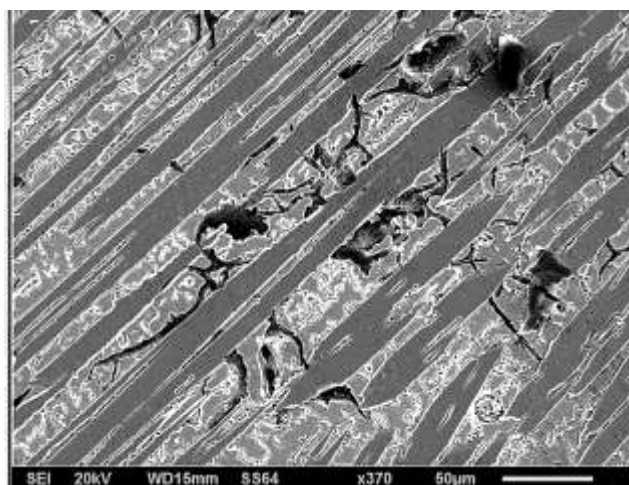


г)

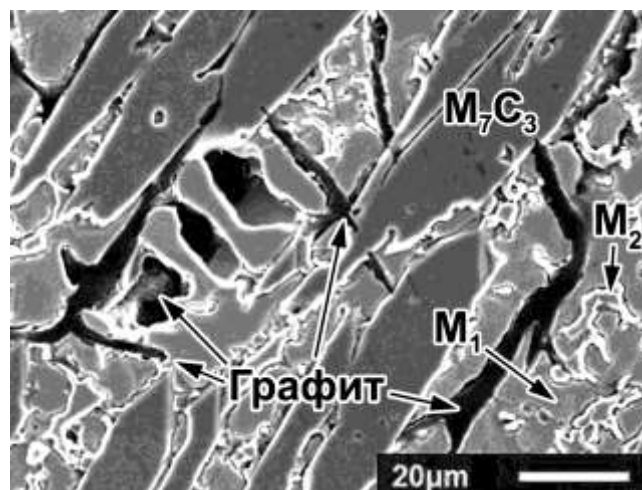


д)

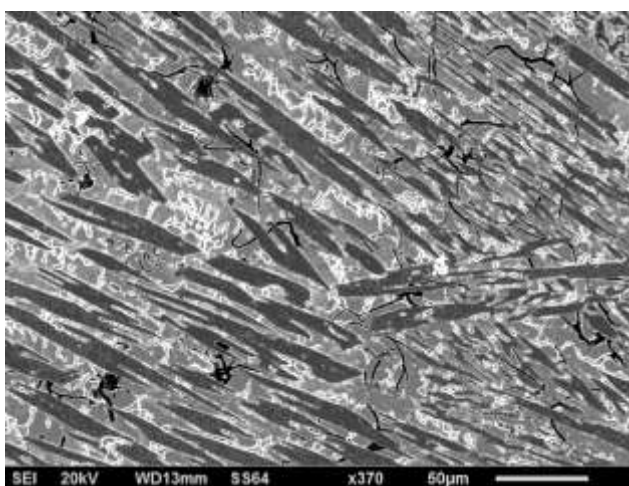
Рисунок 5.12 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 на 0,5 висоті (а, б, д) та на поверхні (в, г) покриття (а–г – випробування при 500 °С, д – при 800 °С).



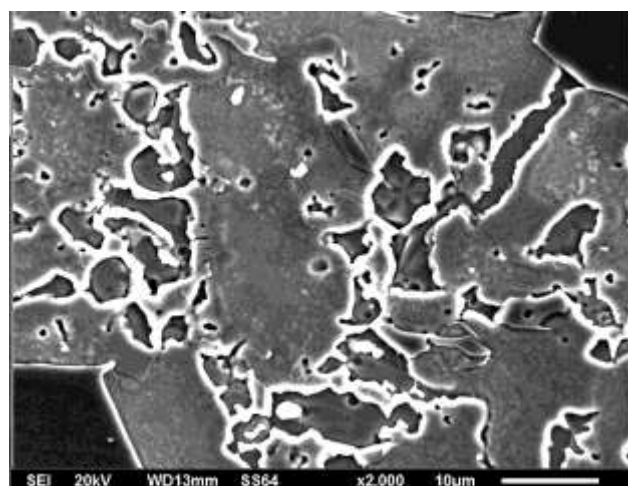
а)



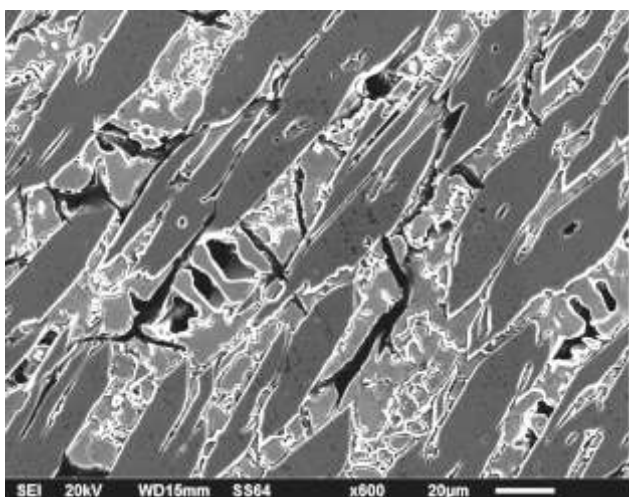
б)



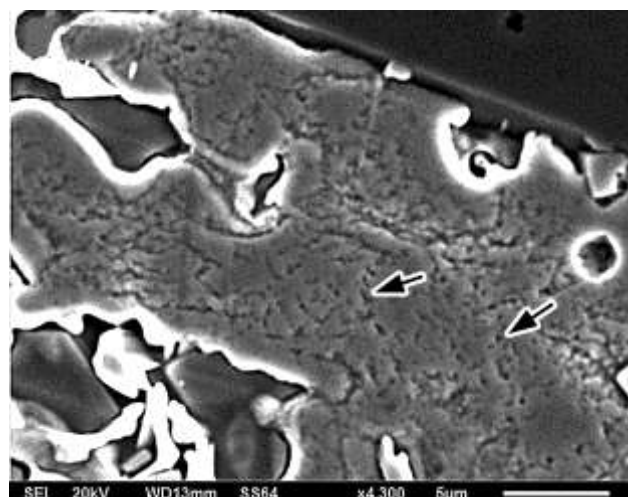
в)



г)



д)



е)

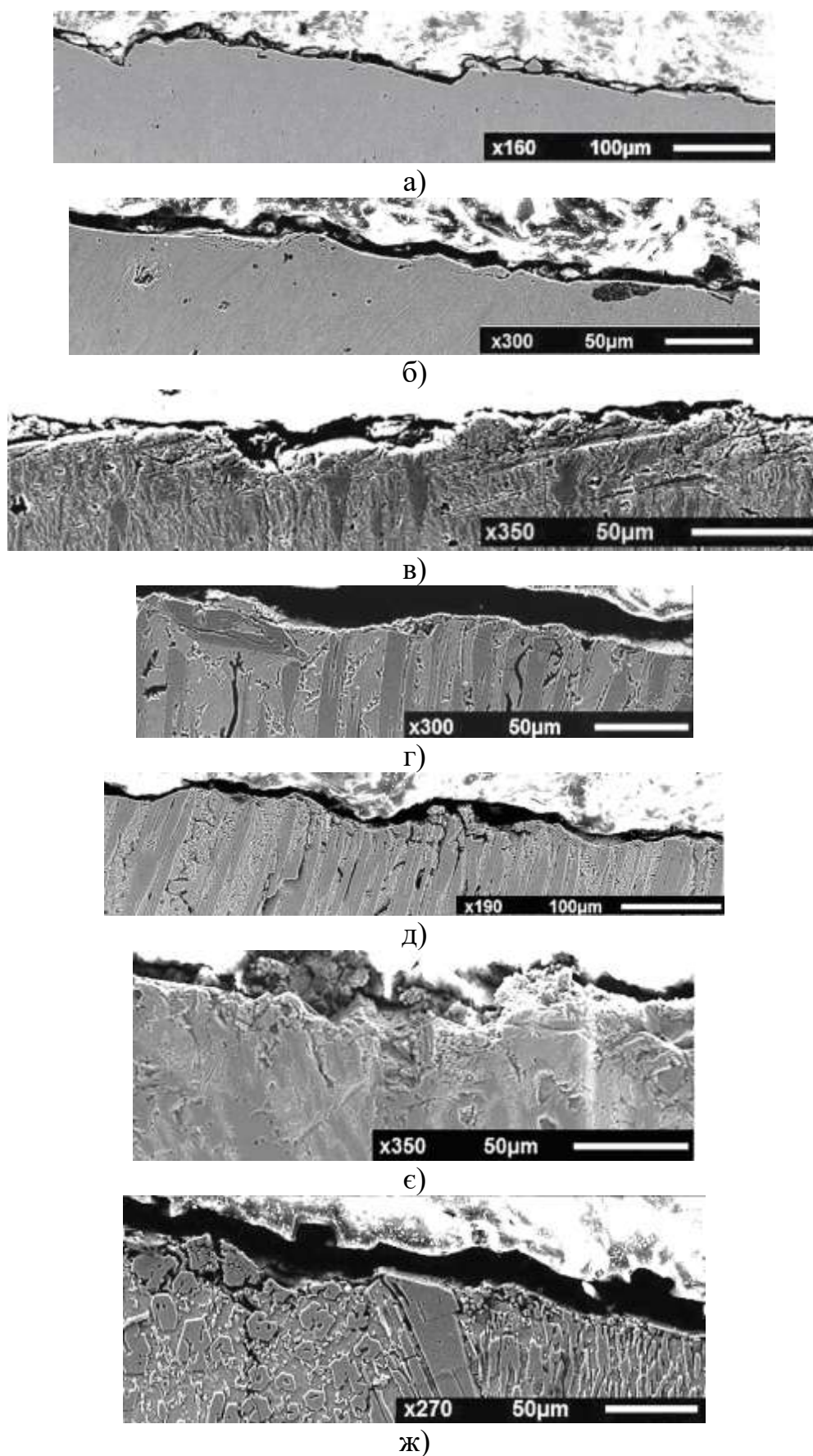
Рисунок 5.13 – Мікроструктура сплаву 500X40H40C2PЦ на поверхні (а, б) і на 0,5 висоті покриття (в, г, д, е) (а–г – випробування при 500 °С, д,е – при 800 °С).

у матричних ділянках M_1 виявлено нанорозмірні (70...150 нм) включення, які утворюють ланцюжки та скупчення (показані стрілкою на рис. 5.13,є).

5.3.4 Механізм ерозійного зношування поверхні

Вивчення механізму зношування сплавів проводили за допомогою СЕМ на поперечних мікрошліфах безпосередньо біля зношеної поверхні зразків. Дослідження показало, що сплави У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ зношуються за різними механізмами, які, до того ж, варіюються в залежності від температури випробувань. Як впливає з рисунку 5.14, рельєф зношування сплавів утворено виступами й западинами, які періодично чередуються. Амплітуда рельєфу після випробування при 500 °С варіюється в межах: у сплаві У30Х25Н3С3 – 8...18 мкм (поверхня), 5...9 мкм (0,5 висоти), у сплаві 500Х40Н40С2РЦ – 20...23 мкм (поверхня), 10...12 мкм (0,5 висоти). Аналогічно для температури випробувань 800 °С: у сплаві У30Х25Н3С3 – 10...16 мкм (поверхня), 8...12 мкм (0,5 висоти), у сплаві 500Х40Н40С2РЦ – 18...20 мкм (поверхня), 15...18 мкм (0,5 висоти).

Як видно із рисунку 5.15, сплав У30Х25Н3С3 зношується при 500 °С за механізмом багатоциклового індентування, тобто утворенням ямок (заглиблень) із пластичним витісненням металу з поверхні під ударом абразивних часток. Порція металу, який витіснено, утворює виступ у вигляді «язиків» (див. рис. 5.15, в). При повторних деформаціях між виступом та основою виникає тріщина (показана стрілкою на рис. 5.15, в), розвиток якої призводить до сколювання виступу. Характерною особливістю зношування сплаву У30Х25Н3С3 є досить інтенсивна пластична деформація поверхневих шарів на глибину до 120...150 мкм. Разом із металевою матрицею деформуються й евтектичні карбіди, які, слідкуючи за матрицею, розгортаються в тангенційному напрямку вздовж поверхні. При цьому короткі та тонкі карбіди залишаються неушкодженими, у більш товстих та довгих включеннях утворюються тріщини (показано стрілкою на рис. 5.15, а). На місцях



а, г – 500 °С, поверхня; б, д – 500 °С, 0,5 висоти; в, е – 800 °С, поверхня;
ж - 800 °С, 0,5 висоти.

Рисунок 5.14 – Рельєф зношування на зразках сплаву У30Х25Н3С3 (а–в) і сплаву 500Х40Н40С2РЦ (г–ж).

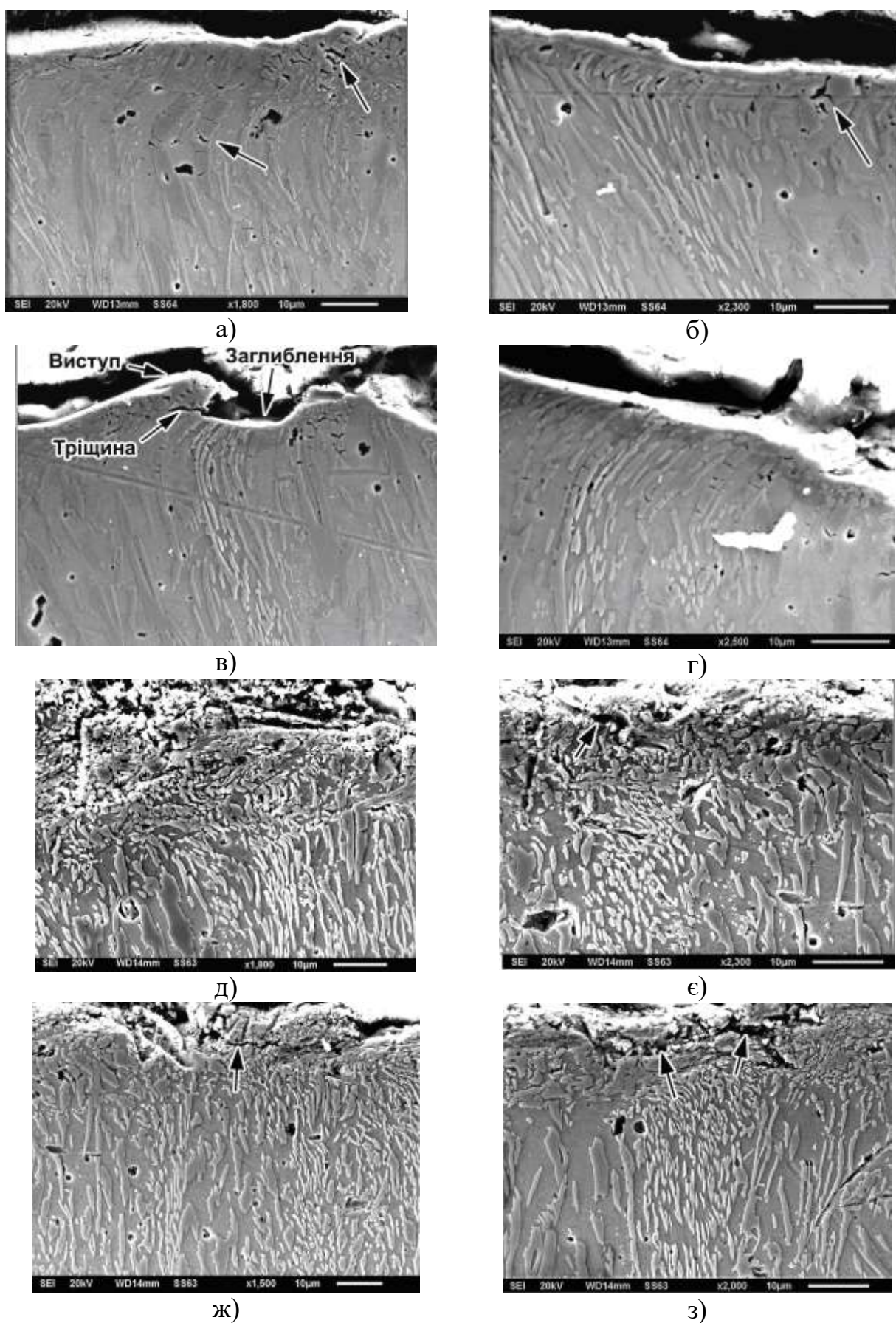


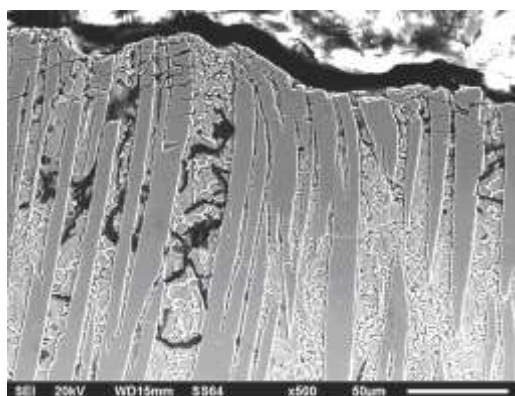
Рисунок 5.15 – Будова приповерхневих шарів сплаву У30Х25Н3С3 у зоні зношування: зразок № 1 (а, б, д, е), зразок № 2 (в, г, ж, з). Зношування при 500 °С (а–г), при 800 °С (д–з).

тріщин у карбідах виникають мікророзриви в матриці, які пришвидшують крихке відшарування мікроелементів поверхні. Слід зазначити, що в зразку № 2, який відповідає половині висоти покриття, унаслідок менших розмірів евтектичних карбідів тріщини в них не такі помітні й зустрічаються рідше, ніж у зразку № 1.

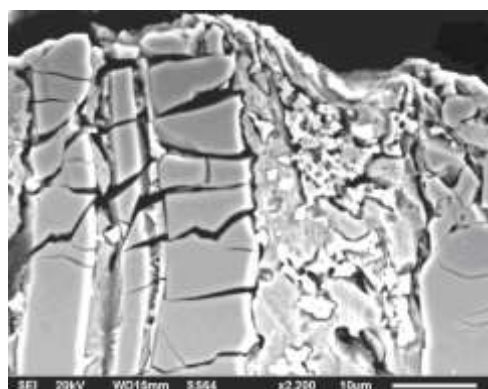
При підвищенні температури випробувань до 800 °С пластична деформація поверхні посилюється й поверхневі шари ущільнюються (див. рис. 5.15, д–з). Це призводить до утворення під самою поверхнею зони з підвищеною щільністю розташування евтектичних карбідів, які вигинаються в напрямку інтенсивної течії металу. Характерно, що при цьому тріщини в карбідах не утворюються, очевидно, унаслідок зростання пластичності самих карбідів при 800 °С. Таким чином, на поверхні під ударами абразиву переміщуються досить великі мікрооб'єкти металу; при переміщеннях шляхом розвитку мікротріщин (показані стрілками на рис. 5.15, є–з) втрачається зв'язок з основою, що призводить до відшарування мікрооб'єктів.

За механізмом ерозійного зношування при 500 °С сплав 500X40H40C2PЦ відрізняється від сплаву У30Х25Н3С3. Суттєвою відмінністю є малоцикловий характер зношування, оскільки руйнування поверхні відбувається, головним чином, через розтріскування та викришування первинних карбідів M_7C_3 (рис. 5.16, а–г).

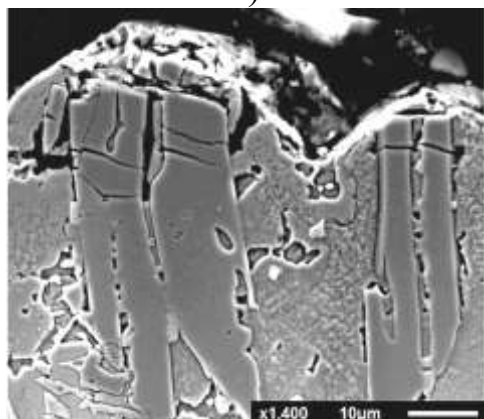
Як правило, великі карбідні включення розташовані перпендикулярно до поверхні, а тому при ударах абразивних частинок вони зазнають тиску в тангенційному напрямку. Крім того карбіди зазнають тиск від матричних прошарків, які під ударами абразиву деформуються й утворюють напливи, що тиснуть на карбіди. Унаслідок низької пластичності карбіди інтенсивно розтріскуються при вигинанні та при повторних ударах видаляються з поверхні. Тріщини в карбідах ініціюють вириви матричних ділянок, при цьому руйнуванню матриці сприяють включення пластинчатого графіту, які відіграють роль концентраторів напружень. Карбіди зазнають деформації на глибину до 50 мкм, про що свідчить наявність тріщин на значній відстані від поверхні. Розтріскування карбідів на видаленні від безпосередньої зони зношування сприяє релаксації мікронапруг у поверхневому шарі, проте, виходячи зі зношуванням на поверхню, карбіди вже перебувають у передзруйнованому стані з наявністю мікротріщин по границях із



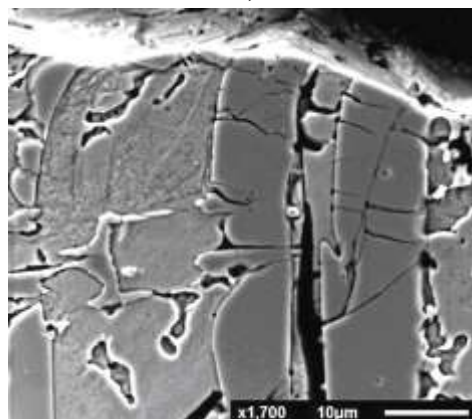
а)



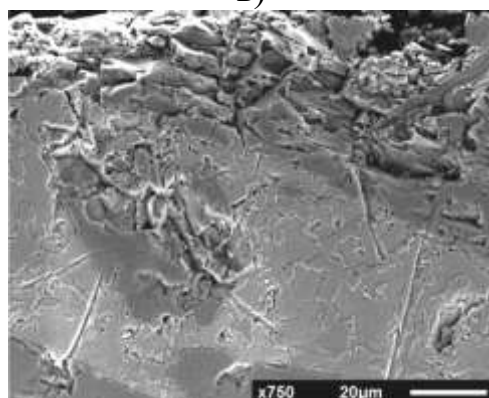
б)



в)



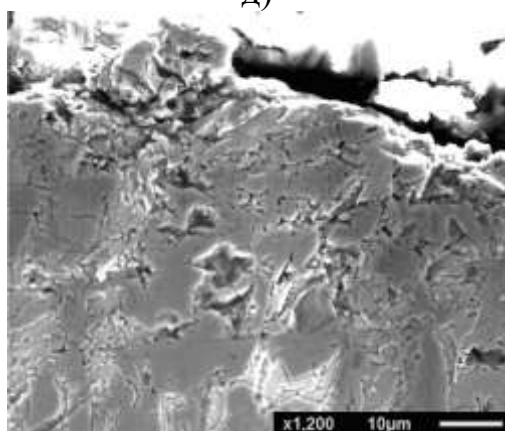
г)



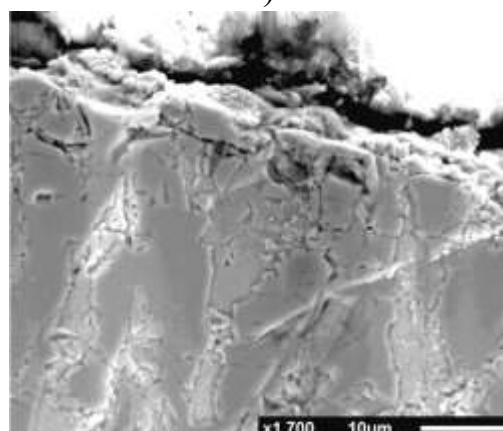
д)



е)



ж)



з)

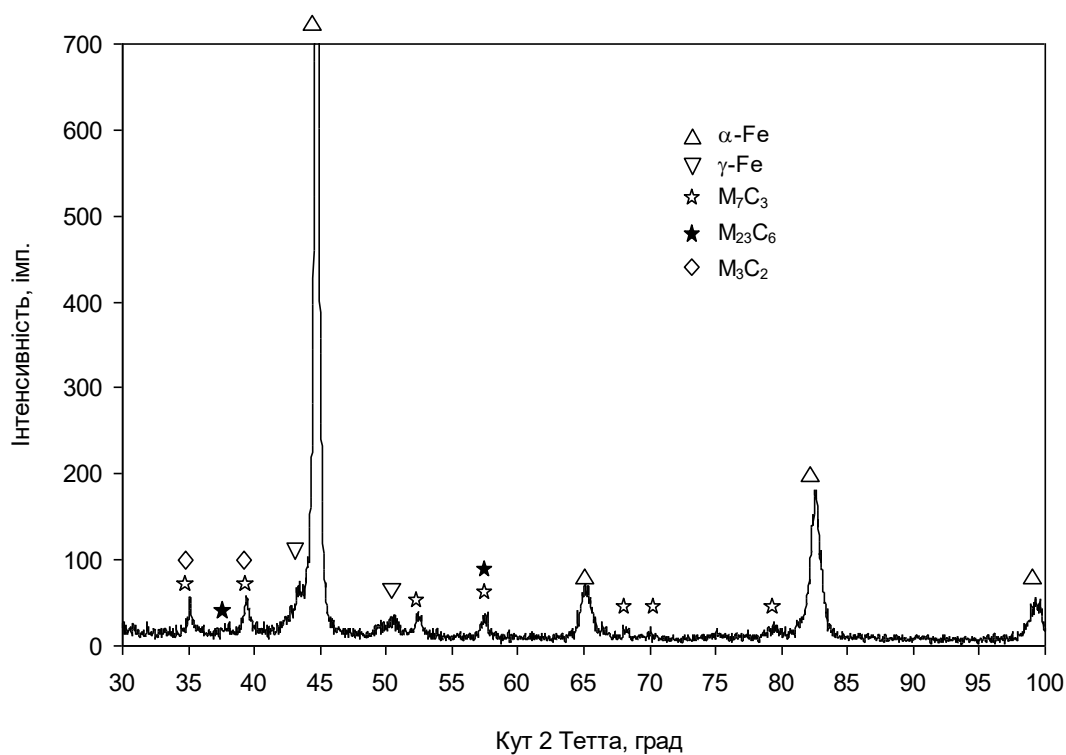
Рисунок 5.16 – Будова приповерхневих шарів у зоні ерозійного зношування сплаву 500X40H40C2PЦ: зразок № 1 (а, б, д, є), зразок № 2 (в, г, ж, з). Зношування при 500 °С (а–г), при 800 °С (д–з).

матрицею, тобто мають невисоку здатність протистояти ударам абразивних частинок. Дослідження показали, що в зразку № 2 (0,5 висоти) глибина поширення розтріскування в карбідах нижча, ніж у зразку № 1 (поверхня). Це вказує на те, що руйнування карбідів відбувалося в безпосередній близькості до поверхні, тобто під ударами абразиву. Отже, процес зношування в шарах на глибині в 0,5 висоти був більш енергоємним, що сприяло зниженню швидкості ерозії в порівнянні із поверхнею наплавлення.

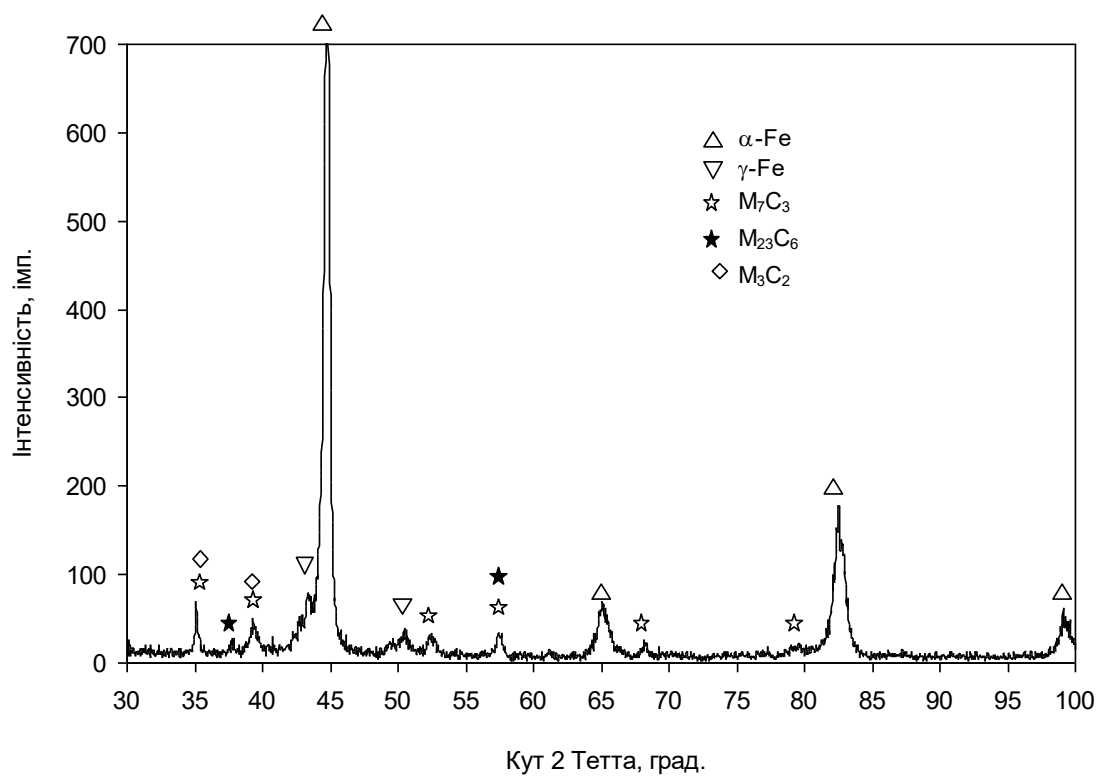
Аналіз поверхневих шарів зразків сплаву 500X40H40C2РЦ, випробуваних при 800 °С, показав, що на їх поверхні утворився дефектний шар, текстурований уздовж поверхні, з великою кількістю тріщин, із рельєфом подібним до каменеподібного зламу (див. рис. 5.16, д, є). Під ним щільно розташовані фрагменти первинних карбідів із мікротріщинами вздовж границь із матрицею. Можна припустити, що формування такої структури відбувалось унаслідок розм'якшення поверхні при 800 °С. Поверхня зазнавала інтенсивної деформації під ударами абразиву з переміщенням підповерхневих шарів у тангенційному напрямку. Це викликало руйнацію первинних карбідів на значну глибину та їх «перемішування» з прошарками матриці з появою мікротріщин по границях «карбід/матриця». Карбіди на поверхні викришувались не повністю, а частково утоплювались (шаржувались) у поверхню. Усе це призвело до утворення суцільного шару товщиною в ~20 мкм, який складається переважно з уламків карбідів. Відшарування (викришуванням) ділянок цього шару викликало залпове зношення зі значною втратою маси (див. рис. 5.16, є). Описані прояви зношування є більш вираженими в зразку № 1, тобто на поверхні наплавленого покриття, аніж у його середніх шарах.

5.3.5 Фазовий склад сплавів на зношеній поверхні

На рисунках 5.17 і 5.18 представлено дифрактограми, отримані зі зношеної поверхні сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ (зразки № 1). Як впливає з цих

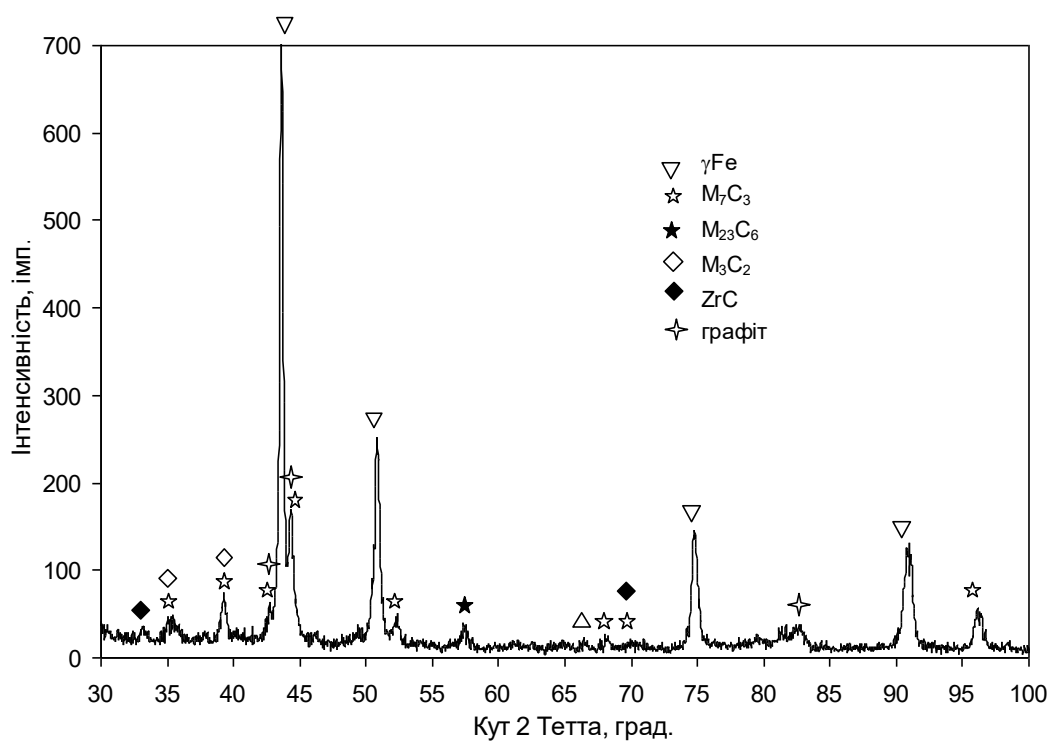


а)

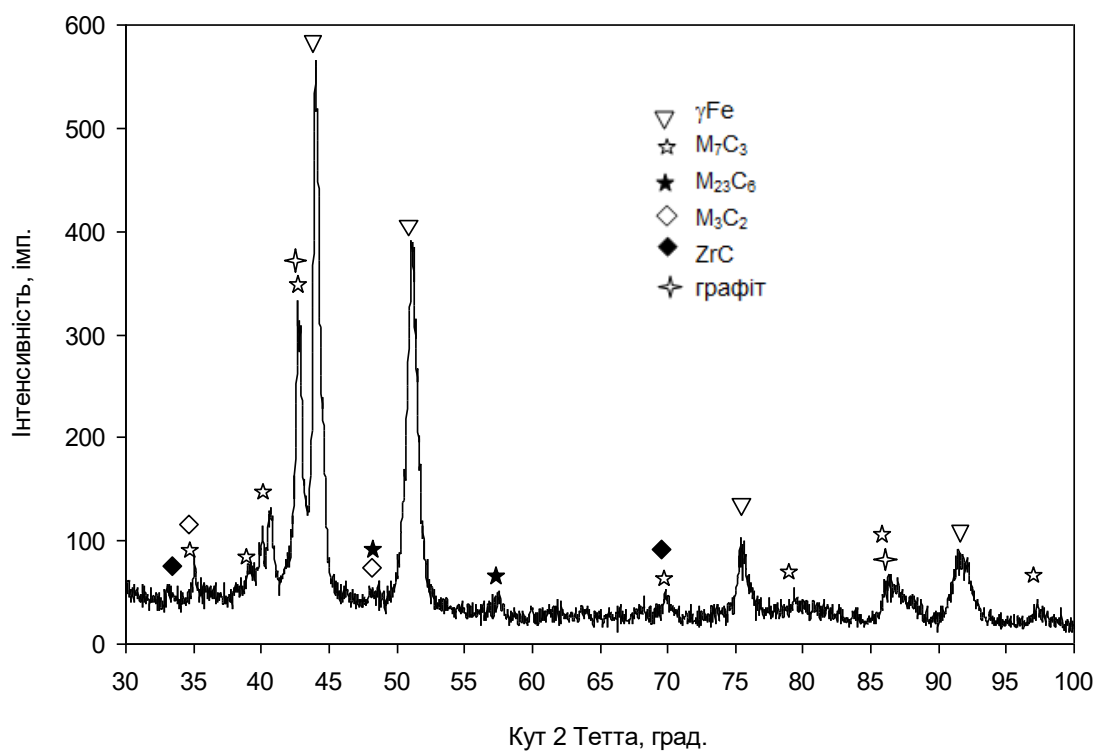


б)

Рисунок 5.17 – Дифрактограми зі зношеної поверхні сплаву У30Х25Н3С3 (зразок № 1) після випробувань при 500 °С (а) і 800 °С (б).



а)



б)

Рисунок 5.18 – Дифрактограми зі зношеної поверхні сплаву 500X40N40C2РЦ (зразок № 1) після випробувань при 500 °С (а) і 800 °С (б).

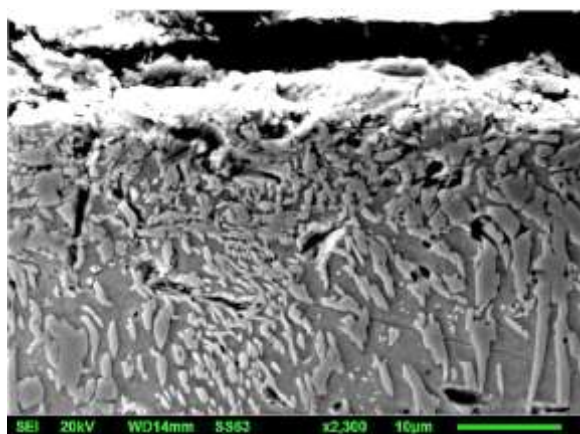
рисунків, характер кривих істотно не змінюється при переході від 500 °С до 800 °С. До фазових складових зразків сплаву У30Х25Н3С3 відносяться: αFe , γFe , карбіди M_7C_3 і M_{23}C_6 . Можлива також присутність карбіду M_3C_2 , але лінії цього карбіду збігаються з лініями карбіду M_7C_3 , що не дозволяє точно констатувати наявність M_3C_2 у структурі сплаву У30Х25Н3С3. Основною карбідною фазою є M_7C_3 . Звертає на себе увагу, що αFe є основною фазою матриці, яка є несподіваним, беручи до уваги наявність 3 % Ni у складі сплаву. Очевидно, утворення феритної матриці відбулось при нагріванні під час випробувань або при уповільненому охолодженні після випробувань.

На поверхні зношених зразків сплаву 500Х40Н40С2РЦ виявлено: γFe , карбіди M_7C_3 , M_{23}C_6 , ZrC , M_3C_2 (присутність останнього під питанням) і графіт. У зразку, зношеному при 800 °С, виявлено досить сильний дифракційний максимум при $2\theta \approx 83$ град., який можна віднести як до αFe , так і до графіту. Присутність невеликої кількості αFe у зразках підтверджується їх слабкою магнітністю.

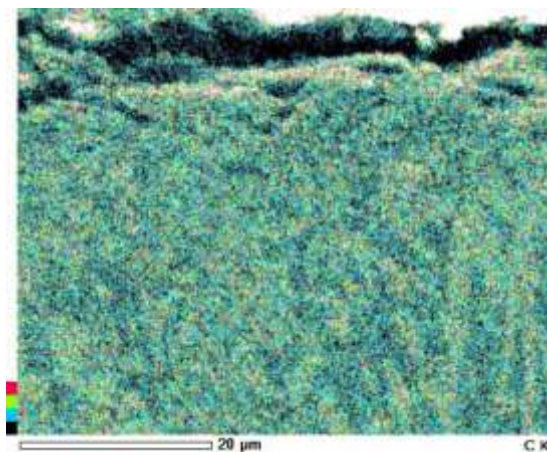
В обох сплавах відсутні ознаки наявності оксидів, які б могли утворитись при високотемпературній корозії впродовж випробувань.

5.3.6 Міжфазний розподіл хімічних елементів у приповерхневих шарах

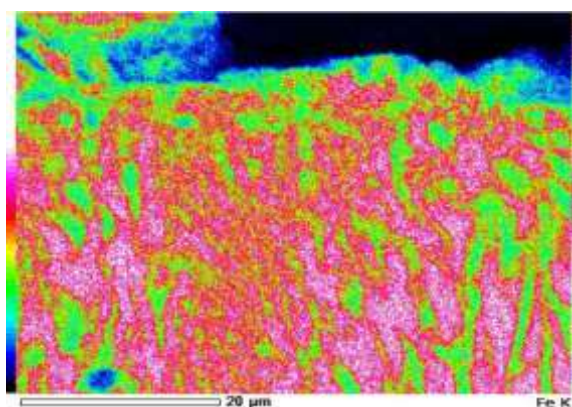
Міжфазний розподіл хімічних елементів (C, O, Si, Cr, Mn, Fe, Ni) у приповерхневій зоні сплаву У30Х25Н3С3, випробуваного при 800 °С, показано на рисунку 5.19. Видно, що евтектичні карбіди збагачені вуглецем, хромом та марганцем, але збіднені на залізо, кремній і нікель (відповідно, у матриці зафіксовано зворотній розподіл елементів). Як видно з рисунку 5.19 є, зношена поверхня збіднена киснем, тобто на ній відсутній товстий оксидний шар, який можна було б зафіксувати при EDS-дослідженні. Більш того, матриця приповерхневого шару збагачена хромом на глибину в 10...25 мкм шляхом дифузії хрому до поверхні для утворення тонкої захисної плівки Cr_2O_3 , яку не було виявлено при дослідженні,



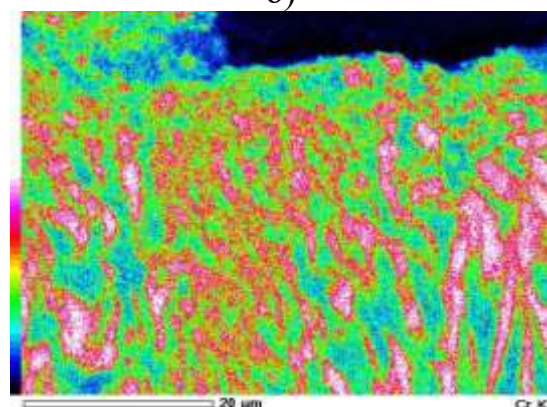
а)



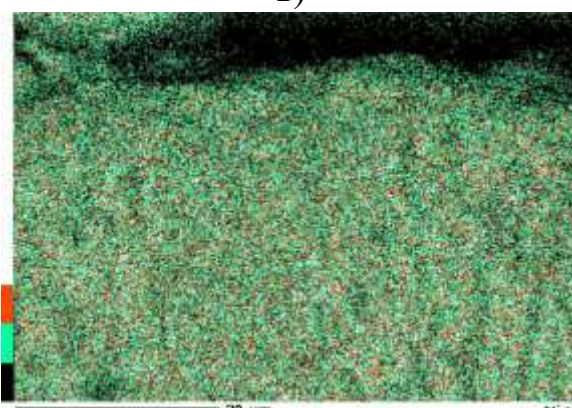
б)



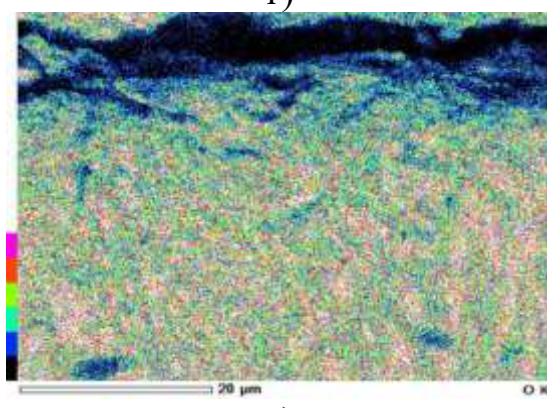
в)



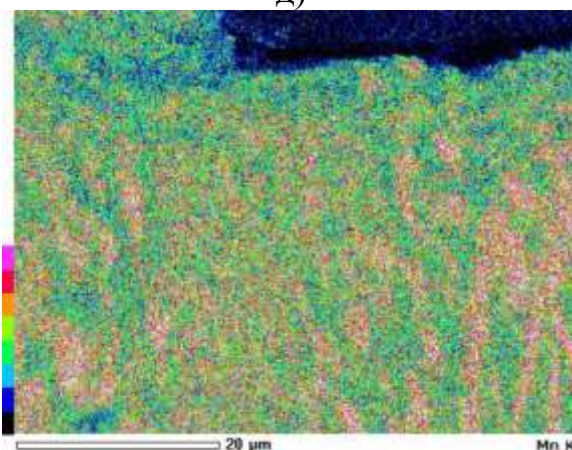
г)



д)



е)



ж)

а – SEI-зображення; б – С; в – Fe;
г – Cr; д – Ni; е – О; ж – Mn.

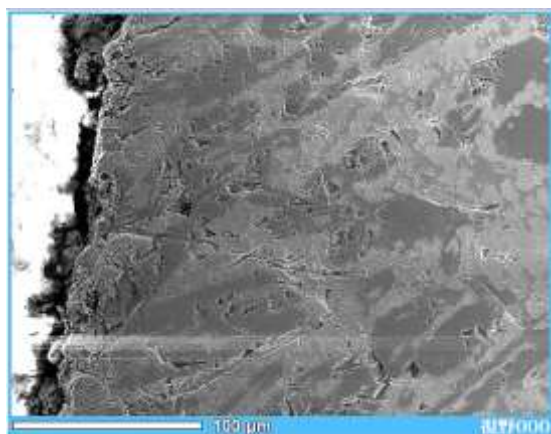
Рисунок 5.19 – Розподіл елементів біля зношеної поверхні сплаву У30Х25Н3С3 (зразок № 1, випробування при 800 °С).

але яка запобігла інтенсивному окисленню поверхні. Локальним мікроаналізом було встановлено, що на глибині 50 мкм від поверхні металева матриця вміщує $2,48 \pm 0,28$ % C; $5,24 \pm 0,53$ % Si; $10,38 \pm 0,87$ % Cr; $0,35 \pm 0,07$ % Mn; $2,01 \pm 0,36$ % Ni; $79,38 \pm 1,98$ % Fe.

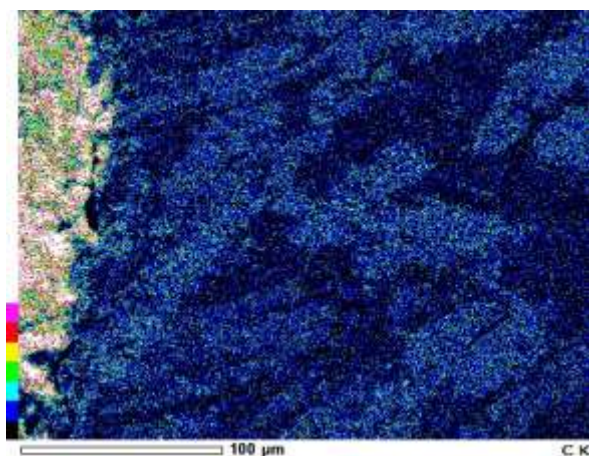
На EDS-мапі сплаву 500X40H40C2PЦ виявлено більш нерівномірний розподіл хрому між карбідами та матрицею, аніж у сплаві У30Х25Н3С3, причому матриця є дуже збідненою на хром (рис. 5.20, г). Зазначимо хімічну неоднорідність великих первинних карбідів: із рисунку 5.20 в...д видно що карбіди переважно мають високу концентрацію хрому й низький вміст заліза та нікелю. Але поряд з цими карбідами виявляються інші, такі ж самі за розмірами, карбідні включення, в яких різко підвищено вміст Fe і Ni, а вміст хрому, навпаки, знижено. Хімічний склад матриці сплаву 500X40H40C2PЦ на відстані приблизно 50 мкм від поверхні становив: $3,65 \pm 0,39$ % C; $2,17 \pm 0,43$ % Si; $4,01 \pm 0,39$ % Cr; $1,25 \pm 0,07$ % Mn; $74,64 \pm 2,98$ % Ni; $14,30 \pm 0,97$ % Fe.

На рисунку 5.20,ж зафіксовано присутність в структурі сплаву 500X40H40C2PЦ компактних карбідів ZrC, які ідентифікуються в рефлексі цирконію як білі точки. На зношеній поверхні не зафіксовано збагачення киснем, тобто на ній відсутня товста оксидна плівка. Відповідно до розподілу O і Cr, на вільній поверхні є тонкий оксидний шар, який захищає поверхню від інтенсивного окиснення під час випробування на ерозію.

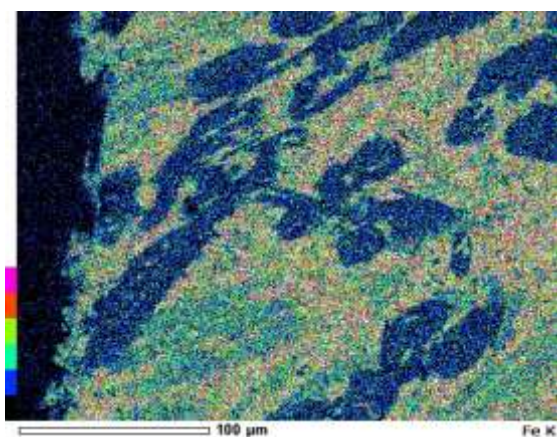
Отримані результати показали, що менш легований сплав У30Х25Н3С3, отриманий наплавленням порошковою стрічкою ПЛ АН-101, продемонстрував більш високий опір високотемпературному ерозійному зношуванню в порівнянні із високолегованим сплавом (ПЛ АН-111), який по суті є Cr-Ni композицією з домішками заліза. Незважаючи на те, що в обох сплавах наявні карбіди (переважно гексагональний карбід M_7C_3), їх мікроструктура досить суттєво різниться кількістю, розмірами та розподілом карбідних включень, а також наявністю (відсутністю) графітної фази.



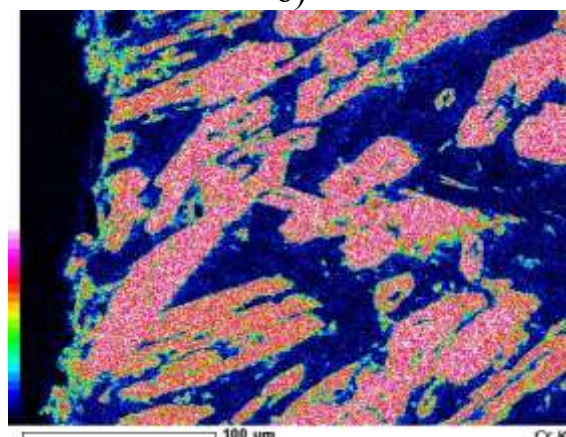
а)



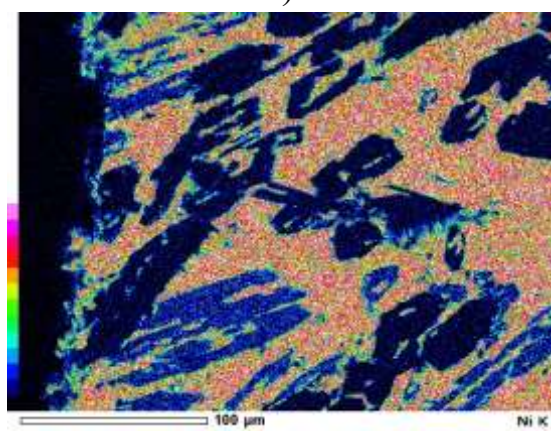
б)



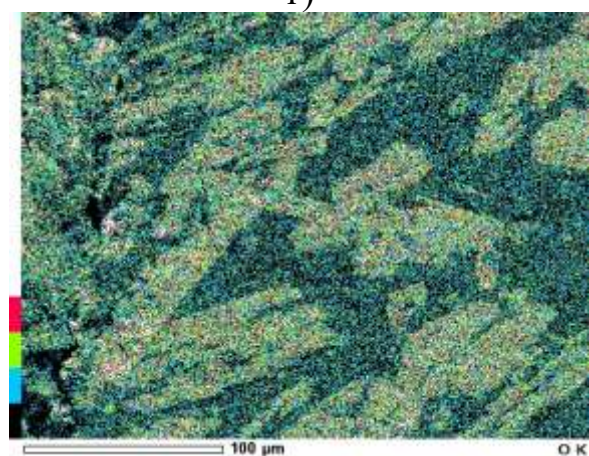
в)



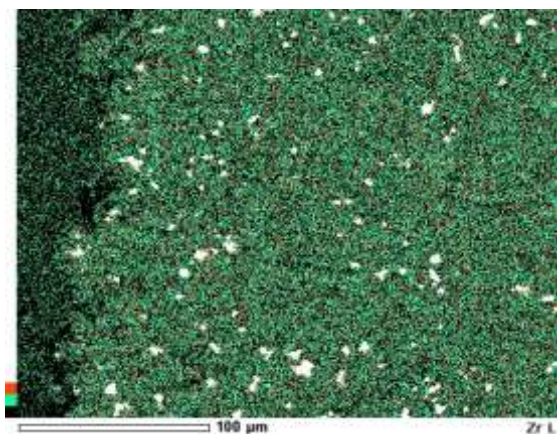
г)



д)



е)



ж)

а – SEI-зображення; б – C; в – Fe;
г – Cr; д – Ni; е – O; ж – Zr.

Рисунок 5.20 – Розподіл елементів біля зношеної поверхні сплаву 500X40N40C2PЦ (зразок № 1, випробування при 800 °C).

5.3.7 Обговорення результатів випробувань на високотемпературну ерозію

Відповідно до термодинамічного моделювання сплав $У30Х25Н3С3$ є заевтектичним та повинен вміщувати первинні карбіди $М_7С_3$. Однак, як показали дослідження, навіть при двошаровому наплавленні він має дисперсну евтектичну структуру без первинних карбідів (лише у верхніх шарах наплавлення спостерігається деяке збільшення евтектичних карбідів). Причиною цього, вочевидь, є суттєва відмінність термодинамічних умов кристалізації наплавлення (достатньо висока швидкість охолодження) від рівноважних умов, в яких можуть утворюватися первинні карбіди $М_7С_3$. Таким чином, в наплавленні утворюється карбідна псевдоевтектика, вміст вуглецю в якій перевищує рівноважний. Цьому сприяє відносно невелика різниця між вмістом вуглецю в сплаві й концентрацією вуглецю в евтектиці (~1,5 %), у той час як для сплаву $500Х40Н40С2РЦ$ вона значно більша (~3,6 %). Мабуть, завдяки останній обставині, сплав $500Х40Н40С2РЦ$, незважаючи на переохолодження при наплавленні, кристалізується в покритті в цілому згідно з результатами термодинамічного моделювання, тобто з утворенням великих первинних карбідів $М_7С_3$. Утім, при наплавленні в один шар без перекриття (тобто коли охолодження зварювальної ванни відбувається досить швидко) і в сплаві $500Х40Н40С2РЦ$ формується структура, близька до евтектичної (деякі евтектичні карбіди завдяки трохи більшим розмірам можуть ідентифікуватися як дрібні первинні включення). Тобто структура сплаву $500Х40Н40С2РЦ$ є більш чутливою до умов наплавлення, ніж у сплаві $У30Х25Н3С3$. Також суттєвою відмінністю досліджених сплавів є відсутність графіту в $У30Х25Н3С3$ і наявність його в $500Х40Н40С2РЦ$. Безумовно, це пов'язано з графітізуючим впливом нікелю, який становить майже половину від загальної маси сплаву $500Х40Н40С2РЦ$.

Указані мікроструктурні відмінності зумовили різні механізми ерозійного зношування сплавів. Якщо сплав $У30Х25Н3С3$ зношувався при 500 °С за енер-

говмісним полідеформаційним механізмом, то сплав 500X40H40C2PЦ руйнувався за малоцикловим механізмом розтріскування й викришування первинних карбідів, який споживає значно менше енергії. Також на стійкість сплаву 500X40H40C2PЦ негативний впливав пластинчастий графіт, який прискорював сколювання міжкарбідних матричних прошарків після руйнації первинних карбідів. Натомість, у сплаві У30Х25Н3С3 при нагріванні виділялись вторинні карбіди, які забезпечували дисперсійне зміцнення матриці, тобто зменшували глибину індентування поверхні абразивними частками.

В умовах випробувань при 800 °С загальні риси механізмів зношування зберігаються, але збільшується масштаб руйнувань, оскільки завдяки розм'якшенню матриці на поверхні утворюється дефектний шар із підвищеною кількістю деформованих (або подрібнених) карбідів. У сплаві У30Х25Н3С3 цей шар є менш дефектним, оскільки вміщує, в основному, деформовані евтектичні карбіди; руйнування шару відбувається шляхом розвитку тріщини між ним і менш деформованою основою. У сплаві 500X40H40C2PЦ цей шар більш товстий, він складається з уламків первинних карбідів, погано зв'язаних з матрицею; руйнування відбувається сколюванням на значну глибину з одночасним утворенням і розвитком численних мікротріщин.

Результатом указаних розбіжностей у механізмах зношування з'явилась перевага сплаву У30Х25Н3С3 в ерозійній стійкості при обох температурах випробувань. Ця різниця збільшується з просуванням від поверхні до половини висоти покриття. Загалом, середній шар покриття зношується з меншою швидкістю, аніж його поверхня, що пов'язано з загальним подрібненням карбідів (евтектичних в У30Х25Н3С3 і первинних у 500X40H40C2PЦ) у цьому шарі. Утім, у сплаві 500X40H40C2PЦ первинні карбіди спостерігаються й у середньому шарі, отже, тут спостерігається той самий механізм зношування (розтріскування/викришування карбідів), тільки уповільнений завдяки менш інтенсивному розтріскуванню карбідних включень.

Аналіз результатів показав, що до чинників, які підвищують високотемпературну абразивно-ерозійну стійкість Fe-Cr-Ni-C сплавів, відносяться: а) підви-

щення об'ємної частки евтектичної складової з відповідним зменшенням частки надлишкових фаз (аустенітних дендритів, первинних карбідів); б) подрібнення карбідів (евтектичних і первинних); в) виділення дисперсних вторинних карбідів у матричних ділянках. До факторів, що погіршують ерозійну стійкість Fe-Cr-Ni-C сплавів, можна віднести: а) наявність у структурі первинних карбідів та їх укрупнення; б) наявність графіту.

Оскільки високотемпературний нагрів при зношуванні спричиняє додаткове руйнування поверхні внаслідок корозії, при виборі сплаву необхідно також приймати до уваги й рівень його окалиностійкості. Результати випробувань на зношування показали (див. рис. 5.3), що незважаючи на 1,6-разову перевагу в загальному вмісті хрому, сплав 500X40H40C2РЦ поступається сплаву У30Х25Н3С3 у стійкості до високотемпературного окиснення. Це пояснюється різницею в хімічному складі матриці сплавів. По-перше, матриця сплаву У30Х25Н3С3 вміщує достатню кількість хрому, щоб утворити захисну плівку з участю оксиду Cr_2O_3 . По-друге, матриця сплаву У30Х25Н3С3 вміщує більше 5 % кремнію, який також підвищує окалиностійкість сплаву. На відміну від У30Х25Н3С3, матриця сплаву 500Х40Н40С2РЦ суттєво збіднена по хрому у зв'язку із його зв'язуванням в карбідах: як впливає із результатів EDS-аналізу, вміст хрому в матриці сплаву 500Х40Н40С2РЦ у два рази нижчий, аніж у У30Х25Н3С3. Крім того, вміст кремнію в матриці сплаву 500Х40Н40С2РЦ є також вдвічі нижчим. Все це ускладнює формування захисної плівки на поверхні сплаву 500Х40Н40С2РЦ, що призводить до його досить інтенсивного окислення за температур вище 700 °С. Утім, у сплаві 500Х40Н40С2РЦ матриця вміщує велику кількість нікелю (вище 70 %), що підтримує його окалиностійкість на високому рівні при температурах до 700 °С.

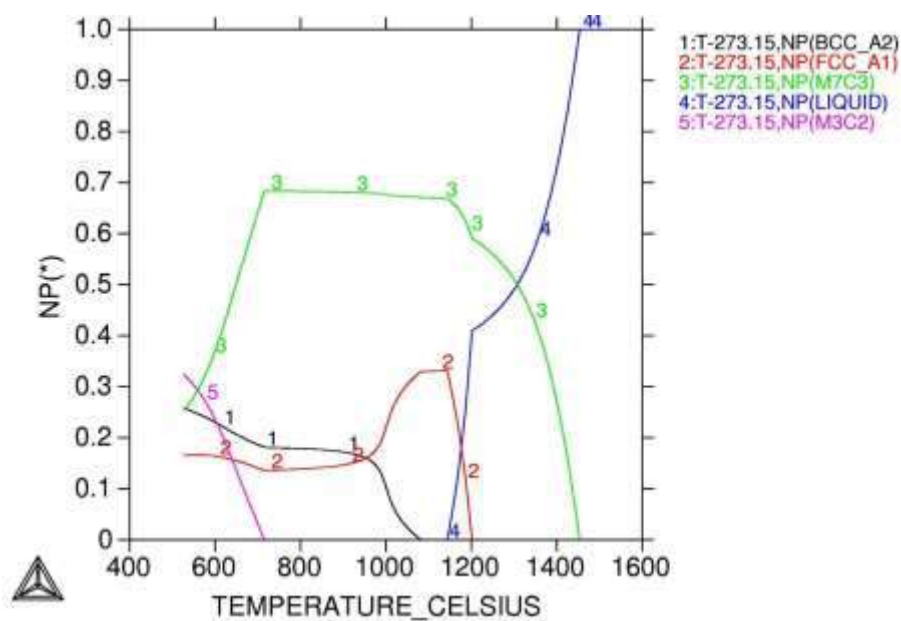
Таким чином, присутність 40 % нікелю і 40 % хрому не забезпечують сплав 500Х40Н40С2РЦ переваги перед менш легованим (тобто більш дешевим) сплавом У30Х25Н3С3, що вказує на низьку ефективність використання першого в умовах високотемпературного ерозійного зношування. Більш того, наявність такого високого вмісту нікелю в сукупності із 5 % С робить сплав

500X40H40C2PЦ схильним до графітизації, що погіршує його ерозійну зносостійкість. У зв'язку з цим виникає потреба у коригуванні вмісту нікелю в порошковій стрічці ПЛ АН-111 в напрямку її зменшення.

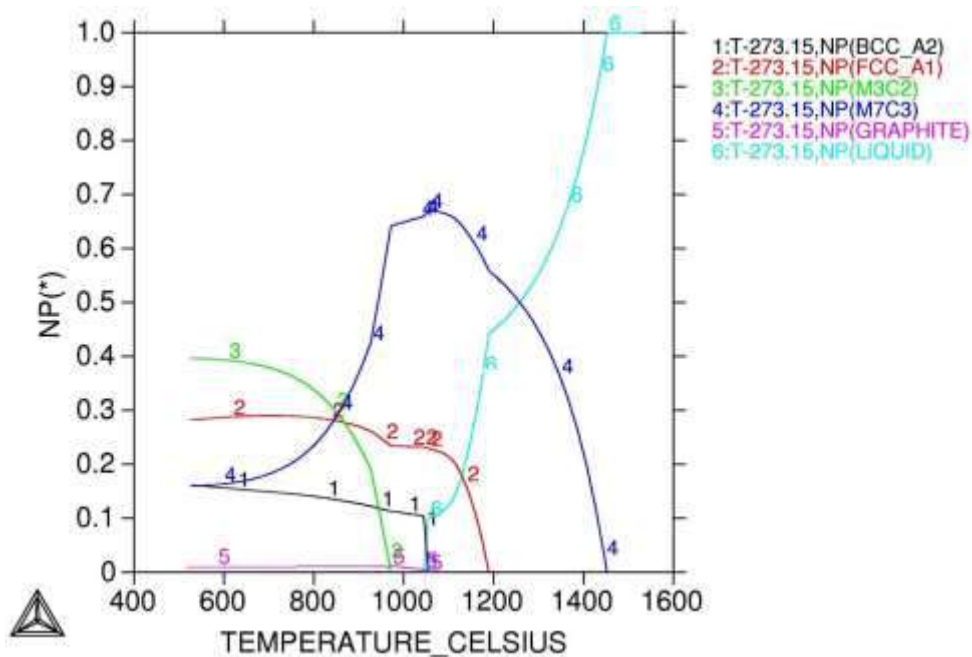
Для визначення допустимої межі концентрації вмісту використали термодинамічне моделювання за допомогою програмного продукту «Thermo-Calc». Виходили з того, що за рівноважних умов у сплаві 500X40H40C2PЦ графіт відсутній (див. рис. 3.3). При збільшенні вмісту вуглецю до 5,2...5,5 % він з'являється в структурі сплаву, тобто в місцях наплавленого шару, локально збагачених вуглецем до 5,5 % можливо утворення графітної фази. У зв'язку з цим розраховували фазовий склад сплаву, що вміщує 5,5 % С, 40 % Cr, 2 % Si, 1 % Mn, варіюючи при цьому вмістом нікелю. Результати частково представлені на рисунку 5.21 у вигляді зміни фазового складу сплаву в залежності від температури. За цими даними побудовано графіки, представлені на рисунку 5.22.

З рисунків 5.21 і 5.22 випливає, що за наявності 5,5 % С графіт відсутній в фазовому складі сплаву, якщо вміст нікелю не перевищує 13 % (див. рис. 5.21, а). Вже за 14 % Ni у сплаві з'являється невелика кількість графіту (0,5 мол. %), який виділяється при 800 °С паралельно із $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворенням (див. рис. 5.21, б). Із збільшенням концентрації нікелю молярна доля графіту поступово зростає до 5 мол. %, а температура його утворення зміщується вгору до інтервалу евтектичного перетворення (до 1250 °С).

Наведені данні дозволяють зробити рекомендації щодо коригування вмісту нікелю в порошковій стрічці ПЛ АН-111. З метою запобігання утворення графіту та з урахуванням неоднорідності шихти за вмістом вуглецю, що може призводити до локального збагачення сплаву вуглецем до 5,5 %, концентрація нікелю не повинна перевищувати 13...14 %. Таке коригування не тільки покращить стан мікроструктури наплавленого покриття, але й суттєво здешевить наплавний матеріал, тобто зробить його використання більш економічно доцільним.



a)



б)

Рисунок 5.21 – Зміна фазового складу (в молярних частках) сплаву Fe – 5,5% C – 40 % Cr – 2 % Si – 1 % Mn залежно від температури при 11 % Ni (a) і 24 % Ni (б) («Thermo-Calc Software»).

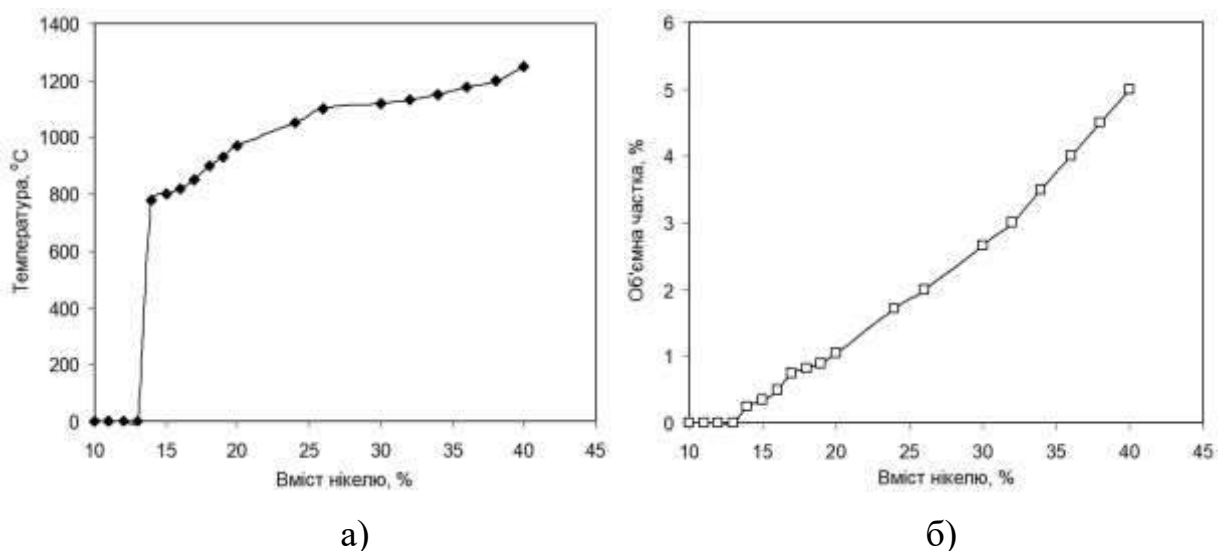


Рисунок 5.22 – Вплив вмісту нікелю на температуру утворення (а) та молярну долю (б) графіту в сплавi Fe – 5,5% С – 40 % Cr – 2 % Si – 1 % Mn.

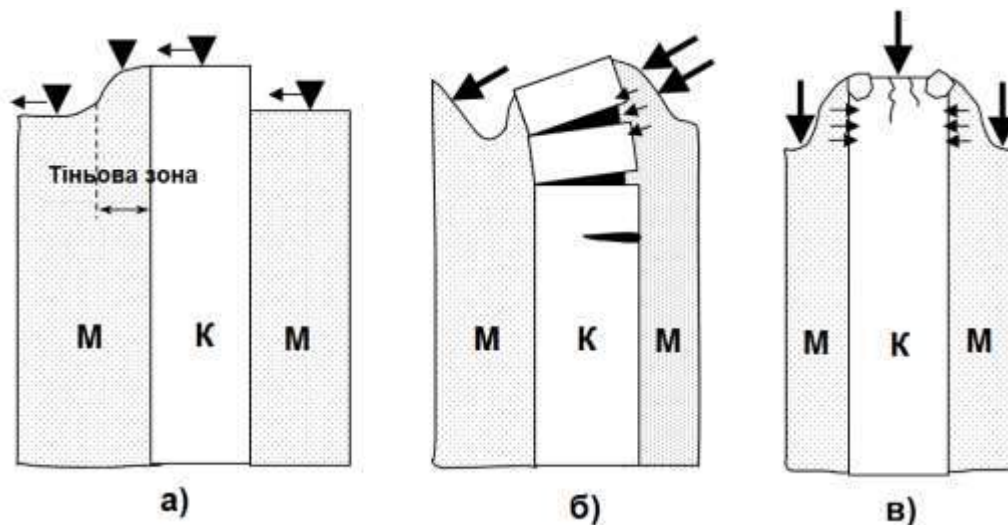
5.4 Рекомендації з використання зносостійких покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111

Беручи до уваги характер мікроструктури та особливості зношування покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ-111, можна зробити висновки стосовно доцільності їх використання в різних умовах зношування.

Покриття сплаву У30Х25Н3С3, що утворюється при наплавленні стрічкою ПЛ АН-101, має евтектичну будову із дрібними карбідними включеннями, розподіленими у в'язкий аустенітній матриці, тобто являє собою природний композит. Завдяки перевагам композиційної будови, така структура може протистояти абразивним часткам при різних кутах атаки, оскільки карбіди мають змогу наслідувати деформацію матриці без суттєвого руйнування. Це було зафіксовано при випробуваннях на абразивну ерозію та пояснює високу ерозійну стійкість сплаву У30Х25Н3С3.

Наплавлений сплав 500Х40Н40С2РЦ характеризується наявністю великих первинних карбідів, орієнтованих нормально щодо поверхні. Залежно від кута

атаки (α) абразивних частинок характер руйнування поверхні сплаву може змінюватися (рис. 5.23). При ковзанні частинок вздовж поверхні ($\alpha=90^\circ$) абразив буде зношувати м'яку матрицю в більше, ніж твердий карбід. Унаслідок цього за карбідом утвориться «тіньова зона» пониженого зношення матриці, на якій буде відбуватися поступове заглиблення частки в матрицю [187] (див. рис. 5.23, а). У такому випадку підвищення об'ємної частки карбідів буде сприяти підвищенню об'єму «тіньової зони», тобто зменшенню загального зношення сплаву.



а — $\alpha=0^\circ$; б — боковий удар; в — $\alpha=90^\circ$.

Рисунок 5.23 – Схема руйнування первинних карбідів при різних кутах атаки абразиву (α).

При кутах атаки, проміжних між 0° та 90° (тобто у випадку бокового удару), абразивні частинки будуть активно деформувати матричні прошарки. Переміщення матричних мікрооб'ємів призведе до появи бокових сил, які будуть викликати згинання карбідних стрижнів. Це призведе до розтріскування карбідів з подальшим сколюванням і викришуванням уламків з поверхні (чому сприятиме присутність графітних включень у матричних ділянках). Саме такий механізм взаємодії «абразив/карбід» зумовлює пониженою зносостійкість сплаву 500X40H40C2РЦ в умовах абразивної ерозії із $\alpha=30^\circ$. Якщо абразив буде контактувати з поверхнею при кутах, близьких до 90° , то згинання карбідів може не відбуватись унаслідок підтримувальних бокових сил, які виникнуть при дефор-

муванні матричних прошарків по обидва боки карбіду. У цьому випадку карбіди будуть руйнуватися лише безпосередньо в зоні контакту з абразивом шляхом утворення мікротріщин та відколювання мікрочасток. Можна вважати, що такий механізм зношування є більш прийнятним у порівнянні з попереднім, а тому проводитиме до меншого зношення.

При визначенні доцільності використання сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ в умовах високої температури слід також враховувати їх опір високотемпературній корозії. Як видно з рисунку 5.3, в температурному інтервалі до 700 °С включно обидва сплави мають високий опір окиснюванню. Починаючи з 750 °С, з'являється різниця в стійкості сплавів на користь У30Х25Н3С3, яка різниця збільшується зі зростанням температури, особливо в діапазоні вище за 800 °С. Це пояснюється різним вмістом хрому в матриці сплавів, що було зафіксовано EDS-дослідженнями: унаслідок більш високого вмісту вуглецю матриця сплаву 500Х40Н40С2РЦ є збідненою на хром, який в основному є зосередженим у численних карбідах $(\text{Cr}, \text{Fe}, \text{Ni})_7\text{C}_3$. В умовах випробувань на ерозійне зношування впродовж 6 год. при 800 °С в обох сплавах втрата маси від механічної взаємодії з абразивом набагато перевищувала швидкість окиснення поверхні. Утім, у реальних умовах експлуатації щільність абразивних частинок може бути не такою великою, що зменшить механічну складову зношування, натомість більший внесок в деградацію поверхні вноситиме високотемпературне окиснення (особливо з урахуванням значної тривалості міжремонтного циклу для наплавлених поверхонь).

З урахуванням вищесказаного можна зробити такі рекомендації щодо сфери використання зносостійких покриттів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111. В умовах високотемпературного зношування при 500...950 °С при різних кутах атаки абразиву найбільш ефективним є використання сплаву У30Х25Н3С3. Крім більш високої зносостійкості, цей сплав має меншу вартість у порівнянні зі сплавом 500Х40Н40С2РЦ.

Сплав 500Х40Н40С2РЦ рекомендується використовувати при температурах не вище за 700 °С при кутах атаки абразиву близьких до нуля або до 90 градусів. У першому випадку сплав 500Х40Н40С2РЦ може мати більш високу зносостій-

кість, аніж У30Х25Н3С3 завдяки підвищеній об'ємній частці карбідної фази та ефекту «тіньової зони».

5.5 Вплив термічної обробки на гарячу міцність сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ

Термічна обробка є важливим резервом підвищення зносостійкості сталей і сплавів. Для умов високотемпературного зношування вплив термічної обробки може бути нівельований шляхом фазово-структурних перетворень, які відбуваються в сплавах при підвищенні температури (наприклад, розпад мартенситу). Однак, як показали наведені вище результати, термічна обробка може бути корисною для підвищення зносостійкості наплавлених хромонікелевих покриттів при високих температурах. Мова йде про зафіксовану в структурі сплаву У30Х25Н3С3 появу вторинних карбідів у процесі випробувань на ерозійне зношування при 800 °С. Як показано в роботі [124], вторинні карбіди значно підвищують гарячу міцність матриці в Cr-V-Mn-Ni чавуні, чим сприяють зростанню зносостійкості в умовах ерозії корундовим абразивом при 900 °С. Підвищення зносостійкості зумовлено зменшенням глибини впровадження абразивної частинки, тобто вторинні карбіди обмежують здатність аустеніту до інтенсивної пластичної деформації в контакті з абразивом (вони також сприяють перерозподілу навантаження й зменшенню пікових навантажень). При достатньо високих температурах випробувань (в аустенітному інтервалі температур) тільки дисперсні включення (карбідів, боридів, інтерметалідів тощо) можуть забезпечити підвищений рівень міцності матриці. Таким чином, проведення додаткової термічної обробки, яка б забезпечила формування вторинних карбідів, може бути доцільним для підвищення високотемпературної зносостійкості наплавленого покриття.

Як правило, для виділення вторинних карбідів із аустеніту проводять деаглютуючу термічну обробку, тобто витримку в області температур підвищеної

дифузійної рухливості атомів карбідоутворювальних елементів. Для високохромистих чавунів ця обробка включає нагрівання до температур вище за 800 °C та витримку не менше 2 год. [44-48]. Передумовою для формування вторинних карбідів є певне насичення аустеніту легуючим елементом. Як показано в розділі 3, у металевій матриці сплаву У30Х25Н3С3, наплавленого в один шар, розчинено 13...14 % хрому, що є достатнім для утворення вторинної карбідної фази. У матриці сплаву 500Х40Н40С2РЦ, наплавленого в один шар, вміст хрому є нижчим: він зменшується від 9...11 % на половині висоти валика до 6...7 % в його верхніх шарах (див. табл. 4.2). Становило інтерес дослідити як можливість формування вторинних карбідів при термічній обробці, так і вплив цього процесу на гарячу твердість указаних сплавів.

Дослідження цих питань проводили із використанням повного факторного експерименту 3^2 , методика якого детально описана в [129]. Її основні положення представлені в розділі 2. ПФЕ 3^2 передбачає виконання дев'яти експериментів. Два незалежні фактори - температуру (X_1) і тривалість витримки (X_2) - варіювали на трьох однаково віддалених рівнях: 800, 950, 1050 °C і 1, 3, 5 год., відповідно. Рівні варіювання факторів (F_i) і кодованих змінних (x_i , z_i) наведені в табл. 5.1, матриця експерименту в кодованому вигляді представлена в табл. 2.3.

Зразки для дослідження розмірами в 5x10x10 мм були вирізані зі зразків № 1, які раніш проходили випробування на ерозійне зношування. Термічну обробку виконували в лабораторній печі під шаром відпрацьованого карбюризатора; після завершення витримки зразки охолоджували на повітрі. Після завершення термообробки проводили мікроструктурний аналіз зразків, після чого виконували випробування на твердість при кімнатній та підвищених (500, 650, 800 °C) температурах (методика описана в розділі 2).

Зразки для дослідження розмірами в 5x10x10 мм були вирізані зі зразків № 1, які раніш проходили випробування на ерозійне зношування. Термічну обробку виконували в лабораторній печі під шаром відпрацьованого карбюризатора; після завершення витримки зразки охолоджували на повітрі. Після завершення термообробки проводили мікроструктурний аналіз зразків, після чого виконували

ли випробування на твердість при кімнатній та підвищених (500, 650, 800 °С) температурах (методика описана в розділі 2).

Таблиця 5.1 – Рівні варіювання факторів і змінних при проведенні ПФЕ 3²

з/ п	Фактор (X _i)	Значення фактору	Рівні фактору (F _i)	Кодовані змінні		Формули переходу від натуральних змінних (X _i) до кодованих (x _i , z _i)
				x _i	z _i	
1	Темпера- тура, °С (X ₁)	850	0	-1	1	$x_1 = (X_1 - 950)/100$ $z_1 = 3(x_1^2 - 2/3)$
		950	1	0	-2	
		1050	2	1	1	
2	Тривалість витримки, год (X ₂)	1	0	-1	1	$x_2 = (X_2 - 3)/2$ $z_2 = 3(x_2^2 - 2/3)$
		3	1	0	-2	
		5	2	1	1	

Як відправну точку спочатку визначили вихідну (до термообробки) твердість сплавів. Як випливає з рисунку 5.24, при кімнатній температурі сплави 500X40N40C2РЦ і У30Х25Н3С3 мають приблизно однакову твердість – 610 НV і 590 НV, відповідно. Зі зростанням температури зразка твердість сплавів монотонно знижується до 430...490 НV при 500 °С і 310...375 НV при 600 °С. При випробуваннях у нагрітому стані сплав 500X40N40C2РЦ має перевагу перед У30Х25Н3С3: при 500 °С – на 60 НV, при 650 °С – на 65 НV. Твердість при 800 °С визначити не вдалось, оскільки у зв'язку з її різким зниженням значення опинились за межами вимірювання прибором Роквелла.

Сплави було піддано термічній обробці згідно з режимами, наведеними в таблиці 5.2. На рисунку 5.25 представлені значення твердості термооброблених сплавів, визначені при кімнатній температурі. Як видно, витримка при 850 °С і 950 °С упродовж 1...3 год. практично не змінила вихідної твердості сплавів; витримка впродовж 5 год. призвела до незначного зниження твердості на 15...25 НV. Підвищення температури обробки до 1050 °С викликало більш різке зниження твердості починаючи вже після 1 год. витримки. При подальшій ви-

тримці твердість монотонно знизилась до 495 HV (сплав У30Х25Н3С3) і більш істотно – до 465 HV (у сплаві 500Х40Н40С2РЦ). Таким чином, вплив високотемпературної витримки на твердість досліджених сплавів виявився значно відмінним від такого для більшості високохромистих чавунів, де зазвичай фіксується приріст твердості відносно вихідного стану.

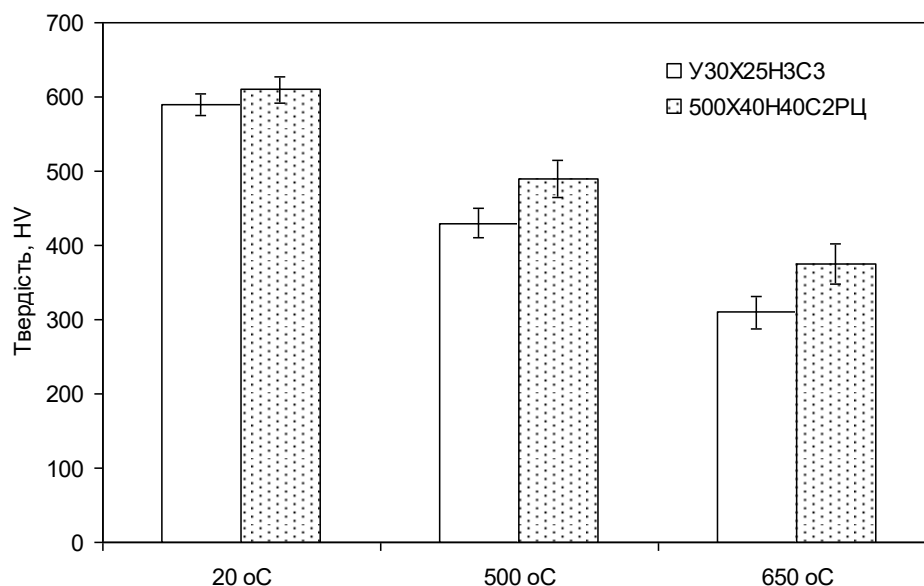


Рисунок 5.24 Твердість сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ у вихідному стані (до термообробки) за різних температур випробувань.

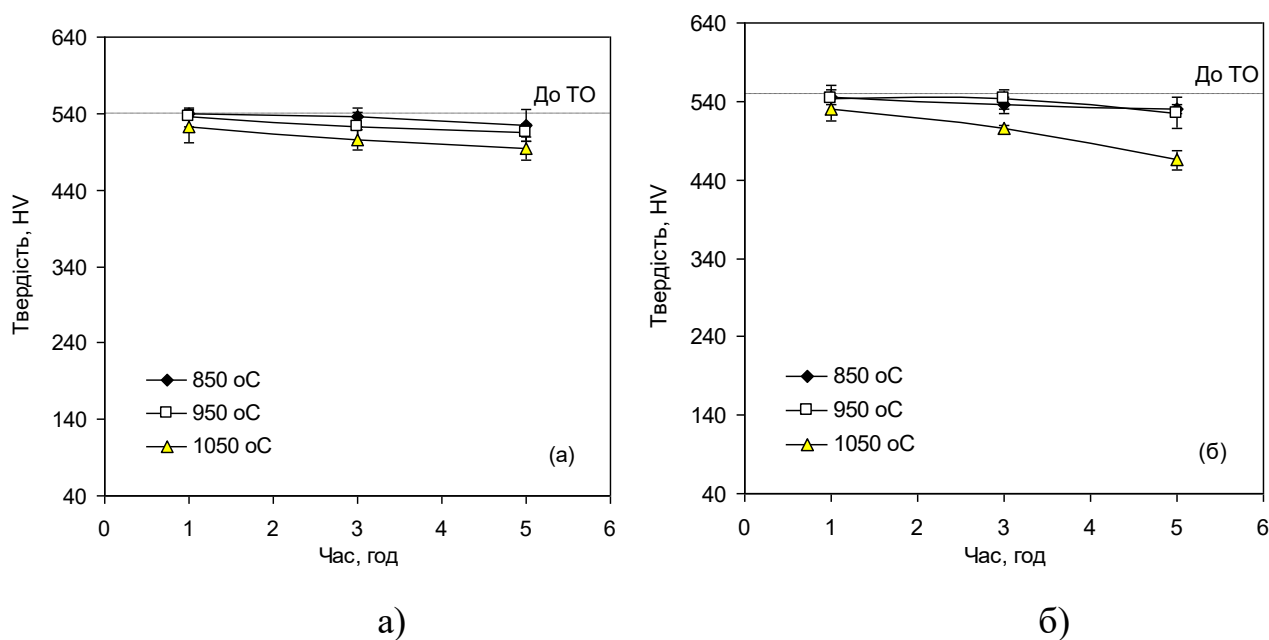


Рисунок 5.25 – Вплив тривалості витримки при термічній обробці на твердість сплавів У30Х25Н3С3 (а) і 500Х40Н40С2РЦ (б) при кімнатній температурі.

Указана тенденція змінилась на протилежну в разі вимірювання гарячої твердості сплавів. Як видно з рисунків 5.26 і 5.27, термообробка з витримкою при 850 °C і 950 °C призвела до збільшення гарячої твердості сплавів при 500 °C і 650 °C.

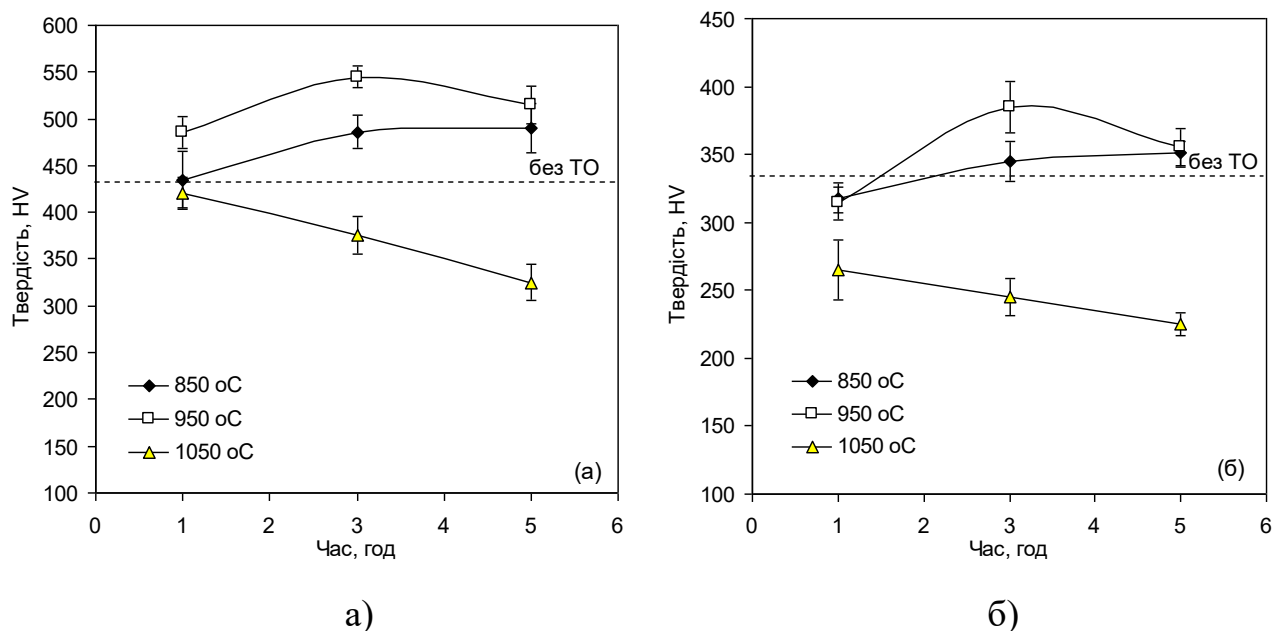


Рисунок 5.26 – Вплив тривалості витримки при різних температурах на гарячу твердість сплаву У30Х25Н3С3 при 500 °C (а) і 650 °C (б).

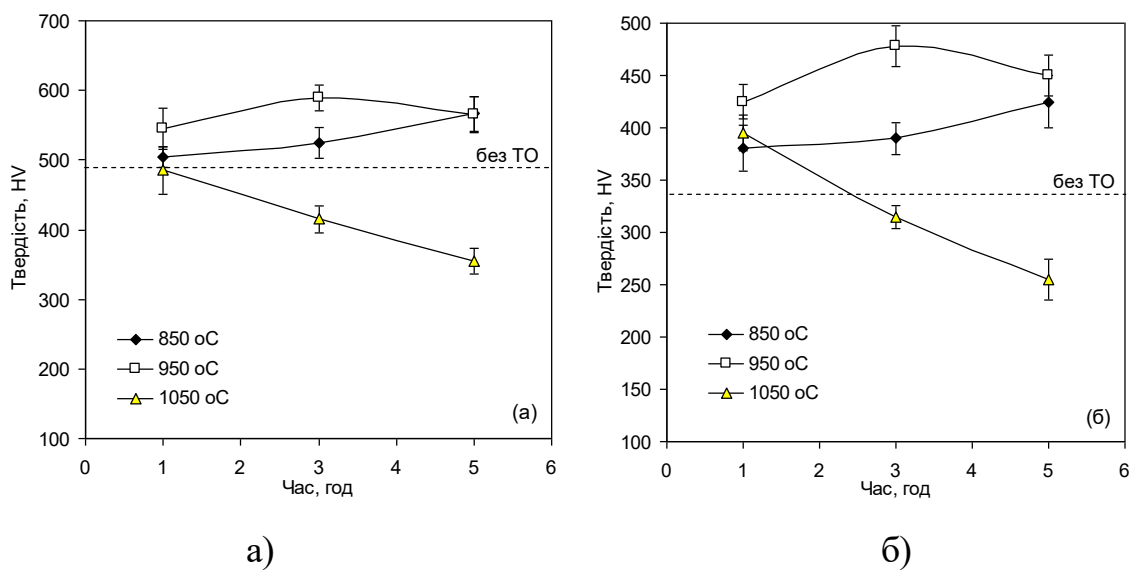


Рисунок 5.27 – Вплив тривалості витримки при різних температурах на гарячу твердість сплаву 500Х40Н40С2РЦ при 500 °C (а) і 650 °C (б).

У той же час термообробка із витримкою при 1050 °С викликала зниження гарячої твердості. Для обох сплавів простежуються однакові тенденції зміни гарячої твердості в залежності від режиму термообробки: а) монотонне підвищення зі збільшенням витримки при 850 °С; б) монотонне зниження зі збільшенням витримки при 1050 °С; в) екстремальний характер зміни при 950 °С із максимумом при 3 год витримки.

Вказана динаміка гарячої твердості була зумовлена зміною мікроструктурного стану сплавів (рис. 5.28-5.33). Витримка сплаву У30Х25Н3С3 при 850 °С і 950 °С призвела до виділення з аустеніту великої кількості дисперсних вторинних карбідів (показано стрілкою на рис. 5.28,а).

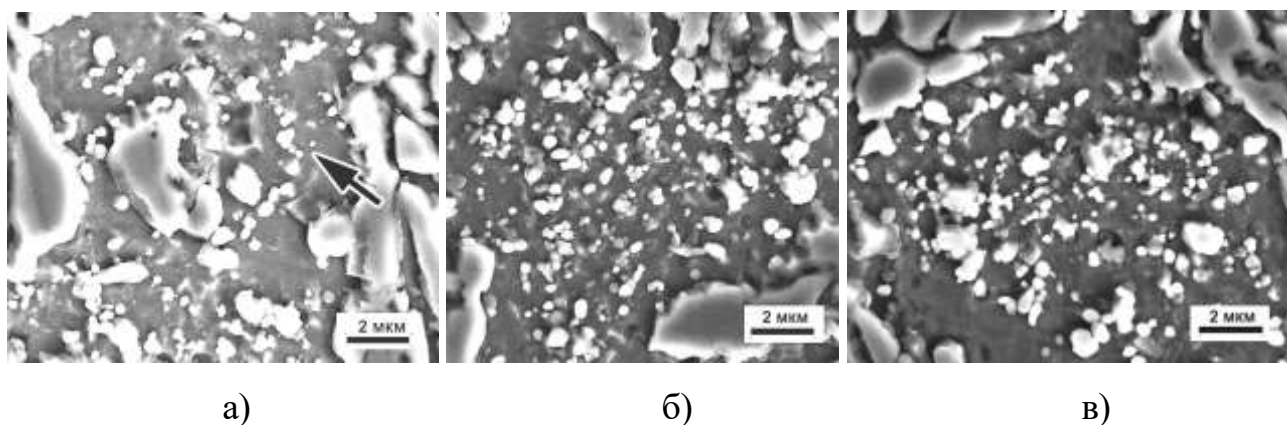


Рисунок 5.28 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 після витримки при 850°С упродовж 1 год. (а), 3 год. (б), 5 год. (в).

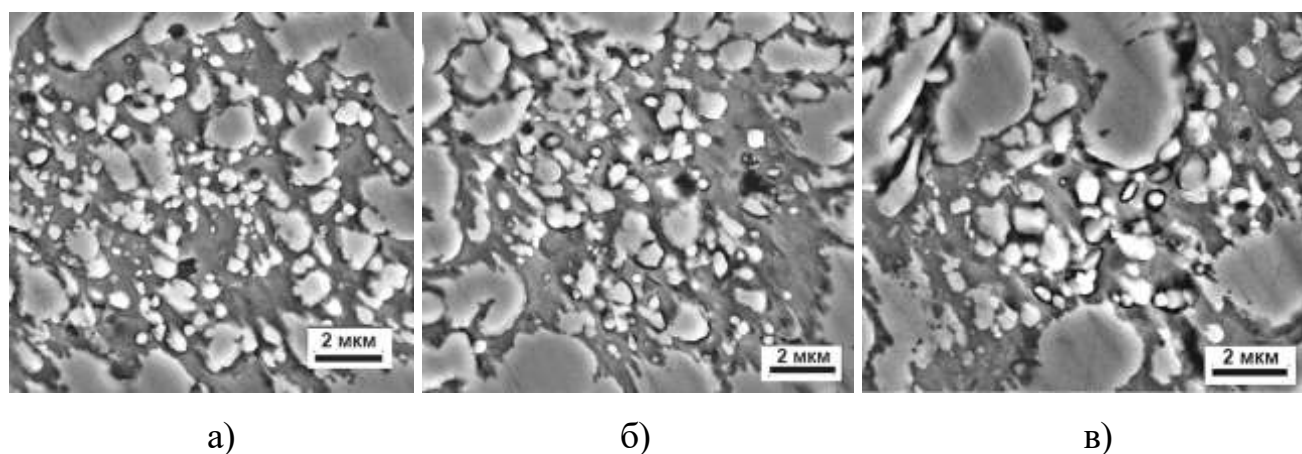
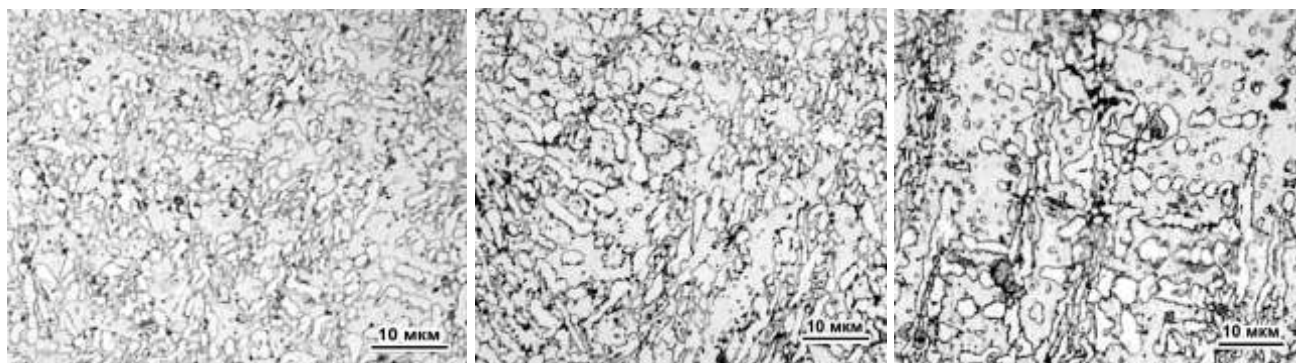


Рисунок 5.29 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 після витримки при 950 °С упродовж 1 год. (а), 3 год. (б), 5 год. (в)

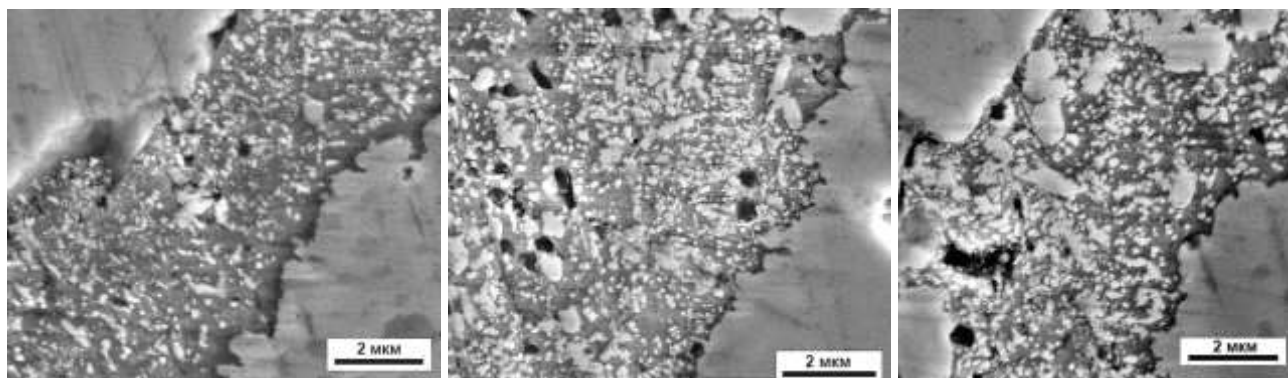


а)

б)

в)

Рисунок 5.30 – Мікроструктура сплаву У30Х25Н3С3 після витримки при 1050 °С упродовж 1 год. (а), 3 год. (б), 5 год. (в)

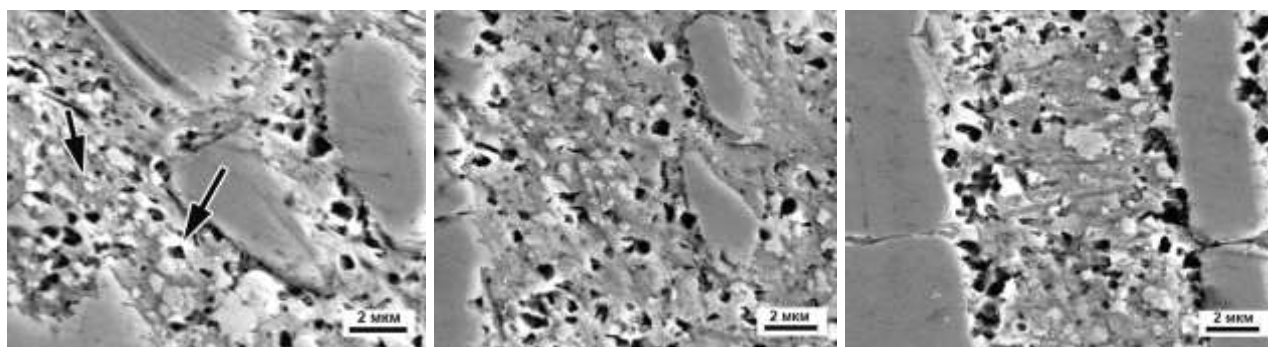


а)

б)

в)

Рисунок 5.31 – Мікроструктура сплаву 500Х40Н40С2РЦ після витримки при 850 °С упродовж 1 год. (а), 3 год. (б), 5 год. (в)



а)

б)

в)

Рисунок 5.32 – Мікроструктура сплаву 500Х40Н40С2РЦ після витримки при 950 °С упродовж 1 год. (а), 3 год. (б), 5 год. (в)

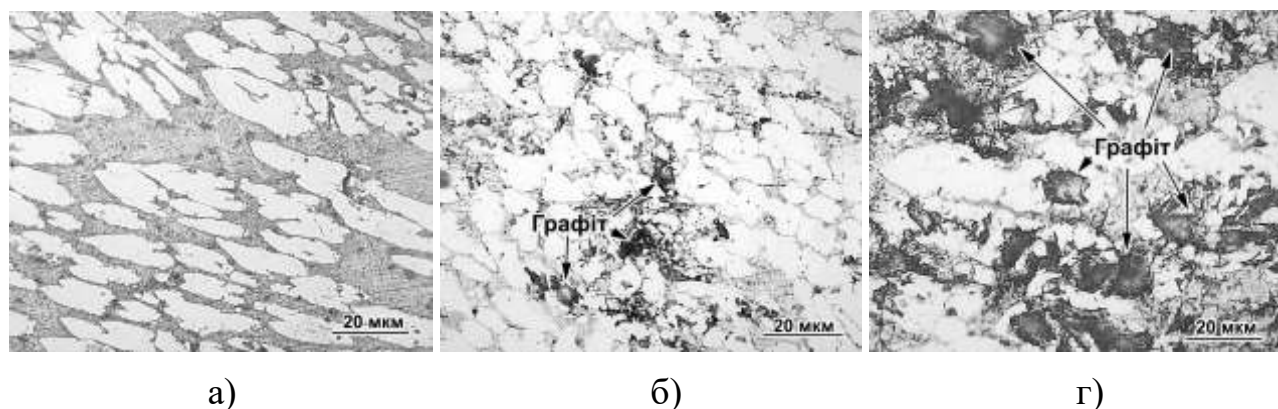


Рисунок 5.33 – Мікроструктура сплаву 500X40N40C2РЦ після витримки при 1050 °С упродовж 1 год. (а), 3 год. (б), 5 год. (в)

Вторинні карбіди виявляються у матричних ділянках поміж евтектичними колоніями. При мінімальній температурі витримки утворились нанорозмірні вторинні карбіди: у сплаві У30Х25Н3С3 їх розмір приблизно варіюється від 60 нм до 250 нм (див. рис. 5.28,а); в сплаві 500Х40Н40С2РЦ карбіди ще дрібніші – 20...60 нм (див. рис. 5.31,а). Витримка при 950 °С призвела до збільшення розмірів вторинних карбідів до ~80...380 нм у сплаві У30Х25Н3С3 (рис. 5.29, а,б) і до 220...380 нм – у сплаві 500Х40Н40С2РЦ (див. рис. 5.32,б). Після витримки впродовж 3 год при 950 °С утворилась максимальна об'ємна частка вторинних карбідів; більш довша витримка (5 год.) викликала деяке збільшення розмірів вторинних карбідів шляхом коалесценції. Характерним є те, що у сплаві 500Х40Н40С2РЦ, обробленому при 950 °С, вторинні карбіди досить легко видалились із поверхні шліфа при травленні, залишивши по собі ямки (показані стрілкою на рис. 5.30,б). Підвищення температури витримки до 1050 °С викликало різке зменшення кількості вторинних карбідів в сплаві У30Х25Н3С3 (див. рис. 5.30, б, г, є); після витримки впродовж 5 год. зафіксовано збільшення як вторинних, так і евтектичних карбідів. На відміну від У30Х25Н3С3, у сплаві 500Х40Н40С2РЦ, обробленому при 1050 °С, не виявлено вторинних карбідів (див. рис. 5.33). Натомість, після витримки впродовж 3...5 год. зафіксовано розвиток графітизації з утворенням великих ділянок графіту на границях і всередині первинних карбідів хрому (див. рис. 5.33, б,в).

Зафіксоване підвищення гарячої твердості сплавів можна пояснити з точки зору впливу карбідних фаз на поведінку матричної фази при деформації. Обидва сплави вміщують у своїй структурі досить м'яку аустенітну матрицю, твердість якої додатково знижується при підвищенні температури випробувань. Карбідні включення, які армують аустенітну матрицю, приймають на себе частину навантаження, чим сприяють перерозподілу напружень та деформацій. Саме завдяки більш високій частці карбідів сплав 500X40H40C2PЦ (до термообробки) має перевагу перед сплавом У30Х25Н3С3 у гарячій твердості (див. рис. 5.24). Виділення вторинних карбідів ефективно підвищує гарячу твердість, оскільки дисперсні карбідні включення забезпечують ефект дисперсійного зміцнення через блокування найбільш легких напрямів ковзання дислокацій (ефект Орована [188]). Вплив режиму термообробки на гарячу твердість пов'язаний із кінетикою виділення вторинних карбідів. Кінетика, у свою чергу, визначається співвідношенням ступеня пересичення твердого розчину вуглецем та карбідоутворювальними елементами й дифузійною активністю атомів розчинених елементів [44]. Витримка при 850 °С забезпечує безперервне збільшення гарячої твердості, очевидно, через поступове збільшення кількості вторинних карбідів. Така кінетика виділення пояснюється недостатньо високою дифузійною рухливістю атомів хрому при 850 °С. При 950 °С дифузія атомів хрому зростає, це призводить до завершення процесу виділення впродовж 3 год. витримки (максимальне значення гарячої твердості). Подальша витримка викликає розвинення процесу коалесценції, що викликає збільшення карбідів через зменшення їх кількості; це знижує гарячу твердість сплавів.

Зростання температури витримки до 1050 °С ще більше підвищує дифузійну рухливість атомів хрому, але водночас зростає розчинність вуглецю в аустеніті, що знижує термодинамічний стимул до виділення вторинних карбідів. Тому при 1050 °С вторинні карбіди або не виділяються, або розчиняються ті карбіди, які встигли утворитися в процесі нагрівання до температури витримки. Водночас, відбувається часткова коагуляція первинних та евтектичних карбідів, що негативно позначається на гарячій твердості. У сплаві 500X40H40C2PЦ при довгих ви-

тримках (не менше 3 год.) відбувається ще один процес, який призводить до зниження твердості, а саме: графітизація карбідів хрому (можливість якої було прогнозовано в розділі 4 при розрахунках параметра стабільності). Можна припустити, що цей процес полегшений саме в тих первинних карбідах, в яких шляхом ліквідаційних процесів знижено вміст хрому та підвищено вміст нікелю (див. рис. 5.22, г, д). Графітизація розпочинається вздовж границі з матрицею, тобто в збіднених хромом ділянках карбіду (див. рис. 5.31,б). При подовжених витримках графітизація охоплює й внутрішній об'єм карбідів, утворюючи масивні графітні ділянки (див. рис. 5.31,в).

Результати випробувань на гарячу твердість при 500 °C і 650 °C були опрацьовані згідно з методикою ПФЕ 3², що дозволило отримати регресійні рівняння, які адекватно описують гарячу твердість сплавів в залежності від температури та тривалості витримки:

а) для сплаву У30Х25Н3С3:

$$HV_{500}^{\circ C} = 452,89 - 1,67x_1 - 48,50x_2 - 37,50x_1x_2 - 7,89z_1 - 31,064z_2 + 3,56z_1z_2 - 8,33x_1z_2 + 3,50z_1x_2 \quad (5.2)$$

$$HV_{650}^{\circ C} = 311,44 - 46,50x_1 + 5,67x_2 - 18,25x_1x_2 - 19,94z_1 - 6,78z_2 + 5,03z_1z_2 + 1,75x_1z_2 - 7,42z_1x_2 \quad (5.3)$$

б) для сплаву 500Х40Н40С2РЦ:

$$HV_{500}^{\circ C} = 507,33 - 57,0x_1 - 5,5x_2 - 48,0x_1x_2 - 32,0z_1 - 1,67z_2 + 3,83z_1z_2 - 1,0x_1z_2 - 11,5z_1x_2 \quad (5.4)$$

$$HV_{650}^{\circ C} = 390,33 - 38,33x_1 - 11,67x_2 - 46,25x_1x_2 - 30,33z_1 - 2,0z_2 + 5,75z_1z_2 - 0,42x_1z_2 - 12,08z_1x_2 \quad (5.5)$$

Після переходу від кодованих змінних до натуральних рівняння набули кінцевого вигляду:

а) для сплаву У30Х25Н3С3:

$$HV_{500}^{\circ C} = 545 - 15,0X_1 - 55,50X_2 - 37,51X_1X_2 - 45,0X_1^2 - 114,44X_2^2 + 32,0X_1^2X_2^2 - 25,05X_1X_2^2 + 10,50X_1^2X_2 \quad (5.6)$$

$$HV_{650}^{\circ C} = 385 - 50X_1 + 20,5X_2 - 18,25X_1X_2 - 90X_1^2 - 50,5X_2^2 + 45,25X_1^2X_2^2 + 5,25X_1X_2^2 - 22,25X_1^2X_2 \quad (5.7)$$

б) для сплаву 500Х40Н40С2РЦ:

$$HV_{500}^{\circ C} = 589 - 55X_1 + 10X_2 - 48X_1X_2 - 119X_1^2 - 34X_2^2 + 42X_1^2X_2^2 - 3X_1X_2^2 - 27X_1^2X_2 \quad (5.8)$$

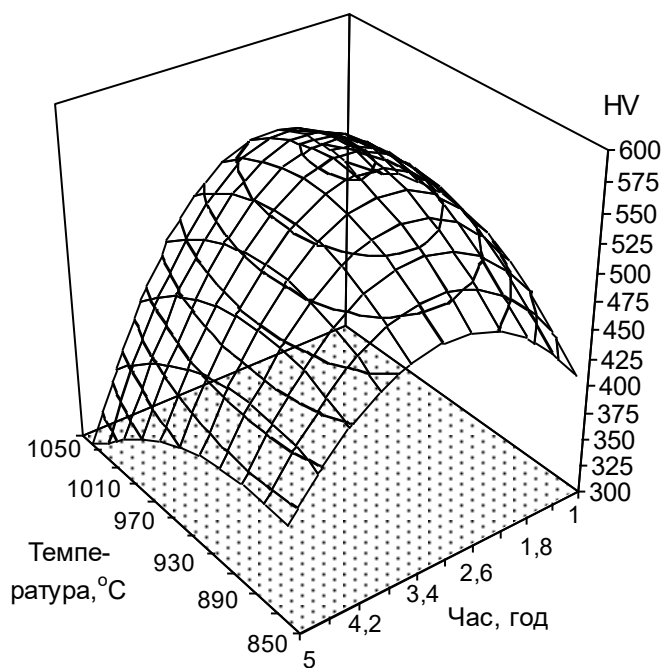
$$HV_{650}^{\circ C} = 478 - 37,5X_1 + 12,5X_2 - 46,3X_1X_2 - 125,5X_1^2 - 40,5X_2^2 + 51,8X_1^2X_2^2 - 1,3X_1X_2^2 - 36,3X_1^2X_2 \quad (5.9)$$

де X_1 – температура ($^{\circ}C$), X_2 – тривалість витримки (год).

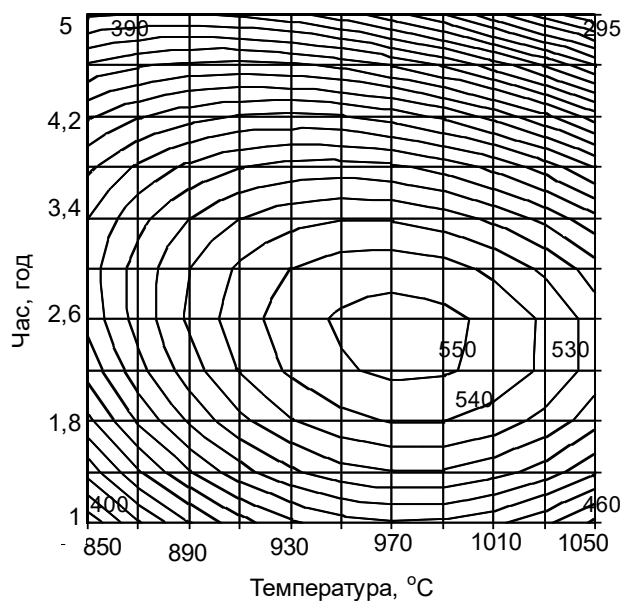
За отриманими рівняннями були побудовані та проаналізовані поверхні відгуку моделей (5.6)–(5.9) (рис. 5.34-5.37).

Як впливає з рисунків 5.34...5.37, поверхні відгуку мають екстремальний характер, що дозволяє досить легко визначити область оптимуму, тобто режим термічної обробки, який забезпечує досягнення максимального рівня гарячої твердості при конкретній температурі випробувань. Такими областями є:

- а) для сплаву У30Х25Н3С3: 950...970 $^{\circ}C$, 2,2...2,8 год. (твердість при 500 $^{\circ}C$);
910...930 $^{\circ}C$, 3...3,8 год. (твердість при 650 $^{\circ}C$);
- б) для сплаву 500Х40Н40С2РЦ: 910...930 $^{\circ}C$, 3,8...4,8 год. (твердість при 500 $^{\circ}C$);
930...950 $^{\circ}C$, 3...4 год. (твердість при 650 $^{\circ}C$).



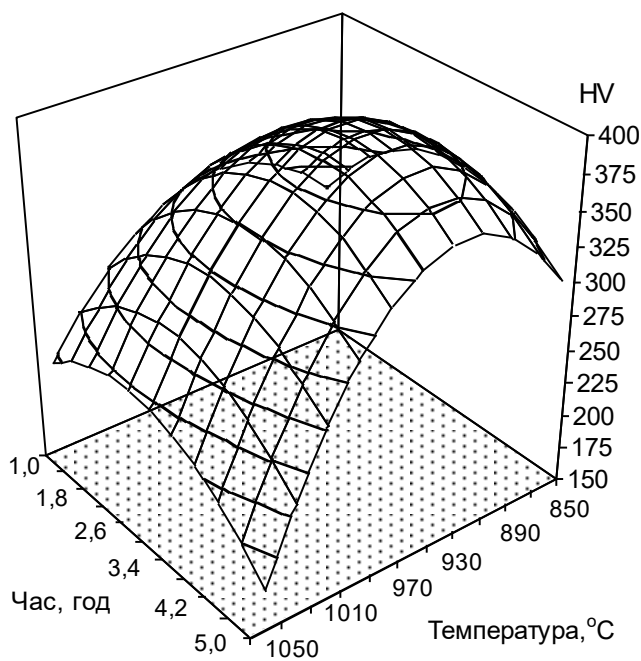
а)



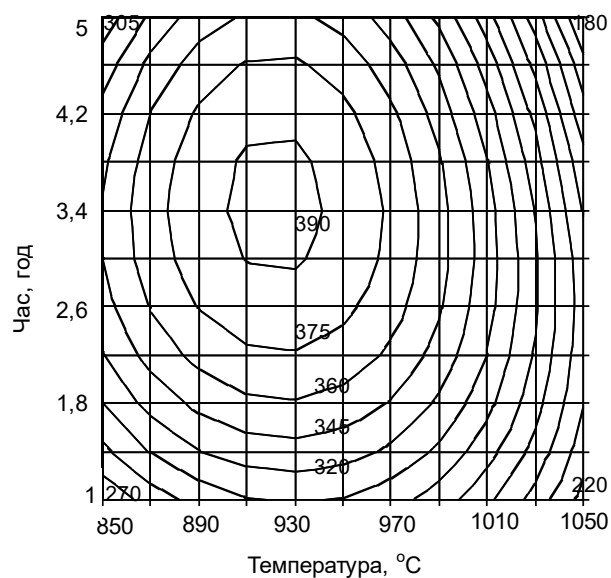
б)

а – поверхня відгуку; б – ізолінії моделі (5.6).

Рисунок 5.34 – Вплив температури та тривалості витримки на гарячу твердість сплаву У30Х25Н3С3 при 500 °С.



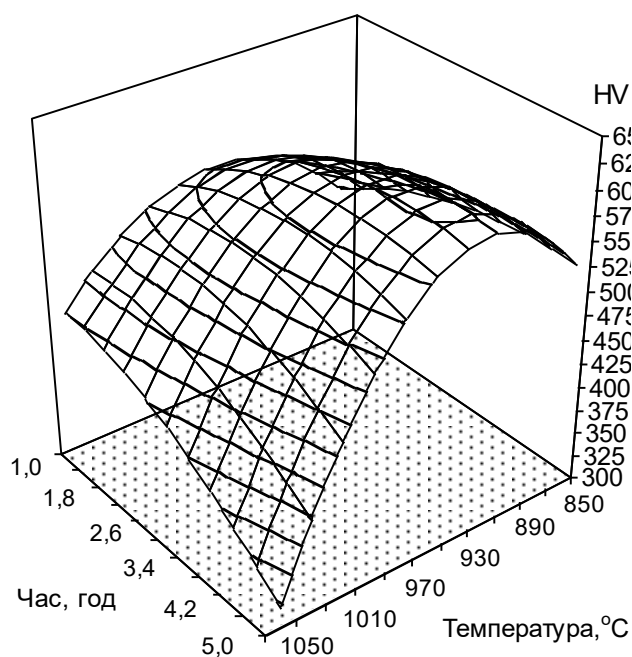
а)



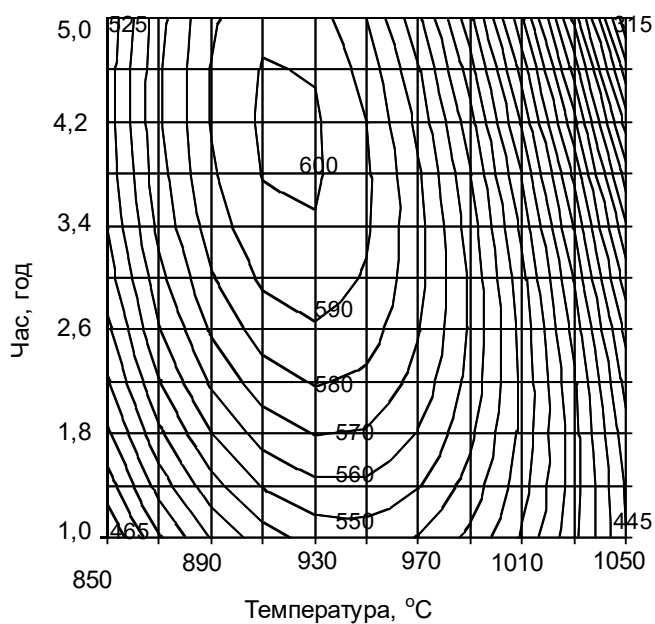
б)

а – поверхня відгуку; б – ізолінії моделі (5.7).

Рисунок 5.35 – Вплив температури та тривалості витримки на гарячу твердість сплаву У30Х25Н3С3 при 650 °С.



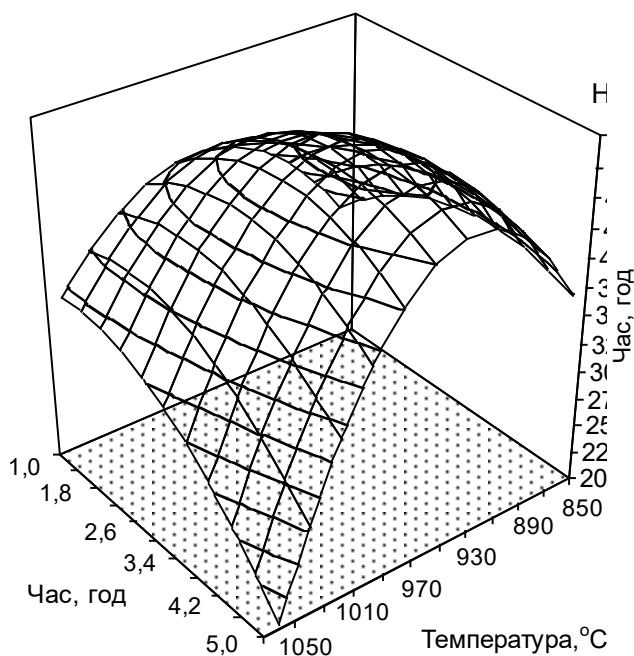
а)



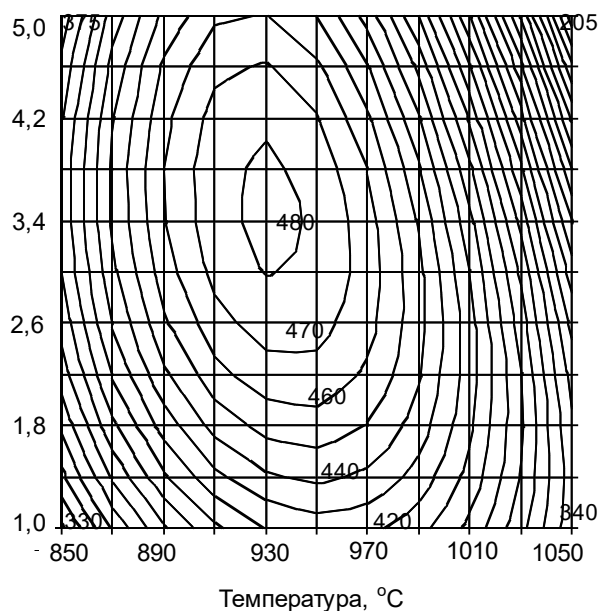
б)

а – поверхня відгуку; б – ізолінії моделі (5.8).

Рисунок 5.36 – Вплив температури та тривалості витримки на гарячу твердість сплаву 500X40N40C2PC при 500 °C.



а)



б)

а – поверхня відгуку; б – ізолінії моделі (5.9).

Рисунок 5.37 – Вплив температури та тривалості витримки на гарячу твердість сплаву 500X40N40C2PC при 650 °C.

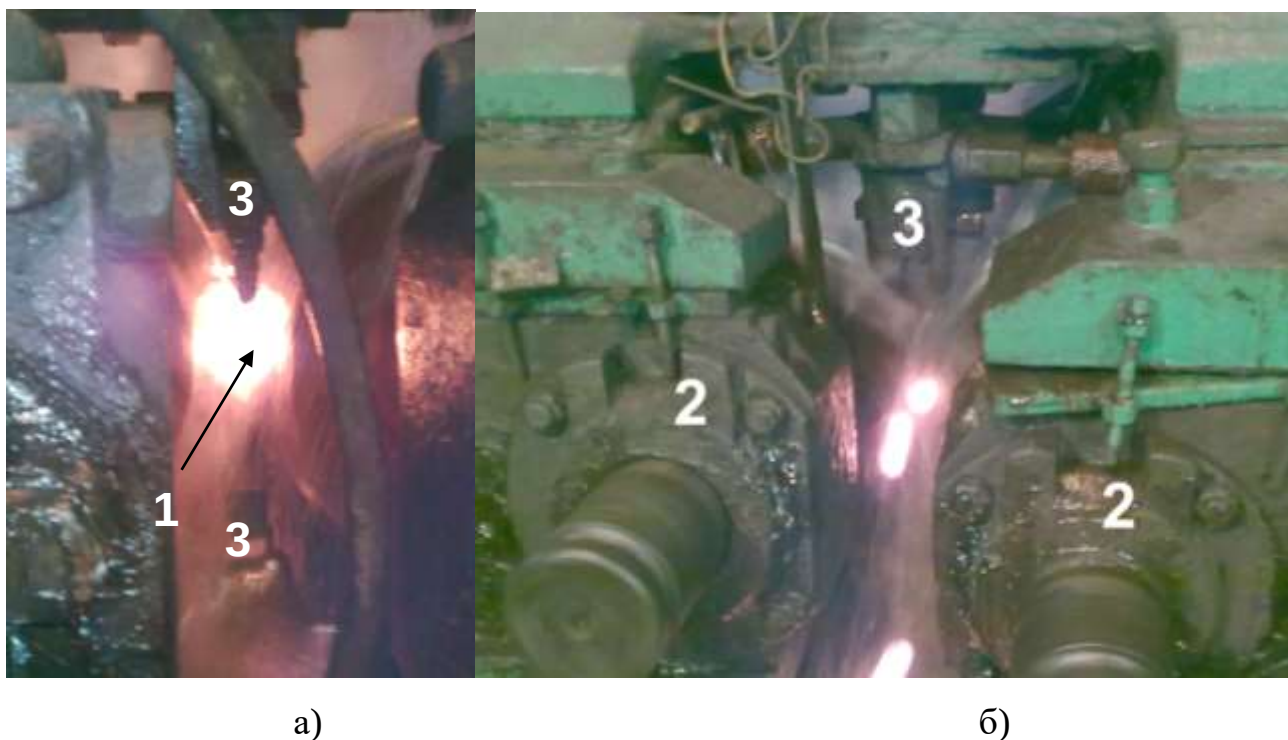
Аналізуючи ці параметри, можна знайти універсальний режим термообробки, який буде оптимальним для досягнення високої гарячої твердості при різних температурах випробування. Для сплаву У30Х25Н3С3 це витримка при 930...950 °С впродовж 3 год.; для сплаву 500Х40Н40С2РЦ – витримка при 930 °С впродовж 3,5...4 год. Така термічна обробка рекомендується для застосування по відношенню до металовиробів, наплавлених порошковими стрічками ПЛ АН-101 і ПЛ АН-111 (в разі невеликих розмірів та відсутності вимог до механічних властивостей та структури основного металу). Указана обробка може забезпечити зростання зносостійкості наплавлення при температурах від 500 °С і вище шляхом зміцнення матричної фази дисперсними вторинними карбідами хрому.

5.6 Підвищення експлуатаційної стійкості проводок кулепрокатного стану наплавленням порошковою стрічкою ПЛ АН-101

Опробування запропонованого способу підвищення високотемпературної зносостійкості наплавлення, отриманої порошковою стрічкою ПЛ АН-101, проводили в умовах кулепрокатного виробництва металургійного комбінату «Азов-сталь» [189]. Це підприємство випускає катані молільні кулі різного діаметра (від 40 до 120 мм), які широко використовуються в гірничо-переробній, цементній, енергетичній, металургійній та інших галузях промисловості для подрібнення різноманітних матеріалів. Кулі виробляють у цеху рейкових скріплень (ЦРС) поперечно-гвинтовою прокаткою на двох станах поперечно-гвинтової прокатки – СПШ-80 (кулі діаметром у 40, 60, 80 мм) і СПШ-125 (кулі діаметром у 80, 100, 120 мм).

Особливістю технології поперечно-гвинтової прокатки є те, що деформація прикладається поперек довгої осі заготовки. При прокатці використовується катана циліндрична заготовка довжиною від 3,5 до 6,0 м; діаметр заготовки дорівнює діаметру куль. Під прокатку заготовка нагрівається в прохідній газовій печі

до 950...1000 °С (40, 60, 80 мм) або 950...1100 °С (100, 120 мм). Нагріта заготовка надходить у зону деформації між двома валками, що обертаються в один бік, при цьому вона набуває обертального руху за рахунок тертя на контактній поверхні (рис. 5.38). Калібр валків підібраний таким чином, щоб забезпечити поступове придання частинам заготовки форми кулі. Для запобігання перегрівання валків під час прокатки (що спричиняє інтенсивне налипання металу заготовки на їх поверхню) валки постійно поливаються водою.



1 – кульова заготовка, 2 – валки, 3 – проводки.

Рисунок 5.38 – Кулепрокатний стан СПШ-80 ПАТ «МК «Азовсталь».

Для обмеження переміщення заготовки у вертикальному напрямку та її утримання в осередку деформації в прокатній кліті встановлюється спеціальна арматура у вигляді пари проводок (верхньої й нижньої), позначених на рисунку 5.38 цифрою 3. Проводка являє собою сталеву плиту (сталь 45) розмірами 40x165x410 мм (для стану СПШ-80) і 50x186x585 мм (для стану ШПШ-125). До торця проводки приварюється сталеве «перо», товщина якого в залежності від діаметра заготовки варіюється від 7...8 до 25...30 мм. В умовах ПАТ «МК «Азов-

сталь» «перо» проводки виготовляють зі сталі 60С2 куванням із прутків відповідного діаметра, які приварюють до корпусу проводки. Після приварювання проводка не проходить термічної обробки.

Довговічність стандартних проводок невисока, їх стійкість до граничного зношування складає лише 3...4 год. безперервної роботи. Проводки запобігають «биттю» заготовки у вертикальній площині, що має місце при прокатці в гвинтових калібрах. У зв'язку з цим робоча поверхня проводок піддається інтенсивному тертю об поверхні нагрітої заготовки. Для проводок переважаючим є адгезійно-окиснювальний механізм зношування (схоплювання 1-го і 2-го роду), викликаний розм'якшенням металу проводок при нагріванні. Крім того, проводки піддаються абразивній дії часточок окалини з поверхні заготовки, вони зазнають ударів з боку заготовки, інтенсивного розігрівання, динамічного окиснення, циклічні термічні напруги, корозії в результаті потрапляння води, якою охолоджують поверхню валків. У результаті комплексного впливу проводки зазнають інтенсивного зношування з величиною зношення у вертикальній площині від 5 мм і більше (рис. 5.39). Експлуатація зношених проводок спричиняє порушення геометрії куль, тобто призводить до випуску неякісної продукції.



Рисунок 5.39 – Зовнішній вигляд проводки до (а) та після (б) експлуатації.

Низька стійкість проводок призводить до їх частой заміни: 3...6 разів в сутки

на стані СПШ-80 і до 3 разів - на стані СПШ-120. Під час заміни проводок, яка триває 15...30 хв., кулепрокатний стан простоє, що знижує середньодобову продуктивність цеху. З цієї причини кожної доби підприємство недоотримує, наприклад, від 5 до 15 т куль діаметром у 40 мм. Таким чином, заміна проводок спричиняє значні економічні втрати підприємства, тобто проблема підвищення їх експлуатаційної стійкості є досить актуальною й потребує свого розв'язання.

Одним із напрямків її вирішення є застосування спеціальних покриттів, що наносяться на робочу поверхню проводок. Найкращою технологією нанесення представляється ручне електродугове наплавлення, що дозволяє створювати шари з підвищеними експлуатаційними властивостями за відсутності спеціального обладнання. Ця технологія може бути легко адаптована до умов кулепрокатного відділення і може здійснюватися на ділянці ремонту зношених проводок.

При виборі наплавного матеріалу необхідно виходити з умов роботи проводок. При цьому найбільш перспективними видаються два типи матеріалів: а) високовуглецеві композиції з додаванням сильних карбідоутворювальних елементів (Cr, W, Mo, тощо); б) композиції на основі корозійностійких сплавів. Перший тип матеріалів дозволяє створювати гетерогенну структуру, яка містить високу кількість твердих включень карбідів і карбонітридів, що перешкоджають адгезійному і абразивному зношуванню. Другий тип матеріалів забезпечує високий опір окисленню і окислювальному зношуванню. Ймовірно, що оптимальним буде поєднання зазначених властивостей в одному матеріалі. Таким матеріалом може бути «Сормайт», що містить (крім карбідоутворювального хрому) нікель і кремній, які підвищують стійкість до високотемпературного окиснення. Підвищення «гарячої» зносостійкості наплавлення можна досягти шляхом пост-наплавної термічної обробки з метою виділення вторинних карбідів з аустеніту. Дисперсійне зміцнення аустенітних дендритів може знизити адгезійну взаємодію наплавки та поверхні кульової заготовки, що зменшить інтенсивність процесів захоплювання і в цілому - зношення робочої поверхні проводки.

Такий підхід був реалізований для підвищення довговічності проводок стану СПШ-80. Для цього «пір'я» проводок розмірами 8x25x450 мм, викувані зі

сталі К74 (0,70...0,80 % С, 0,80...1,05 % Мп; 0,15...0,35 % Si) у кількості 4 шт., були наплавлені порошковою стрічкою ПЛ АН-101 з отриманням наплавленого шару завтовшки в 5...7 мм, після чого піддані об'ємній термічній обробці. Електродугове наплавлення проводилося в лабораторії кафедри металургії і технології зварювального виробництва ДВНЗ «ПДТУ» за такими параметрами: зварювальний струм - 650...750 А; напруга на дузі - 30...34 В; швидкість наплавлення 28 м/год. Термообробку наплавлених «пір'їв» проводили на термічній ділянці ЦРС за режимом: а) нагрівання до 950 °С, витримка 3 год., охолодження на повітрі; б) відпуск при 300 °С упродовж 6 год., охолодження на повітрі. Після термообробки наплавлені «пір'я» були приварені до тіла проводок (рис. 5.40).



Рисунок 5.40 – Проводки з «пір'ями», наплавленими порошковою стрічкою ПЛ АН-101.

Експериментальні проводки встановлювали парами (верхня й нижня) у кліть стану СПШ-80. Випробування проводок проводили при прокатці молоткових куль діаметром 40 мм зі сталі К74. Температура нагрівання кульової заготовки під прокатку варіювалась у межах 955...993 °С. У процесі прокатки фіксували загальну масу вироблених куль, виходячи з кількості прокатаних заготовок з урахуванням витратного коефіцієнта. Періодично стан зупиняли для контролю за станом робочої поверхні проводок; паралельно контролювали геометричні

параметри куль.

За результатами випробувань встановлене наступне. До заміни на експериментальних проводках було прокатане 42,9 т куль (перша пара проводок) і 45,8 т (друга пара); у середньому - 44,3 т. На проводках стандартного виконання (кована полоса зі сталі 60С2) до заміни в середньому прокатується 18,1 т куль діаметром у 40 мм. Таким чином, експлуатаційна стійкість експериментальних проводок була в середньому в 2,45 рази вищою відносно стійкості проводок, що виготовляються за звичайною технологією. Це відображено в акті випробувань, затвердженому директором із технології та якості ПАТ «МК «Азовсталь» (додаток А). Завдяки підвищенню стійкості зростає міжремонтний цикл між замінами зношених проводок, впродовж яких стан простоює (мінімальний час заміни проводок становить 20 хв.). Таким чином, збільшується загальний час роботи обладнання, що дозволяє підвищити продуктивність та наростити випуск товарної продукції. Зафіксоване підвищення стійкості проводок є еквівалентним додатковому випуску 120 т молольних куль діаметром 40 мм за місяць, що складає товарну продукцію на суму приблизно 1,5 млн. грн. За рахунок цього підприємство може додатково отримувати прибуток в розмірі 125 тис. грн./місяць (див. додаток Б).

З урахуванням отриманих результатів випробувана технологія зміцнення (наплавлення порошковою стрічкою ПЛ АН-101 з постнаплавною термічною обробкою) рекомендована до впровадження у виробництво на ПАТ «МК «Азовсталь» для підвищення стійкості проводок кулепрокатних станів.

5.7 Висновки

1. Визначено стійкість сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ до високотемпературного окиснення в атмосфері повітря. Показано, що при температурах не вище 650 °С обидва сплави практично не піддаються окисненню впродовж 6 год.

витримки. При більш високій температурі сплав У30Х25Н3С3 окислюється з меншою швидкістю відносно сплаву 500Х40Н40С2РЦ.

2. Досліджено стійкість сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ в умовах високотемпературної абразивної ерозії. Установлено, що для обох сплавів рівень зносостійкості наплавлення зростає з віддаленням від поверхні до середини валику, що пов'язано з подрібненням мікроструктурних складових. Показано, що сплав У30Х25Н3С3 має перевагу в ерозійній стійкості перед сплавом 500Х40Н40С2РЦ; ця перевага в залежності від висоти валика становить 18...41 % при 500 °С і 39...44 % - при 800 °С.

3. Установлено, що сплав У30Х25Н3С3 зношується шляхом багатоциклового індентування з кінцевим відшаруванням передеформованих мікроділянок. Механізм ерозійного зношування сплаву 500Х40Н40С2РЦ носить малоцикловий характер, що полягає у розтріскуванні та викришуванні первинних карбідів M_7C_3 із наступним відривом матричних ділянок (останньому сприяє наявність графітних включень). Підвищення температури випробувань із 500 °С до 800 °С призводить в обох сплавах до збільшення глибини деформування приповерхневих шарів із ущільненням та деформацією/руйнуванням карбідних включень; це підвищує об'єм зони, що відшаровується/викришується з поверхні.

4. З використанням повного факторного експерименту 3^2 досліджено вплив високотемпературної (850...1050 °С) термічної обробки на гарячу твердість сплавів У30Х25Н3С3 і 500Х40Н40С2РЦ. Установлено, що витримка при 850...950 °С призводить до збільшення твердості сплавів при 500 °С і 650 °С на 21...28 % через виділення дисперсних вторинних карбідів хрому. Витримка при 1050 °С викликає зниження твердості шляхом коагуляції карбідів, а в сплаві 500Х40Н40С2РЦ – також і за рахунок графітизації первинних та евтектичних карбідів хрому, яка розвивається при витримках понад 3 год.

5. На основі аналізу отриманих математичних моделей впливу режиму термообробки на гарячу твердість сплавів установлено, що оптимальним режимом є: для сплаву У30Х25Н3С3 - витримка при 930...950 °С упродовж 3 год.; для сплаву 500Х40Н40С2РЦ – витримка при 930 °С упродовж 3,5...4 год.

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

7. Зроблено рекомендації щодо коригування вмісту нікелю в порошковій стрічці ПЛ АН-111. Задля запобігання утворення графіту в структурі наплавленого покриття та з урахуванням можливого локального підвищення вмісту вуглецю до 5,5 %, концентрація нікелю не повинна перевищувати 13...14 %.

8. Запропоновано технологічний процес зміцнення проводок кулепрокатних станів, який полягає в наплавленні робочої частини порошковою стрічкою ПЛ АН-101 із додатковою термічною обробкою наплавленого шару. Опробування технології у виробничих умовах ПАТ «МК «Азовсталь» зафіксувало підвищення експлуатаційної стійкості проводок у середньому в 2,45 рази, що дозволяє за рахунок зменшення простою обладнання підвищити виробництво молоткових куль діаметром 40 мм на 120 т за місяць та отримувати додатковий прибуток в розмірі 125 тис. грн./місяць.

Результати досліджень цього розділу наведено в публікаціях: [184-186], [189].

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 графі-

ту 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 °C 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 °C) 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 °C 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 °C) 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 під-

вищення стійкості проводок у 2,45 разу, що дозволяє, за рахунок зменшення простою обладнання, підвищити виробництво молольних куль діаметром 40 мм на 120 т за місяць, у зв'язку з чим рекомендована до впровадження у виробництво.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. ГОСТ 26467-85. Лента порошковая наплавочная. Общие технические условия [Действителен с 1986-07-01]. Изд. офф. М.: Издательство стандартов, 1985. – 12 с.
2. Чигарев В. В., Белик А. Г. Сплав сормайт – проверенный временем. *IV-а Міжнародна науково-технічна конференція «Перспективні технології, матеріали і обладнання у ливарному виробництві»*: збірка тез (м. Краматорськ, 30 жовтня – 4 листопада 2013). Краматорськ, 2013. С.243.
3. Белик А.Г. Применение сплава сормайт для износостойкой наплавки (Обзор). *Збірник наукових праць Національного університету кораблебудування*. 2014. № 4. С. 89-94.
4. Дуговая наплавка деталей засыпного устройства доменной печи / Ю.А. Юзвенко, В.П. Шимановский, В.А. Гавриш [и др.] // *Автоматическая сварка*. 1972. № 2. С. 59-63.
5. Образование трещин при наплавке высокохромистого чугуна на сталь / Ю.А. Юзвенко, В.И. Махненко, В.М. Шекера [и др.] // *Автоматическая сварка*. 1971. № 9. С. 15-19.
6. Abrasive wear of V–Nb–Ti alloyed high-chromium white irons / A. Bedolla-Jacuinde, F.V. Guerra, I. Mejía [et al.] // *Wear*. 2015. Vol. 332-333. P. 1006-1011.
7. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны – эволюция и перспективы. *Литейное производство*. 2000. № 9. С. 15-16.
8. Smallman R. E., J. Ray Bishop. *Modern Physical Metallurgy and Materials Engineering: Science, Process, Application*. Butterworth: Heinemann, 1999. 438 p.
9. Structure Formation of the Chromium Carbide-Based Cermet with Copper—Nickel—Manganese Binder / L.S. Shlapak, Th. Shihab, P.M. Prysyzhnyuk [et al.] // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2016. Vol. 38. №7. P. 969-980.
10. Лившиц Л.С., Гринберг Н.А., Куркумели Э.Г. Основы легирования наплавленного металла. М.: Машиностроение, 1969. 260 с.

11. Atamert S. Bhadeshia H.K.D.H. Microstructure and stability of Fe-Cr-C hardfacing alloys. *Materials Science and Engineering A*. 1990. Vol. 130. P. 101-111.
12. Abrasive wear of high chromium Fe-Cr-C hardfacing alloys. / R. Chotěborský, P. Hrabě, M. Muller [et al.] // *Research in Agricultural Engineering*. 2008. Vol. 54. P. 192-198.
13. Chotěborský R., Hrabě P., Kabutey A. The effect of microstructure of the hypoeutectic Fe-Cr-C hardfacing on abrasive wear. *Scientia Agriculturae Bohemica*. 2011. Vol. 42. P. 119-124.
14. Жуков А.А. Сильман Г.И., Фрольцов М.С. Износостойкие отливки из комплексно-легированных белых чугунов. М.: Машиностроение, 1984. 104 с.
15. Laird II G. Microstructures of Ni-hard I, Ni-hard IV and high-Cr white cast irons. *Transactions of American Foundrymen's Society*. 1991. № 99. P. 339-357.
16. Герек А., Байка Л. Легированный чугун – конструкционный материал. М.: Металлургия, 1978. 207 с.
17. The use of protective weld overlays in oil sands mining / G. Fisher, T. Wolfe, M. Yarmuch [et al.] // *Australasian Welding Journal*. 2012. Vol. 57(2). 12 p.
18. Yuksel N., Sahin S. Wear behavior-hardness-microstructure relation of Fe-Cr-C and Fe-Cr-C-B based hardfacing alloys. *Materials and Design*. 2014. Vol. 58. P. 491-498.
19. Антонюк Д.А., Редька М.О. Зносостійкість матеріалів в умовах зношування напівзакріпленим абразивом з локальними ударними навантаженнями та заземленням часток. *Проблеми трибології*. 2012. № 3. С. 87-93.
20. Qingbao Wang, Xiaoyan Li. Effects of Nb, V, and W on microstructure and abrasion resistance of Fe-Cr-C hardfacing alloys. *Welding Journal*. 2010. Vol. 89. P. 133-139.
21. Growth characteristics of primary M_7C_3 carbide in hypereutectic Fe-Cr-C alloy / L. Sha, Z. Yefei, X. Xiaolei [et al.] // *Science Reports*. 2016. Vol. 6, 32941. P. 1-8.
22. Coronado J. J. Effect of $(Fe,Cr)_7C_3$ carbide orientation on abrasion wear resistance and fracture toughness. *Wear*. 2011. Vol. 270. P. 287-293.

23. Zum Gahr K. H. Fracture analysis of white cast iron. *Metallkunde*. 1980. Vol. 71. P. 103-109.
24. Yamamoto K. Influence of Mo and W on high temperature hardness of M_7C_3 carbide in high chromium white cast iron / K. Yamamoto, S. Inthidech, N. Sasaguri [et al.] // *Materials Transactions*. 2014. Vol. 55. No. 4. P. 684-689.
25. Sinatora A., Albertin E., Matsubara Y. An investigation of the transition from M_7C_3 to M_3C carbides in white cast irons. *International Journal of Cast Metals Research*. 1996. Vol. 9. P. 9-15.
26. Effect of carbide size in hardfacing on abrasive wear. / R. Choteborsky, P. Hrabe, M. Müller [et al.] // *Research in Agricultural Engineering*. 2009. Vol. 55. № 4. P. 149-158.
27. Borle S.D., Gall I.Le, Mendez P.F. Primary chromium carbide fraction control with variable polarity SAW. *Welding Journal*. 2015. Vol.94. P.1-7.
28. Fe-24 wt.%Cr-4.1 wt.%C hardfacing alloy — Microstructure and carbide refinement mechanisms with ceria additive. / Y.F. Zhou, Y.L. Yang, Y. W. Jiang [et al.] // *Materials Characterization*. 2012. Vol. 72. No. 10. P. 77-86.
29. Venkatesh B., Sriker K., Prabhakar V.S.V. Characteristics of hardfacing alloys: State-of-the-art. *Procedia Materials Science*. 2015. Vol. 10. P. 527-532.
30. Berns H., Fischer A. Microstructure of Fe-Cr-C hardfacing alloys with additions of Nb, Ti and B. *Materials Characterization*. 1997. Vol. 39. P. 499-527.
31. The comparison of wear properties of different Fe-based hardfacing alloys in four kinds of testing methods. / E. Badisch, M. Kirchgassner, R. Polak [et al.] // *Tribotest*. 2008. Vol. 14. P. 225-233.
32. Brožek M., Nováková A., Mikuš R. Study of wear resistance of hard facings using welding powders on the NiCrBSi basis. *Trends in Agricultural Engineering*. 2010. P. 115-118.
33. The relationship between the microstructure and abrasive resistance of a hardfacing alloy in the Fe-Cr-C-Nb-V system / E.O. Correa, N.G. Alcantara, D.G. Tecco [et al.] // *Metallurgical and Materials Transaction A*. 2007. Vol. 38. P. 1671-1680.

34. Microstructure and wear properties of Fe-based hardfacing coating reinforced by TiC particles. / X. Wang, Z. Zou, S. Qu [et al.] // *Journal of Materials Processing Technology*. 2005. Vol. 168. P. 89-94.

35. Effects of titanium addition on microstructure and wear resistance of hypereutectic high chromium cast iron Fe-25wt.%Cr-4wt.%C. / R. Chung, X. Tang, D. Li [et al.] // *Wear*. 2009. Vol. 267. P. 356-361.

36. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин при абразивном изнашивании. М.: Машиностроение, 1966. 332 с.

37. Малинов Л.С., Солидор Н.А., Милентьев В.А. Выбор материала, технологии обработки и внедрение деталей повышенной долговечности на аглофабрике ОАО «ММК им. Ильича». *Захист металургійних машин від поломок: зб. наукових праць*. 2010. Вип. 12. С.268-271.

38. Microstructures and wear resistance of Fe-Cr-B-C hardfacing alloys / Wang Zhi-hui, Wan Guo-li, He Ding-yong [et al.] // *Journal of Materials Engineering*. 2014. Vol. 4. No. 9. P. 57-62.

39. Amushahi M.H., Ashrafizadeh F., Shamanian M. Characterization of boride-rich hardfacing on carbon steel by arc spray and GMAW processes. *Surface and Coatings Technology*. 2010. Vol. 204. Is. 16-17. P. 2723-2728

40. Wan Yoo Jeong. Hun Lee Seong, Jin Kim Seon. The effect of boron on the wear behavior of iron-based hardfacing alloys for nuclear power plants valves. *Journal of Nuclear Materials*. 2006. Vol. 352. Is. 1-3. P.90-96.

41. Бунин К.П., Малиночка Я.Н., Таран Ю.Н. Основы металлографии чугуна. М.: Металлургия, 1969. 416 с.

42. Effects of secondary carbide precipitation and transformation on abrasion resistance of the 16Cr-1Mo-1Cu white iron / J. Wang, Z. Sun, R. Zuo [et al.] // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2006. Vol. 15. P. 316-319.

43. TEM study on precipitation and transformation of secondary carbides in 16Cr-1Mo-1Cu white iron subjected to subcritical treatment / Z. Sun, R. Zuo, C. Li [et al.] // *Materials Characterization*. 2004. Vol. 53. P. 403-409.

44. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Brykov M.N. Kinetic parameters of second-

ary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2012. Vol. 22. № 5. P. 1378-1385.

45. Karantzalis A.E., Lekatou A., Diavati E. Effect of destabilization heat treatments on the microstructure of high-chromium cast iron: a microscopy examination approach. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2009. Vol. 18. P. 1078-1085.

46. Karantzalis A. E., Lekatou A., Mavros H. Microstructural modifications of as-cast high chromium white iron by heat treatment. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2009. Vol. 2. № 18. P. 174-181.

47. Bedolla-Jacuinde A., Arias L., Hernandez B. Kinetics of secondary carbide precipitation in a high-chromium white iron. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2003. Vol. 4. № 12. P. 371-382.

48. Choteborsky R. Effect of heat treatment on the microstructure, hardness and abrasive wear resistance of high chromium hardfacing. *Research in Agriculture Engineering*. 2013. Vol. 59. P. 23-28.

49. Kazemipour M., Shokrollahi H., Sharafi S. The influence of the matrix microstructure on abrasive wear resistance of heat-treated Fe-32Cr-4.5C wt% hardfacing alloy. *Tribology Letters*. 2010. Vol. 39. P. 181-192.

50. Samylov V.A. Heat treatment of sormite-type alloys. *Metals Science and Heat Treatment of Metals*. 1962. P. 353-354.

51. Crystallisation of graphite in eutectic solidification of high chromium cast iron / Y. Ono, R. Shimizu, N. Murai [et al.] // *Journal of Japan Foundrymen's Society*. 1991. Vol. 63. P. 340-346.

52. Dilatometric and calorimetric study of the graphitisation of high chromium cast iron. / L. Terziev, J. Lecomte-Beckers, V. Gojinov [et al.] // *Journal of Chemistry Physics*. 1997. Vol. 94. P. 1107-1115.

53. Chang S.K., Kim D.G., Choi J.W. Effects of alloying elements and austenite destabilization heat treatment on graphitization of high chromium cast iron. *ISIJ International*. 1992. Vol. 32. No. 11. P. 1163-1165.

54. Jinzhu Liu., Yongfa Man. Development of abrasion-resistant Ni-hard 4 cast irons. *Wear*. 1993. Vol. 162-164. Part B. P. 833-836.
55. Sharma C.P. Engineering Materials: Properties and Applications of Metals and Alloys. New Delhi: Prentice-Hall of India, 2004. 258 p.
56. Rohrig K. Ni-Hard material. Data and applications. *Nickel Development Institute, Technology & Engineering, Toronto*. 1996. P. 1-28
57. Control of carbides and graphite in cast irons type alloy's microstructures for hot strip mills / S. Villanueva Bravo, K. Yamamoto, H. Miyahara [et al.] // *Journal of Metallurgy*. 2012. Vol. 2012. Article ID 438659. 6 p.
58. Azimia G., Shamanian M. Effects of silicon content on the microstructure and corrosion behavior of Fe-Cr-C hardfacing alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2010. Vol. 502. P. 598-603.
59. Lecomte-Beckers J., Terziev L., Breyer J.P. Graphitisation in chromium cast iron. *The Iron & Steel Society's, 39th Mechanical Working and Steel Processing Conference*. Indianapolis. Indiana. U.S.A October, 1997. 10 p.
60. Structure and properties of cast iron designated for working layer of rolls / K. N. Vdovin, A. N. Zavalishchin, D. A. Gorlenko [et al.] // *Journal of Materials Science Research*. 2016. Vol. 5. No. 1. P. 77-88.
61. Гаркунов Д.Н. Триботехника (износ и безызносность). Учебник. 4-е изд., перераб. и доп. М.: Изд-во МСХА, 2001. 616 с.
62. Application and performances of graphitic chromium cast iron rolls / J. Lecomte-Beckers, L. Terziev, J.P. Breyer [et al.] // *Revue de Métallurgie*. 1999. Vol. 96. Is. 11. P. 1401-1411.
63. Чигарев В.В., Белик А.Г. Порошковые ленты для наплавки. *Сварочное производство*. 2011. №8. С. 38-44.
64. Ворончук А.П. Порошковые ленты для износостойкой наплавки. *Автоматическая сварка*. 2014. № 6-7. С. 75-78.
65. Жудра А.П., Ворончук А.П. Наплавочные порошковые ленты. *Автоматическая сварка*. 2012. №1. С.39-44.
66. Воробьев В.В., Малинов В.Л. Сплавы и материалы для наплавки кон-

тактных поверхностей уравнильных клапанов. *Вестник Донбасской государственной машиностроительной академии: тематический сборник научных трудов*. 2010. № 2 (19). С. 64- 68.

67. Малинов В.Л., Чигарев В.В., Воробьев В.В. Новые порошковые ленты для наплавки деталей, работающих в условиях абразивного и газоабразивного воздействия. *Захист металургійних машин від поломок: зб. наукових праць*. 2012. Вип.14. С. 252-258.

68. Zurek Z., Jaron A., Homa M. Morphology analysis of the scale formed on Crofer 22APU steel in atmospheres containing SO₂. *Oxidation of Metals*. 2011. Vol. 76. P. 273-285.

69. Fernández I., Belzunce F.J. Wear and oxidation behaviour of high-chromium white cast irons. *Materials Characterization*. 2008. Vol. 59. Is. 6. P. 669-674.

70. Oxidation of Fe–10Cr in O₂ and in O₂ + H₂O environment at 600 °C: A microstructural investigation / T. Jonsson, B. Pujilaksono, H. Heidari [et al.] // *Corrosion Science*. 2013. Vol. 75. P. 326-336.

71. Breakdown and evolution of the protective oxide scales of AISI 304 and AISI 316 stainless steels under high-temperature oxidation / K.A. Habib, M.S. Damra, J.J. Saura [et al.] // *International Journal of Corrosion*. 2011. Vol. 2011. 10 p.

72. Otsuka N., Nishiyama Y., Kudo T. Breakaway oxidation of TP310S stainless-steel foil initiated by Cr depletion of the entire specimen in a simulated flue-gas atmosphere. *Oxidation of Metals*. 2004. Vol. 62. No. 1-2. P. 121-139.

73. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Учебник, 2-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1999. 408 с.

74. Influence of Ni addition on erosive wear characteristics of multi-component white cast iron at elevated temperature / Y. Zhang, K. Shimizu, K. Kusumoto [et al.] // *Wear*. 2017. Vol. 376-377. Part A. P. 452-457.

75. Erosive wear properties of high V–Cr–Ni stainless spheroidal carbides cast iron at high temperature / K. Shimizu, T. Naruse, Y. Xinba [et al.] // *Wear*. 2009. Vol. 267(1-4). P. 104-109.

76. Slurry erosion characteristics and erosive wear mechanisms of Co-Based and

Ni-Based coatings formed by laser surface alloying / R.C. Shivamurthy, M. Kamaraj, R. Nagarajan [et al.] // *Metallurgy and Materials Transactions A*. 2010. Vol. 41A. P. 470-486

77. Goldenstein H., Silva Y.N., Yoshimura H.N. Design a new family of high temperature wear resistant alloys based on IC: experimental results and thermodynamic modeling. *Intermetallics*. 2004. Vol. 12. P. 963-968.

78. Sajjadi S.A., Zebarjad S.M. Study of fracture mechanisms of a Ni-Base superalloy at different temperatures. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2006. Vol. 18. P. 227-230.

79. Onyszko A., Kubiak K., Sieniawski J. Turbine blades of the single crystal nickel based CMSX-6 superalloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2009. Vol. 32/1. P. 66-69.

80. Sajjadi S.A., Zebarjad S.M. Effect of temperature on tensile fracture mechanisms of a Ni-base superalloy. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2007. Vol. 28/1. P. 34-40.

81. Zielinska M., Kubiak K., Sieniawski J. Surface modification, microstructure and mechanical properties of investment cast superalloy. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2009. Vol. 35/1. P. 55-62.

82. Knotek O., Lugscheider E., Wichert W. On the structure and properties of wear- and corrosion-resistant of nickel-chromium-tungsten-carbon-(silicon) alloys. *Thin Solid Films*. 1978. Vol. 53. Is. 3. P. 303-312.

83. Microstructure of cast Ni-Cr-Al-C alloy / G. Cios, P. Bała, M. Stępień [et al.] // *Archives of Metallurgy and Materials*. 2015. Vol. 60. Is. 1. P. 145-148.

84. Room temperature mechanical properties and tribology of NICRALC and Stellite casting alloys / W.S. da Silva, R.M. Souza, J.D.B. Mello [et al.] // *Wear*. 2011. Vol. 271. Is. 9-10. P. 1819-1827.

85. Characterization of NiCrAlC PTA coatings / M. Benegra, G. Pintaude, A. S. Clímaco Monteiro D'Oliveira [et al.] // *Materials Research*. 2012. Vol. 15. No.5. P.775-778.

86. Bala P. New tool materials based on Ni alloys strengthened by intermetallic

compounds with a high carbon content. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2010. Vol. 42/1. P. 5-12.

87. Bala P. Influence of solution heat treatment on the microstructure and hardness of the new Ni-based alloy with a high carbon content. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2010. Vol. 45. Is. 1. P. 40-47.

88. Solidification of high chromium cast iron substituted by 25 to 70 mass% Ni for Fe / K. Yamamoto, M. Hashimoto, N. Sasaguri [et al.] // *Materials Transactions*. 2009. Vol. 50. No. 9. P. 2253-2258.

89. High-temperature oxidation and decarburization of 14.55 wt pct Cr-Cast iron in dry air atmosphere / V.G. Efremenko, Yu. G. Chabak, A. Lekatou [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016. Vol. 47. Is. 4. P.1529-1543.

90. Liu J., Li S., Man Y. Wear resistance of Ni-hard 4 and high-chromium cast iron re-evaluated. *Wear*. 1993. Vol. 166(1). P. 37-40.

91. Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of white cast iron alloys / M. Filipovic, Z. Kamberovic, M. Korac [et al.] // *Metals and Materials International*. 2013. Vol. 19. Is. 3. P. 473-481.

92. ASM Specialty handbook: Cast irons. Edited by Joseph R. Davis. ASM International, 1996. 494 p.

93. Bainitic high-strength cast iron with globular graphite / G.I. Silman, K.V. Makarenko, V.V. Kamynin [et al.] // *Metal Science and Heat Treatment*. 2013. Vol. 55. Is. 3-4. P. 169-174.

94. Vadiraj Aravind, Balachandran G., Kamaraj M. Structure and property studies on austempered and as-Cast ausferritic gray cast irons. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2010. Vol. 19. Is. 7. P. 976-983.

95. The study of heat treatment effects on chromium carbide precipitation of 35Cr-45Ni-Nb alloy for repairing furnace tubes / Nakarin Srisuwan, Krittee Eidhed, Nantawat Kreatsereekul [et al.] // *Metals*. 2016. Vol. 6(26). P.1-14.

96. Grabke H.J. Carburization, carbide formation, metal dusting, coking. *Journal of Materials Technology*. 2002. Vol. 36. P. 297-305.

97. Carburisation of Fe-Ni-Cr alloys at high temperatures / A. Ul-Hamid,

H.M. Tawancy, S.S. Al-Jaroudi [et al.] // *Material Science Poland*. 2006. Vol. 24. P. 219-331.

98. Babakr A., Habiby F. Lengthening cracking and weldability problems of Fe-Ni-Cr alloy tube. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*. 2009. Vol. 8. P. 133-148.

99. Principles for developing grinding media with increased wear resistance. Part 1. Abrasive wear resistance of iron-based alloys / A.D. Koval', V.G. Efremenko, M.N. Brykov [et al.] // *Journal of Friction and Wear*. 2012. Vol. 33. Is. 1. P. 39-46.

100. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Чейлях Я.А. Способы широкослойной наплавки износостойких сплавов. *Вісник Приазовського державного технічного університету: зб. наукових праць. Серія: Технічні науки*. 2016. Вип. 33. С. 63-68.

101. Наплавка двумя ленточными электродами /В.Н. Харитонов, Г.Д. Анцифиров, Г.И. Ковалеров [др.] // *Сварочное производство*. 1978. №6. С. 46-48.

102. Кассов В.Д., Разумович О.О. Математическое моделирование состава металла, наплавленного порошковой проволокой сложной конструкции. *Вестник Харьковского национального автомобильно-дорожного университета*. 2014. Вып. 65-66. С. 131-134.

103. Bernd R. Influence of the welding process to the dilution rate of weld overlays on unalloyed steel using the weld consumable ER NiCrMo-3 (Alloy 625). *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*. 2014. № 5. P.72-75.

104. Зареченский А.В., Колечко А.А. Некоторые вопросы технологии наплавки засыпных аппаратов. *Сварочное производство*. 1970. №10. С.49-50.

105. Гулаков С.В., Матвиенко В.Н., Матвиенко Я.В. Управление химическим составом металла, наплавляемого ленточным электродом. *Захист металургійних машин від поломок: Зб. наук. пр.* 2008. №10. С.231-235.

106. Широкослойная износостойкая наплавка зубьев ковшей эксковаторов ЭКГ-4,6 / В.В. Меликов, М.О. Бродянский, Е.Л. Шейнман [др.] // *Сварочное производство*. 1977. №8. С.45-46.

107. Меликов В.В. Многоэлектродная наплавка. М.: Машиностроение, 1988. 144 с.
108. Тарасов В.В., Лаврик П.Ф., Лещинский Л.К. Широкой слойная наплавка в поперечном магнитном поле открытой дугой. *Автоматическая сварка*. 1973. №1. С. 73-74.
109. Магнитное управление формированием шва при автоматической сварке под флюсом / Ю.Г. Гаген, И.В. Перун, С.Т. Добровольский [др.] // *Автоматическая сварка*. 1975. № 11. С. 73-74.
110. Хасуи А., Моригаки О. Наплавка и напыление. М.: Машиностроение, 1985. 239 с.
111. Chigarev V.V., Shchetinina V. I., Shchetinin S. V. Magnetic field in electric arc welding. *Welding International*. 2016. Vol. 30. Is. 4. P. 319-324.
112. Миронова М.В. Производительность расплавления ферромагнитных сварочных проволок при наплавке в продольном магнитном поле. *Захист металургійних машин від поломок: зб. наукових праць*. 2012. Вип.14. С. 259-263.
113. Миронова М.В. Влияние индукции продольного магнитного поля на проплавление основного металла при дуговой наплавке. *Вісник Приазовського державного технічного університету: зб. наукових праць. Серія: Технічні науки*. 2012. Вип. 25. С. 141-146.
114. Чигарев В.В., Белик А. Г. Влияние продольного магнитного поля на формирование наплавленного износостойкого слоя. *2-й науково-технічний семінар «Зварювання та споріднені процеси у промисловості»: збірка тез* (м. Київ, 2007). Київ, 2007. С.56-59.
115. Акулович Л.М., Миранович А.В. Повышение качества покрытий при электромагнитной наплавке в постоянном магнитном поле. *Вестник Полоцкого государственного университета. Серия В, Промышленность. Прикладные науки*. 2008. № 8. С. 58-65.
116. Lancaster J. F. The physics of welding. *Physics in Technology*. 1984. Vol. 15(2). P. 73.
117. Thermally sprayed coatings resistant to erosion and corrosion for power

plant boilers-a review / K. Szymański, A. Hernas, G. Moskal [et al.] // *Surface Coating Technology*. 2015. Vol. 268. P. 153-164.

118. Быстров В.А. Условия эксплуатации и высокотемпературного износа засыпного устройства доменной печи. *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 2013. Вып. 56. № 10. С. 35-39.

119. Hutchings I., Shipway P. Tribology. Friction and wear of engineering materials. Butterworth-Heinemann, 2017. 412 p.

120. Deuis R. L., Brown A.M., Petrone S. Hot erosion wear and carburization in petrochemical furnaces. *Materials and Corrosion*. 2006. Vol. 57. P. 135-146.

121. Restall J.E., Stephenson D.J. High temperature erosion of coated superalloys for gas turbines. *Materials Science and Engineering*. 1987. Vol. 88. P. 273-282.

122. High temperature erosion characteristics of surface treated SUS410 stainless steel / K. Shimizu, Y. Xinba, M. Ishida [et al.] // *Wear*. 2011. Vol. 271. P. 1349-1356.

123. Abrasive wear of materials in blast furnace under actual working conditions / G.P. Melnichenko, M.A. Tylkin, V.M. Grebenik [et al.] // *Izvestia Vysshikh Uchebnykh Zavedeniy. Chernaya Metallurgiya*. 1967. Vol. 10. No. 8. P. 159-162.

124. Erosive wear performance of heat treated multi-component cast iron containing Cr, V, Mn and Ni eroded by alumina spheres at elevated temperatures / Y. Zhang, K. Shimizu, X. Yaer [et al.] // *Wear*. 2017. Vol. 390-391. P. 135-145.

125. Singh S., Tafti D. Particle deposition model for particulate flows at high temperatures in gas turbine components. *International Journal of Heat Fluid Flow*. 2015. Vol. 52. P. 72-83.

126. Effect of oxidation on erosive wear behaviour of boiler steels / M. Antonov, R. Veinthal, E. Huttunen-Saarivirta [et al.] // *Tribology International*. 2013. Vol. 68. P. 35-44.

127. High erosion-oxidation performance of Fe-based Nb or V containing multi-component alloys with Co addition at 1173 K / K. Kusumoto, K. Shimizu, X. Yaer [et al.] // *Materials Design*. 2015. Vol. 88. P. 366-374.

128. Effect of Mo content on erosive wear characteristics of high chromium cast iron at 1173 K / K. Shimizu, K. Kusumoto, X. Yaer [et al.] // *Wear*. 2017.

Vol. 376-377. P. 542-548.

129. Новик Ф.С., Арсов Я.Б. Оптимизация процессов технологии металлов методами планирования экспериментов. М.: Машиностроение; София: Техника, 1980. 304 с.

130. Wear mechanisms at high temperatures. Part 1: wear mechanisms of different Fe-based alloys at elevated temperatures / H. Winkelman, E. Badisch, M. Kirchgaßner [et al.] // *Tribology Letters*. 2009. Vol. 34. P. 155-166.

131. Shimizu K., Xinba Y., Araya S. Solid particle erosion and mechanical properties of stainless steels at elevated temperature. *Wear*. 2011. Vol. 271. P. 1357-1364.

132. High temperature corrosion studies on friction welded low alloy steel and stainless steel in air and molten salt environment at 650 °C / N. Arivazhagan, S. Narayanan, S. Singh [et al.] // *Materials Design*. 2012. Vol. 34. P. 459-468.

133. Yu X.Q., Fan M., Sun Y.S. The erosion-corrosion behaviour of some Fe₃Al-based alloys at high temperatures. *Wear*. 2002. Vol. 253. P. 604-609.

134. An investigation on erosion behavior of nanostructured 7YSZ coatings at elevated temperature / Z. Qu, C. Xiangmeng, J. Wu [et al.] // *Surf. Coat. Technol.* 2016. Vol. 299. P. 129-134.

135. Zhang Xian-man, Chen Wei-ping. Review on corrosion-wear resistance performance of materials in molten aluminum and its alloys. *Transactions of Nonferrous Metallurgy Society China*. 2015. Vol. 25. P. 1715-1731.

136. Simulation of structure formation in the Fe–C–Cr–Ni–Si surfacing materials / B. Efremenko, A. Belik, Yu. Chabak [et al.] // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. 2018. № 2. C.33-38.

137. Phase diagram calculation of high chromium cast irons and influence of its chemical composition / D. Li, L. Liu, Yu. Zhang [et al.] // *Materials and Design*. 2009. № 30. P. 340-345.

138. Modeling of micro- and macrosegregation and freckle formation in single-crystal nickel-base superalloy directional solidification / M.C. Schneider, J.P. Gu, C. Beckermann [et al.] // *Metallurgy and Materials Transactions A*. 1997. Vol. 28A. P. 1517-1531.

139. Numerical modelling and experimental determination of temperature distribution during manual metal arc welding / S. Murugan, P.V. Kumar, T.P.S. Gill [et al.] // *Science and Technology of Welding and Joining*. 1999. Vol. 4. No. 6. P. 357 - 364.

140. Abdullin A.D., Ershov A.A. End-to-end simulation of casting and metal-forming operations with ProCAST and Qform software. *Metallurgist*. 2014. Vol. 58. Is. 5. P. 339-345.

141. Исследование формирования структуры износостойкого сплава при наплавке порошковой лентой ПЛ-АН-111 / Б.В. Ефременко, А.Г. Белик, Я.А. Чейлях [и др.] // *Автоматическая сварка*. 2017. № 9. С. 17-23.

142. Ефременко Б.В., Белик А.Г. Комп'ютерне моделювання процесу структуроутворення у сплаві Fe-5%C-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 (Київ, 20-21 квітня 2017). Київ, 2017. С. 264-266.

143. Carvill J. Mechanical Engineers Data Handbook. Butterworth-Heinemann, 1993. 352 p.

144. 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*. 2016. № 1. С.28-32.

145. Kutz M. Handbook of Material Selection. John Willey and Sons, 2002. 1497 p.

146. Laird G., Gunglach R., Rohring K. Abrasion-Resistant Cast Iron Handbook. The American Foundry Society, 2000. 200 p.

147. Калетина Ю.В., Фокина Е.А., Счастливец В.М. Влияние постоянного магнитного поля на кинетику гамма-альфа-превращения в сплавах с изотермическим типом мартенсита. *Физика металлов и металловедение*. 2003. Т. 96. № 6. С. 38-45.

148. Влияние межфазного распределения химических элементов на микро-

структуру наплавленного сплава Сормайт / А.Г. Белик, Б.В. Ефременко, В.В.Чигарев [и др.] // *Сварочное производство*. 2018. № 3. С. 3-9.

149. Laird II G. Metallurgical and Microstructures of Ni-hard I, Ni-hard IV and high-Cr white cast irons. *Transactions of American Foundrymen's Society*. 1991. № 99. P. 339-357.

150. Filipovic M., Romhanji E., Kamberović Ž. Chemical composition and morphology of M_7C_3 eutectic carbide in high chromium white cast iron alloyed with vanadium. *ISIJ International*. 2012. Vol. 52. Is.12. P. 2200-2204.

151. Rolland P., Carlino V.L., Vane R. Improved carbon analysis with Evactron plasma cleaning. *Microscopy and Microanalysis*. 2004. Vol. 10 (Suppl. 02). P. 964-965.

152. Chabak Yu.G., Efremenko V.G. Change of secondary-carbides state in 14.5% Cr Cast Iron at High-Temperature Heating. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2012. Vol. 34 (9). P. 1205-1220.

153. Цыпин И.И. Белые износостойкие чугуны: Структура и свойства. М.: Металлургия, 1983. 176 с.

154. Aso S., Goto S., Komatsu Y. High temperature strength of chromium white cast iron containing spheroidal graphite. *Journal of the Japan Institute of Metals*. 1997. Vol. 61. Is. 10. P.1037-1043.

155. Crystallization of graphite in eutectic solidification of high chromium cast iron / Y. Ono, R. Shimizu, N. Murai [et al.] // *The Journal of the Japan Foundrymen's Society*. 1991. Vol. 63. No. 4. P 340-346.

156. DuPont J.N., Marder A.R. Dilution in single pass arc welds. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1996. Vol. 27. Is. 3. P. 481-489.

157. The effect of microstructure on abrasive wear of a Fe-Cr-C-Nb hardfacing alloy deposited by the open arc welding process / E.O. Correa, N.G. Alcântara, L.C. Valeriano [et al.] // *Surface and Coating Technology*. 2015. Vol. 276. P. 479-484.

158. Microstructure and wear characteristics of high-carbon Cr-based alloy cladings formed by gas tungsten arc welding (GTAW). / C.-M. Lin, C.-M. Chang,

J.-H. Chen [et al.] // *Surface and Coating Technology*. 2010. Vol. 205. P. 2590-2596.

159. 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*. 2017. № 2 (68). С.120-130.

160. Межфазное распределение элементов при наплавке порошковой лентой с перекрытием валиков / Б.В.Ефременко, А.Г. Белик, В.В. Чигарев [и др.] // *Сварочное производство*. 2018. № 5. С.13-20.

161. Белик А.Г., Ефременко Б.В., Чигарев В.В. Микроструктура защитного покрытия, наплавленного порошковой лентой ПЛ АН-111. *Міжнародна науково-технічна конференція «Університетська наука – 2017»*: збірка тез (м. Маріуполь, 18-19 травня 2017). Маріуполь, 2017, Т. I. С. 111-112.

162. 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). Дніпро, 2017. С.298-299.

163. 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 2017). Маріуполь, 2017, Т. II. С. 202-204.

164. 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 (м. Краматорськ, 25-28 вересня 2017). Краматорськ, 2017. С. 60.

165. Fe-Cr-C Hardfacing alloys for high-temperature applications / L.-E. Svensson, B. Greftoft, B. Ulander, [et al.] // *Journal of Materials Science*. 1986.

Vol. 21. P. 1015-1019.

166. Microstructural and crystallographical study of carbides in 30wt.% Cr cast irons / A.Wiengmoon, T.Chairuangsi, A.Brown [et al.] // *Acta Materialia*. 2005. Vol. 53. Is.15. P. 4143-4154.

167. Youping M., Xiulan L., Yugao L. Effect of Ti-V-Nb-Mo addition on microstructure of high chromium cast iron. *China Foundry*. 2012. Vol. 9. № 2. P. 148-153.

168. Чабак Ю.Г., Ефременко В.Г., Станишевский Р.Р. Структурные изменения в комплекснолегированном белом чугуна при дестабилизирующем нагреве. *Вісник ДНУЗТ ім. В. Лазаряна*. 2011. Вип. 38. С. 229-232.

169. Effects of process parameters of gas metal arc welding on dilution in cladding of stainless steel on mild steel / V. Kumar, G. Singh, M. Zaheer [et al.] // *International Journal of Mechanical Engineering*. 2012. Vol. 2. No. 2. P. 127-131.

170. Wiengmoon A., Chairuangsi T., Pearce J.T.H. A microstructural study of destabilized 30wt% Cr-2.3 wt% C high chromium cast iron. *ISIJ International*. 2004. Vol. 44. Is.2. P. 396-403.

171. Efremenko V.G., Chabak Yu.G., Brykov M.N. Kinetic parameters of secondary carbide precipitation in high-Cr white iron alloyed by Mn-Ni-Mo-V complex. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2013. Vol. 22 (5). P. 1378-1385

172. Landolt D., Mischler S. Tribocorrosion of passive metals and coatings. Cambridge, Woodhead Publishing Ltd., 2011. 576 p.

173. Крутилин А.Н., Бестужев Н.И., Бестужев А.Н. Первичные карбиды в хромистых чугунах. *Литье и металлургия*. 2006. № 1(37). С. 41-44.

174. Asensio-Lozano J., Álvarez-Antolín J.F., Vander Voort G. F. Identification and quantification of active manufacturing factors for graphite formation in centrifugally cast Nihard cast irons. *Journal of Materials Processing Technology*. 2008. Vol. 206. Is. 1. P. 202-215.

175. Solidification behavior of high-nickel grain roll materials / T. Himemiya, T. Umeda, G. Matsunoshita [et al.] // *ISIJ International*. 1992. Vol. 32. No. 11. P. 1141-1149.

176. Sawamoto A., Ogi K., Matsuda K. Solidification structures of

Fe–C–Cr–(V–Nb–W) alloys. *AFS Transactions*. 1986. Vol. 94. P. 403-416.

177. Asensio-Lozano J., Álvarez-Antolín J. F. Saturated fractional design of experiments: Toughness and graphite phase optimizing in Nihard cast irons. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2008. Vol. 17. Is. 2. P. 216-223.

178. Сильман Г.И. Термодинамика и термокинетика структурообразования в чугунах и сталях. М.: Машиностроение, 2007. 302 с.

179. Могутнов Б.М., Томилин И.А., Шварцман Л.А. Термодинамика сплавов железа. М.: Металлургия, 1984. 208 с.

180. Borle S. Microstrcutural characterization of chromium carbide overlays and a study of alternative welding processes for industrial wear applications. Thesis for Master of Science, University of Alberta, 2014. 159 p.

181. Barnes N., Borle S., Mendez P. F. Large anomalous features in the microstructure of chromium carbide weld overlays. *Science and Technology of Welding and Joining*. 2017. Vol. 22 (7). P. 595-600.

182. Білик О.Г., Єфременко Б.В. Структурні макроаномалії покриття, наплавленого порошковою стрічкою ПЛ АН-111. *Вісник Приазовського державного технічного університету. Сер.: Технічні науки*. 2017. Вип. 35. С. 50-57.

183. Pierson H.O. Handbook of refractory carbides and nitrides: properties, characteristics, processing, and applications. William Andrew Publishing, 1997. 362 p.

184. 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.

185. 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.

186. Ефременко Б.В., Белик А.Г. Высокотемпературная эрозионная стойкость Cr-Ni-C-Fe наплавки. VII-а Міжнародна наукова конференція «Матеріали

для роботи в екстремальних умовах»: збірка тез (м. Київ, 30 листопада – 2 грудня 2017). Київ, 2017. С.95.

187. Abrasive wear characteristics of Fe-2C-5Cr-5Mo-5W-5Nb multicomponent white cast iron / K. Kusumoto, K. Shimizu, X. Yaer [et al.] // *Wear*. 2017. Vol. 376-377. P. 22-29.

188. Studying the effect of boron on heat-resistance properties of Ni-Cr alloys / V.Yu. Kulikov, A.Z. Issagulov, Sv.S. Kvon [et al.] // *Metalurgija*. 2017. Vol.56. No.3-4. P. 409-411.

189. 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.

ДОДАТОК А

ЧАО «МК «Азовсталь»



УТВЕРЖДАЮ

Директор по технологиям
и качеству

С.В. Сосин

09/10 2017 г.

А К Т

промышленного опробования технологии упрочнения
проводок шаропрокатного стана СПШ-80

Настоящий составлен в том, что в условиях шаропрокатного отделения цеха рельсовых скреплений опробована технология комбинированного упрочнения проводок стана СПШ-80. Опробование проводилось по инициативе Государственного высшего учебного заведения «Приазовский государственный технический университет» (ГВУЗ «ПГТУ»). Перья проводок, выкованные из стали К74 в количестве 4 шт, были наплавлены порошковой лентой ПЛ-АН-101 с получением наплавленного слоя толщиной 5-7 мм, после чего подвергнуты объемной термической обработке. Электродуговая наплавка проводилась в лаборатории кафедры металлургии и технологии сварочного производства ГВУЗ «ПГТУ» со следующими параметрами: сварочный ток – 650-750 А; напряжение на дуге – 30-34 В; скорость наплавки 28 м/ч. Термообработку перьев проводили на участке ЦРС. Наплавленные и термообработанные перья были приварены к телу проводок.

Экспериментальные проводки устанавливали парами в клеть стана СПШ-80. Испытания проводок проводили при прокатке мелющих шаров диаметром 40 мм из стали К74. Температура нагрева шаровой заготовки под прокатку составляла 950-990 °С. До замены на экспериментальных проводках было прокатано 42,9 т шаров (первая пара проводок) и 45,8 т (вторая пара); в среднем – 44,3 т. На проводках стандартного исполнения (пруток из стали 60С2) до замены в среднем прокатывается 18,1 т шаров диаметром 40 мм. Таким образом, стойкость экспериментальных проводок в среднем 2,45 раза выше стойкости стандартных проводок.

С учетом полученных результатов опробованная технология упрочнения может быть рекомендована к внедрению для повышения стойкости проводок шаропрокатных станом.

От ЧАО «МК «Азовсталь»:

и Начальника ЦРС

Е.В. Дунаев
А.В. Морозов

От ГВУЗ «ПГТУ»:

Доцент,
к.т.н.

А.Г. Белик

Начальник прокатной
лаборатории
технологического
управления

Е. В. Дунаев

М.н.с.,
аспирант

Б.В. Ефременко



РОЗРАХУНОК

очікуваного економічного ефекту від впровадження
результатів дисертаційної роботи **Єфременка Богдана Васильовича**

Розроблена в ході виконання дисертації Єфременком Богданом Васильовичем технологія зміцнення провідок кульпрокатних станів апробована в умовах цеху рейкових скріплень МК «Азовсталь» (м. Маріуполь). По результатах випробувань встановлено, що стійкість провідок підвищилась в середньому в 2,45 рази у порівнянні із провідками із сталі 60С2. Це відповідає додатковому випуску 120 т куль діаметром 40 мм в місяць у зв'язку із зменшенням часу на заміну зношених провідок та скорочення простоїв обладнання.

Очікуваний економічний ефект буде отримано за рахунок прибутку при додатковому випуску продукції (сталевих молоткових куль діаметром 40 мм 3-ї групи твердості за ДСТУ 8538:2015).

Очікуваний економічний ефект (Е) розраховували за виразом:

$$E = \Pi + B - K_n \cdot B_{\text{НДР}}, \quad (1)$$

де Π – прибуток за рахунок додаткового випуску продукції; B – витрати на впровадження нової технології; K_n – нормативний коефіцієнт (0,15); $B_{\text{НДР}}$ – витрати на проведення НДР (150 тис. грн.).

Додатковий прибуток розраховували як:

$$\Pi = A \cdot C \cdot H, \quad (2)$$

де A – обсяг додаткової продукції (120 т/місяць), C – ціна продукції (11 тис. грн./т), H – норма прибутку (10 %).

Витрати на впровадження нової технології розраховували як:

$$B = B_1 \cdot A_1 - B_2 \cdot A_2, \quad (3)$$

де B_1 і B_2 – витрати на виготовлення однієї провідки за існуючою та новою технологіями, відповідно ($B_1 = 65$ грн./шт., $B_2 = 108$ грн./шт.), A_1 і A_2 – обсяг виробництва провідок за існуючою та новою технологіями, відповідно ($A_1 = 720$ шт./місяць, $A_2 = 294$ шт./місяць). При розрахунку B_1 і B_2 приймали вартість прокату зі сталі 60С2 та порошкової стрічки ПЛІ АН-101 як 25 і 100 грн./кг, відповідно.

З урахуванням (2) і (3) очікуваний економічний ефект склав:

$$E = 120 \cdot 11000 \cdot 0,10 + [(720 \cdot 65) - (294 \cdot 108)] - 0,15 \cdot 15000 = 132000 + 15048 - 22500 = 124548 \text{ грн./місяць.}$$

Висновок

Впровадження результатів дисертаційної роботи Єфременка Богдана Васильовича є економічно доцільним.

Зав. кафедрою інноватики та управління,
доктор економічних наук, професор

Т. Г. Логутова

Професор кафедри економіки підприємств,
доктор економічних наук

М. В. Верескун

Науковий керівник,
доктор технічних наук, професор

С. І. Макуров

ДОДАТОК В



ЗАТВЕРДЖУЮ
Перший проректор
ДВНЗ «ПДТУ»
В.М. Євченко
« 25 » ІВНІЯ 2018 р.

А К Т

впровадження в початковий процес результатів дисертаційної роботи
Єфременка Богдана Васильовича на тему «Структуроутворення в наплавлених
Cr-Ni-Fe-C сплавах, призначених для використання в умовах
високотемпературного зношування»

Цим підтверджуємо, що результати дисертаційної роботи Єфременка Богдана Васильовича впроваджені в навчальний процес в ДВНЗ «ПДТУ» шляхом внесення доповнень в курс лекцій з дисципліни «Фізичні і хімічні процеси при наплавленні і напilenні», яка викладається на кафедрі металургії і технології зварювального виробництва для студентів факультету машинобудування і зварювання.

Декан факультету машинобудування
і зварювання, д.т.н., проф.



В.В. Суглобов

Завідувач металургії і технології
зварювального виробництва
докт. технічних наук, професор



В.В. Чігарьов

Науковий керівник,
доктор технічних наук,
професор



С.Л. Макуров

ДОДАТОК Г

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА 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 / B. Efremenko, A. Belik, Yu. Chabak [et al.] // *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 [и др.] // *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 [и др.] // *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 [и др.] // *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., Єфременко Б.В. Структурні макроаномалії покриття, наплавленого 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, наплавленого порошковой 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%C-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%C-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 (м. 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**)