

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД
«ПРИАЗОВСЬКИЙ ДЕРЖАВНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ»
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЛЬВІВСЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

ЧАБАК ЮЛІЯ ГЕННАДІЇВНА



УДК 621.78:669.018.29

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ
ВЛАСТИВОСТЕЙ ЛЕГОВАНИХ ЧАВУНІВ ВДОСКОНАЛЕННЯМ
ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА ОБРОБКОЮ ПОВЕРХНІ
ВИСОКОКОНЦЕНТРОВАНИМИ ДЖЕРЕЛАМИ ЕНЕРГІЇ**

05.02.01 – Матеріалознавство

РЕФЕРАТ

дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

Львів – 2023

Дисертацією є наукова доповідь.

Робота виконана в Державному вищому навчальному закладі «Приазовський державний технічний університет» (ДВНЗ «ПДТУ») Міністерства освіти та науки України, м. Маріуполь.

Офіційні опоненти:

доктор технічних наук, професор

Петребко Валерій Володимирович,

Національний університету «Запорізька політехніка», професор кафедри інтегрованих технологій зварювання та моделювання конструкцій, м. Запоріжжя.

доктор технічних наук, доцент

Лоскутова Тетяна Володимирівна,

Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», професор кафедри фізичного матеріалознавства та термічної обробки, м. Київ.

доктор технічних наук, професор

Студент Михайло Михайлович,

Фізико-механічний інститут імені Г. В. Карпенка НАН України, провідний науковий співробітник відділу матеріалознавчих основ інженерії поверхні, м. Львів.

Захист відбудеться «20» грудня 2023 р. о 14:00 годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 35.052.20 при Національному університеті «Львівська політехніка» за адресою: 79013, м. Львів, вул. Степана Бандери, 12, аудиторія 226.

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Національного університету «Львівська політехніка» за адресою: 79013, м. Львів, вул. Професорська, 1.

Реферат розісланий «16» листопада 2023 р.

Вчений секретар спеціалізованої
вченої ради Д 35.052.20
кандидат технічних наук, доцент

Тетяна ТЕПЛА

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Актуальність теми. Дисертація спрямована на підвищення комплексу експлуатаційних властивостей білих легованих чавунів, які широко використовуються в різних сферах промисловості як матеріал триботехнічного призначення, що має високий опір абразивному, абразивно-корозійному та ерозійному зношуванню. Ці сплави вміщують значну кількість легуючих елементів і мають високу вартість, отже їх використання має бути економічно обґрунтованим. Для досягнення максимальної ефективності необхідно підвищувати експлуатаційну довговічність та надійність чавунів шляхом оптимізації хімічного складу, структури та застосування зміцнювальних технологій. Одним із найбільш перспективних підходів в цьому напрямку є модифікація структури шляхом фазово-структурних перетворень в твердому і рідкому станах, а також нанесення захисних покриттів й поверхневого легування із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії (сталій плазмовий струмінь, високоенергетичні плазмові імпульси, лазерний промінь). Дотепер перераховані методи інженерії поверхні дуже обмежено застосовувались для зміцнювальної обробки легованих чавунів, що зумовлює відсутність необхідних наукових напрацювань та реальних технологічних рішень в цьому напрямі. З урахуванням викладеного, дисертація має наукову й практичну цінність, а її результати є актуальними для підприємств різних галузей вітчизняної промисловості (гірничо-переробна, металургійна, цементна, тощо), деталі й обладнання яких працюють в умовах інтенсивного зношування і потребують частої заміни.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертація виконана у відповідності до тематики науково-дослідних робіт кафедри фізики ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет» та вміщує результати держбюджетних науково-дослідних робіт, що фінансувались МОНУ, в яких дисертант являвся керівником, або виконавцем НДР: «Отримання імпульсно-плазмових композиційних покриттів із підвищеними експлуатаційними властивостями на основі високолегованих Fe-C сплавів» (№ держреєстрації 0116U005479, 2016-2018 рр.), «Створення функціональних покриттів на основі карбідів і карбоборидів елементів IV-VI груп застосуванням високоенергетичних плазмових імпульсів» (№ держреєстрації 0119U1000080, 2019-2021 рр.), «Розробка гібридних мультикомпонентних сплавів триботехнічного призначення та технології їх структурного модифікування застосуванням висококонцентрованих джерел енергії» (№ держреєстрації 0122U00035, 2022-2023 рр.), «Підвищення трибологічних властивостей легованих чавунів та сталей ледебуритного класу поверхневим модифікуванням з використанням плазмової обробки» (№ держреєстрації 0117U002270, 2015-2017 рр.). В дисертації також використані результати наукового проекту «Отримання мультикомпонентних градієнтних покриттів і модифікованих шарів на легованих інструментальних сталях та білих чавунах обробкою високоенергетичним імпульсно-плазмовим розрядом» (№ держреєстрації 0117U001793, 2017 р.), який здобувач виконав одноосібно за грантом Президента України для молодих вчених.

Мета і завдання дослідження. Мета роботи - подальше підвищення комплексу експлуатаційних властивостей сплавів триботехнічного призначення, а саме легованих чавунів та сталей ледебуритного класу, шляхом вдосконалення їх хімічного

складу та модифікація структури комплексною термічною обробкою із використанням висококонцентрованих джерел енергії (плазмовий струмінь, лазерний промінь).

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

- визначити доцільність застосування сталого плазмового струменю та високоенергетичних плазмових імпульсів для зміцнювального модифікування поверхні легованих зносостійких чавунів, а також синтезування чавуноподібних захисних покриттів композитного типу, визначити оптимальні параметри обробки;

- встановити механізм та кінетику фазово-структурних перетворень в легованих чавунах та сталях ледебуритного класу при поверхневих обробках із застосуванням висококонцентрованих джерел енергії;

- вивчити взаємозв'язок між структурою та властивостями модифікованих шарів легованих чавунів та імпульсно-плазмових чавуноподібних покриттів трибологічного призначення;

- розробити режими поверхневої та комбінованої (поверхнево-об'ємної) модифікації досліджених сплавів;

- вдосконалити хімічний склад білих зносостійких чавунів на основі мультикомпонентного легування та використання підвищеного вмісту бору;

- за результатами досліджень розробити та впровадити рекомендації з технологічного процесу зміцнювальної обробки металовиробів для експлуатації в умовах інтенсивного абразивного та ерозійного зношування.

Об'єкт досліджень - високолеговані сплави на залізо-вуглецевій основі трибологічного призначення.

Предмет досліджень - Вплив хімічного складу та режимів фазово-структурної модифікації з використанням плазмового та лазерного нагріву на структуру, механічні та трибологічні властивості чавунів та сталей з високим вмістом карбідоутворюючих елементів.

Методи досліджень: оптична та електронна сканувальна мікроскопія; енергодисперсійний, рентгеноструктурний та термічний методи аналізу; трибологічні випробування за схемами абразивного, ерозійного та адгезійного зношування; вимірювання твердості та мікротвердості; методи планування факторного експерименту; методи математичної статистики та регресійний аналіз; термодинамічне моделювання з використанням комп'ютерної програми «Thermo-Calc[®]».

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Показано, що модифікувальний ефект від обробки високохромистого чавуну сталим плазмовим струменем визначається максимальною температурою нагріву поверхні, а також типом вихідної (перед обробкою) структури матриці. Встановлено, що максимальна твердість поверхні (1000-1080 HV) досягається при плазмовій обробці без оплавлення (з нагрівом ≤ 1200 °C) при вихідній структурі «мартенсит + вторинні карбіди». Найменш сприятливою є структура чавуну в литому стані із первородним аустенітом, який не перетворюється на мартенсит в умовах плазмового гартування, призводячи до утворення тріщин на поверхні.

2. Встановлено можливість суттєвого (на порядок) зменшення розмірів структурних складових легованих чавунів та ледебуритних сталей оплавленням поверхні плазмовим струменем, що приводить до нерівноважної кристалізації металу з фор-

муванням дрібних дендритів аустеніту та евтектичних колоній із нанорозмірними волокнами карбідів. Додаткове подрібнення структури досягається при пост-плазмовій термообробці виділенням дисперсних (0,05-0,5 мкм) вторинних карбідів; це дестабілізує аустеніт до мартенситного перетворення та забезпечує різке (у 2-2,5 рази) підвищення твердості оплавленого шару.

3. Вперше показано можливість формування тонких (кілька десятків мікрометрів) чавуноподібних Fe-C(B)-(Cr,W,V,Si,Mn) захисних покриттів при імпульсно-плазмовому нанесенні із застосуванням катодів, виготовлених із легованих сплавів з карбідною евтектикою. Покриття утворюється на металевій поверхні шляхом надшвидкої ((2-4)·10⁶ K/c) кристалізації перенесених плазмою мікрокрапельних продуктів ерозії катоду. Внаслідок ефекту «Solute-trapping» покриття набуває метастабільної безкарбідної структури, що складається із пересичених вуглецем та легуючими елементами γ (Fe)- та α (Fe)-твердих розчинів.

4. Вперше досліджено механізм та визначено кінетику структуроутворення у чавуні з 28% Cr, синтезованому на металевій підложці у вигляді імпульсно-плазмового покриття. Показано, що в цьому випадку формування основної частини карбідної фази в чавуні відбувається при пост-плазмовій термічній обробці шляхом твердофазних реакцій розпаду пересичених γ Fe- та α Fe-розчинів із реалізацією карбідних перетворень $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$. Встановлено, що при 950 °C розпад має згасаючу кінетику і практично завершується впродовж двох годин витримки, забезпечуючи збіднення аустеніту та його перетворення на мартенсит при охолодженні.

5. Вперше встановлено, що в процесі плазмового перенесення відбувається насичення мікрокрапельних продуктів ерозії катоду ЕАПП вуглецем, який вивільняється при сублімації речовини із стінок камери плазмового прискорювача при короткотривалому (0,5-1,0 мс) електричному розряді. Відповідно, вміст вуглецю та об'ємна частка карбідів в покритті збільшуються у 2-2,3 рази відносно матеріалу катоду.

6. Показано, що запропонований «гібридний» підхід у розробці абразивностійких чавунів дозволяє формувати багатофазну структуру із комплекснолегованими карбоборидами нестехіометричного складу $M_2(B,C)_5$, $M(C,B)$, $M_7(C,B)_3$, $M_3(C,B)$ у вигляді первинних включень та евтектик різної морфології. Дослідженням впливу бору (1,5-3,5 %) та вуглецю (0,3-1,1 %) на структуру й трибологічні властивості ливарного сплаву (%) Fe-5W-5Mo-5V-10Cr-2,5Ti показано, що збільшення їх вмісту сприяє переходу від евтектичного до заевтектичного типу структури та до трансформації типу евтектики відповідно до зміни її базового карбобориду у послідовності $M_2(B,C)_5 \rightarrow M_7(C,B)_3 \rightarrow M_3(C,B)$.

7. Вперше показано можливість кристалізації в мультикомпонентних борвміщуючих чавунах гексагонального борокарбиду $M_2(B,C)_5$ із вмістом W, Mo та V у сумарній кількості 45-61 %. Борокарбід має твердість 2400-2800 HV і кристалізується у вигляді первинних включень призматичної форми або евтектичних волокон інвертованої евтектики з морфологією «Chinese-script».

8. Встановлено, що комплексне введення W, Ti, Mo, V та Cr у кількості 2,5-10 % (кожного елемента) у Fe-C-B сплави призводить до формування карбоборидів $M_2(B,C)_5$ та $M(C,B)$ дуплексної («оболонка/ядро») будови, обумовленої суттєвою неоднорідністю в розподілі вольфраму в межах включень.

Практична цінність отриманих результатів.

1. Вперше запропоновано і використано електротермічний аксіальний плазмовий прискорювач для поверхневої модифікації чавунів та нанесення трибологічних чавунних покриттів на металеву поверхню (патент України на винахід № 114678).

2. Розроблено математичні моделі нагріву металевої поверхні при плазмовому модифікуванні та нанесенні імпульсно-плазмових покриттів, що дозволило оптимізувати режими напилення.

3. Запропоновано принцип чередування матеріалу катоду при імпульсно-плазмовому нанесенні, що забезпечує формування шаруватих зносостійких покриттів.

4. Розроблено конструкцію композитного катоду ЕАПП, що дозволяє отримувати зносостійкі імпульсно-плазмові покриття без необхідності проведення пост-плазмової термообробки (патент України на винахід № 119011).

5. Розроблено комбіновані (поверхнево-об'ємні) технології зміцнювальних обробок чавунів із застосуванням сталого плазмового струменя (або плазмових імпульсів) та пост-плазмової термічної обробки (патенти України на винахід № 114978, № 119082, № 121045).

6. На основі розробленої математичної моделі оптимізовано хімічний склад «гібридних» мультикомпонентних сплавів, призначених для використання в умовах абразивного зношування.

7. Результати дисертаційної роботи апробовано та впроваджено у виробництво на машинобудівних підприємствах України та Польщі, а також впроваджено в навчальний процес підготовки бакалаврів/магістрів за напрямками 132 «Матеріалознавство» та 163 «Біомедична інженерія» в ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет».

Особистий внесок здобувача. Всі положення та результати, які виносяться на захист, сформульовані і отримані автором самостійно. Здобувачу належать планування та проведення досліджень, аналіз результатів експериментів. Постановка задач, обговорення структури роботи та отриманих результатів виконані спільно з науковим консультантом і співавторами статей. При проведенні досліджень, результати яких опубліковано у співавторстві, автору належать: опис фазово-структурного стану та міжфазного розподілу легуючих елементів в сплавах або покриттях [2-4, 6-10, 12, 17-19, 22, 23, 25-28, 33, 36, 42]; визначення та опис механічних та трибологічних характеристик сплавів та покриттів [1, 7, 10, 21, 28, 29, 31]; способи модифікування структури та поверхневого легування чавунів та сталей [9, 10, 15, 39]; спосіб нанесення покриттів [8, 12, 35]; хімічний склад та конструкція катоду ЕАПП [4, 6, 7, 18, 25, 37, 43, 46, 47]; дослідження та опис вплив матеріалу катоду ЕАПП на характеристики імпульсно-плазмового покриття [14, 40]; розробка та аналіз математичних моделей нагріву поверхні при імпульсно-плазмовому модифікуванні [20, 24, 38]; аналіз результатів термодинамічного моделювання кристалізації сплавів [2, 13, 41]; застосування пост-плазмової термічної обробки [30, 33, 45]; режим попередньої термообробки чавуну перед плазмовим модифікуванням [44]; реалізація повного факторного експерименту та аналіз його результатів [1]; «гібридна» концепція легування зносостійких ливарних сплавів [2, 19]; дослідження та опис механізму зношування поверхні сплавів [1, 11]; дослідження та опис кінетики структуроутворення в

високохромистому покритті при термічній пост-обробці [16]; аналіз сучасних напрямків в розробці сплавів триботехнічного призначення та плазмових технологій для модифікування металевих поверхонь [5, 48, 49].

Апробація результатів дисертації. Наукові положення і результати дисертаційної роботи доповідалися й обговорювалися на міжнародних наукових конференціях та симпозіумах: «Surfaces, Interfaces and Coating Technologies 2023 / PlasmaTech 2023 / Tribology 2023» Joint Conferences (Lisbon, Portugal, 2023), «Матеріали для екстремальних умов роботи» (Київ, (2017-2021), «Проблеми й перспективи розвитку залізничного транспорту», (Дніпро, 2017-2021), «Університетська наука» (Маріуполь, 2016-2023), «Перспективні технології на основі новітніх фізико-матеріалознавчих досліджень та комп'ютерного конструювання матеріалів» (Київ, 2019), «International Conference for Young Professionals in Physics and Technology» (Kharkiv, 2021), «Science and Processing of Cast Irons» (SPCI-XII) (Muroran, Japan, 2021), «Ceramics and Composite Materials» (Madrid, Spain, 2017), «Перспективні технології, матеріали і обладнання у ливарному виробництві» (Краматорськ, 2017), «Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (Запоріжжя, 2021, 2022), «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» (Запоріжжя, 2021), «Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій» (Вінниця, 2017).

Публікації. Результати дисертації опубліковані в 49 наукових роботах, в тому числі в 25 статтях в зарубіжних журналах, включених до НБД Scopus (із них 12 статей у журналах з Q1 та Q2), 9 статтях в спеціалізованих фахових виданнях категорії Б, 5 патентах на винахід, 8 тезах доповідей на конференціях та 2 монографіях.

Обсяг роботи. Дисертація складається зі вступу, 7 розділів, висновків, списку використаних джерел, додатків. Загальний обсяг становить 410 сторінок, у тому числі 326 сторінок основного тексту, 21 таблиця, 169 рисунків, список використаних джерел із 251 найменування та 12 додатків.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі обґрунтовано актуальність теми, викладені мета і завдання роботи, наведено методи досліджень, сформульовані наукова новизна і практичне значення отриманих результатів, надано інформацію стосовно їх впровадження. Зазначено особистий внесок здобувача, подано відомості про апробацію результатів дисертації, публікації за темою досліджень, а також короткий опис структури та обсягу дисертаційної роботи.

У першому розділі представлено аналіз стану питання, аналітичний огляд відомих літературних джерел, визначена проблематика та обґрунтовані підходи до вирішення завдань дисертаційної роботи. Описано існуючі технології поверхневого зміцнення чавунів та інших зносостійких сплавів з використанням концентрованих джерел енергії, проаналізовано їх вплив на структуру та властивості поверхнево модифікованих металовиробів. Представлено технологічні схеми та принципи роботи плазмових прискорювачів, які використовують при плазмовій обробці поверхні. Відмічено, що у зв'язку з обмеженим обсягом досліджень по використанню плазмових та лазерних технологій для зміцнення легованих чавунів цей напрям залишається не повною мірою вивченим та недостатньо науково обґрунтованим. Проаналізовано основні сучасні напрямки вдосконалення хімічного складу ливарних зносо-

стійких сплавів (чавунів та сталей ледебуритного класу), включаючи розробку мультикомпонентних чавунів та сплавів (сталей) з високим вмістом бору. Показано перспективність поєднання різних підходів в легуванні для розробки принципово нових сплавів підвищеного рівня трибологічних властивостей. Обґрунтовано актуальність дисертаційного дослідження та сформульовано його завдання.

У другому розділі описуються матеріали та методи досліджень, використані в дисертації, наводиться інформація щодо застосованих математичних методів планування експерименту та обробки експериментальних даних. В якості матеріалу досліджень в дисертації використано 29 легованих сплавів на Fe-C основі, до складу яких входили високохромисті чавуни (ВХЧ) систем легування Cr-Mn-Ti, Cr-Mn-Ni-Mo-V-Ti, Cr-Mn-V із вмістом 15-28 % Cr; високованадисті чавуни (V-Cr-Mn-Ni) із вмістом 5-10 % V та до 9 % Cr; сталі ледебуритного класу P18, 170X14ГЗСЗН1ФР1, 160X11Г6С2ФМР, 160X9Г9С3МР, а також мультикомпонентні високобористі сплави. Мікроструктуру сплавів досліджували за допомогою оптичної та електронної сканувальної мікроскопії із застосуванням оптичних мікроскопів «Axiovert 40 MAT» (Carl Zeiss), «Eclipse M200» (Nikon, Tokyo, Japan), «GX71» (OLYMPUS) та електронних сканувальних мікроскопів «JSM-7000F» (JEOL), «JSM-6510» (JEOL), «Ultra-55» (Carl Zeiss), «Quanta FEG 650» (FEI). Фазовий склад сплавів визначали рентгеноструктурним методом із застосуванням дифрактометрів «X'Pert PRO» (PANalytical), «Ultima IV-Pro» (Rigaku) та «ДРОН-3», які працювали у Cu-K α та Fe-K α випромінюваннях. Хімічний склад фазових складових визначали за допомогою енергодисперсійної спектроскопії із використанням детекторів «INCAx-sight» (Oxford Instruments) та «JED-2300» (JEOL). Послідовність фазово-структурних перетворень при кристалізації сплавів визначали методом диференційної сканувальної калориметрії (DSC) на аналізаторі «СТА 449-F1» (Jupiter). Твердість вимірювали за методом Роквелла (шкала С), мікротвердість – на приборах «FM-300» (Future-Tech) та «LM-100» (LECO). Трибологічні властивості сплавів визначали в ході випробувань: а) на абразивне зношування за схемою «Three-Body-Abrasion» (у відповідності до ASTM G-65), б) на сухе тертя ковзанням за схемою «Ball-on-Disk» на трибометрах «CSM Instruments» та «Micron-tribo» (контртіло – кулька ШХ15, SiC, алмазний конус), в) на ерозійне зношування в потоці кварцового піску (ротаційна установка).

Для поверхневого зміцнення в роботі були використані: а) плазмотрон непрямої дії (напруга холостого ходу – 220-300 В, робоча напруга – 55-60 В, потужність – 30-35 кВт); б) електротермічний аксіальний плазмовий прискорювач (напруга розряду (U $_0$) – до 5 кВ, струм розряду – до 18 кА); в) волоконний інфрачервоний лазер «TruFiber 400» (TRUMPF) з довжиною хвилі 1064 нм та потужністю 400 Вт.

В дисертації застосовано планування повного факторного експерименту 3² з побудовою регресійних моделей четвертого ступеню. Експериментальні результати піддавали статистичній та регресійній обробкам за допомогою відповідних функцій табличного процесору MS Excel. Термодинамічне моделювання кристалізації легованих чавунів виконували за допомогою комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» з базою даних «TCFE12: TCS Steel and Fe-alloys (2022)».

У третьому розділі розглядаються процеси модифікації структури та властивостей різних груп легованих чавунів (Cr-Mn-Ni-Mo-V-Ti, V-Mn-Ni, V-Cr-Mn-Ni) та сталей ледебуритного класу (Cr-Mn-Si-Ni-V-B, Cr-Mn-Si-Mo-B, Cr-Mn-Si-Mo-V-B) при

обробці поверхні сталим плазмовим струменем. Вибір експериментальних режимів плазмової обробки (ПО) з використанням плазмотрону непрямої дії проводили на основі моделювання температурного поля в чавунному зразку (15 % Cr) методом кінцевих елементів (FEM) за допомогою пакету «Siemens PLM FEMAP» з модулем «MSC.Nastran». З урахуванням високого ступеня концентрації енергії джерела нагріву і великих градієнтів температури в просторі і часі, область моделювання покривалася рівномірною тривимірною сіткою з кроком ($\Delta X = \Delta Y = \Delta Z = 0,02$ мм); часовий крок становив 0,001 с. Для більш точних розрахунків коефіцієнт теплопровідності (λ) задавали як функцію від температури: $\lambda(T) = -0,0155 \cdot T + 49,2$ (Вт/м·К). За результатами моделювання (рис. 1) були обрані наступні режими ПО високохромистого чавуну, які відрізнялись швидкістю переміщення струменю: № 1 ($v = 0,60$ м/хв.); № 2 ($v = 0,40$ м/хв.); № 3 ($v = 0,33$ м/хв.); № 4 ($v = 0,250$ м/хв.). Для всіх режимів сила струму у плазмотроні становила 230-250 А. Вибрані режими відповідали нагріву поверхні до $\sim 800-900$ °С (№ 1), $\sim 1000-1200$ °С (№ 2), $\sim 1300-1400$ °С (№ 3), $\sim 1500-1550$ °С (№ 4). Режими №№ 1-3 забезпечували обробку без оплавлення, режим № 4 – з оплавленням поверхні.

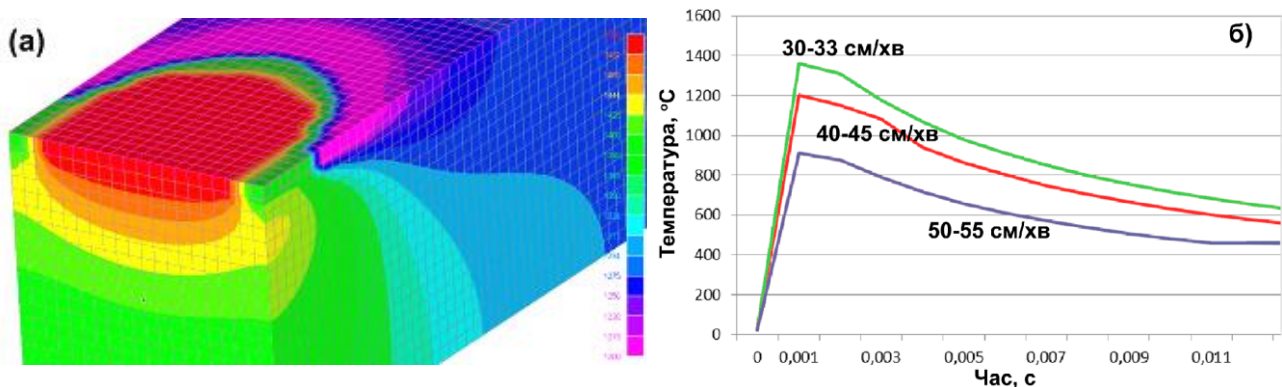


Рис. 1. Результати FEM-моделювання нагріву високохромистого чавуну плазмовим струменем: (а) температурне поле, (б) зміна температури поверхні чавуну в залежності від швидкості переміщення плазмового струменю

В роботі вперше детально досліджено вплив параметрів плазмової обробки на мікроструктуру та трибологічні властивості високохромистого (~ 15 % Cr) чавуну в залежності від вихідної структури металевої матриці. Зразки чавуну 260X15Г2Н1МФТ поділялись на групи: «Л» (литий стан, структура – первородний аустеніт, 48 HRC), «НВ» (гартування від 950 °С, низький відпуск (200 °С), структура – мартенсит відпуску+вторинні карбіди, 59 HRC), «ВВ» (гартування від 950 °С, високий відпуск (600 °С), структура – ферит+зернисті карбіди, 38 HRC). Встановлено, що максимальний модифікувальний ефект від ПО (з досягненням поверхневої твердості 64 HRC) досягається внаслідок формування дрібногольчастого мартенситу, що забезпечується плазмовим нагрівом поверхні до 1000-1200 °С (режим № 2, без оплавлення) у поєднанні із вихідною структурою матриці «мартенсит + вторинні карбіди» (рис. 2, а-в). Найменш придатним для плазмової обробки є литий стан чавуну зі структурою первородного аустеніту, стабільного до фазових перетворень, внаслідок чого ПО не супроводжується утворенням мартенситу, натомість викликає тріщини на поверхні (рис. 2, г).

Встановлено, що у випадку плазмової обробки з оплавленням (режим № 4) в високохромистих та хромо-ванадієвих чавунів, а також в сталях ледебуритного класу

відбувається суттєве (до 10 разів) подрібнення структурних складових (дендритів твердого розчину, карбідів, евтектичні колоній). На прикладі чавуну 260X15Г2Н1МФТ показано, що в оплавленій зоні сформувалась структура із дрібними дендритами (шар «А» на рис. 3, а), розділеними тонкою (0,05–2,0 мкм) сіткою евтектики E_2 на базі карбіду M_7C_3 (рис.3, б). Ця евтектика присутня й у шарі «В», який має як дрібні, так й грубі (неоплавлені) дендрити. В шарі «С» утворилась нова евтектика (E_3) у вигляді масивних ділянок (рис. 3, в), сформованих тонкими (0,2-0,8 мкм) стрижевидними карбідами M_7C_3 (рис. 3, г). Далі слідує перехідна зона з частково оплавленими карбідами вихідної евтектики, за якою розташовується зона термічного впливу. Загальна товщина оплавленого шару становить 220-250 мкм. В оплавленій зоні матриця являє собою насичений вуглецем та легуючими елементами аустеніт (рис. 4, а), що обумовлює невисоку (380-500 HV) твердість шарів «А», «В» і «С».

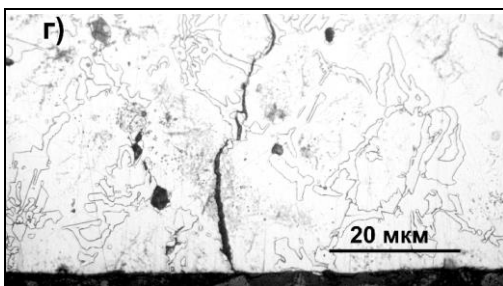
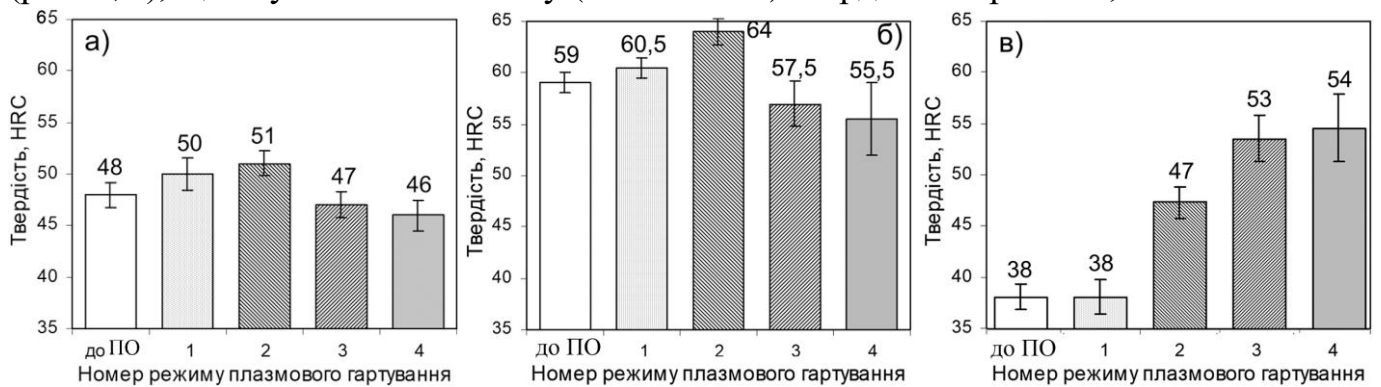


Рис. 2. Вплив режиму ПО на твердість чавуну 260X15Г2Н1МФТ (а-в). Тріщини на поверхні зразку «Л» (г). ((а, г) – зразки «Л», (б) – зразки «НВ», (в) – зразки «ВВ»)

Суттєве зростання твердості оплавленого шару було досягнуто пост-плазмовою термічною обробкою (ПШТО), яка включала витримку при 800 °С (або 950 °С) впродовж 2 год з охолодженням в маслі. В ході витримки відбувся розпад аустеніту (як в дендритах, так і в межах евтектичних колоній) з утворенням великої кількості дисперсних вторинних карбідів M_7C_3 та $M_{23}C_6$ розміром від 0,05-0,2 мкм (при 800 °С) до 0,1-0,6 мкм – при 950 °С (рис. 4, б,в). Збіднений аустеніт перетворився на мартенсит при охолодженні з температури витримки, що викликало підвищення мікротвердості оплавлених шарів до 650-750 HV (800 °С) та до 780-820 HV (950 °С).

Аналогічний характер структуроутворення при ПО мав місце й для високовандистих чавунів та сталей ледебуритного класу. Плазмова обробка була застосована для чавунів системи 3%С-4%Mn-2%Ni-V-Cr із сфероїдальними карбідами ванадію (рис. 5, а), хімічний склад яких задавали відповідно до матриці планування повного факторного експерименту 3^2 . Вміст ванадію та хрому варіювали на трьох рівнях: (5%; 7,5 %; 10 %) та (0%; 4,5%; 9%) відповідно. Структура чавунів в литому стані складалась з аустенітно-перлітної матриці, карбідів VC сфероїдальної форми (отриманих обробкою розплав магнієм) та евтектики на базі карбіду хрому M_7C_3 або цементиту M_3C .

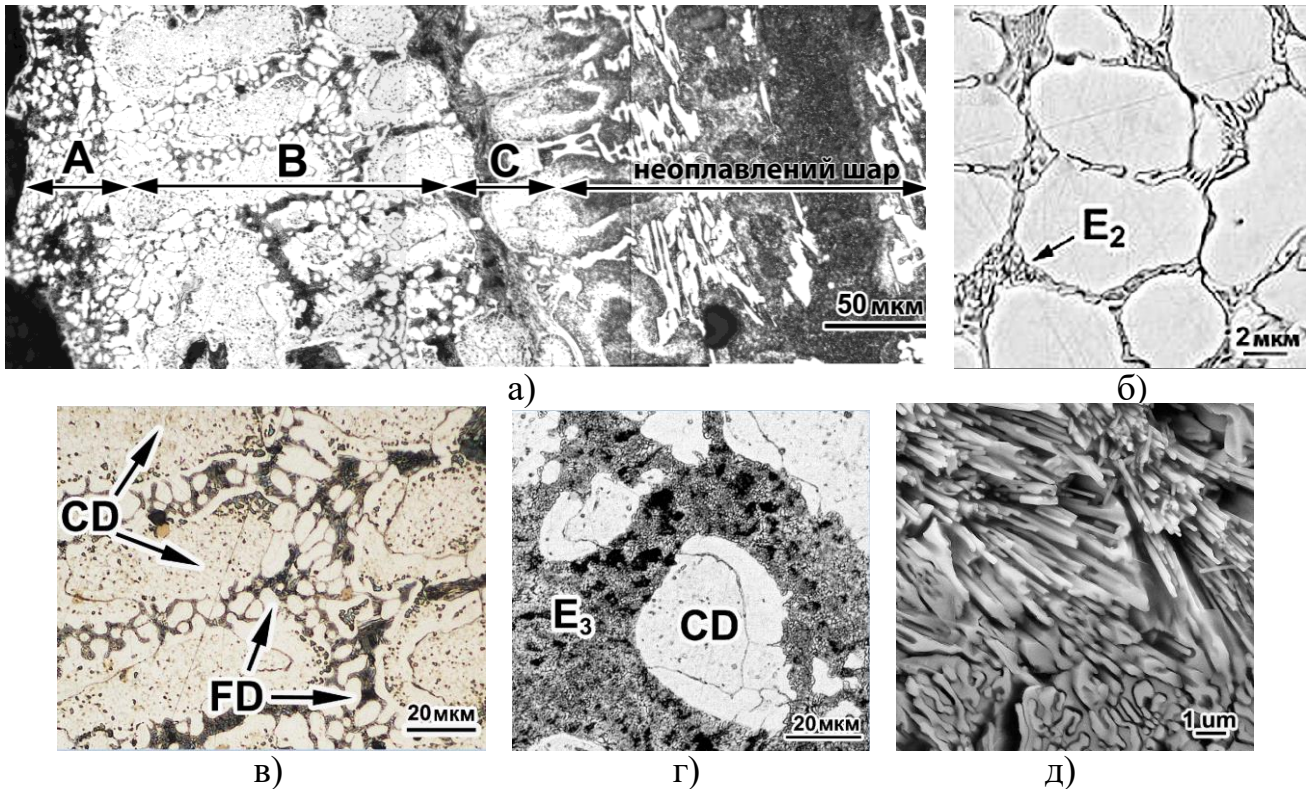


Рис. 3. Плазмове оплавлення чавуну 260X15Г2Н1МФТ: загальний вигляд по перетину (а), шар «А» (б), шар «В» (в), шар «С», волокна евтектики E_3 (д)

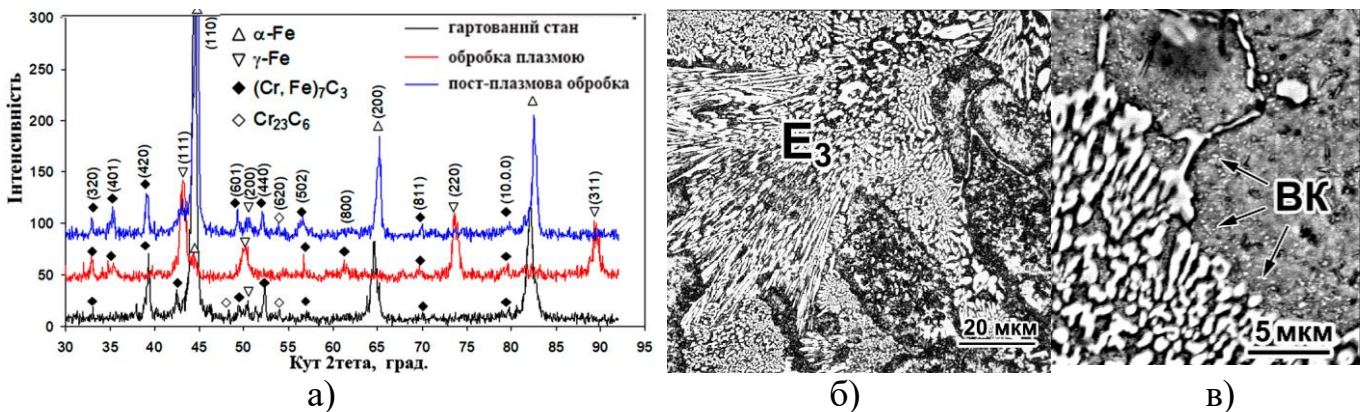


Рис. 4. Дифрактограми чавуну 260X15Г2Н1МФТ (ПО з оплавленням) (а), мікроструктура оплавленого шару чавуну після ППТО при 800 °С (б) та 950 °С (в) (BK – вторинні карбіди)

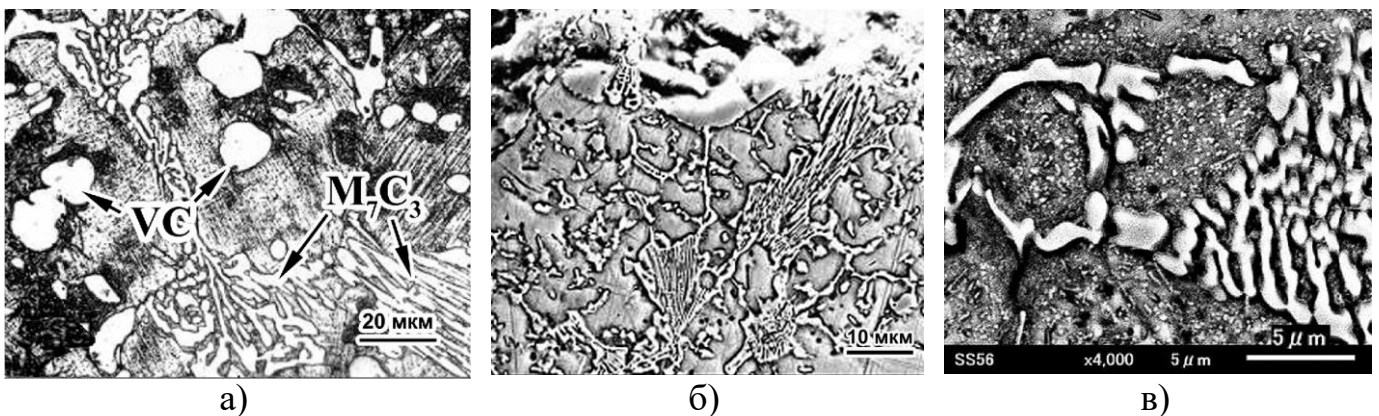


Рис. 5. Структура чавуну 300Ф8X5Н2Г4 зі сфероїдальними карбідами VC: гарт.760°С+ПО (режим №2) (а), ПО (оплавлення) (б), ПО (оплавл.)+ППТО (950 °С)

Для чавунів була застосована комбінована обробка (гартування від 760 °С + ПО (режим № 2, без оплавлення)), яка забезпечила підвищення твердості відносно литого стану на величину від 1 HRC до 19 HRC в залежності від вмісту хрому, який знижував модифікувальний ефект внаслідок стабілізації аустеніту до мартенситного перетворення. При застосуванні ПО з оплавленням (режим № 4) на місці колишніх евтектичних колоній «Аустеніт + M_7C_3 » з крупними евтектичними карбідами сформувалась тонка евтектична сітка (0,3-0,8 мкм) по границях дрібних (2-5 мкм) аустенітних дендритів та евтектичні колонії, утворені тонкими (0,1-0,5 мкм) волокнистими й пластинчастими карбідами (рис. 5, б). Сфероїдальні карбіди VC збереглися в оплавленому шарі в незміненому стані. Оплавлена зона мала низьку твердість: в дендритах в середньому 238 HV, в евтектичних колоніях – 390 HV. Пост-плазмова термообробка (950 °С, 2 год) викликала розпад аустеніту в межах евтектичних колоній з виділенням нанодисперсних вторинних карбідів зернистої та голчастої форми (рис. 5, в), що підвищило твердість колоній до 570 HV.

Встановлено, що обробка поверхні сталім плазмовим струменем забезпечила підвищення абразивної стійкості високохромистого та високованадистих чавунів на ~20 % (без оплавлення) та на ~30 % (з оплавленням поверхні та ППТО) (рис. 6). Такі ж результати були отримані для сталей ледебуритного класу, при цьому максимальне підвищення зносостійкості сягнуло ~50 %. Показана недоцільність застосування плазмової обробки до сплавів з підвищеним (>6 %) вмістом аустеніто-стабілізуючих елементів (Mn, Ni), оскільки в цьому випадку обробка не супроводжується перетворенням аустеніту на мартенсит, а тому не забезпечує модифікувального ефекту із досягненням високої твердості та зносостійкості.

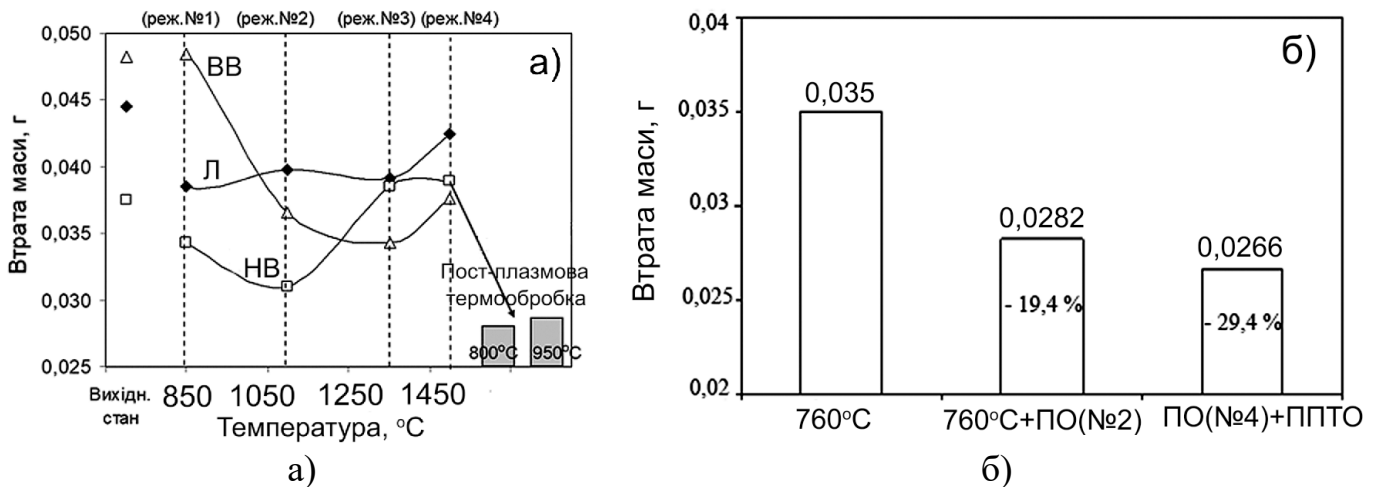


Рис. 6. Вплив ПО на абразивний знос чавуну 260X15Г2Н1МФТ (а) та 300Ф10Х5Н2Г4 (б) в залежності від режиму обробки

Випробування на абразивну ерозію, проведені для 3%С-4%Мn-2%Ni-V-Cr чавунів із сфероїдальними карбідами ванадію, показали, що гартування від 760 °С підвищило (відносно литого стану) їх ерозійну стійкість на 13-63 % (для чавунів з 0-4,5 % Cr) та на 14-23 % – для чавунів з 9 % Cr. Додаткова плазмова обробка без оплавлення (по режиму № 2) забезпечила подальше зростання ерозійної зносостійкості: на 21-29 % для чавунів з 4,5 % Cr та на 6-13 % – в безхромистих чавунах та в чавунах з 9,0 % Cr. Вплив хімічного складу на коефіцієнт ерозійної зносостійкості (E) високованадистих чавунів описується регресійним рівнянням, отриманим відповідно до

процедури повного факторного експерименту 3^2 :

$$E = 1,76 - 0,24X_1 + 0,17X_2 + 0,0128X_1X_2 + 0,133X_1^2 + 0,082X_2^2 - 0,25X_1^2X_2^2 + 0,022X_1X_2^2 - 0,043X_2X_1^2. \quad (1)$$

де X_1 , X_2 – кодовані значення вмісту ванадію та хрому, відповідно (в якості еталону при розрахунках коефіцієнту зносостійкості використали чавун 300Ф10Г13 зі сфероїдальними карбідами ванадію та аустенітною матрицею).

На рис. 7 представлена поверхня відгуку моделі (1). Вона має опуклу форму з перегином при $\sim 4,5\%$ Cr та максимумом ($E = 2,45$), що відповідає сплаву з $5,0\%$ V та $4,5\%$ Cr. Цей сплав є оптимальним; після плазмової обробки він більше ніж у два рази переважає за ерозійною зносостійкістю еталонний сплав, який має значно більший вміст ванадію. Досягнення оптимального структурного стану забезпечує рівномірний характер зношування із мінімальним перепадом рельєфу зношеної поверхні (рис. 8, а). Окрім сфероїдальних карбідів VC (рис. 8, б) та евтектичних карбідів M_7C_3 (рис. 8, в), цьому сприяють плазмово модифіковані ділянки матриці із структурою дисперсного мартенситу із вторинними карбідами. Таким чином, плазмова обробка сталим струменем є перспективним інструментом підвищення функціональних властивостей легованих чавунів трибологічного призначення.

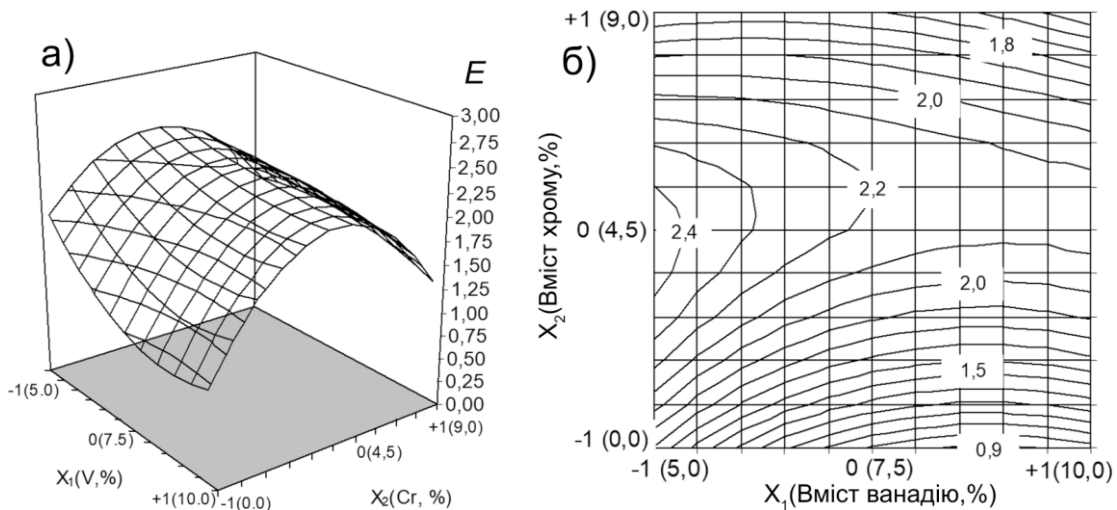


Рис. 7. Поверхня відгуку моделі (1) та її проекція на концентраційну площину (числа біля кривих – значення коефіцієнту зносостійкості)

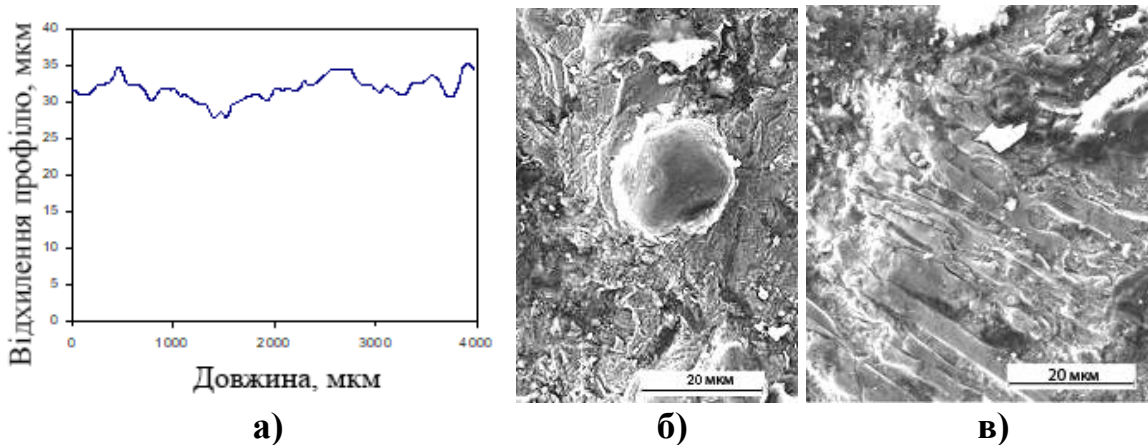


Рис. 8. Профіль (а) та структурні елементи (б, в) на зношеній поверхні чавуну 300Ф5Х5Н2Г4 (гартування від $760\text{ }^\circ\text{C} + \text{ПО}$, режим № 2)

Четвертий розділ присвячений застосуванню імпульсно-плазмової обробки (ІПО) для модифікації легованих чавунів та сталей. В розділі описано конструкцію і фізичні принципи роботи генератору імпульсної плазми нового типу – електротермічного аксіального плазмового прискорювача (ЕАПП), – а також вперше запропоновано та апробовано його використання для поверхневого модифікування легованих чавунів та для формування зносостійких чавуноподібних покриттів на металевих поверхнях. Схема ЕАПП наведена на рис. 9; він складається з розрядної камери у вигляді трубчастого розрядника РТФ-6-0,5/10У1, під'єданого до електричної схеми живлення. Корпус (3) прискорювача, виконаний з діелектричного матеріалу (фібробакеліту), являє собою трубу довжиною 40 см внутрішнім діаметром 8 мм, з товщиною стінки 1 см. Краї корпусу опресовані металевими втулками (1) і (6). До втулки (1) за допомогою нарізного сполучення кріпиться змінний стрижневий електрод (2) діаметром 6 мм, який виконує роль катоду. Анодом служить металева втулка (6) з отвором (5) діаметром 6 мм. Електрична блок-схема ЕАПП складається з блоку генерації імпульсного струму (А) і схеми запуску (Б). Перший складається із ємнісного накопичувача C_1 (ємність $(1,5-3,0) \cdot 10^{-3}$ Ф, робоча напруга до 5 кВ) та нелінійної індуктивності (L). До блоку запуску входять накопичувач енергії (C_3), іскровий розрядник (G), імпульсний трансформатор і конденсатор (C_2). Прискорювач працює у газодинамічному режимі при атмосферному тиску.

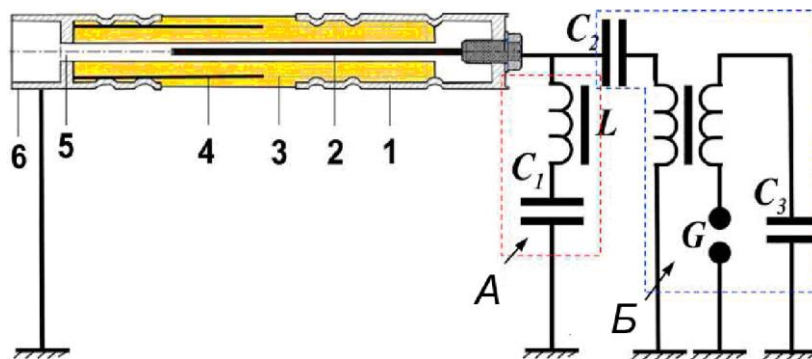


Рис. 9. Схема електротермічного аксіального плазмового прискорювача

Робота ЕАПП полягає в накопиченні достатньої електричної енергії та ініціації між катодом і анодом потужнострумове імпульсного дугового розряду, обмеженого вузьким діелектричним каналом (рис. 10, а). При напрузі зарядки накопичувача енергії 4 кВ тривалість розряду становить близько 0,6 мс, при цьому електричний струм досягає максимуму (18 кА) через 0,2 мс після ініціації розряду. Під час горіння дуги в камері ЕАПП об'ємом ~ 10 см³ за короткий проміжок часу ($\sim 10^{-3}$ с) виділяється енергія ~ 10 кДж, внаслідок чого відбувається різке підвищення температури (до 10-15 тис. К) із формуванням плазми. Іонізовані атоми й електрони взаємодіють один з одним та з іншими атомами, що призводить до виділення тепла і додаткового підвищення температури плазми. Під дією нагріву відбувається інтенсивна сублимація матеріалу електродів і стінок камери ЕАПП, продукти випаровування надходять до каналу розряду, де розігріваються та іонізуються. В результаті тиск в каналі прискорювача стрибкоподібно підвищується до 100-150 атм, що стимулює імпульсну інжекцію утвореного газоплазмового згустку через кільцевої анод в навколишнє середовище (рис. 10, а).

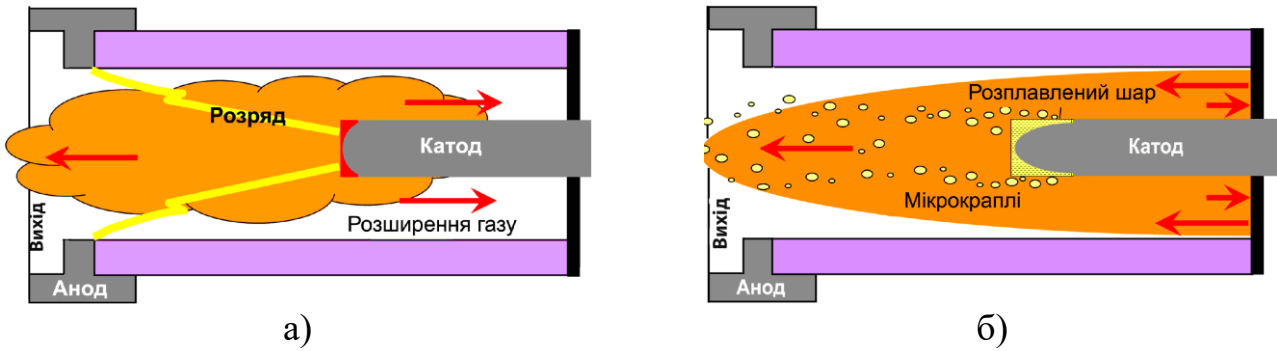


Рис. 10. Етапи евакуації продуктів плазмотворення із ЕАПП: викид плазмового газу (а), інжектування мікрокрапельних продуктів ерозії електродів (б)

При зіткненні високоенергетичного плазмового згустку із металевим тілом поверхня останнього нагрівається. Інтенсивність нагріву оцінювали за допомогою розробленої математичної моделі. Аналіз динаміки температурного поля в зразку при ПЮ проводили чисельним методом шляхом розв'язання задачі теплопровідності Кірхгофа за наявності на поверхні короткочасних розподілених джерел теплоти. Відповідно, граничні умови визначали поверхневою щільністю $q_{(t,x)}$ теплових джерел:

$$\left(\lambda \frac{\partial T}{\partial x}\right)_{x=0} = q_{(t,x)} = \begin{cases} q_0 \sin(\pi t / \tau), & 0 < t \leq \tau, \\ 0, & t > \tau, \end{cases} \quad (2)$$

де τ – час.

Величину q_0 в виразі (2) знаходили з рівняння теплового балансу, представленого у вигляді:

$$\rho_p c_p S_p h_p \Delta T = S_p \int_0^{\tau} [q_0 \sin(\frac{\pi t}{\tau})] dt. \quad (3)$$

де ρ_p та c_p – щільність та питома теплоємність матеріалу зразку; S_p – площа, на яку падає плазмовий імпульс; h_p – висота зразка; ΔT – експериментально визначена зміна температури зразка в результаті зіткнення із плазмовим імпульсом.

Швидкість V_f просування кордону розділу «рідина - тверде тіло» описували як:

$$\rho \Lambda V_f = \lambda_l \left[\frac{\partial T}{\partial x} \right] - \lambda_c \left[\frac{\partial T}{\partial x} \right], \quad (4)$$

де Λ - теплота плавлення; λ_c і λ_l - коефіцієнти теплопровідності кристалічної і рідкої фаз, відповідно.

Чисельним моделюванням встановлено можливість досягнення на поверхні тіла різних температур, включаючи перехід у рідкий стан (рис. 11, а,в). Це досягається підбором $q_{(t,x)}$ внаслідок зміни напруги розряду в ЕАПП. Враховуючи швидкоплинність нагріву (загальний цикл «нагрів/охолодження» не перевищує 10^{-3} с), миттєва швидкість нагріву і наступного охолодження сягає $(2-4) \cdot 10^6$ К/с (рис. 11, б,г), створюючи умови для модифікації сталевोї та чавунної поверхні через подрібнення зерна та мартенситне перетворення. Максимальна глибина прогріву також залежить від щільності енергії, і при $q_0 = 1,75 \cdot 10^9$ В/м² сягає ~ 25 мкм.

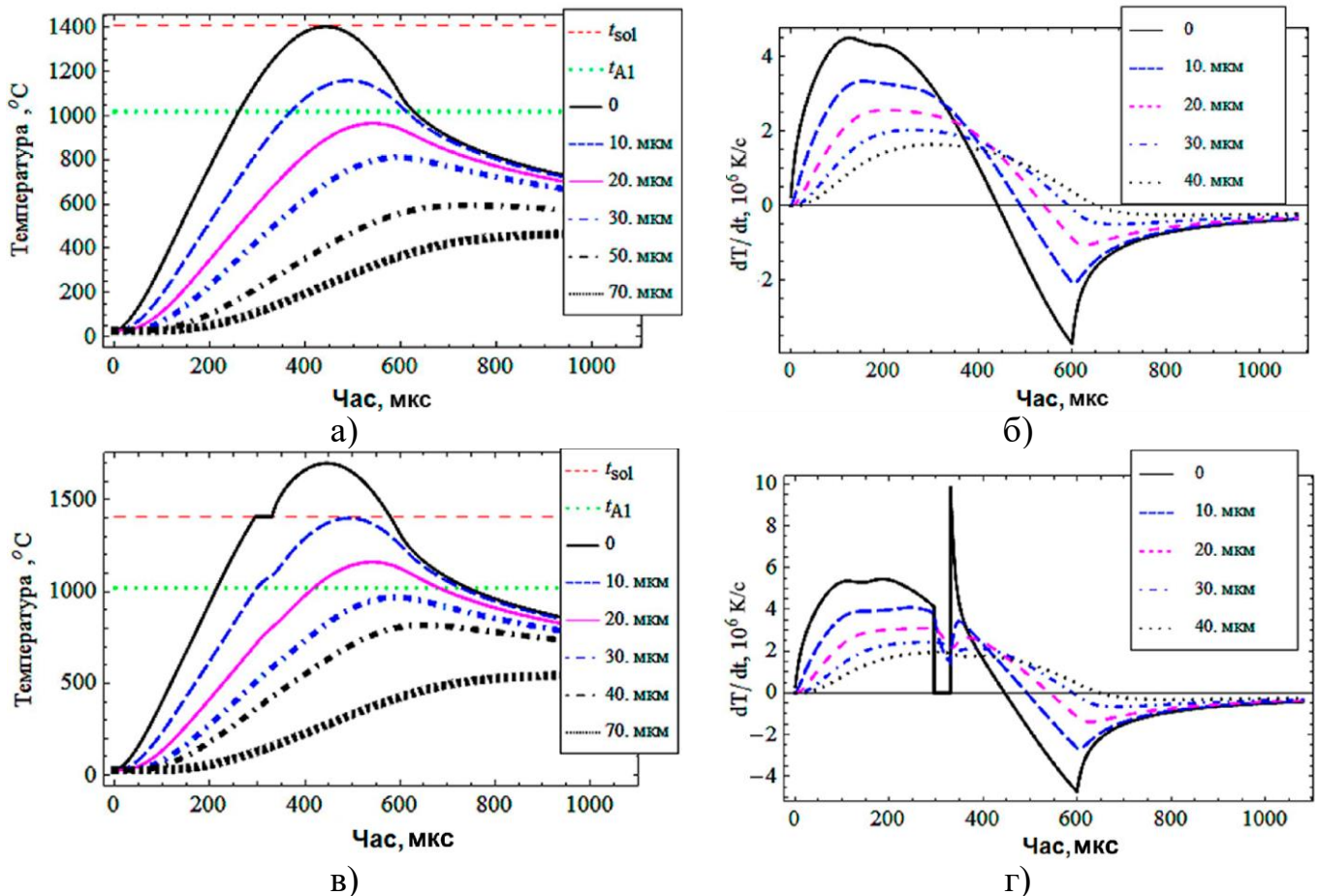


Рис. 11. Результати моделювання нагріву поверхні сталі 75Г плазмовим імпульсом при ПЮ: пошарова зміна температури (а, в) та миттєвої швидкості нагріву/охолодження (б, г) в часі (а, б – при $q_0=1,40 \cdot 10^9 \text{ В/м}^2$, в, г – при $q_0=1,75 \cdot 10^9 \text{ В/м}^2$)

Адекватність розробленої математичної моделі була підтверджена в ході модифікування поверхні конструкційної сталі (75Г). Встановлено, що ПЮ за режимом, який забезпечує $q_0=1,4 \cdot 10^9 \text{ Вт/м}^2$, модифікує сталь 75Г на глибину 13 мкм з формуванням дрібногольчастого (0,6-1,1 мкм) мартенситу із відповідним зростанням твердості до 985 HV (рис. 12,а, рис. 13,а). При збільшенні q_0 до $1,75 \cdot 10^9 \text{ Вт/м}^2$ глибина модифікованого шару зростає до 26 мкм, мартенситні голки грубішають до 0,9-3,3 мкм (рис. 12,б), підвищується вміст залишкового аустеніту (рис. 13,в) і виникає градієнт твердості від 670 HV біля поверхні до 963 HV на глибині 5-26 мкм (рис. 12,б). Встановлено, що для модифікації сірого чавуну СЧ-35 оптимальним є режим з оплавленням поверхні ($q_0=1,4 \cdot 10^9 \text{ Вт/м}^2$), за яким відбувається зміна структури на глибину до 28 мкм (рис. 12,в) із формуванням (замість графіту) наддрібних колоній ледебуритної евтектики чарункової морфології (рис. 13, г) та утворенням високовуглецевого мартенситу. В результаті, мікротвердість сірого чавуну зростає з 200 HV до 697-817 HV. Ефективність імпульсно-плазмового модифікування високохромистого чавуну (15 % Cr) залежить від матеріалу катоду; при цьому сталевий катод (СтЗсп) має перевагу перед вольфрамовим катодом, оскільки забезпечує одночасне підвищення твердості чавуну до 1000-1050 HV та нанесення твердого (700-900 HV) сталевого покриття товщиною до ста мікрометрів (рис. 13, б) (висока твердість покриття зумовлена насиченням сталі вугле-

цем внаслідок плазмохімічних реакцій, що відбуваються в робочій камері ЕАПП при формуванні плазмового потоку. Показано, що ІПО підвищує трибологічні властивості сплавів: абразивна зносостійкість сірого та високохромистого чавунів зростає в 2,0 та 1,2 рази, відповідно; стійкість сталі 75Г в умовах сухого тертя підвищилась на 18-100 % (при одночасному зниженні коефіцієнту тертя) (рис. 14).

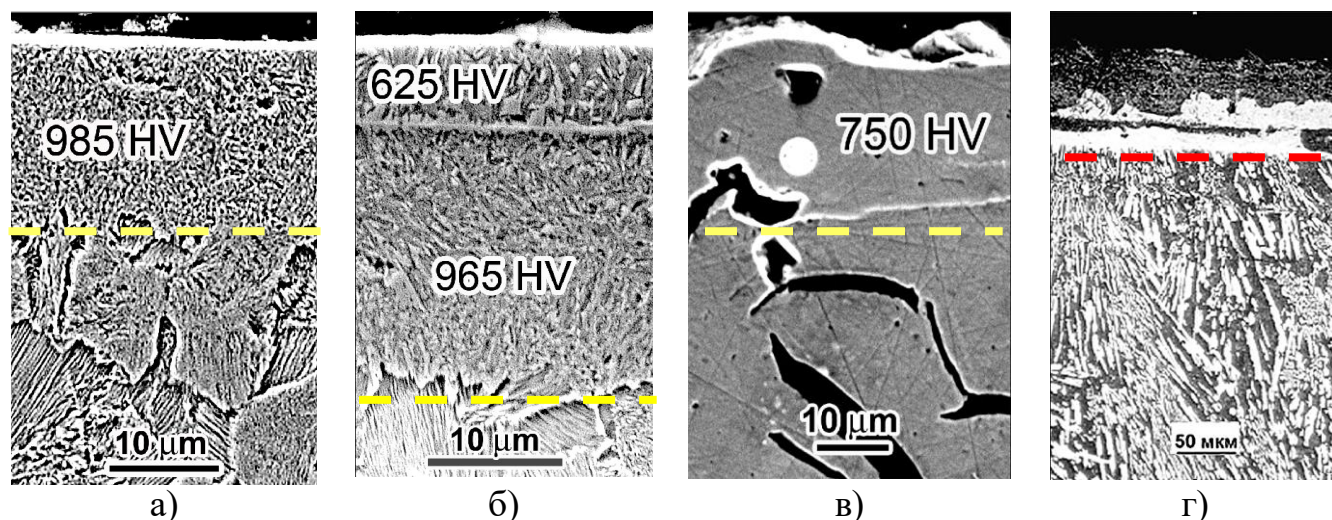


Рис. 12. Мікроструктура поверхневих шарів сталі 75Г (а, б), чавуну СЧ-35 (в), ВХЧ (г), модифікованих плазмовим імпульсом з $q_0=1,4 \cdot 10^9$ Вт/м² (а, в) та $q_0=1,75 \cdot 10^9$ Вт/м² (б, г) (пунктир – границя модифікованого шару)

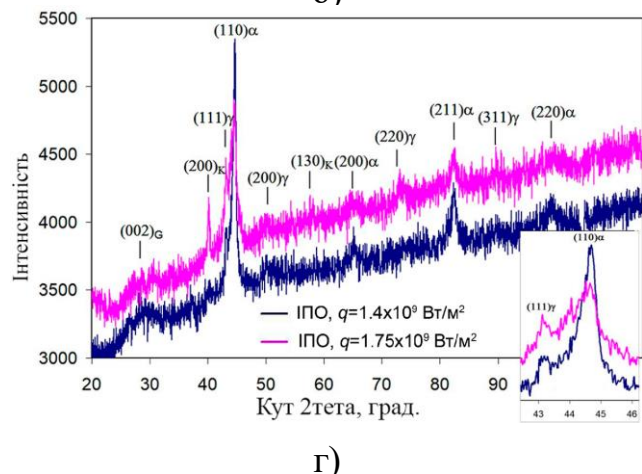
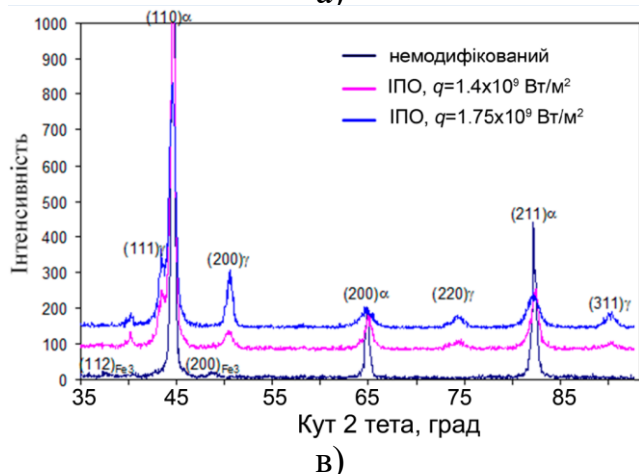
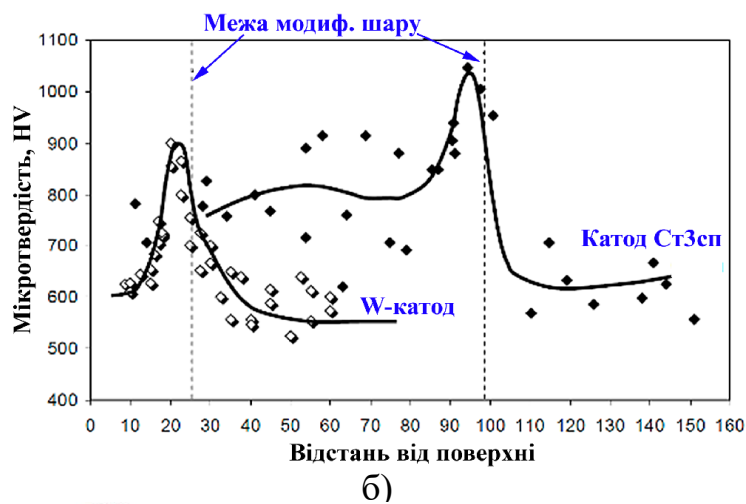
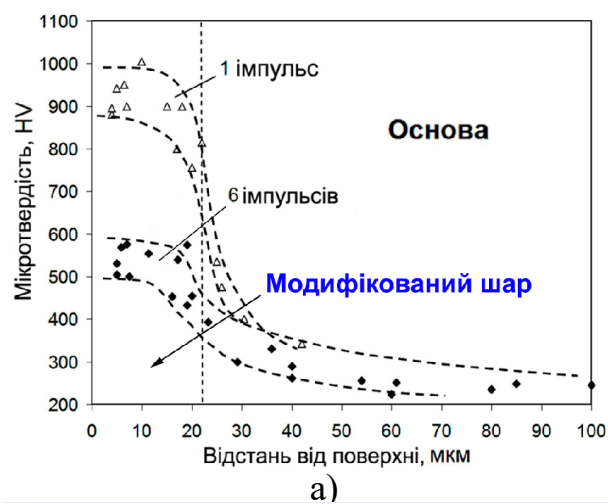


Рис. 13. Розподіл мікротвердості по перетину (а, б) та дифрактограми модифікованих шарів (в, г) (а, в - сталь 75Г, б, г – високохромистий чавун)

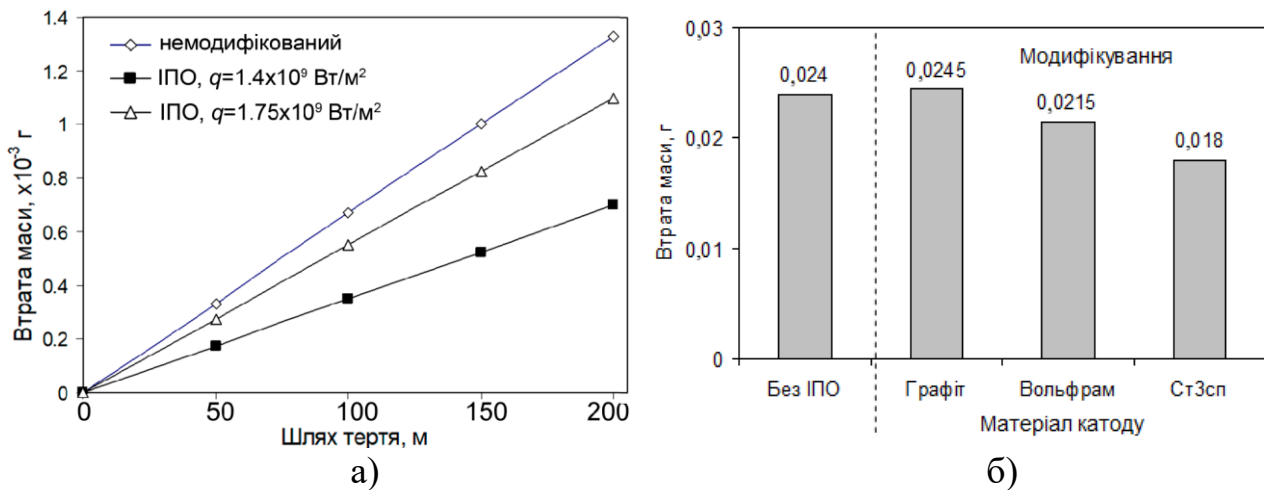


Рис. 14. Вплив ІПО на знос модифікованої сталі 75Г (сухе тертя) (а) та високохромистого (15 % Cr) чавуну (абразивне зношування) (б)

У п'ятому розділі наведено результати досліджень по застосуванню імпульсно-плазмової обробки з використанням ЕАПП для нанесення зносостійких чавуноподібних покриттів із композитною структурою «Карбіди + Матриця». Встановлено, що евакуація продуктів плазмоутворення із ЕАПП відбувається у два етапи. На першій стадії (~1 мс) витікає високотемпературний плазмовий газ (рис. 10, а), на другій стадії (через ~20 мс) разом з газом інжектуються мікрокрапельні продукти ерозії електродів, яка спричиняється їх миттєвим розігрівом внаслідок високострумового розряду. Розроблено математичну модель формування покриття при плазмовому перенесенні продуктів ерозії електродів та внутрішніх стінок ЕАПП на металеву поверхню. Згідно з моделюванням, при зіткненні з поверхнею мікрокраплі набувають форми надтоного дисків діаметром до 100 мкм та товщиною ~10 мкм (рис. 15, а), які кристалізуються зі швидкістю $\sim 10^7$ К/с (рис. 15, б).

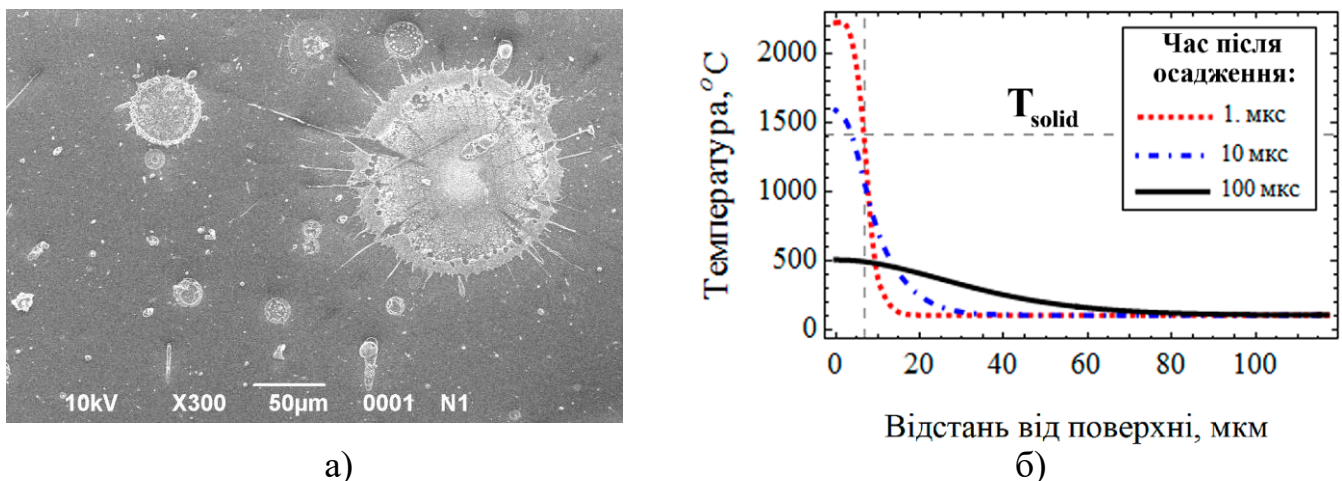


Рис. 15. Сталеві краплі Ст3сп, осаджені на металеву поверхню при ІПО (а). Температурне поле в металевій краплі при її охолодженні на поверхні (б)

Експериментально встановлено, що питома ерозія металевого катоду ЕАПП зростає пропорційно зниженню температури його плавлення (рис. 16, а). Це дозволило вперше використати в якості катоду ЕАПП леговані чавуни та сталі ледебуритного класу. Ці матеріали мають в структурі легкоплавку складову – карбідну евтектику, –

що полегшує оплавлення катоду та сприяє швидкому нарощенню покриття при повторних плазмових імпульсах. Встановлено, що при використанні катодів, виготовлених із легованих чавунів та інструментальних сталей, внаслідок розплавлення евтектики рідина насичується вуглецем та карбідоутворюючими елементами. Швидка кристалізація призводить до формування в покритті термодинамічно нерівноважної ($\gamma+\alpha$)-структури з переважанням пересиченого аустеніту («Solute-Trapping Effect»), без крупних карбідних включень, з відносно невисокою твердістю (500-650 HV). При кристалізації в покритті виникають мікротріщини (рис. 16, б). На відміну від цього, при застосуванні катоду із нелегованої маловуглецевої сталі (Ст3сп) формується покриття зі структурою високовуглецевого мартенситу з високою твердістю (650-900 HV) та за відсутності тріщин.

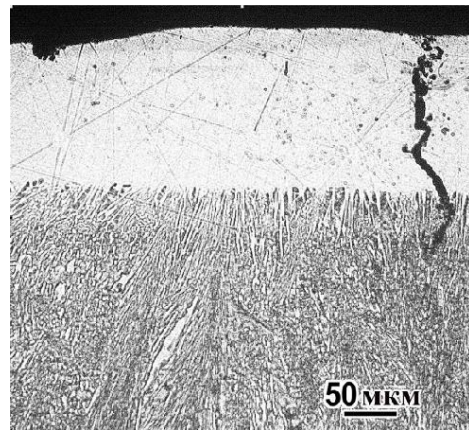
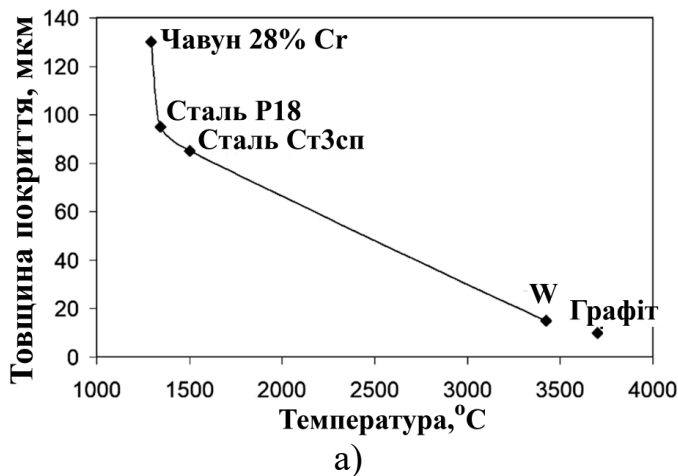


Рис. 16. Вплив температури плавлення катоду на товщину покриття (10 плазмових імпульсів, $U_0=4$ кВ) (а). Структура покриття, нанесеного катодом з чавуну із 28% Cr (б)

В роботі вперше досліджено чавуноподібні імпульсно-плазмові покриття, отримані з використанням катодів із різних сплавів з карбідною евтектикою (чавун 230X28ГЗ, сталь P18, ледебуритна сталь 160X14ГЗСЗФН1Р). Було встановлено, що на відміну від рівноважної кристалізації ВХЧ, коли більша частка карбідів виділяється із рідини за евтектичною реакцією (рис. 17,а), формування карбідної фази в чавунному покритті відбувається шляхом твердофазних реакцій, пов'язаних з розпадом пересиченого твердого розчину. Аустеніт в покритті є термодинамічно нестабільною фазою, тому при ППТО він розпадається із виділенням карбідів. Цей процес починається ще в ході ПЮ внаслідок нагріву нанесених шарів повторними плазмовими імпульсами, коли утворюються карбіди цементитного типу у вигляді тонкої сітки (рис. 17,б), формуючи смугастість покриття, яка виявляється травленням (рис. 17, в). Цей процес є більш кінетично вигідним, ніж формування карбідів $(Cr, Fe)_7C_3$, оскільки не вимагає флуктуацій атомів хрому. Найбільш інтенсивно аустеніт розпадається в ході пост-плазмової термообробки, коли виділяється велика кількість карбідних включень (рис. 18): M_3C , M_7C_3 та $M_{23}C_6$ – в чавунному покритті 28%Cr), M_6C , M_2C та M_3C – в сталевому покритті P18, $(Cr, Fe)_7C_3$ та $(Cr, Fe)_x(C, B)_y$ – в покритті із сталі 160X14ГЗСЗФН1Р. По завершенні ППТО збіднений аустеніт перетворюється на мартенсит при охолодженні.

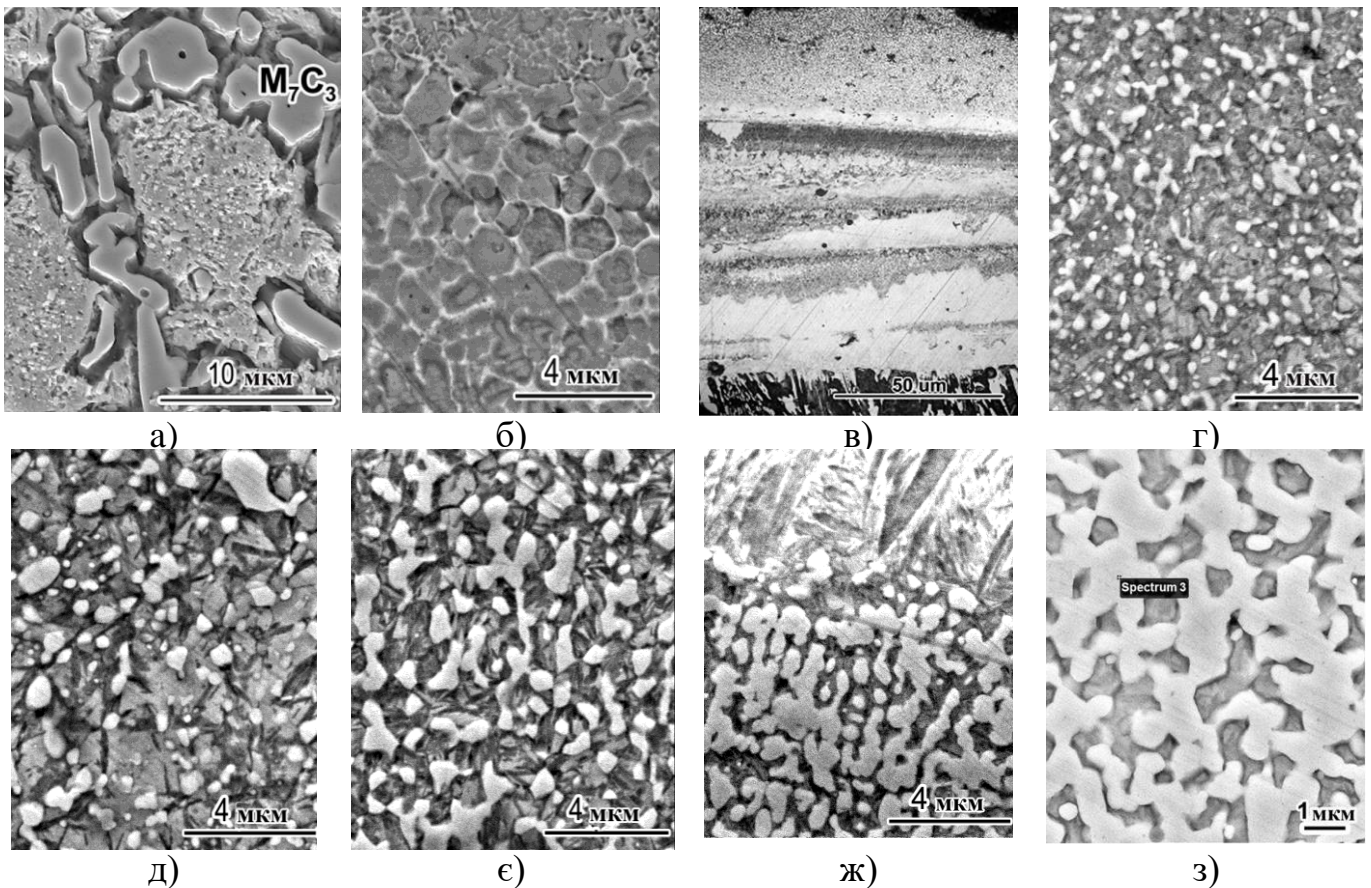


Рис. 17. Мікроструктура катоду (чавун 230X28ГЗ) (а) та покриття: після нанесення (б,в), після ППТО з витримкою: 5 хв (г), 15 хв (д), 30 хв (е), 60 хв (ж) та 120 хв (з)

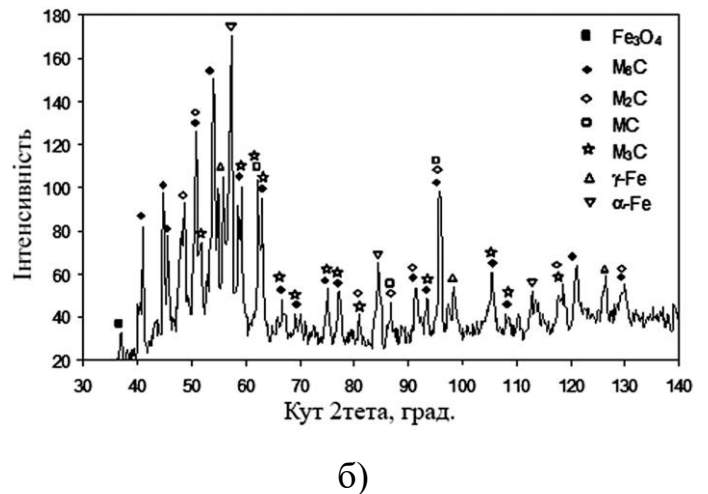
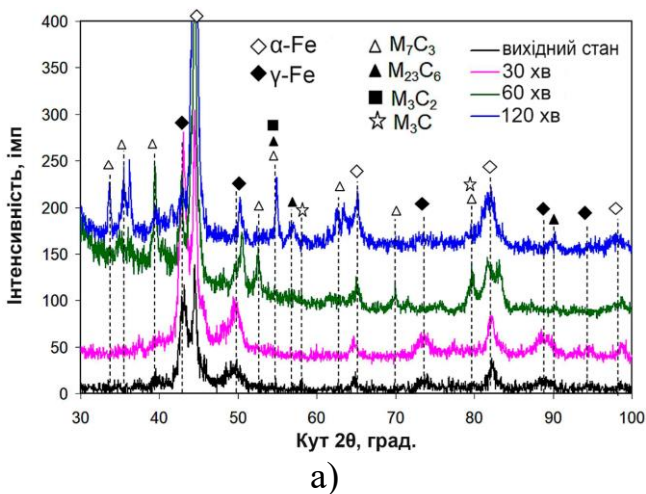


Рис. 18. Дифрактограми покриттів 28%Cr (а) та P18 (б)

В дисертації вперше досліджено механізм та визначено кінетику структуроутворення у покритті, отриманому чавунним катодом з 28 % Cr, в ході пост-плазмової обробки (витримка при 950 °С, охолодження в маслі). Покриття товщиною 200-230 мкм було сформовано десятьма плазмовими імпульсами з напругою розряду 4 кВ. Структуроутворення в покритті відбувалось за реакціями: «Аустеніт (збагачений) → M_7C_3 + Аустеніт (збіднений)» та « α -фаза (пересичена) → M_7C_3 (M_3C) + Ферит». Формування карбідів хрому починається вздовж границь зерен (рис. 17, г), на цементитних

карбідах, присутніх у вигляді сітки (рис. 17, б), тобто на ранній стадії відбувається *in-situ* карбідне перетворення $M_3C \rightarrow M_7C_3$. Карбіди, що виникли, зростають в усіх напрямках, формуючи суцільну карбідну сітку (рис. 17, є-з). Зі збільшенням тривалості витримки дифузія сприяє формуванню флуктуацій атомів хрому, необхідних для зародження карбіду $M_{23}C_6$. Формування цього карбіду відбувається через гетерогенне зародження, або шляхом *in-situ* перетворення « $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ » на межі розділу «аустеніт/ M_7C_3 ». Описані зміни стану карбідної фази при ППТО підтверджуються аналізом динаміки дифрактограм покриття, представлених на рис. 18, а. Виділення карбідів має згасаючу кінетику і, в основному, завершується при 950 °С впродовж двох годин витримки формуванням 61 об. % карбідів (рис. 19, а). Виділення карбідів збіднює аустеніт на вуглець і карбідоутворюючі елементи, і при охолодженні він перетворюється на мартенсит: кількість аустеніту в матриці зменшилась з початкових 71,6 % до 26,9 % після 60 хв та до 11,5 % – після 120 хв витримки. В результаті твердість покриття поступово зростає з 600-700 HV до 1200-1550 HV (рис. 19, б).

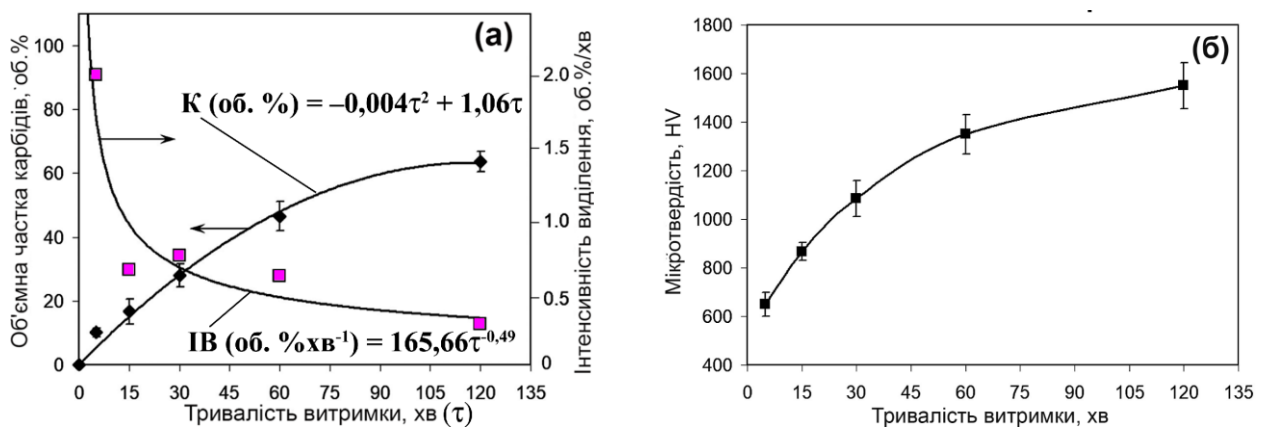


Рис. 19. Вплив тривалості витримки при 950 °С на об'ємну частку карбідів і інтенсивність їх виділення (а), а також на мікротвердість покриття «28 % Cr» (б)

На рис. 20 представлено результати дослідження імпульсно-плазмового покриття, нанесеного за допомогою катоду зі сталі P18. Товщина покриття після 10 імпульсів із $U_0=4$ кВ становила 120-150 мкм. Після пост-плазмової обробки покриття набуло структури, що складалась з карбідів M_6C , M_2C , MC та M_3C (рис. 18, б) у вигляді масивної сітки або дисперсних включень, а також мартенситно-аустенітної матриці (рис. 20, а). Твердість покриття становила 1070-1325 HV (рис. 20, б). Об'ємна частка включень варіювалась по товщині покриття від 31 % до 61 % (при 20 % у сталі P18). EDS-аналіз показав, що карбіди M_6C (масивні) містять ~7,0 % C; 14,9 % W; 6,2% Cr; 70,6 % Fe; а карбіди M_2C (дисперсні) – 7,3 % C; 22,3 % W; 1,8 % Cr; 66,2 % Fe (рис. 19, в). Зазначені концентрації вольфраму в карбідах M_6C і M_2C є приблизно удвічі нижчими від стехіометричних величин, що пов'язано із збільшеною кількістю карбідів в покритті відносно матеріалу катоду (сталі P18).

В роботі вперше встановлено факт насичення продуктів ерозії катоду атомами вуглецю, які випаровуються при розряді з поверхні діелектричних стінок камери ЕАПП та потрапляють у плазмовий потік. Цей висновок базується на двократному зростанні об'ємної частки карбідів у покритті відносно матеріалу катоду. Моделю-

вання із застосуванням програми «Thermo-Calc Software» показало, що з урахуванням отриманої кількості карбідів вміст вуглецю в чавунному покритті із 28 %Cr становить 5,2%, що у 2,26 разів вище, аніж в матеріалі катоду (чавун 230Х28Г3). В умовах підвищення вмісту вуглецю карбідоутворення проходить за дефіциту карбідоутворювальних елементів, внаслідок чого формуються збіднені на хром карбіди. Це підтверджується результатами ЕДА-аналізу, який показав, що вміст хрому в карбідах M_7C_3 (30-32 %) є майже на третину нижчим за аналогічні карбіди в катоді. Відповідно, карбіди покриття мають підвищений вміст заліза (63-65 %); їх формулу можна представити як $(Fe_{4.8}W_{0.1}Mn_{0.1}Cr_2)C_3$. Аналогічно, карбіди M_6C , що формуються в покритті, отриманому з використанням катоду P18, є збідненими на вольфрам (15 %), що у 2,5 рази менше, аніж в самій сталі. Дефіцит вольфраму в цьому випадку компенсується підвищенням вмісту заліза і хрому, внаслідок чого формула карбіду M_6C у покритті набуває вигляду $(Fe_{3.6}W_{0.4}Mn_{0.1}Cr_{1.9})C$.

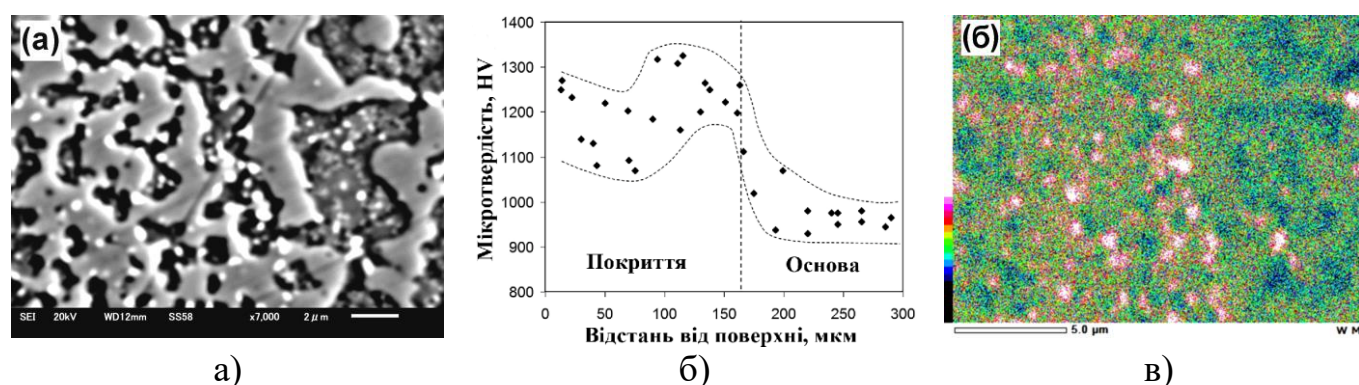


Рис. 20. Мікроструктура (а) та розподіл вольфраму (б) в покритті (сталь P18, пост-плазмова обробка). Зміна мікротвердості по перетину зразку (в)

Оскільки формування монопокриттів із застосуванням катодів із чавуну із 28 %Cr та сталі P18 мало однаковий механізм, було досліджено можливість отримання шаруватих імпульсно-плазмових покриттів з перемінним хімічним складом по їх перетину. Для цього по ходу ІПО регламентовано змінювали матеріал катоду. На рис. 21,а показано двошарове покриття, нанесене за такою схемою: п'ять імпульсів (P18) + п'ять імпульсів (28 % Cr). В результаті утворилось покриття товщиною 110-130 мкм із мікротвердістю в межах 590-780 HV; після ППТО твердість покриття зросла до 1300-1700 HV (рис. 22, а). Структура першого (ближнього до основи) шару складалась із карбідів вольфраму M_6C блочної морфології та M_2C – у вигляді дисперсних включень (подібно до одношарового покриття – рис. 22, б). Структура другого шару складалась із збагачених хромом карбідів M_7C_3 та M_3C у вигляді суцільної сітки (рис. 22, в). Між шарами виявлено перехідну (дифузійну) зону, яка ідентифікується за зеленим кольором на мапінгу розподілу W та Cr (рис. 21, б,в).

Чотиришарове покриття товщиною 80-120 мкм було отримано за схемою: 1-й, 2-й, 5-й та 6-й імпульси були виконані катодом P18, 3-й, 4-й, 7-й та 8-й імпульси – чавунним катодом 28% Cr ($U_0=3,5$ кВ). Після ППТО в структурі покриття виявили кілька шарів (А, В, С, D, Е) різної будови та хімічного складу (рис. 21, г,д). Максимальна мікротвердість покриття (1200-1450 HV) була зафіксована в шарах А та В (рис. 22, є). Шари А та С мали високий вміст хрому, їх структура була подібна до

зображеної на рис. 22, в. В шарах В та D було зафіксовано підвищену кількість вольфраму, та, в меншій мірі, – наявність хрому (структура аналогічна до рис. 22, б). Шар Е являв собою модифіковану зону основи. Карбіди M_7C_3 в шарах А та С вміщували 30-31,5 % Cr та 1,2-3 % W, а карбіди M_6C в шарах В та D – 10,5-27 % Cr та 15,5-17 % W (табл. 1). В обох випадках в хімічному складі переважало залізо, що визначило наступні формули карбідів: $M_7C_3 - (Fe_{3.8-4.8}W_{0.1}Mn_{0.1-0.2}Cr_2)C_3$; $M_6C - (Fe_{3.6-4.9}W_{0.4}Mn_{0.1}Cr_{0.7-1.9})C$. Результати вказують на те, що в багатошаровому покритті утворились карбіди, комплексно леговані вольфрамом й хромом. Це могло бути зумовлено зустрічними дифузійними потоками атомів хрому та вольфраму між шарами, стимульованими високою температурою витримки при ППТО.

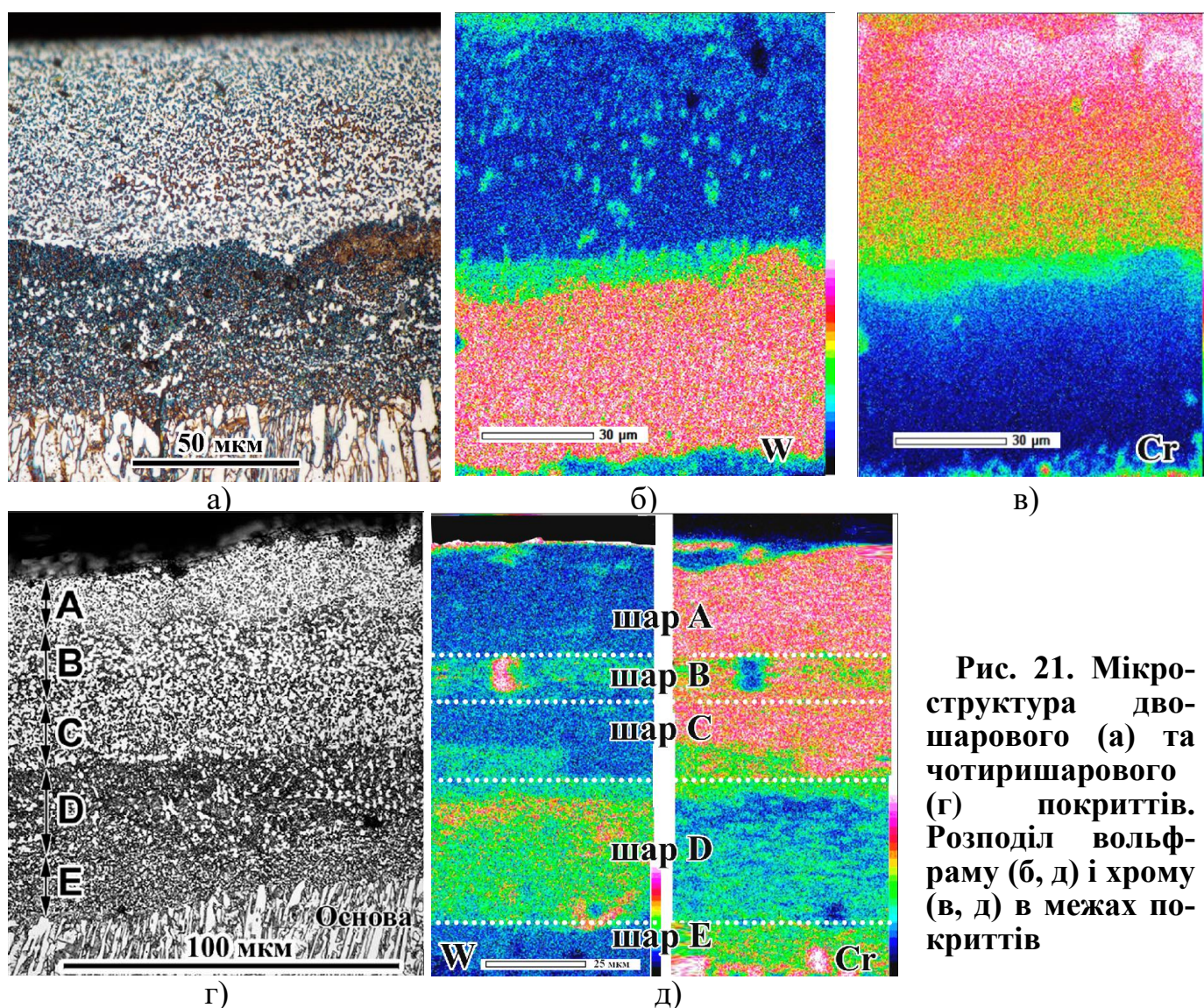


Рис. 21. Мікρο-структура двошарового (а) та чотиришарового (г) покриттів. Розподіл вольфраму (б, д) і хрому (в, д) в межах покриттів

На рис. 23 представлено результати випробувань на абразивну зносостійкість одностарових та багатошарових покриттів, нанесених із використанням катодів P18 та 28%Cr. Нанесення виконували за наступними схемами: варіант № 1 (10 імпульсів P18); варіант № 2 (10 імп. 28%Cr); варіант №3 (5 імп. 28%Cr + 5імп. P18), варіант № 4 (5 імп. P18+5 імп. 28%Cr); варіант № 5 (2 імп. 28%Cr + 2 імп. P18 + 2 імп. 28%Cr + 2 імп. P18). Частину оброблених зразків піддавали пост-плазмовій термообробці за режимом: витримка при 950 °C впродовж 2 год з охолодженням у маслі. У вихідному

стані найменший знос має чотиришарове покриття, знос інших варіантів покриття варіюється приблизно на однакову рівні (рис. 23, а). Пост-плазмова термообробка (950 °С, 2 год) підвищила зносостійкість усіх досліджених покриттів, при цьому зниження зносу склало від 26 % (варіант № 2) до 77 % (варіант № 3).

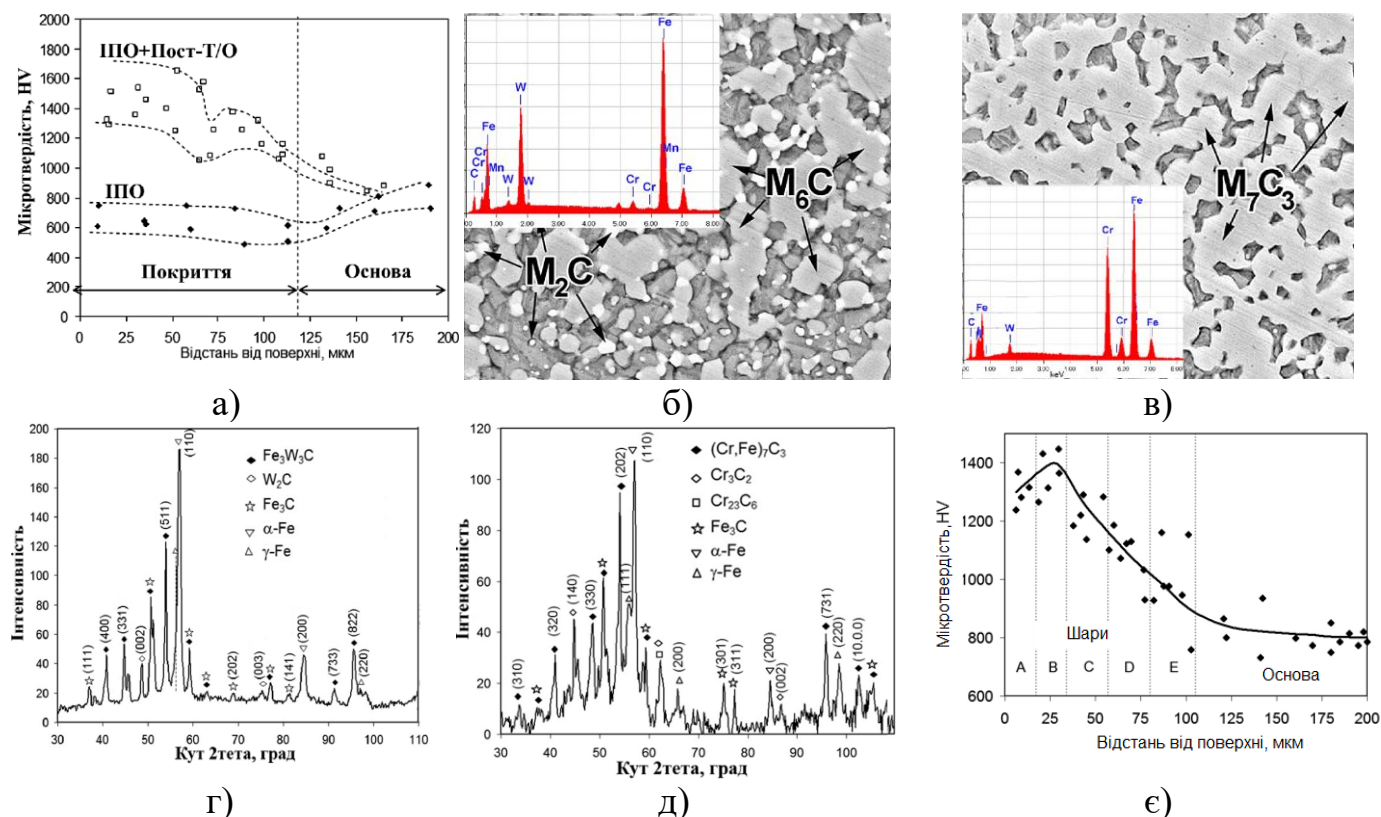


Рис. 22. Зміна мікротвердості по перетину двошарового (а) та чотиришарового (є) покриттів. Мікроструктура (б, в) та дифрактограми (г, д) шарів, збагачених на вольфрам (б, г) та хром (в, д). На рис. (б) та (в) показані ЕДА-спектри, отримані із карбідів M_6C та M_7C_3 , відповідно

Таблиця 1 – Хімічний склад (мас. %) карбідних фаз в чотиришаровому покритті (К і Д – масивні та дрібні карбіди, відповідно)

Шар	Фаза	Cr	W	Mn	Fe	Формула карбіду
A	К (M_7C_3)	30,2±2,5	3,0±0,8	2,0±0,2	63,8±1,2	$(Fe_{4.8}W_{0.1}Mn_{0.1}Cr_2)C_3$
B	К (M_6C)	26,9±0,4	15,4±0,5	2,4±0,1	55,3±0,8	$(Fe_{3.6}W_{0.4}Mn_{0.1}Cr_{1.9})C$
	Д (M_2C)	12,4±0,9	40,3±1,6	0,2±0,1	47,1±3,1	$(Fe_{1.3}W_{0.3}Cr_{0.4})C$
C	К (M_7C_3)	31,5±1,9	1,2±0,1	2,5±0,4	64,8±0,9	$(Fe_{3.8}Mn_{0.2}Cr_2)C_3$
D	К (M_6C)	10,5±0,2	16,9±0,5	0,5±0,1	72,1±0,7	$(Fe_{4.9}W_{0.4}Cr_{0.7})C$
	Д (M_2C)	1,9±0,3	28,4±1,7	0,4±0,1	69,2±2,6	$(Fe_{1.7}W_{0.2}Cr_{0.3})C$

Найменш зносостійким виявилося покриття за варіантом № 1 (10 ім. P18), сумарний знос якого склав 0,0318 г. Покриття № 2 та № 4 продемонстрували середній рівень зносостійкості (0,026-0,027 г). І, нарешті, високий опір зношуванню показали шаруваті покриття № 3 та № 5, серед яких найкращу зносостійкість мало чотиришарове покриття № 5. Таким чином, більш високі трибологічні властивості мали саме

шаруваті покриття, що було зумовлено наявністю в їх структурі комплексно легованих карбідів, сформованих в перехідних (між шарами) дифузійних зонах. Було констатовано, що застосування сталі Р18 в якості катода для нанесення монопокриття є недоцільним, незважаючи на високий вміст вольфраму: такі покриття мали знижену зносостійкість у зв'язку із недостатню кількістю карбідів у матеріалі катода, що пов'язано із загальним невисоким вмістом вуглецю в сталі Р18 (~0,85 %).

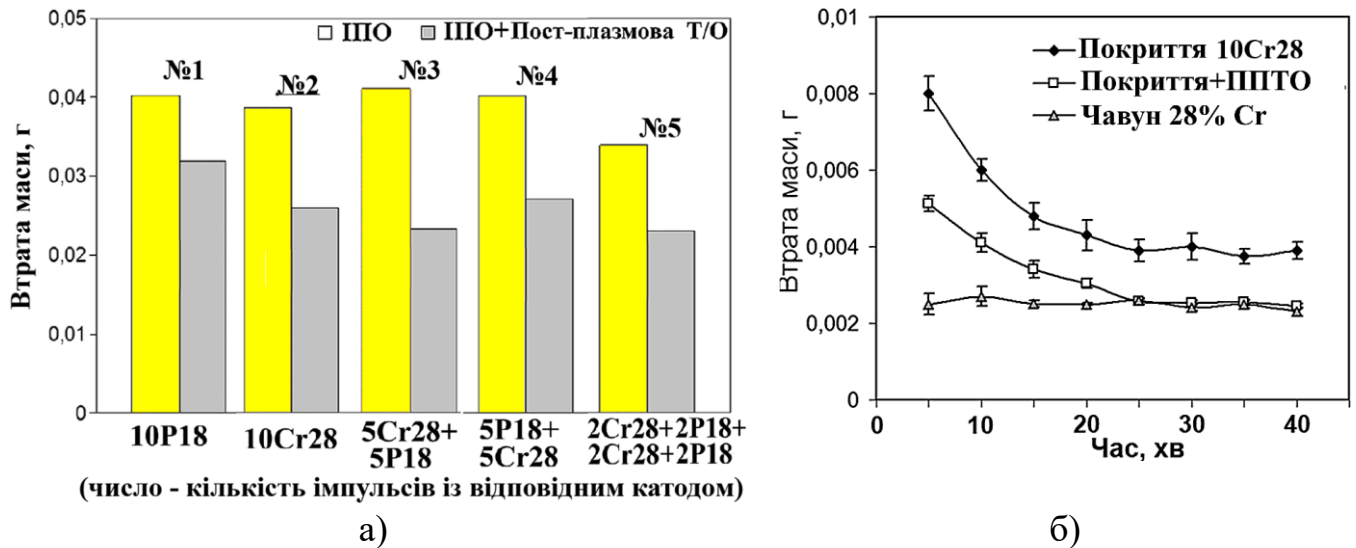


Рис. 23. Абразивний знос імпульсно-плазмових покриттів (числа – значення коефіцієнта зниження зносу внаслідок ППТО) (а). (Біля стовпців вказано коефіцієнт зниження зносу відносно вихідного стану). Поциклова зміна зносу чавуну 230Х28Г3 та покриття, отриманого з використанням цього чавуну в якості катода (б)

Зносостійкість покриття № 2, сформованого чавунним катодом 28% Cr, була порівняна зі зносостійкістю самого катода – високохромистого чавуну 230Х28Г3 (покриття й чавун були піддані гартуванню в маслі від 950 °С). Як впливає з рис. 23,б, після завершення періоду припрацювання (починаючи із ~25-ї хв випробувань) чавунне покриття демонструвало практично таку ж саму динаміку зносу, як і чавун. Таким чином, встановили, що високохромистий чавун, синтезований на металевій поверхні імпульсно-плазмовою обробкою, не поступається за трибологічними властивостями чавуну, отриманому за традиційною технологією лиття.

Високохромисте чавунне покриття було використано для підвищення трибологічних властивостей сірого чавуну СЧ-35 (катод – 28% Cr, десять імпульсів при $U_0=4$ кВ). Покриття мало товщину 210-250 мкм, в ньому були виявлені мікротріщини, орієнтовані перпендикулярно до поверхні (рис. 24, а). Після ППТО (950 °С, 2 год, масло) в зразку виникла градієнтна структура, яка складалась з трьох шарів – А (покриття, 980-1180 НV), В (ферито-мартенситна зона основи, 200-400 НV) і С (мартенситна зона основи, 550-710 НV, рис. 24, б). В самому покритті були виявлені численні (48,2 об.%) карбідні включення M_7C_3 та M_3C розміром ~1-2 мкм, об'єднані в розірвану карбідну сітку (рис. 24, в, г). Покриття мало суттєву перевагу перед основою в зносостійкості; в 3,2 рази – при абразивному зношуванні (рис. 24, ж), в 1,8-1208 рази (в залежності від матеріала контр тіла) – при сухому терті ковзанням (рис. 24, з, і).

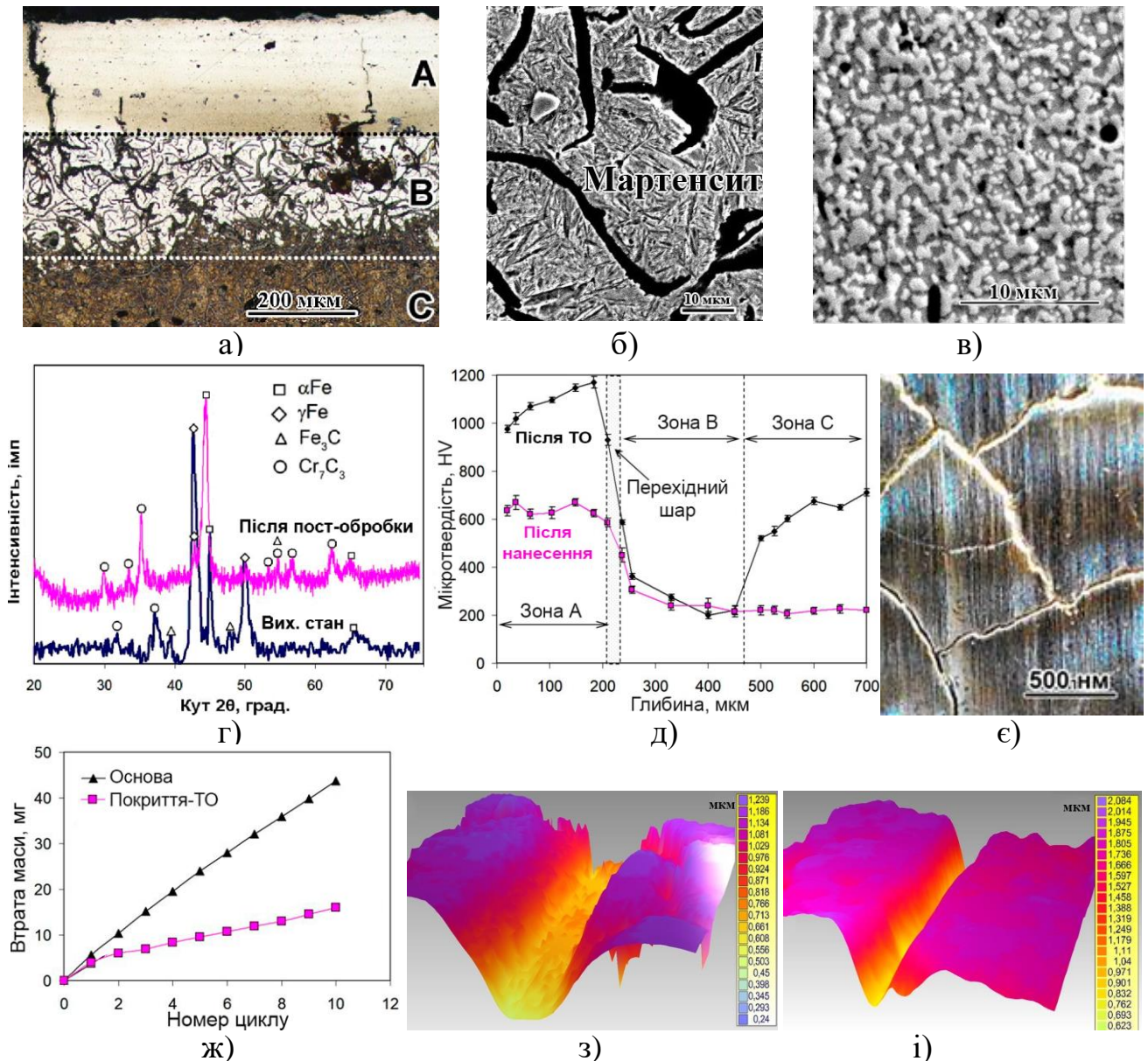


Рис. 24. Високохромисте покриття на чавуні СЧ-35: структурні зони після ППТО (а); мартенсит та графіт в зоні С (б); карбіди в зоні А (в); дифрактограма покриття (г); розподіл мікротвердості по перетину покриття (д); сітка тріщин на зношеній поверхні (є), кумулятивні криві абразивного зносу (ж), доріжки тертя на основі (з) та на покритті (і) після тертя в контакті з SiC

Незважаючи на високі трибологічні характеристики, плазмові покриття, отримані за допомогою монолітних катодів у вигляді легованих чавунів та сталей, характеризуються наявністю тріщин та необхідністю проведення ППТО для отримання високої зносостійкості. Виникнення тріщин обумовлене формуванням в таких покриттях переважно аустенітної структури внаслідок розплавлення карбідної евтектики та твердорозчинної стабілізації γ -фази. Причиною розтріскування є розтягуючі напруження, викликані тепловою деформацією при охолодженні від температури солюсу. Розрахунками показано, що формування щільно упакованої решітки аустеніту не забезпечує необхідного приросту об'єму, яке б могло компенсувати теплову усадку покриття, внаслідок чого розтягувальні напруження перевищують межу міцності аустеніту й призводять до виникнення холодних тріщин. В той же час, формування мартенситної структури при кристалізації покриття (що має місце в разі використан-

ня катоду із нелегованої низьковуглецевої сталі) запобігає утворенню тріщин. Що стосується пост-плазмової термообробки, то вона не завжди є бажаною операцією, оскільки може негативно позначитися на механічних властивостях металовиробу, на який нанесено імпульсно-плазмове покриття. З метою усунення названих недоліків в роботі запропоновано використовувати катоди ЕАПП композитного типу, що складаються із компонентів із значною різницею в температурі плавлення. Легке оплавлення зв'язки дозволяє застосовувати меншу енергію розряду в ЕАПП, що запобігає розплавленню тугоплавких (карбідних) включень та забезпечує їх перенесення на оброблювану поверхню у вихідному стані. В результаті, стає можливим безпосереднє формування карбідного зносостійкого покриття при ІПО з виключенням ППТО з технологічного циклу обробки.

Вказаний підхід був реалізований при використанні спеченого композитного катоду «50 % WC + 50 % Al-бронзи», що забезпечило безпосереднє формування композитного покриття, яке складалось із карбідів вольфраму, розподілених в бронзовій матриці (карбіди були перенесені плазмою на поверхню у нерозплавленому вигляді) (рис. 25, а-в). Карбіди WC чітко ідентифікувались на дифрактограмі (рис. 25, д); їх основна кількість (до 46 об. %) була зосереджена у зовнішньому шарі покриття (рис. 25, а). Між карбідним шаром та основою (чавун СЧ-35) сформувалась перехідна зона, збагачена вольфрамом, міддю та залізом, що утворилась внаслідок оплавлення поверхні підложки плазмовим імпульсом. Випробування на тертя ковзанням в контакті із загартованою сталлю ШХ15 показало, що композитне покриття має 200-кратну перевагу у адгезійній зносостійкості порівняно із електротехнічною міддю (рис. 25, є). Це вказує на перспективність використання композитних мідьвміщуючих покриттів для підвищення довговічності електричних трибоконтактів.

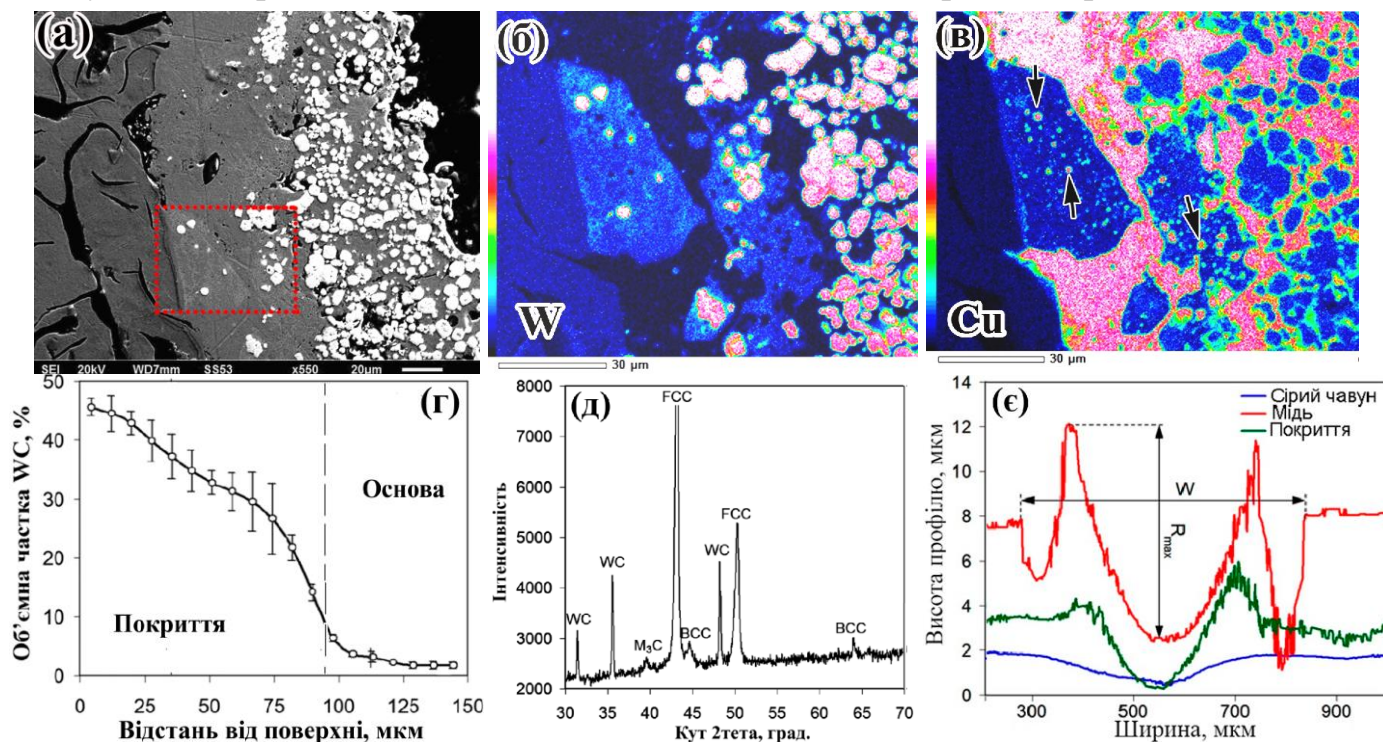


Рис. 25. Структура покриття «WC+Бронза» (а); ЕДА-мапи розподілу W (б) та Cu (в) в межах ділянки покриття (червоний квадрат на (а)); розподіл кількості карбідів WC по товщині покриття (г); дифрактограма покриття (д); рельєф доріжок тертя в контакті із гартованою сталлю ШХ15 (е)

Втім, такі покриття мають незадовільну абразивну стійкість, обумовлену низькою твердістю бронзової матриці (144-172 HV). Тому в роботі була розроблена та випробувана конструкцію композитного катоду ЕАПП, що дозволяє пряме (без ППТО) формування високотвердого зносостійкого покриття зі структурою «Карбіди + Високовуглецевий мартенсит». Катод конструктивно являє собою сталеву трубку, виготовлену із низьковуглецевої нелегованої сталі й заповнену сумішшю карбідів (TiC та WC в рівній пропорції із загальною об'ємною часткою 30 %) та епоксидного полімеру. При використанні такого катоду, завдяки легкому вигорянню полімерної зв'язки було забезпечено пряме перенесення карбідів на поверхню з отриманням покриття, що складалось із ~25 % включень WC та TiC, розподілених в твердій (700-800 HV) мартенситно-аустенітній матриці. Покриття відрізнялось відсутністю тріщин, характерних для покриттів із аустенітною структурою, та мало високу зносостійкість при випробуваннях на сухе тертя: його об'ємний знос був нижчим відносно основи (сталь 45) у 4,4 рази (при терті в контакт із загартованою сталлю ШХ15) та у 16 разів – при терті в контакт із карбідом кремнію.

В дисертації вперше запропоновано та реалізовано комплексну технологію лазерного поверхневого легування сталей та чавунів (в режимі оплавлення) з попереднім імпульсно-плазмовим нанесенням легуючого покриття заданого хімічного складу та товщини. Технологія була апробована при хімічно-структурному модифікуванні поверхні сірого чавуну, що дозволило отримати поверхневий шар (товщиною 0,5-0,8 мм), збагачений W та Cu з ледебуритною структурою та твердістю 900-1000 HV. Модифікування забезпечило 15-кратне підвищення адгезійної зносостійкості відносно немодифікованого чавуну.

Шостий розділ присвячено вдосконаленню хімічного складу ливарних зносостійких сплавів. В розділі представлено нову – «гібридну» – концепцію легування зносостійких сплавів, основу на поєднанні підходів, використаних при розробці мультикомпонентних чавунів (введення в рівній пропорції кількох карбідоутворюючих елементів), високобористих сплавів (заміна вуглецю на бор у Fe-C сплавах) та РММС (Particulate Reinforced Metal Matrix Composite – металевих композитів з карбідними частками). Показано значний потенціал бору в підвищенні трибологічних характеристик сплавів. Зокрема, встановлено, що додавання 0,25-0,50 % В до хромо-молібденового чавуну 15-3 (15 % Cr, 3 % Mo) позитивно впливає на його структуру, стимулюючи карбідоутворення, збільшуючи ступінь евтектичності та знижуючи кількість залишкового аустеніту, що дає можливість досягти надвисокої для даного класу сплавів твердості (> 70 HRC).

В рамках реалізації «гібридної» концепції було виконано систематичні дослідження фазово-структурного стану, міжфазового розподілу хімічних елементів та властивостей нового класу зносостійких матеріалів – «гібридних» мультикомпонентних сплавів. При розробці хімічного складу сплавів поєднали мультикомпонентний принцип легування з частковою заміною вуглецю на бор, характерною для високобористих сплавів. До складу також був доданий титан для модифікування структури шляхом утворення карбобридів титану. У відповідності до матриці експерименту повного факторного експерименту 3^2 було виготовлено дев'ять сплавів з однаковим номінальним хімічним складом (5 % W, 5% Mo, 5% V, 10 % Cr, 2,5 % Ti, 1 % Si, 1 % Mn, Fe – залишок). Вміст С та В варіювали на трьох рівновіддалених рівнях X_1 , X_2 ,

та X_3 , які становили: для вуглецю – 0,3 %; 0,7 %; 1,1 %, для бору – 1,5 %; 2,5 %; 3,5 %. Рівні кодували як $X_1=-1$, $X_2=0$, $X_3=-1$.

Вибору хімічного складу передувало термодинамічне моделювання структуроутворення в сплавах обраної системи легування, виконане за допомогою комп'ютерної програми «Thermo-Calc Software» (рис. 26). Згідно з результатами моделювання, кристалізація у всіх сплавах починається з утворення карбіду TiC або первинних включень бориду WB, при цьому вуглець збільшує максимальну концентрацію бору, за якої карбід титану кристалізується першим: з 1,7 % В (при 0,3 % С) до 3,1 % (при 1,1 % С). Сплави, що вміщують 1,5 % В, є близькими до точки евтектики (позначеної червоним колом), тобто мають структуру, близьку до евтектичної. Сплави з 2,5-3,5 % В відносяться до заевтектичної області: в їх структурі присутні первинні включення бориду WB, які кристалізуються разом із карбідом TiC (у сплавах з 0,3-1,1 % С; 1,5-2,5 % В), або з первинним боридом TiB₂ (0,3-0,7 % С; 3,5 % В).

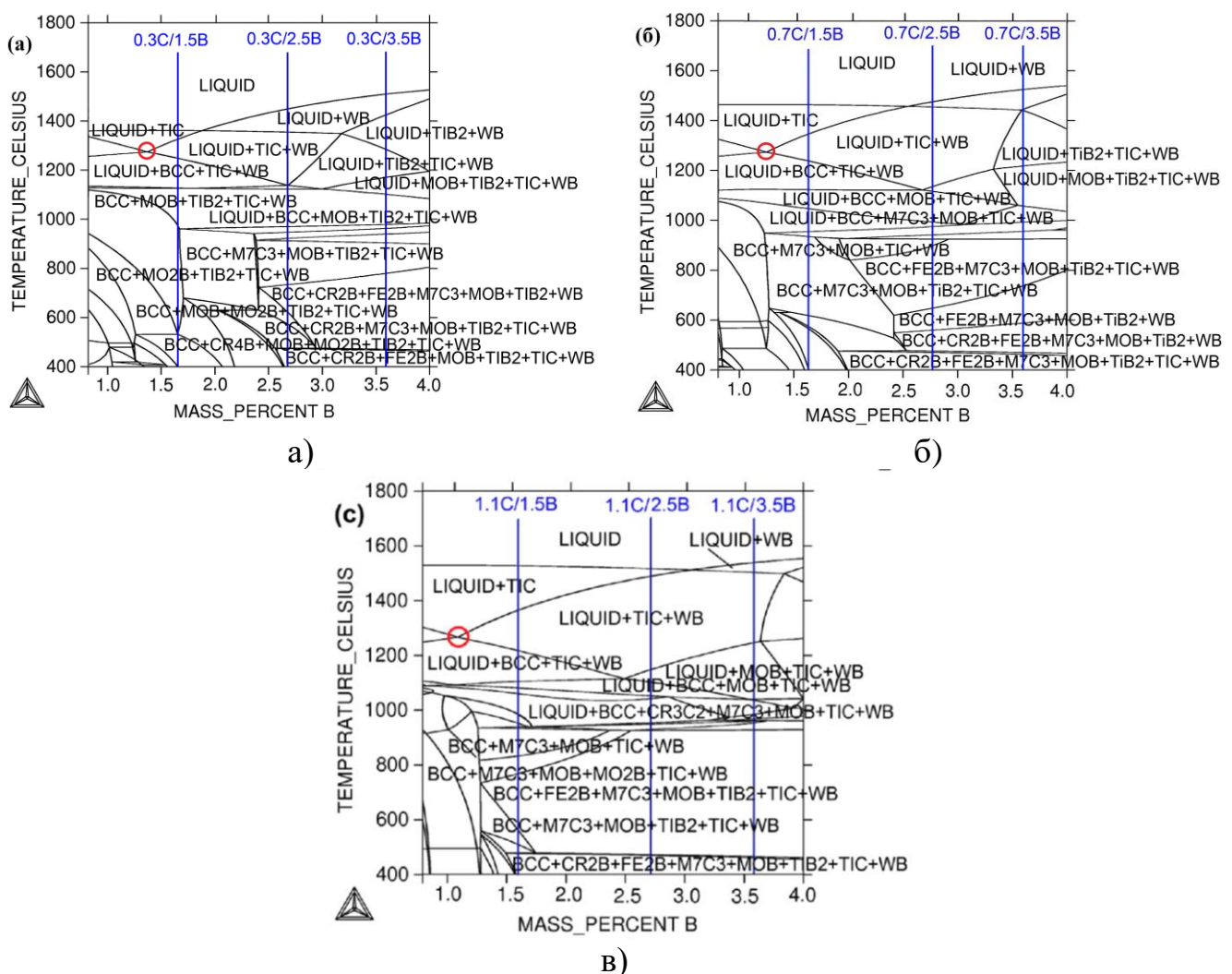


Рис. 26. Псевдо-бінарні діаграми стану «М – Бор» для різного вмісту вуглецю: (а) 0,3 % С, (б) 0,7 % С і (в) 1,1 % С. Вертикальні сині лінії позначають вміст бору в досліджуваних сплавах; М – базовий вміст елементів в сплавах

За більш низьких температур кристалізація відбувається через послідовні евтектичні та перитектичні перетворення, під час яких формуються евтектики на базі фе-

риту та боридів MoV , Fe_2V , TiV_2 або карбідів M_7C_3 , Cr_3C_2 . В твердому стані при зниженні температури відбуваються евтектоїдне перетворення $\text{A} \rightarrow (\text{F} + \text{M}_7\text{C})$ (1,1 %C; 1,5 %V), а також твердофазні перетворення: $\text{Fe}_2\text{V} \rightarrow \text{TiV}_2 \rightarrow \text{Cr}_2\text{V} \rightarrow \text{Cr}_4\text{V}$. Структуроутворення закінчується при 100-115 °C формуванням бориду марганцю Mn_4V . Фазовий склад більшості сплавів при кімнатній температурі складається з фериту, боридів (WB , MoV , Fe_2V , Cr_4V , Mn_4V) і карбідів (TiC , M_7C_3).

Результати термодинамічного моделювання були перевірені на реальних сплавах диференційною сканувальною калориметрією. На рис. 27 в якості прикладу показано ДСК-криві для сплавів (1,1 %C; 1,5 %V) та (1,1 %C; 2,5 %V). В першому сплаві (рис. 27, а) при охолодженні зі швидкістю 10 К/хв фіксуються два інтервали виділення скритої теплоти кристалізації (показані колом), що відповідають евтектичним перетворенням в інтервалах 1200-1174 °C та 1157-1150 °C, відповідно. В сплаві (1,1 %C; 2,5 %V) (рис. 27, б) при охолодженні в інтервалі 1200-1169 °C зафіксовано кілька «сплесків» тепла, що свідчить про послідовну серію евтектичних перетворень; останній «сплеск» відноситься до інтервалу 1142-1122 °C. Таким чином, було підтверджено наявність в експериментальних сплавах евтектичних перетворень, прогнозованих моделюванням. Втім, зафіксовані значення температури солідус приблизно на 200 °C перевищували її розрахункові значення, що є наслідком неповної відповідності умов ДСК-експерименту умовам досягнення термодинамічної рівноваги в даних сплавах.

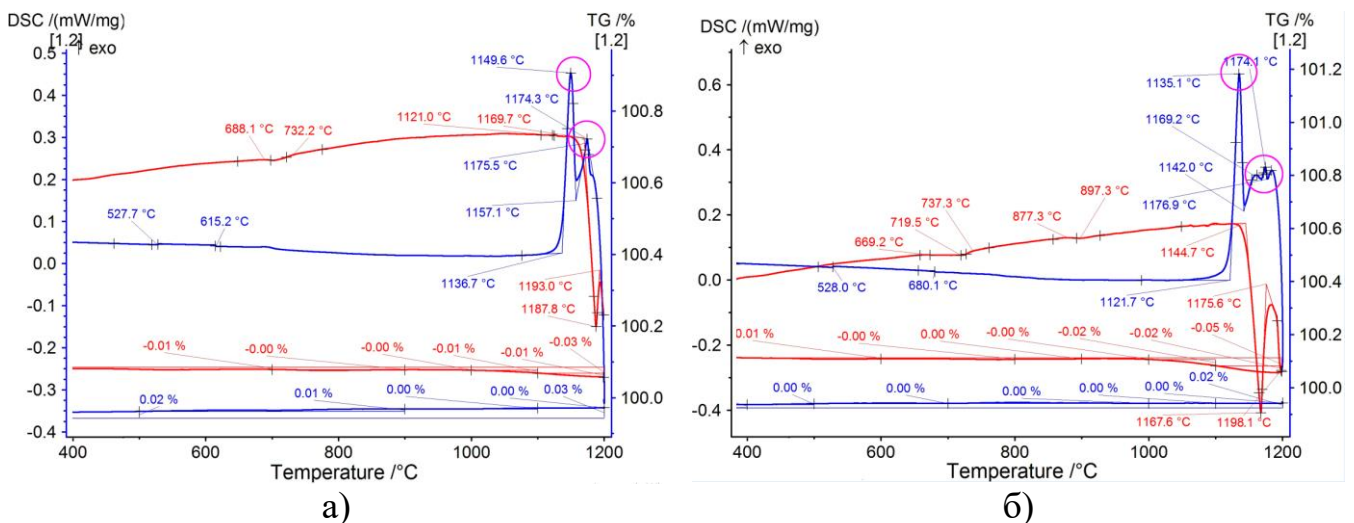


Рис. 27. ДСК-криві для сплавів (1,1 %C; 1,5 %V) (а) та (1,1 %C; 2,5 %V) (б). Червоний колір – нагрів, синій колір – охолодження

На рис. 28 представлено мікроструктуру дослідних сталей в литому стані. Було встановлено, що сплави із 1,5 %V мають евтектичну структуру, яка складається із евтектичних колоній різного типу (рис. 28, а,г,ж). Сплави з більшим вмістом бору мають заевтектичний характер; в їх структурі, наряду з евтектикою, присутні великі первинні включення карбоборидів (рис. 28, б,в,д,є,з,і). Рентгеноструктурними (рис. 29) та ЕДА (рис. 30) дослідженнями показано, що «гібридні» сплави характеризуються багатофазною структурою, яка складається (в різних комбінаціях, залежно від вмісту С та V) з наступних карбоборидів: (а) $\text{M}_2(\text{B,C})_5$ на основі W , Mo та V , (б) $\text{M}(\text{C,B})$ на основі титану, (в) $\text{M}_7(\text{C,B})_3$ на основі хрому та заліза, (г) $\text{M}_3(\text{C,B})$ на

основі заліза та хрому. Металева матриця являє собою ферит, аустеніт, перліт і мартенсит у різних комбінаціях.

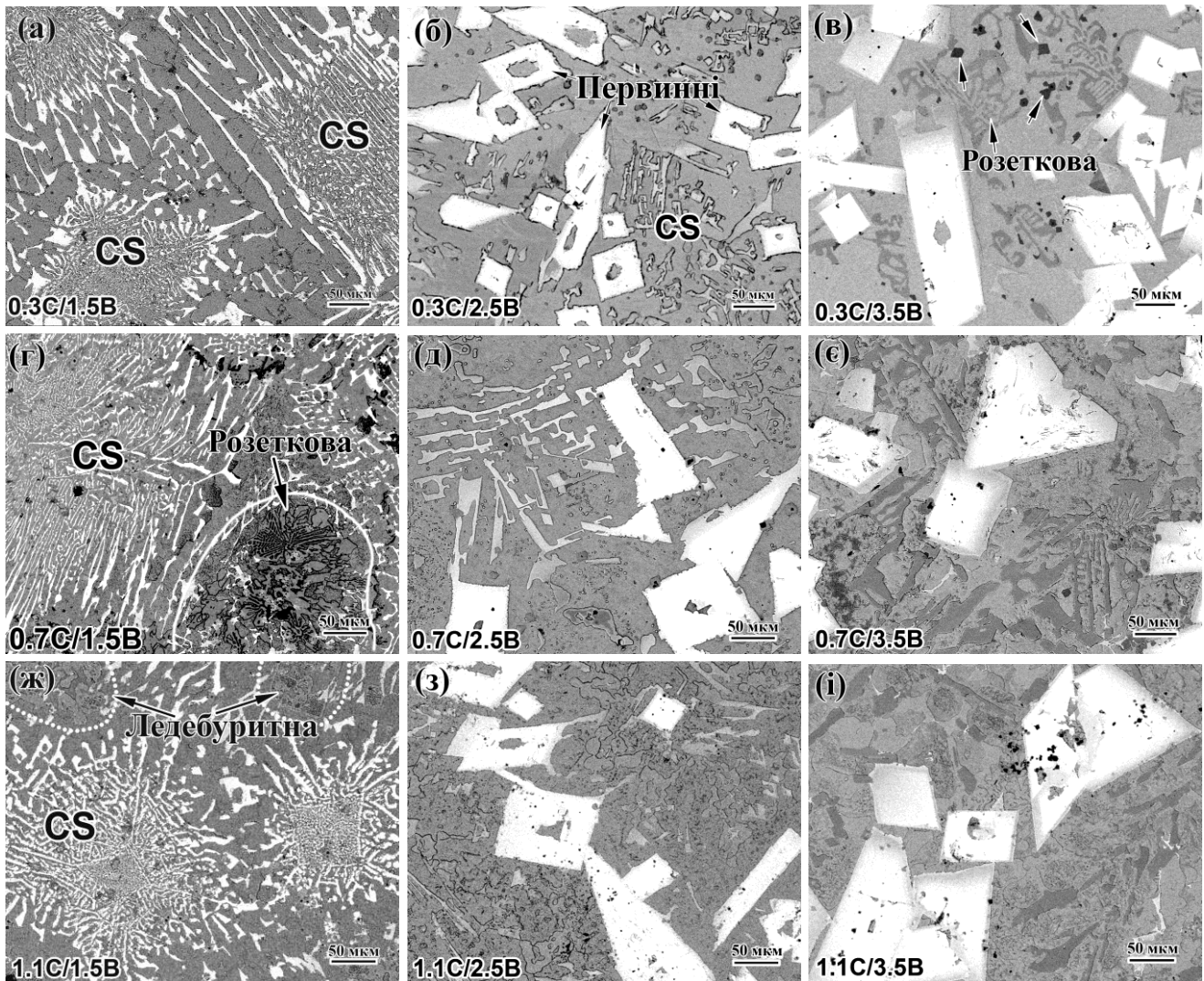


Рис. 28. Мікроструктура гібридних мультикомпонентних сплавів: (0,3%С; 1,5%В) (а); (0,3%С; 2,5%В) (б); (0,3%С; 3,5%В) (в); (0,7%С; 1,5%В) (г); (0,7%С; 2,5%В) (д); (0,7%С; 3,5%В) (е); (1,1%С; 1,5%В) (ж); (1,1%С; 2,5%В) (з); (1,1%С; 3,5%В) (і)

В роботі перше показано можливість кристалізації в мультикомпонентних сплавах на Fe-C-V основі гексагонального комплекснолегованого борокарбиду $M_2(B,C)_5$, що вміщує W, Mo та V у сумарній кількості 45-61 % (з переважанням вольфраму). Крім того, до складу борокарбиду входять 5-10 % В, 10-21 % Cr, 20-27 % Fe та до 2 % Ti. Ця сполука утворюється нерівноважним шляхом замість формування окремих боридів вказаних елементів, прогнозованих термодинамічним моделюванням. $M_2(B,C)_5$ має твердість 2400-2800 HV і кристалізується у вигляді первинних включень призматичної форми або евтектичних волокон, розгалужених у феритній матриці, які утворюють колонії інвертованої евтектики з морфологією «Chinese-script» («C-s») (рис. 31, а). З урахуванням результатів ЕДА-аналізу формула $M_2(B,C)_5$ може бути представлена як $(Fe_{0,6-0,7}V_{0,45-0,5}Cr_{0,4-0,5}Mo_{0,2-0,25}W_{0,1-0,2}Ti_{0,05})(B,C)_5$ (евтектичні волокна «C-s») або $(Fe_{0,6}V_{0,5}Cr_{0,35-0,4}Mo_{0,25-0,3}W_{0,2}Ti_{0,05})(B,C)_5$ (первинні включення).

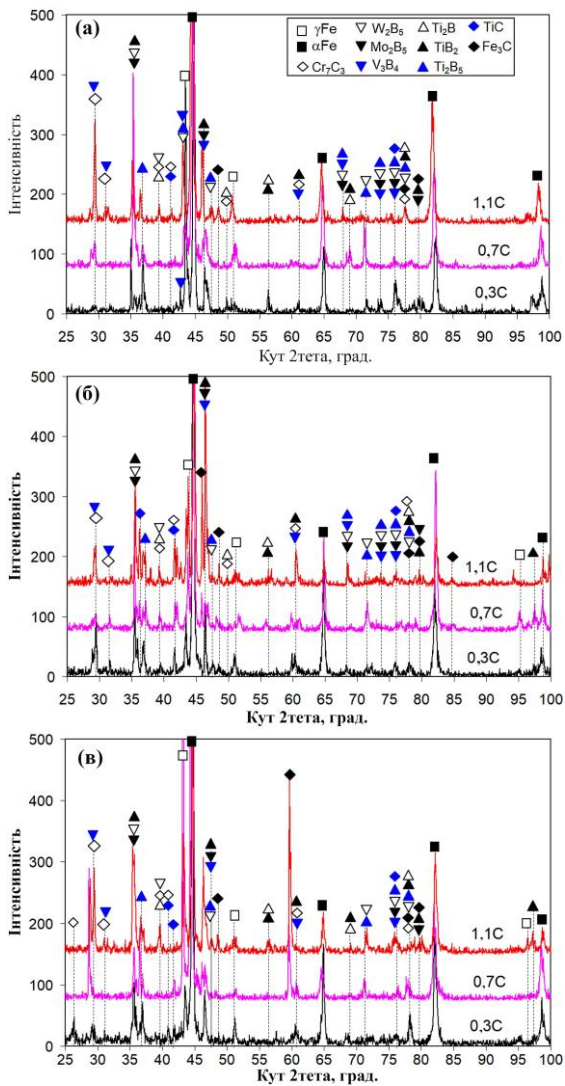


Рис. 29. Дифрактограми сплавів із 1,5 % В (а), 2,5 % В (б) та 3,5 % В (в)

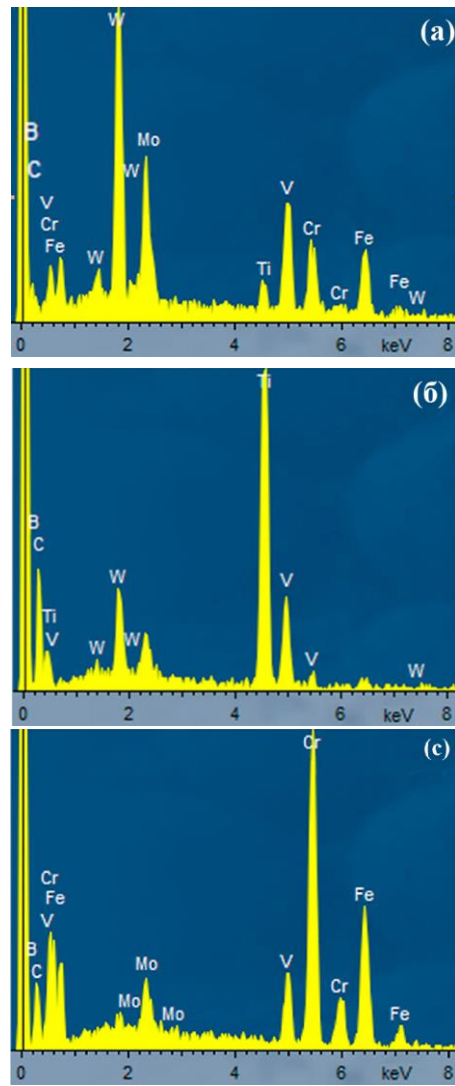


Рис. 30. Типові EDS-спектри карбоборидних фаз: $M_2(B,C)_5$ (а), $M(C,B)$ (б), $M_7(C,B)_3$ (в)

Прогнозоване моделюванням утворення карбиду хрому M_7C_3 було підтверджено наявністю в сплавах евтектики з характерною для цього карбиду «розетковою» морфологією (рис. 32, б), а також високою концентрацією хрому в евтектичних пластинах (32-40 %) (окрім хрому вони вміщували 35-40 % Fe, до 4 % В та ~20 % (сумарно) W, Mo, V). Наявність вуглецю та бору в евтектичних «розеткових» пластинах дозволило ідентифікувати їх як карбоборид $M_7(C,B)_3$ з формулою $(Fe_{2,9}Cr_{2,5}V_{1,1}Mo_{0,2}W_{0,1}Ti_{0,1}Mn_{0,1})(C,B)_3$.

З підвищення вмісту бору до 2,5-3,5 % відбулись зміни в евтектичній складовій сплавів. Формування крупних первинних включень $M_2(B,C)_5$ збіднило рідину на легуючі елементи (W, Mo, V, Cr) та бор, що призвело до зменшення об'ємної частки евтектики «Chinese-script» із відповідним збільшенням кількості евтектики на основі заліза та хрому. Внаслідок дефіциту хрому відбувся перехід від гексагонального карбобориду $M_7(C,B)_3$ до орторомбічного бороцементиту $M_3(C,B)$, багатого на залізо (60-70 %) і бідного на хром (12,7-21,9 %) (формула бороцементиту – $(Fe_{1,85}Cr_{0,8}V_{0,15}Mo_{0,1}W_{0,05}Mn_{0,05})(C,B)_3$). Відповідно, відбулась заміна морфології евтектики від «розеткової» до ледебуритної стільникової (рис. 31, в) або до евтектики у

вигляді грубої сітки по границях дендритів (евтектика «Coarse-net») (рис. 31, г). Бороцементит є нерівноважною для даних сплавів фазою, яка утворилась за евтектичною реакцією «Liquid → Аустеніт + M_3C » замість прогнозованих реакцій, що б мали привести до утворення карбідів M_7C_3 та Cr_3C_2 .

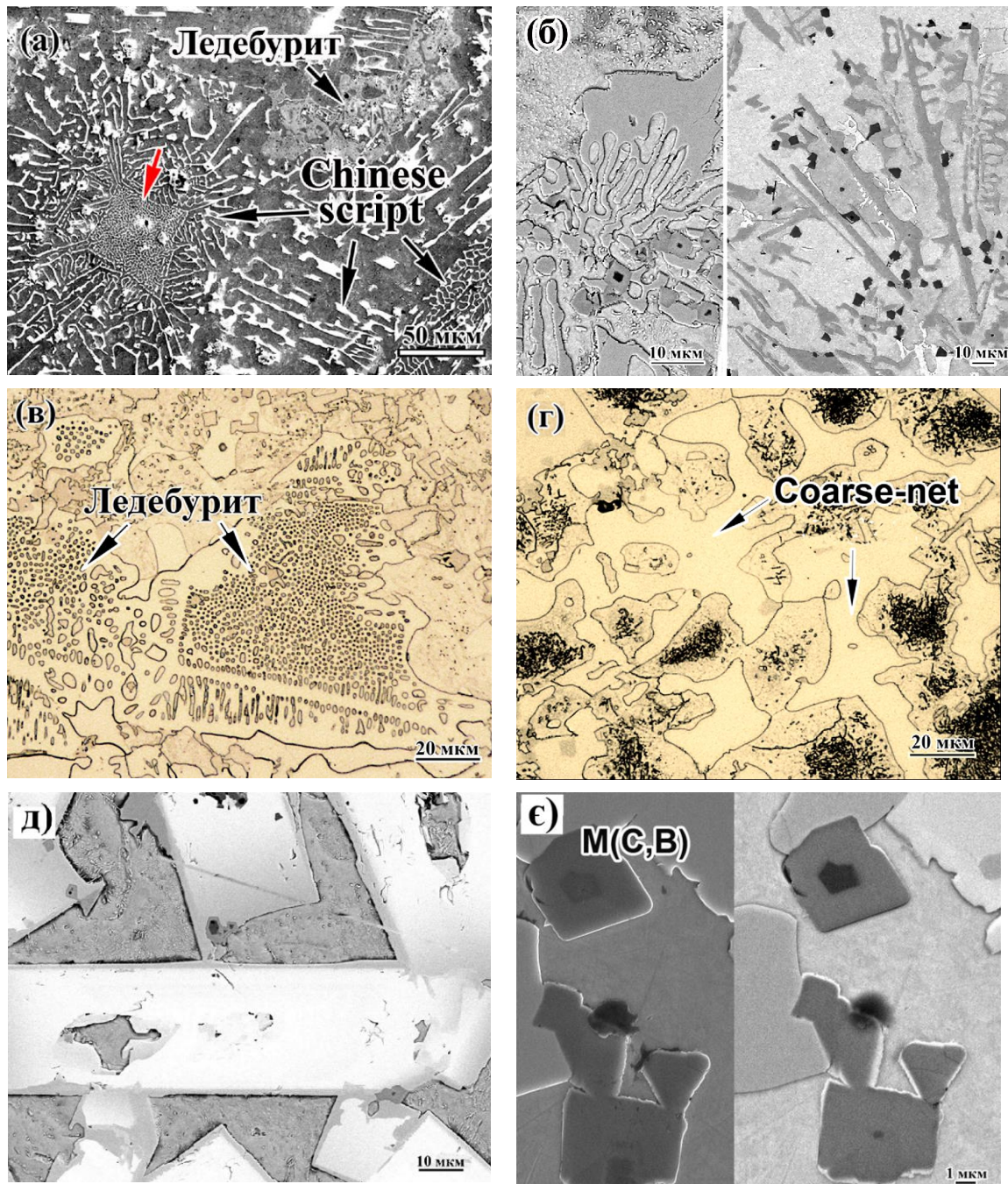


Рис. 31. Морфологія карбоборидних евтектик в дослідних сплавах: «Chinese-script» (а), «розеткоподібна» (б), ледебуритна (в), «Coarse-net» (г). Первинні включення $M_2(V,C)_5$ (д), карбобориди $M(C,V)$ (е)

У структурі всіх сплавів були присутні дисперсні рівноосні включення куцастої форми (рис. 31, е), що містять 54-72 % Ti і 4,4-6,5 % V при співвідношенні $[C]:[V] \approx 3$ (мас. %) (також до їх складу входять W , Mo та V в сумарній кількості 20-35 %). Згідно з хімічним складом, включення є карбоборидом $M(C,V)$, який, згідно з результатами XRD-аналізу, має кубічну решітку, аналогічну TiC . $M(C,V)$ кристалі-

зувався як первинна фаза до початку евтектичних реакцій, як і було передбачено моделюванням. Зі збільшенням вмісту вуглецю до 1,1 % вміст титану в $M(C,B)$ знизився до 54 %. З урахуванням коливань вмісту титану формула карбобориду $M(C,B)$ може бути представлена як $(Ti_{0,7-0,75}V_{0,1}W_{0,1}Fe_{0,05-0,1}Mo_{0-0,05})(C,B)$.

Таким чином, мультикомпонентне легування гібридних сплавів із введенням Ti, W, Mo, V та Cr у кількості 2,5-10 % кожного елемента, спрямоване на стимулювання їх конкуренції за зв'язування з

вуглецем і бором, зумовило утворення комплексно-легованих карбоборидів нестехіометричного складу. Це супроводжувалось виникненням суттєвої неоднорідності в розподілі елементів в межах включень. Найбільш вираженим проявом цієї неоднорідності є дуплексна будова карбоборидів $M(C,B)$, більшість з яких складались із збагаченого на титан «ядра» та збідненої на титан (збагаченої на Mo та W) «оболонки» (рис. 31, є, рис. 32, а). Формування дуплексних часток йшло у дві стадії. На першій стадії формувалось «ядро», що збіднило навколишню рідину на титан; на другій стадії включення зростало за рахунок контакту зі збагаченою вольфрамом та молібденом рідиною з приєднанням атомів цих елементів, що сформувало бідну на титан (багату на W, Mo) «оболонку». Іншими проявами неоднорідності є дуплексний характер первинних включень $M_2(B,C)_5$ (складаються із збагаченої на W серцевини та збідненої на W, але збагаченої на Cr «оболонки») (рис. 32, б), а також виражена сегрегація Mo, W і Fe в евтектичних пластинах бороцементиту $M_3(C,B)$ (рис. 32, в).

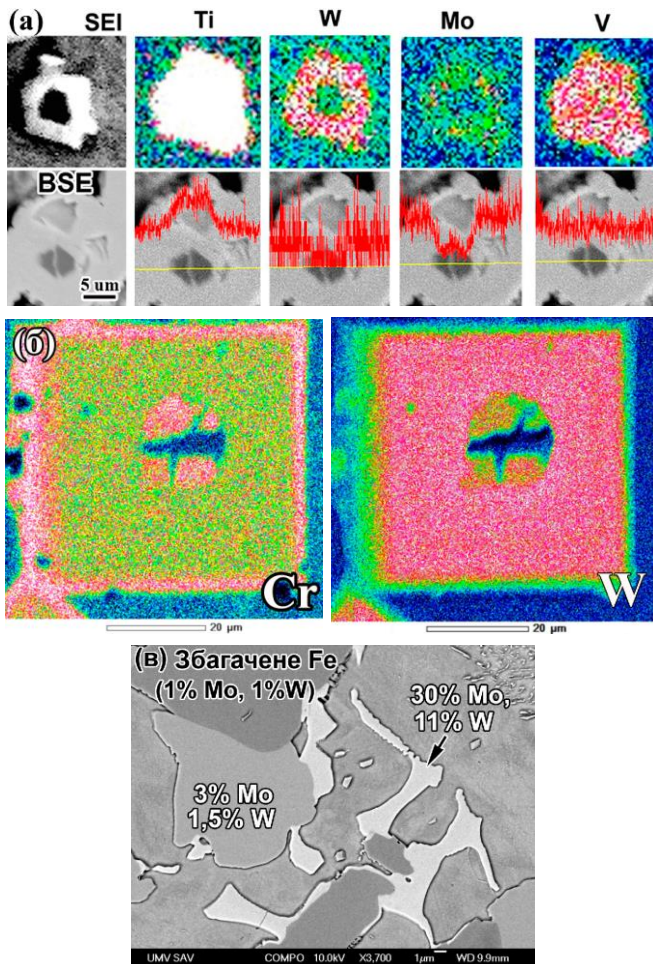


Рис. 32. Неоднорідний розподіл елементів в карбоборидах $M(C,B)$ (а), $M_2(B,C)_5$ (б), $M_3(C,B)$ (в)

Визначено характер впливу вуглецю та бору на об'ємну частку та хімічний склад фазових складових сплавів. Встановлено, що зі збільшенням вмісту бору від 2,5 % до 3,5 % в структурі зростає об'ємна частка первинних включень карбобориду $M_2(B,C)_5$, що збіднює розплав на W, Mo, V, Cr, Ti. Це зменшує об'ємну частку евтектики «Chinese-script» та вміст вольфраму як у первинних та евтектичних включеннях $M_2(B,C)_5$, (рис. 33, а) (відповідно в них зростає вміст Cr і Fe). Замість багатої на (W, Mo, V) евтектики «Chinese-script» виникають інші, збагачені на Cr та Fe, евтектики. В сплавах із 3,5 % B евтектика «Chinese-script» відсутня. Бор зменшує концентрацію хрому в «розетковій» евтектиці внаслідок його часткового (~10 %) зв'язування в карбобориді $M_2(B,C)_5$ (рис. 33, б). Відповідно, карбоборид $M_7(C,B)_3$ заміщується бороце-

ментитом.

ментитом $M_3(C,B)$. Таким чином, бор сприяє заміні «розеткової» евтектики на ледебурит або евтектику «Coarse-net». Паралельно з цим суттєво знижується вміст хрому в матриці. В той же час бор не впливає на кількість та хімічний склад карбобориду титану $M(C,B)$.

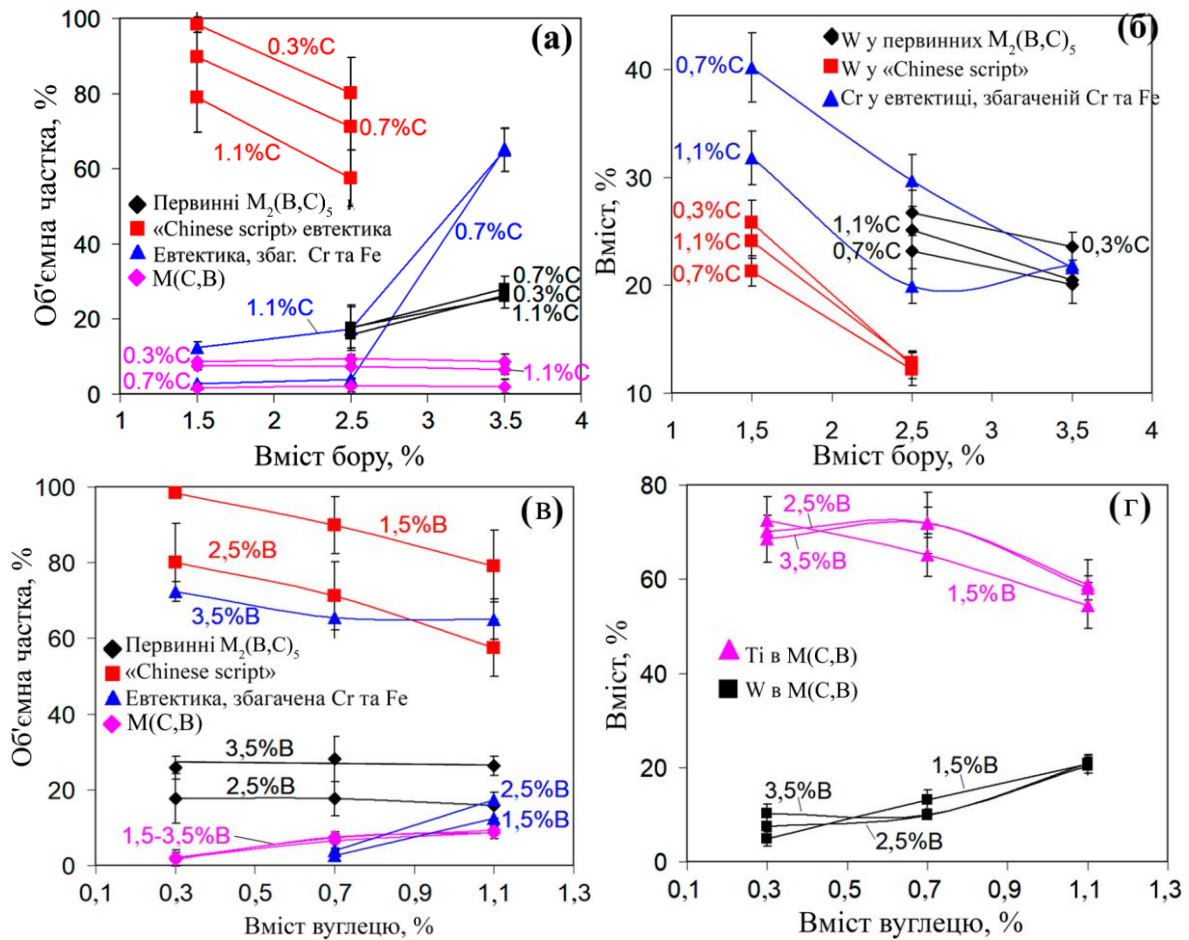


Рис. 33. Вплив бору та вуглецю об'ємну частку (а, в) та вміст елементів (б, г) в структурних складових сплавів

Вуглець справляє інший, відмінний від бору, вплив на процеси формування карбоборидних фаз. По-перше, вуглець різко збільшує об'ємну частку карбобориду титану $M(C,B)$ (рис. 33, в) та зменшує концентрацію титану в $M(C,B)$ з 65-72 % до 54-59 % із відповідним підвищенням концентрації вольфраму (рис. 33, г). По-друге, вуглець практично не впливає на об'ємну частку та хімічний склад первинних карбоборидів $M_2(B,C)_5$ (рис. 33, в), утворення яких контролюється бором. Зі збільшенням вмісту вуглецю об'ємна частка евтектики «Chinese-script» зменшується, а частка евтектик, збагачених на Cr та Fe, навпаки, збільшується (рис. 33, в), тобто вуглець сприяє заміщенню карбобориду $M_2(B,C)_5$ на карбобориди $M_7(C,B)_3$ та $M_3(C,B)$. Збільшення об'ємної частки евтектичних карбоборидів $M_7(C,B)_3$ та $M_3(C,B)$ під впливом вуглецю супроводжується зниженням в них вмісту хрому в 1,5 рази (рис. 33, г). У сплавах з 3,5 % В вуглець практично не впливає на концентрацію хрому в евтектиці. Нарешті, вуглець зменшує вміст хрому та ванадію в матриці внаслідок їх зв'язування в карбоборидах $M_7(C,B)_3$ та $M_3(C,B)$, що впливає на структурний стан матриці.

Таким чином, підвищення вмісту вуглецю та бору в сплавах супроводжується

зміню морфології карбоборидних евтектик відповідно до зміни їх базового карбобориду у такій послідовності: $M_2(B,C)_5 \rightarrow M_7(C,B)_3 \rightarrow M_3(C,B)$. При цьому загальна об'ємна частка твердих включень (T , табл. 2) монотонно зростає з 29 об.% до 65,7 об.%, що описується рівнянням:

$$T (\text{об. \%}) = 17,5 \cdot [\text{мас. \%C}] + 12,8 \cdot [\text{мас. \%B}] (R^2=0,99) \quad (5)$$

Відповідно зростанню кількості карбоборидних фаз, вуглець та бор збільшують твердість сплавів з 27 HRC до 53,5 HRC:

$$\text{Твердість (HRC)} = 18,0 \cdot [\text{мас. \%C}] + 9,9 \cdot [\text{мас. \%B}] (R^2=0,99) \quad (6)$$

Таблиця 2 – Середня об'ємна частка структурних складових, тип матриці та твердість гібридних сплавів (Ф – ферит; П – перліт; М – мартенсит; «С-s» - «Chinese-script»; Р - «Розеткава»; Л - Ледебурит ; «С-n» – «Coarse-net»; Т - загальна об'ємна частка включень)

Сплав %C/%B	Середня об'ємна частка (об.%)						Мат- риця	Т, об.%	Тверд., HRC
	Первинні включення		Евтектика						
	M(C,B)	M ₂ (B,C) ₅	«С-s»	Р	Л	«С-n»			
0,3/1,5	1,7	–	98,3	–	–	–	Ф	29	31,5
0,3/2,5	2,2	17,7	80,1	–	–	–	Ф	38,5	27
0,3/3,5	2,0	25,8	–	72,3	–	–	Ф	42,8	36,5
0,7/1,5	7,5	–	89,8	1,7	1,0	–	Ф	32,6	31
0,7/2,5	7,3	17,6	71,2	2,5	1,4	–	М	46,3	38,5
0,7C/3,5	6,5	28,1	–	52,8	–	12,6	Ф+П+М	60,5	48
1,1/1,5	8,6	–	79,0	2,1	10,3	–	Ф	34,7	34
1,1/2,5	9,3	15,9	57,5	–	–	17,3	М	49,2	41
1,1/3,5	8,7	26,3	–	–	–	65,0	Ф+П	65,7	53,5

Гібридні сплави були випробувані на абразивне зношування за схемою «Three-Body-Abrasion» з використанням корунду в якості абразиву). Зносостійкість оцінювали швидкістю зношування (WR). Результати випробувань були опрацьовані згідно з методикою повного факторного експерименту 3^2 , в результаті чого отримали регресійне рівняння:

$$WR [\times 10^{-6} \text{ г} \cdot (\text{мм} \cdot \text{с})^{-1}] = 4,170 - 1,115X_1 + 0,315X_2 - 0,335X_1X_2 + 0,405X_1^2 - 1,135X_2^2 - 0,450X_1^2X_2^2 + 0,490X_1X_2^2 - 0,035X_2X_1^2, \quad (7)$$

де X_1 , і X_2 – кодовані рівні вмісту вуглецю та бору, відповідно.

На рис. 34 представлено поверхню відгуку моделі (7) та її проекція на концентраційну площину «% С – % В». Видно, що модель описує нелінійну поверхню відгуку з перегином, який приблизно відповідає вмісту 2,5 % В. Максимальне значення WR ($\sim 5,7 \times 10^{-6} \text{ г} \cdot (\text{мм} \cdot \text{с})^{-1}$) відноситься до області з координатами 0,3 % С і 2,7 % В. Зі збільшенням (або зменшенням) вмісту бору відносно цього значення швидкість зносу зменшується за будь-якої концентрації вуглецю. Таким чином, крива $WR=f(\%B)$ проходить через максимум, висота якого зменшується зі збільшенням вмісту вуглецю. Поверхня досягає свого мінімуму $WR=2,7 \times 10^{-6} \text{ г} \cdot (\text{мм} \cdot \text{с})^{-1}$ за різних

концентрацій вуглецю та бору, а саме: (0,85 % C; 1,5 % B) та (1,1 % C; 3,5 % B) (показані червоним колом на рис. 35, б). Тобто, ці варіанти хімічного складу забезпечують максимальну абразивну зносостійкість досліджених сплавів.

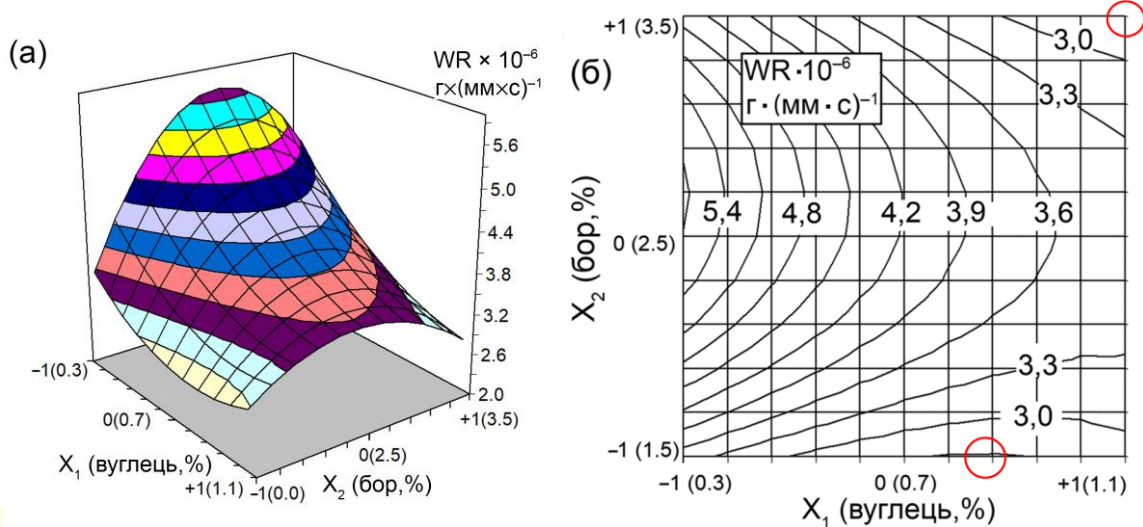


Рис. 34. Поверхня відгуку моделі (7) (а) і її проекція на концентраційну площину (б)

При аналізі роздільного впливу елементів на знос сплавів (рис. 35) встановлено, що вуглець монотонно знижує WR за будь-якого вмісту бору, в той час як бор діє немонотонно, призводячи (при 2,5 %) до максимального зносу, пов'язаного з появою в структурі грубих первинних включень $M_2(B,C)_5$ з одночасним формуванням розріджених колоній евтектики «Chinese-script». Прискорений знос в цьому випадку пов'язаний із інтенсивним сколюванням первинних включень, а також з тим, що розріджені евтектичні карбобориди не забезпечують належний захист матриці від зношування, полегшуючи оголення та сколювання первинних карбоборидів.

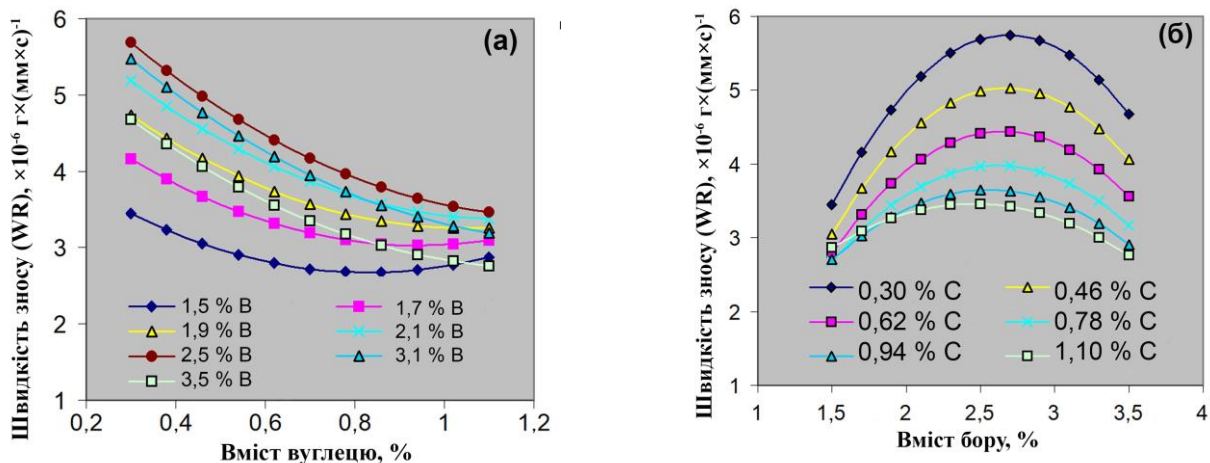


Рис. 35. Роздільний вплив вуглецю (а) та бору (б) на швидкість абразивного зношування сплавів

При підвищенні вмісту бору до 3,5 % відбувається зростання об'ємної частки евтектичних включень; це забезпечує кращий захист матричних ділянок від дії абразивних часток, що знижує швидкість зношування. Визнано, що найбільш перспективними для практичного використання є гібридний мультикомпонентний сплав (1,5 % B; 1,1 % C) з евтектичною структурою, що складається з евтектик на основі карбобори-

дів $M_2(B,C)_5$ та $M_7(C,B)_3$. Дослідженням механізму зносу встановлено, що він зношуються рівномірно, без викришувань та сколів, а розподілені в матриці численні евтектичні включення карбоборидів забезпечують ефективний захист матричних ділянок від зношування за рахунок «тіньового» ефекту. Після гартування цей сплав має 2,7-кратну перевагу в абразивній зносостійкості при зношуванні корундом перед високохромистим чавуном, що вказує на його високий потенціал для експлуатації в умовах переробки високотвердої мінеральної сировини.

Сьомий розділ присвячений питанням узагальнення та практичного застосування результатів дисертації. В ньому представлено технологічні схеми поверхневих плазмових обробок чавунів, запропоновано параметри технологій модифікування та нанесення композитних чавуноподібних покриттів із застосуванням плазмового нагріву. Розроблені технічні рішення успішно апробовані та впроваджені у виробництво на машинобудівних підприємствах України (ПАТ «НКМЗ», ПАТ «Енергомашспецсталь», ТОВ «ТВІНС-СЕРВІС ЛТД») та Польщі («RB SOLUTIONS SP. Z O.O.»).

ВИСНОВКИ

В дисертації наведене теоретичне узагальнення і нове рішення актуальної науково-технічної проблеми підвищення ефективності використання високолегованих ливарних сплавів на Fe-C основі – білих чавунів та сталей ледебуритного класу – шляхом підвищення їх зносостійкості вдосконаленням хімічного складу та застосуванням зміцнювальних обробок з використанням концентрованих джерел енергії, що має важливе значення для підприємств різних галузей промисловості України.

За результатами дисертаційної роботи зроблені наступні висновки.

1. Показана ефективність використання плазмового сталого струменю для модифікування поверхні високохромистих та високованадистих чавунів. Визначено оптимальний вихідний стан мікроструктури чавунів, що забезпечує максимальне підвищення твердості та зносостійкості чавуну при плазмовій обробці без оплавлення. Показана можливість суттєвого (до 10 разів) подрібнення структурних складових чавуну (дендритів, карбідів, евтектичних колоній) шляхом плазмового оплавлення поверхні та пост-плазмової термічної обробки. Визначено оптимальний хімічний склад чавуну із сфероїдальними карбідами ванадію, що забезпечує максимальний ефект підвищення зносостійкості в результаті плазмової обробки.

2. Вперше досліджено і встановлено перспективність застосування імпульсно-плазмової обробки із застосуванням електротермічного аксіального плазмового прискорювача для модифікації поверхні легованих чавунів та нанесення захисних покриттів. Вперше запропоновано використовувати леговані чавуни та сталі ледебуритного класу в якості катоду прискорювача для формування зносостійких покриттів із чавуноподібною структурою «Карбіди + матриця».

3. Розроблено математичні моделі, за допомогою яких визначено характер зміни температурного поля в металевій поверхні при імпульсно-плазмову модифікуванні та нанесенні покриттів. Встановлено механізм утворення імпульсно-плазмових чавуноподібних покриттів, визначено характер фазово-структурних перетворень та особливості кристалічної будови й хімічного складу структурних складових, що формуються в покриттях при пост-плазмовій термічній обробці в залежності від матеріалу катоду. Показано, що утворення карбідної фази в таких покриттях від-

бувається шляхом твердофазних реакцій розпаду пересичених твердих розчинів, які формуються внаслідок високої швидкості охолодження матеріалу катоду, що переноситься плазмовим потоком. Вперше виявлено ефект підвищення вмісту вуглецю в покриттях за рахунок насичення продуктів ерозії катоду атомами вуглецю, які потрапляють в плазмовий потік внаслідок сублімації стінок плазмового прискорювача при високострумовому розряді.

4. Сформульовано технологічні підходи для отримання зносостійких імпульсно-плазмових покриттів композитного типу «Карбіди металів IV-VI груп + металева зв'язка» без необхідності проведення пост-плазмової термічної обробки для формування оптимальної мікроструктури. Розроблена та апробовані варіанти конструкції аксіального електроду електротермічного плазмового прискорювача, які дозволяють отримувати композитні покриття з різним типом матриці (бронза, мартенсит) прямим перенесенням карбідів у нерозплавленому вигляді, та експериментально підтверджено високий рівень трибологічних властивостей сформованих покриттів.

5. Показана перспективність поєднання імпульсно-плазмового нанесення покриття та оплавлення лазерним променем в процесах поверхневого легування сірих чавунів та нелегованих сталей з метою модифікування їх структури та підвищення механічних та трибологічних властивостей.

6. Запропонована нова – «гібридна» – концепція розробки зносостійких ливарних сплавів на Fe-C основі нового класу, яка поєднує принципи мультикомпонентного легування та часткову заміну вуглецю на бор. Вперше, на основі термодинамічного моделювання, досліджено структурні перетворення, визначено тип фазових складових та їх хімічний склад в гібридних Fe-W-Mo-V-Cr-Ti-C-B сплавах в залежності від вмісту в них вуглецю та бору. Вперше виявлено можливість утворення в подібних сплавах нестехіометричних карбоборидних фаз дуплексної будови ($M_2(C,B)_5$, $M(C,B)$, $M_3(C,B)$), що мають суттєву неоднорідність в розподілі хімічних елементів. З використанням планування повного факторного експерименту визначено оптимальний хімічний склад «гібридних» мультикомпонентних сплавів, який має 2,7-кратну перевагу в абразивній зносостійкості порівняно із високохромистим чавуном.

7. Розроблено на рівні патентів технологічні схеми поверхнево-об'ємної термічної обробки легованих чавунів та ледебуритних сталей з використанням сталого плазмового струменю та високоенергетичних плазмових імпульсів. Розроблені технологічні рішення апробовані в умовах виробництва та впроваджені на машинобудівних та металургійних підприємствах України та Польщі.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові роботи, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації:

1. Chabak Y., Petryshynets I., Efremenko V., Golinskyi M., Shimizu K., Zurnadzhy V., Sili I., Halfa H., Efremenko B., Puchy V. Investigations of abrasive wear behaviour of hybrid high-boron multi-component alloys: Effect of boron and carbon contents by the factorial design method. *Materials*. 2023. Vol. 16. P. 2530. (**Scopus, Q2**).

2. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Shimizu K., Golinskyi M. A., Lekatou A. G., Petryshynets I., Efremenko B. V., Halfa H., Kusumoto K., Zurnadzhy V. I. The novel hybrid concept on designing advanced multi-component cast irons: Effect of boron and titanium (Thermodynamic modelling, microstructure and mechanical property evaluation). *Materials*

Characterization. 2023. Vol. 197. P. 112691 (**Scopus, Q1**).

3. Chabak Yu. G., Shimizu K., Efremenko V. G., Golinskyi M. A., Kusumoto K., Zurnadzhy V. I., Efremenko A. V. Microstructure and phase elemental distribution in high-boron multi-component cast irons. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2022. Vol. 29, no. 1. P. 78-87 (**Scopus, Q1**).

4. Chabak Y., Efremenko V., Zurnadzhy V., Puchý V., Petryshynets I., Efremenko B., Fedun V., Shimizu K., Bogomol I., Kulyk V., Jakubéczyová D. Structural and tribological studies of “(TiC+WC)/Hardened steel” PMMC coating deposited by air pulsed plasma. *Metals*. 2022. Vol. 12. P. 218 (**Scopus, Q1**).

5. Chabak Yu. G., Zurnadzhy V. I., Golinskyi M. A., Efremenko V. G., Zaichuk N. P., Petryshynets I., Shymchuk S. P. Current functional materials for wear resistant casting: from multicomponent cast irons to hybrid high-boron alloys, *Progress in Physics of Metals*. 2022. Vol.23, no. 4. P. 583–612 (**Scopus, Q1**).

6. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Fedun V. I., Shimizu K., Pastukhova T. V., Petryshynets I., Zusin A. M., Kudinova E. V., Efremenko B. V. Formation mechanism, microstructural features and dry-sliding behaviour of “Bronze/WC carbide” composite synthesised by atmospheric pulsed-plasma deposition. *Vacuum*. 2021. Vol. 185. P. 110031 (**Scopus, Q1**).

7. Chabak Y., Efremenko V., Džupon M., Shimizu K., Fedun V., Wu K., Efremenko B., Petryshynets I., Pastukhova T. Evaluation of the microstructure, tribological characteristics, and crack behavior of a chromium carbide coating fabricated on gray cast iron by pulsed-plasma deposition. *Materials*. 2021. Vol. 14, no. 12. P. 3400 (**Scopus, Q2**).

8. Chabak Yu. G., Efremenko V. G., Shimizu K., Lekatou A., Pastukhova T. V., Azarkhov A. Yu., Zurnadzhy V. I. Comparative analysis of the microstructural features of 28 wt.% Cr cast iron fabricated by pulsed plasma deposition and conventional casting. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018. Vol. 27, no. 2. P. 379-388 (**Scopus, Q2**).

9. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Shimizu K., Lekatou A. G., Zurnadzhy V. I., Karantzalis A. E., Halfa H., Mazur V. A., Efremenko B. V. Structure refinement of high-Cr cast iron by plasma surface melting and post-heat treatment. *Materials & Design*. 2017. Vol. 126. P. 278–290 (**Scopus, Q1**).

10. Efremenko V. G., Shimizu K., Pastukhova T. V., Chabak Yu. G., Kusumoto K., Efremenko A. V. Effect of bulk heat treatment and plasma surface hardening on the microstructure and erosion wear resistance of complex-alloyed cast irons with spheroidal vanadium carbides. *Journal of Friction and Wear*. 2017. Vol. 38, no. 1. P.58-64 (**Scopus, Q2**).

11. Efremenko V. G., Shimizu K., Pastukhova T. V., Chabak Yu. G., Kusumoto K., Efremenko A. V. Wear mechanism and chemical composition optimization of complex-alloyed cast iron with spheroidal vanadium carbide under conditions of abrasive erosion. *Journal of Friction and Wear*. 2017. Vol. 38, no. 2. P. 92-97 (**Scopus, Q2**).

12. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Lekatou A., Karantzalis A. E., Shimizu K., Fedun V. I., Azarkhov A. Yu., Efremenko A. V. Pulsed plasma deposition of Fe-C-Cr-W coating on high-Cr-cast iron: Effect of layered morphology and heat treatment on the microstructure and hardness. *Surface and Coatings Technology*. 2016. Vol. 304. P. 293–305 (**Scopus, Q1**).

13. Chabak Yu. G., Golinskyi M. A., Efremenko V. G., Shimizu K., Halfa H., Zurnadzhy V. I., Efremenko B. V., Kovbasiuk T. M. Phase constituents modeling in

hybrid multi-component high-boron alloy. *Physics and Chemistry of Solid State*. 2022. Vol. 23, no. 4, P. 714-719. (**Scopus, Q4**).

14. Chabak Yu. G., Fedun V. I., Efremenko V. G., Shimizu K., Petryshynets I., Zurnadzhy V. I., Dzherenova A. V. Effect of cathode material on microstructure status of the coating fabricated using an electro-thermal axial plasma accelerator. *Romanian Journal of Physics*. 2021. Vol. 66, no. 3-4. Article no. 501 (**Scopus, Q3**).

15. Chabak Yu. G., Efremenko V. G., Fedun V. I., Petryshynets I., Pastukhova T. V., Efremenko B. V., Kromka F., Tsvetkova E. V. Surface modification of grey cast iron by pulsed-plasma deposition and subsequent laser beam melting. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2021. Vol. 13, no. 2, 02030 (7pp) (**Scopus, Q3**).

16. Efremenko B. V., Chabak Yu. G., Efremenko V. G., Fedun V. I., Pastukhova T. V., Halfa H. A., Azarkhov A. Yu., Vlasovets V. M. Kinetics of structure transformation in pulsed plasma high-Cr coating under post-heat treatment. *Functional Materials*. 2020. Vol. 27, no. 1. P. 117-124 (**Scopus, Q4**).

17. Chabak Yu. G., Pastukhova T. V., Efremenko V. G., Zurnadzhy V. I., Fedun V. I., Tsvetkova E. V., Dzherenova A. V. Pulsed plasma surface modification of grey cast iron. *Journal of Physical Studies*. 2020. Vol. 24, no. 2. 2501 (8 p.) (**Scopus, Q4**).

18. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Shimizu K., Pastukhova T. V., Espallargas N., Fedun V. I., Zurnadzhy V. I. Structural and phase elemental distribution in pulsed plasma coating deposited with cemented carbide cathode. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2020. Vol. 12, no. 3. 03039 (6pp) (**Scopus, Q3**).

19. Efremenko V. G., Wu K. M., Shimizu K., Petryshynets I., Efremenko B. V., Halfa H., Chabak Yu. G., Malyshevskiy A. A., Zurnadzy V. I. Charakterisierung der mikrostruktur und elementzusammensetzung von gusseisen mit 15 Gew.-% Cr und 2 Gew.-% Mo mit bor-zusatz (Characterization of microstructure and phase elemental composition of 15 wt.% Cr – 2 wt.% Mo cast iron with boron addition). *Practical Metallography*. 2020. Vol. 57, Issue 10. P. 714-742 (**Scopus, Q4**).

20. Chabak Yu. G., Fedun V. I., Efremenko V. G., Pastukhova T. V., Efremenko B. V. Plasma coating formation by the deposition of cathode material eroded through high-current pulsed discharge. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2019. Vol. 5, no. 123. P. 167-174 (**Scopus, Q3**).

21. Chabak Yu. G. Microstructural features and tribological behaviour of low-alloyed steel modified by high-energy plasma pulse. *Journal of Nano- and Electronic Physics*. 2019. Vol. 11, no. 4. 04010(5pp) (**Scopus, Q3**).

22. Efremenko V. G., Chabak Yu. G., Karantzalis A. E., Lekatou A., Vakulenko I. A., Mazur V. A., Fedun V. I. Plasma case hardening of wear-resistant high-chromium cast iron. *Strength of Materials*. 2017. Vol. 49, Issue 3. P.446–452 (**Scopus, Q3**).

23. Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Ефременко В. Г., Шимидзу К., Чейлях А. П., Зурнаджи В. И. Особенности формирования микроструктуры, элементного и фазового составов и свойств стали 170X14Г3С3Н1ФР1 в условиях литья и импульсно-плазменного напыления. *Металлофизика и новейшие технологии*. 2017. Вып. 39. С. 491-505 (**Scopus, Q3**).

24. Chabak Yu. G., Fedun V. I., Pastukhova T. V., Zurnadzhy V. I., Berezhnyy S. P., Efremenko V. G. Modification of steel surface by pulsed plasma heating. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2017. Vol. 110, no. 4. P. 97-102 (**Scopus, Q3**).

25. Chabak Y. G., Fedun V. I., Shimizu K., Efremenko V. G., Zurnadzhy V. I.

Phase-structural composition of coating obtained by pulsed plasma treatment using eroded cathode of T1 high speed steel. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2016. Vol. 104, no. 4. P. 100-106 (**Scopus, Q3**).

26. Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Зайчук Н. П., Ефременко Б. В., Ефременко В. Г. Структура литой стали износостойкой стали с высоким содержанием бора. *Міжвузівський збірник «Наукові нотатки»*. 2019. Вип. № 66. С. 367-372.

27. Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Ефременко В. Г., Вакуленко И. А., Волосенко И. А. Композиционное импульсно-плазменное покрытие «Сталь Р18/чугун 230Х28Г3». *Наука та прогрес транспорту. Вісник Дніпропетровського національного університету транспорту*. 2017. Вип. 3 (69). С.102-111.

28. Чабак Ю. Г., Зурнаджи В. И., Зайчук Н. П., Пастухова Т. В., Ефременко В. Г. Абразивная износостойкость импульсно-плазменных покрытий, содержащих карбиды вольфрама и хрома. *Міжвузівський збірник «Наукові нотатки»*. 2017. Вип. 58. С. 308-314.

29. Ефременко В. Г., Чабак Ю. Г., Зайчук Н. П., Федун В. И. Абразивная износостойкость белого легированного чугуна, подвергнутого поверхностной плазменной закалке. *Наукові нотатки Луцького національного технічного університету*. 2016. Вып. 54. С.120-124.

30. Ефременко В. Г., Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Зурнаджи В. И., Мазур В. А., Цветкова Е. В. Микроструктура хромо-ванадистого чугуна, формирующаяся при плазменной обработке поверхности и последующей термической обработке. *Вісник Приазовського державного технічного університету*. 2016. Вип. 33. С. 50-58.

31. Чабак Ю. Г., Федун В. И., Ефременко Б. В., Зурнаджи В. И., Джеренова А. В., Волосенко И. А. Влияние материала катода и редимов импульсно-плазменной обабетки на микроструктуру и микротвердость поверхности высокохромистого чугуна. *Вісник Приазовського державного технічного університету*. 2016. Вип. 32. С. 72-79.

32. Чабак Ю. Г. Використання металокерамічного твердого сплаву для імпульсно-плазмового нанесення зносостійких покриттів. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2017. Вип. 2. С. 58-61.

33. Чабак Ю. Г., Федун В. И., Ефременко Б. В., Зусин А. М., Джеренова А. В. Влияние пост-термообработки на микроструктуру и микротвердость плазменного Fe-C-Mn-Cr-W-V покрытия. *Вестник Приазовского государственного технического университета. Серия: Технические науки*. 2017. Вып. 34. С. 46-53.

34. Чабак Ю. Г. Влияние плазменной обработки на состояние упрочняющих фаз в Cr-Mn-Ni-Si-V стали ледебуритного класса. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1. С. 24-27.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

35. Chabak Yu., Zurnadgy V., Pastukhova T., Efremenko V. Carbides coatings deposited by new pulsed plasma technique. *Journal of Material Science and Engineering*, 2017, vol. 6, is.4, P. 34. (Proceedings of 3d Int. Conference and Expo on Ceramics and Composite Materials, June 26-27, Madrid, Spain). ISSN: 2169-0022

36. Shimizu K., Chabak Yu.G., Golinskyi M.A., Kusumoto K., Efremenko B.V., Zurnadzhy V.I., Efremenko V.G. Primary carboboride in hybrid (C/B)multi-component cast irons: morphology, microhardness and elemental composition. *The 12th International*

Symposium on the Science and Processing of Cast Iron. 9-12 November 2021, Muroran city in Hokkaido, Japan

37. Чабак Ю. Г., Федун В. І., Зурнаджі В. І., Єфременко В. Г. Про використання металокерамічних твердих сплавів в якості катоду при імпульсно-плазмовому нанесенні трибологічних покриттів. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 7* : матеріали Міжнародної науково-технічної конференції, 30 листопада – 2 грудня 2017 р. Київ.

38. Чабак Ю. Г., Федун В. І., Пастухова Т. В., Єфременко В. Г. Умови формування плазмового покриття при імпульсному розряді. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів* : матеріали Міжнародної наукової конференції, 08-10 жовтня 2019 р.. Запоріжжя. С. 164.

39. Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Зурнаджі В. І., Федун В. І., Єфременко В. Г., Джеренова А. В., Цветкова О. В. Імпульсно-плазмової модифікування сірого чавуну. *Матеріали для роботи в екстремальних умовах-10* : матеріали Міжнародної науково-технічної конференції, 10-11 грудня, 2020 р. Київ. С. 164.

40. Chabak Yu. G., Efremenko V. V., Zurnadzhy V. I., Fedun V. I., Dzherenova A. V., Efremenko V. G. Effect of cathode material on pulse-plasma coating structure and cracking behavior. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту* : матеріали 81-ї Міжнародної науково-практичної конференції, 22–23 квітня 2021 р. Дніпро. С. 243.

41. Chabak Yu. G., Golinskiy M. A., Zurnadzhy V. I., Efremenko V. V., Efremenko V. G. Modelling of crystallization of multi-component high-boron alloy. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів* : матеріали XV Міжнародної науково-технічної конференції, 08-09 листопада 2022 р. Запоріжжя. С. 141.

42. Чабак Ю. Г., Пастухова Т. В., Федун В. І., Булавка А. А. Микроструктура и износостойкость стали 75Г, модифицированной плазменным импульсом. *Проблеми довговічності матеріалів, покриттів та конструкцій* : матеріали V-ої Міжнародної інтернет-конференції, 1-2 грудня 2017 р. Вінниця. С. 16.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:

43. Спосіб імпульсно-плазмової обробки металевої поверхні : патент 114678 Україна : С23С 14/22, С23С 14/34, С23С 14/56, С23С 4/06, Н01J 37/317. № u 2016 02566 ; Єфременко В. Г., Чабак Ю. Г., Федун В. І., Єфременко Б. В., Волосенко І. А. заяв. 16.03.2016 ; опубл. 10.07.2017, Бюл. № 13. 3 с.

44. Спосіб поверхневої плазмової модифікації високолегованих чавунів : патент 114978 Україна : С21D 1/06, С21D 1/09, С21D 1/78, С21D 9/28. № а 2016 03504 ; Єфременко В. Г., Чабак Ю. Г., Федун В. І., Зурнаджі В. І., Білозерцева Н. М. заяв від 04.04.2016 ; опубл. 28.08.2017, Бюл. № 16. 4 с.

45. Спосіб комбінованої обробки металевої поверхні : патент 119082 Україна : С23С 14/48, С23С 4/10, С23С 4/134, С23С 14/56. № u 2017 05646 ; Чабак Ю. Г., Єфременко В. Г., Пастухова Т. В., Федун В. І., Зурнаджі В. І. заяв. від 07.06.2017 ; опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8. 4 с.

46. Аксіальний електрод для імпульсно-плазмового нанесення покриття : патент 119011 Україна : Н05Н 1/34, Н05Н 1/54, С23С 16/513, С23С 16/515. № u 2017 10850 ; Чабак Ю. Г., Єфременко В. Г., Зурнаджі В. І., Федун В. І., Пастухова Т. В. заяв. від

06.11.2017; опубл. 10.04.2019, Бюл. № 7. 4 с.

47. Спосіб імпульсно-плазмової обробки металевої поверхні : патент 121045 Україна : С23С 16/513, С23С 16/515, Н05Н 1/34, С23С 16/32, В22F 9/14. № а 2017 10851 ; Єфременко В. Г.; Чабак Ю. Г.; Пастухова Т. В.; Федун В. І.; Зурнаджі В. І.; Єфременко Б. В. заяв. від 06.11.2017 ; опубл. 25.03.2020, Бюл. № 6. 4 с.

48. Vasily Efremenko, Oleksandr Cheiliakh, Oleksandr Azarkhov, Bohdan Efremenko, Yuliia Chabak, Vadym Zurnadzhy. State-of-the-art and innovative approaches in biomaterials and surface treatments for artificial implants. In Teaching and Subjects on Bio-Medical Engineering. Approaches and Experiences from the BIOART-project. Ed. by Peter Arras and David Luengo. Acco cv, Leuven (Belgium), 2021, pp. 301-342.

49. Єфременко Б. В., Білик О. Г., Єфременко В. Г., Чабак Ю. Г., Чігарьов В. В. Структуроутворення в Fe-Cr-Ni-C покриттях, призначених для експлуатації в умовах абразивного та абразивно-ерозійного зношування. Монографія. Маріуполь: ПДТУ. 2020. 235 с. ISBN 978-966-604-241-8

АНОТАЦІЯ

Чабак Ю.Г. Розвиток наукових основ підвищення експлуатаційних властивостей легованих чавунів вдосконаленням хімічного складу та обробкою поверхні висококонцентрованими джерелами енергії – Кваліфікаційна робота у вигляді наукової доповіді.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство (132 – Матеріалознавство). – ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет» Міністерства освіти і науки України, Маріуполь; Національний університет «Львівська політехніка» Міністерства освіти і науки України, Львів, 2023.

У дисертації вирішена актуальна науково-технічна проблема підвищення експлуатаційної стійкості металовиробів із білих легованих чавунів триботехнічного призначення. Мета дослідження досягається в роботі за рахунок оптимізації хімічного складу сплавів та застосування зміцнювальних технологій з використанням висококонцентрованих джерел енергії. Вивчено процеси модифікування структури та властивостей різних груп легованих чавунів (Cr-Mn-Ni-Mo-V, V-Mn-Ni, Cr-V-Mn-Ni) та сталей ледебуритного класу (Cr-Mn-Si-Ni-V-B, Cr-Mn-Si-Mo-B, Cr-Mn-Si-Mo-V-B) при обробці поверхні сталим плазмовим струменем. Встановлено оптимальні режим плазмового нагріву та тип вихідної структури матриці високохромистого чавуну, які забезпечують максимальний модифікувальний ефект. Показана можливість суттєвого (на порядок) подрібнення структурних складових (дендритів, карбідів) чавунів поєднанням плазмового оплавлення поверхні із пост-плазмовою термічною обробкою. Встановлено, що плазмова обробка забезпечує підвищення абразивної та абразивно-ерозійної стійкості вказаних сплавів на 20-50 %.

В роботі вперше досліджено процеси модифікування чавунів/сталей та нанесення чавуноподібних покриттів при імпульсно-плазмовій обробці із використанням електротермічного аксіального плазмового прискорювача (ЕАПП). Цей спосіб забезпечує нагрів і охолодження поверхні зі швидкістю $\sim(2-4) \cdot 10^6$ К/с із глибиною модифікації до 30 мкм. В результаті твердість поверхні конструкційної сталі, сірого та високохромистого чавунів зростає до 800-1050 HV із відповідним збільшенням адгезійної та абразивної зносостійкості на 18-100 %.

Досліджено процеси формування імпульсно-плазмових чавунних покриттів при використанні ЕАПП. В роботі вперше запропоновано використовувати в якості катоду ЕАПП леговані чавуни та сталі ледебуритного класу, що полегшує оплавлення катоду й сприяє нарощенню покриття при повторних плазмових імпульсах. Швидка кристалізація мікрокрапель на металевій поверхні призводить до формування покриття з метастабільною аустенітною структурою без крупних карбідних включень. Утворення карбідів в покритті відбувається за твердофазною реакцією при пост-плазмовій термообробці, в результаті чого твердість зростає до 1200-1550 HV із відповідним підвищенням абразивної (в 3 рази) та адгезійної (до 1200 разів) зносостійкості. Вперше встановлено факт насичення продуктів ерозії катоду атомами вуглецю, які випаровуються при розряді з поверхні діелектричних стінок камери ЕАПП, що майже у два рази підвищує об'ємну частку карбідів відносно матеріалу катоду. Запропоновано використання катодів ЕАПП композитного типу із компонентами (карбіди, металева зв'язка) з великою різницею в температурі плавлення. Легке оплавлення зв'язки дозволяє застосовувати меншу енергію розряду та запобігати розплавленню карбідів задля їх перенесення у неоплавленому стані. Запропоновані варіанти конструкції катоду (спечені сплави «WC-Cu(Бронза)», композит «Сталь+карбіди+епоксидна смола»), за допомогою яких були отримані зносостійкі покриття (без тріщин) із високим вмістом карбідів WC та TiC та різним типом матриці без пост-плазмової термообробки.

Запропонована «гібридна» концепція легування, на основі якої розроблено ливарні зносостійкі сплави нового класу – мультикомпонентні W-Mo-V-Cr-Ti-Si-Mn-(1,5-3,5)%B-(0,3-1,1)%C чавуни. В сплавах формується багатофазна структура, що складається з складнолегованих карбоборидів $M_2(B,C)_5$, $M(C,B)$, $M_7(C,B)_3$ та $M_3(C,B)$, кількість та хімічний склад яких визначаються вмістом вуглецю та бору. Визначено оптимальний хімічний склад мультикомпонентного сплаву для використання в умовах інтенсивного абразивного зношування. Результати досліджень впроваджені у вигляді параметрів модифікування та нанесення композитних чавуноподібних покриттів із застосуванням плазмового нагріву.

Ключові слова: легований чавун, плазмова обробка, лазерна обробка, покриття, модифікування, мікроструктура, функціональні властивості.

ABSTRACT

Chabak Yu.G. Development of the scientific basis of enhancing the operational properties of alloyed cast irons by improving the chemical composition and applying highly concentrated energy sources for surface treatment. – Qualifying work as a scientific report.

Thesis for the Doctor's degree of Engineering Sciences in the specialty 05.02.01 – Materials Science (132 – Materials Science). – State Higher Educational Institution “Pryazovskyi State Technical University” of the Ministry of Education and Science of Ukraine; Lviv Politechnic National University of the Ministry of Education and Science of Ukraine; Lviv, 2023.

The thesis solves the actual scientific and technical problem of increasing the operational stability of metal products made of white alloyed cast iron for the tribological applications. The goal of the research is achieved due to the optimization of the chemical composition of alloys and the application of the surface strengthening technologies using high-

ly concentrated energy sources. The processes of modifying the structure and properties of various groups of alloyed cast irons (Cr-Mn-Ni-Mo-V, V-Mn-Ni, Cr-V-Mn-Ni) and steels of the ledeburite class (Cr-Mn-Si-Ni-V-B, Cr-Mn-Si-Mo-B, Cr-Mn-Si-Mo-V-B) during surface treatment with a solid plasma flux are studied. The optimal mode of plasma heating and the type of the initial matrix structure of high-chromium cast iron, which provide the maximum modifying effect, have been established. The possibility of significant (by an order of magnitude) refinement of structural components (dendrites, carbides) of cast irons by a combination of plasma melting of the surface with post-plasma heat treatment is shown. Plasma processing ensures an increase in the abrasive and abrasive-erosion resistance of the specified alloys by 20-50%.

In the work, the processes of modification of cast irons/steels and the deposition of cast-iron-like coatings during pulsed plasma processing using an electrothermal axial plasma accelerator (EAPP) were investigated for the first time. This method provides heating and cooling of the surface at a speed of $\sim(2-4) \cdot 10^6$ K/s with a modification depth of up to 30 μm . As a result, the surface hardness of structural steel, gray- and high-chromium cast irons increases to 800-1050 HV with a corresponding increase in adhesive and abrasive wear resistance by 18-100%.

The processes of forming pulse-plasma cast-iron-like coatings using EAPP were investigated. In the work, for the first time, it is proposed to use alloyed cast irons and steels of the ledeburite class as the cathode of EAPP, which facilitates the melting of the cathode and contributes to the increase of the coating during repeated plasma pulses. Rapid crystallization of microdroplets on the metal surface leads to the formation of a coating with a metastable austenite structure without large carbide inclusions. The formation of carbides in the coating occurs by a solid-phase reaction during post-plasma heat treatment, as a result of which the hardness increases to 1200-1550 HV with a corresponding increase in abrasive (3 times) and adhesive (up to 1200 times) wear resistance. For the first time, the fact of saturation of cathode erosion products with carbon atoms, which evaporate during discharge from the surface of the dielectric walls of the EAPP chamber, has been established, which almost doubles the volume fraction of carbides relative to the cathode material. It is proposed to use the EAPP cathodes of composite type with components (carbides, metal binder) having a large difference in melting temperature. The easy melting of the binder allows for the use of lower discharge energy thus preventing the carbides melting for transfer in the unmelted state. The variants of the cathode design (sintered alloys «WC-Cu(Bronze)», composite «Steel+carbides+epoxy resin») are proposed, with the help of which the wear-resistant coatings with a high content of WC and TiC carbides and different types of matrix were obtained without post-plasma heat treatment.

The «hybrid» concept of alloying is formulated, on the basis of which cast wear-resistant alloys of a new class were developed – multicomponent W-Mo-V-Cr-Ti-Si-Mn-(1.5-3.5)%B-(0.3 -1.1)%C cast irons. A multiphase structure is formed in the alloys, consisting of complex alloyed carboborides $M_2(B,C)_5$, $M(C,B)$, $M_7(C,B)_3$ and $M_3(C,B)$, the amount and chemical composition of which are determined by the carbon content and boron. The optimal chemical composition of the multicomponent alloy for use in conditions of intensive abrasive wear was determined. The results of the research are implemented as the technological parameters of modification and deposition of the composite cast-iron-like coatings using plasma heating.

Keywords: alloyed cast iron, plasma treatment, laser treatment, coating, modification, microalloying, microstructure, functional properties.