

УДК 539.32, 548.735, 539.531
УКПП
№ держреєстрації 0114U005445
Інв. №

Міністерство освіти і науки України
Сумський державний університет (СумДУ)
40007, м. Суми, вул. Римського-Корсакова, 2, тел. (0542) 334108

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової роботи

д-р.фіз.-мат.наук, професор

_____ А.М. Черноус

ЗВІТ

ПРО НАУКОВО-ДОСЛІДНУ РОБОТУ

СУЧАСНІ ТЕХНОЛОГІЇ РОЗРОБКИ ТА ОТРИМАННЯ ПЕРСПЕКТИВНИХ МАТЕРІАЛІВ І ФОРМОУТВОРЕННЯ ВИРОБІВ МАШИНОБУДІВНОЇ ГАЛУЗІ

(остаточний)

Науковий керівник НДР

д-р техн. наук, професор

К.О. Дядюра

2019

Рукопис закінчено __ листопада 2019 р.

Результати роботи розглянуто науковою радою СумДУ протокол від
__ грудня 2019 р. № __

СПИСОК АВТОРІВ

Керівник НДР

Завідувач кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
д-р техн. наук, професор

11.11.2019К.О. Дядюра
(2.2)**Виконавці:**

Заступник завідувача кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
канд. техн. наук, доцент

11.11.2019А.І. Дегула
(3.2)

Старший викладач кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
канд. техн. наук

11.11.2019Х.В. Берладір
(1.1)

Доцент кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
канд. техн. наук, доцент

11.11.2019О.П. Гапонова
(2.1)

Доцент кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
канд. фіз.-мат. наук, доцент

11.11.2019Т.П. Говорун
(2.2)

Доцент кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
канд. техн. наук, доцент

11.11.2019С.В. Марченко
(4.1)

Асистент кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»

11.11.2019П.В. Руденко
(1.2)

Доцент кафедри

«Прикладне матеріалознавство і
технологія конструкційних матеріалів»,
канд. техн. наук, доцент

11.11.2019Н.А. Харченко
(3.1)

РЕФЕРАТ

Звіт про НДР: 76 с., 9 табл., 17 рис., 90 джерела.

МАШИНОБУДІВНІ ВИРОБИ, НАНОКРИСТАЛІЧНІ ПЛІВКИ, НІТРИДИ ПЕРЕХІДНИХ МЕТАЛІВ, ПОЛІТЕТРАФТОРЕТИЛЕН, СТРУКТУРА, ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ, ФУНКЦІОНАЛЬНІ МАТЕРІАЛИ

Об'єкт дослідження – сучасні технології розробки та отримання перспективних матеріалів і формоутворення виробів машинобудівної галузі.

Мета роботи – дослідження закономірностей формування складу та властивостей нових функціональних матеріалів, а також удосконалення технологій їх отримання, зварювання, з'єднання та оброблення виходячи з призначення елементів машинобудівних конструкцій.

Методи отримання та дослідження зразків - для осадження зразків використано методи магнетронного розпилення та вакуумного дугового осадження, а також електроіскрового легування (ЕІЛ) Для дослідження структури і фазового стану – рентгеноструктурний аналіз та просвічуюча електронна мікроскопія, для вимірювання нанотвердості – нанотвердомер, для визначення товщини – інтерферометр, шорсткості поверхні – атомно-силова мікроскопія та скануюча електронна мікроскопія, хімічного складу - енергетично-дисперсійної рентгенівської спектроскопії, для вимірювання адгезії - скретч-тестер.

Предмет дослідження – закономірності формування структури, складу та властивостей матеріалів, а також плівок та покриттів перехідних металів; з'ясування впливу розмірних ефектів на формування фізико-механічних властивостей композиційних композиційних матеріалів.

У даному остаточному звіті основна частина складається з 4-х розділів. У них відображені результати роботи кафедри над виконанням теми протягом 2014-2019 календарних років.

Звіт починається зі вступу, де наводиться загальна характеристика робіт за темою. У першому розділі приведені результати досліджень закономірностей формування складу та властивостей полімерних композитних матеріалів. У другому розділі описані методи осадження та дослідження нанокompозитних покриттів, які використані в даній роботі. Третій розділ містить в собі результати дослідження закономірностей формування складу та властивостей властивостей виробів шляхом нанесення дифузійних покриттів з заздалегідь заданими фізико-механічними та зносостійкими властивостями. Четвертий розділ присвячений удосконаленню технологічного процесу наплавлення та наступної термічної обробки виробів на прикладі деталей відцентрового шламового насосу.

ЗМІСТ

	с.
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ	6
.....	
ВСТУП	7
.....	
1. ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ З ПОЛІПШЕНОЮ МІЖФАЗОВОЮ ВЗАЄМОДІЄЮ В СИСТЕМІ «МАТРИЦЯ- НАПОВНЮВАЧІ».....	10
...	
1.1 Розробка та дослідження антифрикційних матеріалів на основі механоактивованих політетрафторетилену (ПТФЕ) та наповнювачів різної хімічної природи.....	10
1.2 Дослідження впливу дискретних наповнювачів на фізико-механічні властивості полімерного композитного матеріалу з епоксидною матрицею.....	13
...	
2. ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ ТА ВІДНОВЛЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ШЛЯХОМ ФОРМУВАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ.....	16
2.1 Підвищення експлуатаційних характеристик і екологічної безпеки деталей машин та інструменту електроіскровим легуванням.....	16
2.2 Вплив покриттів, отриманих методом магнетронного розпилення, на структуру та властивості ріжучого інструменту зі сталі Р6М5.....	20
3. ПІДВИЩЕННЯ ЖАРОСТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ АУСТЕНІТНОГО КЛАСУ ШЛЯХОМ ДИФУЗІЙНОЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ.....	29
3.1 Підвищення експлуатаційних властивостей трубок теплообмінника.....	29
.....	

3.2 Підвищення експлуатаційних властивостей виробів шляхом нанесення дифузійних покриттів.....	38
4. ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС НАПЛАВЛЕННЯ, ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ БРОНЕДИСКА ВІДЦЕНТРОВОГО ШЛАМОВОГО НАСОСУ	44
ВИСНОВКИ.....	60
...	
ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ.....	64

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ СКОРОЧЕНЬ

ЕІЛ – електроіскрове легування;

ПТФЕ – політетрафторетилен;

ВВ – вуглецеві волокна;

ДМ – дифузійна металізація;

КП – карбідні покриття;

ВУП-5М – вакуумний універсальний пост;

СЕМ – скануючий електронний мікроскоп;

ВСТУП

Розвиток сучасного машинобудування характеризується створенням конструкцій та вузлів машин, призначених для роботи в різних умовах експлуатації. Ці задачі вирішуються відповідно до вимог економічного і соціального розвитку, які передбачають зосередження зусиль на підвищенні якості, надійності, економічності та продуктивності устаткування, зниження матеріаломісткості і енергоспоживання. Велике значення має пошук нових матеріалів, що дозволяють забезпечити необхідні властивості поверхонь виробів. У цьому плані теоретичні розробки, нові ідеї, а так само підвищення можливостей відомих методів мають особливе значення.

Більше 80% деталей машин та приладів виходять з ладу через зношення та втрати експлуатаційних якостей. Звідси випливає необхідність покращення фізико-механічних характеристик робочих поверхонь деталей із металевих сплавів та полімерних композиційних матеріалів.

Загальною метою всіх досліджень є створення універсального багатофункціонального матеріалу, який би володів відтворюваними фізико-механічними і трибологічними характеристиками.

Крім того, при застосуванні прогресивних технологічних процесів слід прагнути до підвищення продуктивності обробки та економії матеріалів.

У першому розділі узагальнені результати досліджень особливостей структури і фазового складу полімер композитних матеріалів, а також їх вплив на трибологічні властивості поверхонь.

У другому розділі проведено дослідження закономірностей формування складу та властивостей наноструктурних нітридних плівок та покриттів перехідних металів з задалегідь заданими фізико-механічними та зносостійкими властивостями. Розглянуто покриття на основі розширеної групи тугоплавких металів III-VI періоду, отримані методом магнетронного і вакуумно-дугового осадження та електроіскрового легування. Проаналізовано залежності таких характеристик, як твердість, стійкість до зношування і тертя

від структури, товщини і кількості бішарів в багатошарових нанокompозитних системах. У проведених дослідженнях описаний аналіз фазової стійкості нітридних покриттів з різною кількістю складових елементів, що призвело до більш глибокого розуміння складного взаємозв'язку між мікроструктурою та механічними властивостями багатокомпонентних покриттів. Для цих досліджень вибрано елементи перехідних металів V та VI групи: Ti, Cr, Zr, Nb, Si, Al, Y, Hf, Ta, що сформовані у багатокомпонентні нітриди та дибориди з метою одержання захисних покриттів методом іонно-плазмових технологій.

Розглянуто вплив умов осадження і високотемпературного відпалу на морфологію, структурно-фазовий склад та взаємозв'язок з фізико-механічними та трибологічними властивостями. Систематизація отриманих результатів та виокремлення закономірностей формування структури і властивостей обраних покриттів забезпечили нове уявлення про поведінку захисної поверхні в екстремальних умовах. Окремо представлено дослідження термічної стабільності та зносостійкості плівкових покриттів для ріжучого інструменту.

У третьому розділі роботи розглядаються дослідження впливу дифузійної металізації (хромосиліціювання) на жаростійкість труб інжектора паливного котла.

Підвищення експлуатаційних властивостей, а саме підвищення жаростійкості матеріалу трубок теплообмінника може бути здійснено двома шляхами. Перший полягає в заміні сталі 12X18H10T, працюючій в необробленому вигляді при температурах ~ 850 °C, на високо хромисту сталь 15X25T, що працює при температурі > 1050 °C.

Другий шлях підвищення жаростійкості трубок теплообмінника проведення дифузійної металізації для поверхневого шару трубок, що контактують з окислювальним середовищем при підвищеній температурі. Для підвищення жаростійкості шляхом дифузійної металізації, рекомендується проводити хромосиліціювання в порошкоподібному твердому карбюраторі в герметичних контейнерах.

Для уточнення мікроструктури поверхневого шару слід провести, крім металографічного аналізу, ще й структурно-фазовий аналіз на фазовому аналізаторі - ДРОН-4-07. Для збільшення точності експерименту на жаростійкість на 3-х зразках, з витримкою 25, 65, 100 годин, при температурах випробування 800 і 1000 °С.

1 ПОЛІМЕРНІ КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ З ПОЛІПШЕНОЮ МІЖФАЗОВОЮ ВЗАЄМОДІЄЮ В СИСТЕМІ «МАТРИЦЯ-НАПОВНЮВАЧІ»

1.1 Розробка та дослідження антифрикційних матеріалів на основі механоактивованих політетрафторетилену та наповнювачів різної хімічної природи

Досліджено різні технологічні прийоми підвищення адгезійної взаємодії між політетрафторетилену (ПТФЕ) – композитів:

- 1) введення наповнювачів різної хімічної природи до механоактивованої ПТФЕ-матриці;
- 2) механічна активація наповнювачів різної хімічної природи;
- 3) механічне легування матричного ПТФЕ та композитів на його основі.

У композитів на основі активованого ПТФЕ міцність при розриві, в середньому, підвищується на 12,5 %, відносно подовження – 19 %, зносостійкість – на 18 % у порівнянні з неактивованим ПТФЕ. При цьому виявлена більша ефективність використання ВВ порівняно з БВ, що підтверджується як даними електронної мікроскопії, так і рівнем експлуатаційних характеристик. Невисокі значення експлуатаційних властивостей ПТФЕ-композиту з каоліном обумовлені значно низькою адгезійною здатністю наповнювача і очевидно, потребують додаткових технологічних прийомів для її підвищення [1-2].

Знайдені оптимальні концентрації наповнювачів різної хімічної природи, при яких досягається утворення більш однорідної структури ПТФЕ-композиту, яка забезпечує високі експлуатаційні властивості:

– при 20 мас. % наповненні ПТФЕ фрагментами ВВ міцність при розриві композиту складає 22,1 МПа, відносно подовження – 145 %, інтенсивність зношування – $27 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н•м;

– 10 мас. % вміст БВ у композиті забезпечує отримання наступних значень експлуатаційних показників: міцність при розриві – 19,3 МПа, відносне подовження – 168 %, інтенсивність зношування – $37,5 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н•м;

– при 2 мас. % каоліну КС-1 Просянського родовища міцність при розриві композиту складає 16,6 МПа, відносне подовження – 409 %, інтенсивність зношування – $10,8 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н•м;

– при вмісті 20 мас. % коксу досягається максимум значення зносостійкості при необхідному рівні механічних властивостей: міцність при розриві – 17,2 МПа, відносне подовження – 110 %, інтенсивність зношування – $40 \cdot 10^{-6}$ мм³/Н•м;

– (5–10) мас. % графіту прийнято як критичну концентрацію, при якій міцність при розриві становить (16,5–20,0) МПа, відносне подовження – (118–160) %, інтенсивність зношування – $(52–64) \cdot 10^{-6}$ мм³/Н•м.

Встановлено, що визначальним фактором підвищення комплексу експлуатаційних властивостей ПТФЕ-композитів є формування сферолітної НМС композитів під впливом активних частинок дисперсних наповнювачів (каолін, графіт, УПТФЕ) виконуючих роль зародків кристалізації. Такі сферолітні структури ПТФЕ-композитів протидіють розвитку мікротріщин, виступаючи як вузли, які зв'язують ділянки ланцюгів макромолекул ПТФЕ, тим самим підсилюючи жорсткість ПКМ [3].

Методами електронної мікроскопії (рис. 1.1) встановлено утворення на поверхні волокнистого (ВВ, БВ) і дисперсного (кокс) наповнювача стабільного проміжного шару з ПТФЕ, який «заліковує» поверхневі дефекти наповнювача та сприяє утворенню стабільного просторого кластеру наповнювача в об'ємі матриці композиції, що дозволяє досягати максимального армуючого ефекту і, тим самим, підвищити міцнісні характеристики композиту та його зносостійкість.

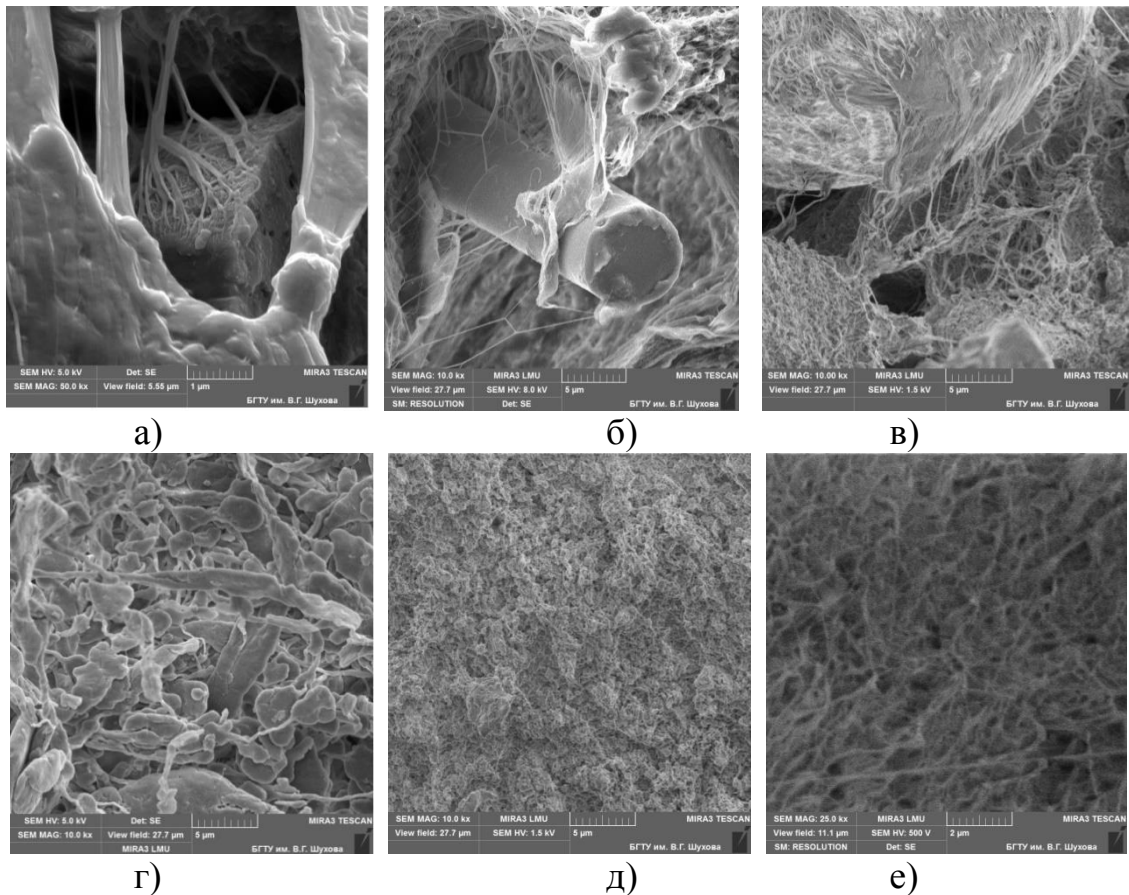


Рисунок 1.1 – Мікроструктура композиту на основі активованого ПТФЕ, наповненого активованими: а) 20 мас. % фрагментами ВВ (x50000); б) 10 мас. % ВВ, в) 20 мас. % коксом, г) 2 мас. % каоліном, д) 10 мас. % графітом (x10000), е) домішкою УПТФЕ 1 мас. % (x25000)

Механічна активація наповнювачів сприяє суттєвому підвищенню показників ПТФЕ-композитів:

– при наповненні 20 мас. % ВВ міцність при розриві зростає на 9,5 % і 18,6 %, відносно подовження – на 6,2 % і 28 %, зносостійкість збільшується в 5,4 рази і 6,4 рази;

– у композиті з 10 мас. % ВВ міцність при розриві зростає на 3,1 % і 6,4 %, відносно подовження – на 1,2 % і 1,8 %, зносостійкість збільшується в 2,7 рази і 3,0 рази;

– у композиті з 2 мас. % каоліну міцність при розриві зростає на 7,8 % і 19,3 %, відносно подовження – на 5,6 % і 23,4 %, зносостійкість збільшується в 1,3 рази і 1,5 рази;

– при наповненні 20 мас. % коксу міцність при розриві зростає на 8,1 % і 16,3 %, відносне подовження – на 4,5 % і 15 %, зносостійкість збільшується в 1,4 рази і 1,7 рази;

– при наповненні 10 мас. % графіту міцність при розриві зростає на 6,7 % і 12,1 %, відносне подовження – на 13,6 % і 27,6 %, зносостійкість збільшується в 1,3 рази у порівнянні з неактивованим наповнювачем та неактивованим ПТФЕ відповідно [4].

Механічне легування матричного ПТФЕ сухою домішкою УПТФЕ марки «Форум» призводить до підвищеної активності при взаємодії інгредієнтів та утворення перенесеного шару при фрикційному контакті за рахунок наявності внутрішньомолекулярних подвійних зв'язків, бічних гілок, кінцевих груп різного складу в наповнювачі. При цьому зі збільшенням вмісту домішки з 1 до 5 мас. % міцність при розриві знижується на 22,6 %, а знос зростає на 23,0 %. Наповнення полімеру 1 мас. % «Форум» забезпечує зменшення дефектності міжфазної межі в полімерному композиті і максимум міцнісних та зносостійких параметрів. Введення до складу композиції «ПТФЕ – ВВ» домішки «Форум» сприяє гомогенізації структури заготовки зі зменшенням кількості пустот і формуванням більш рівномірного розподілу фрагментів ВВ в матричному полімері, що проявляється в підвищенні сумісності вихідних компонентів та, як наслідок, зносостійкості в 3,3 рази [5].

1.2 Дослідження впливу дискретних наповнювачів на фізико-механічні властивості полімерного композитного матеріалу з епоксидною матрицею

У даній роботі проведено дослідження: гранулометричних характеристик наповнювача, хімічного складу наповнювача, виготовлені зразки композитного матеріалу, досліджено вплив ступеня наповнення полімерної матриці на механічні властивості полімерного композитного матеріалу. Вивчена мікроструктура отриманих зразків. Зроблено висновки про

можливість застосування відходів ТЕЦ у якості наповнювача полімерного композитного матеріалу з епоксидної матрицею [6].

Висновок і рекомендації по використанню композитного полімерного матеріалу з епоксидною матрицею і наповнювачем у вигляді зольних відходів ТЕЦ.

Висновки:

Зольний відходи ТЕЦ мають кулясту форму розміром 5-100мкм. Згідно класифікації частки відносяться до дрібнозернистих.

До складу зольних відходів ТЕЦ входять O, Al, Mg, Na, Ca, Si.

Можна припустити що зольні відходи складаються з оксидів металів і неметалов, карбідів, вуглецю.

Насипна щільність зольних відходів $\rho_n = 770 \text{ кг / м}^3$.

Випробування по визначенню ударної в'язкості показали що зі збільшенням кількості наповнювача у полімерній матриці, ударна в'язкість полімерного композитного матеріалу зменшується незначно.

Мікроструктурний аналіз отриманих зразків показав що зменшення ударної в'язкості матеріалу пов'язана зі збільшенням кількості повітряних бульбашок, які виникають у міру збільшення кількості наповнювача (у зв'язку зі збільшенням тексотропності матриці) [7].

Рекомендації до використання:

Форма, хімічний склад, малі розміри частинок дозволяють використовувати зольні відходи ТЕЦ як наповнювач як для епоксидних смол (виготовлення литих деталей, полімер бетону) так і для інших матричних термо і реактопластів.

Міцність композитного матеріалу можна підвищити шляхом введення до складу композиту волокон або вакуумірованням суміші.

Наявність газових бульбашок у матеріалі зменшує щільність і теплоправдність композиту, покращує звукоізоляційні властивості (можливо використовувати як будівельний матеріал) [10].

«Дослідження впливу наповнювача у вигляді відходів ТЕЦ на фізико-механічні властивості полімерного композитного матеріалу з матриці політетрафторетилену»

Наукова новизна – дослідним шляхом вперше встановили оптимальні концентрації наповнювача у вигляді зольних відходів ТЕЦ для ПКМ з матриці політетрафторетилену. Виявлено, що оптимальні значення фізико-механічних та триботехнічних властивостей досягаються при введенні наповнювача у вигляді відходів ТЕЦ в концентрації 20% мас..

Актуальність теми – актуальним питанням сьогодення є активне дослідження і впровадження технології переробки зольних відходів ТЕЦ, які дозволяють отримувати нові матеріали з заданими властивостями, а також розробляти методи використання зольних відходів ТЕЦ в якості наповнювача полімерних композитних матеріалів для покращення їх фізико-механічних та експлуатаційних властивостей [11].

2 ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ ТА ВІДНОВЛЕННЯ ПРАЦЕЗДАТНОСТІ ДЕТАЛЕЙ МАШИН ШЛЯХОМ ФОРМУВАННЯ ФУНКЦІОНАЛЬНИХ ПОКРИТТІВ

2.1 Підвищення експлуатаційних характеристик і екологічної безпеки деталей машин та інструменту електроіскровим легуванням

Задачі досліджень:

– провести аналіз сучасних уявлень щодо можливих способів підвищення твердості, зносо- та жаростійкості, забезпечення антифрикційних властивостей залізовуглецевим сплавам;

– оцінити вплив режимів електроіскрового легування на структуроутворення алітованих, сульфоцементованих та комплексних C-Al-S шарів;

– виявити закономірність впливу енергетичних параметрів електроіскрового легування на механічні та експлуатаційні властивості отриманих покриттів;

– систематизувати отримані експериментальні залежності та запропонувати технологію отримання якісних покриттів методом електроіскрового легування;

– оцінити ефективність застосування пропонованих технологій в умовах виробництва.

Серед способів зміцнення та підвищення поверхневого шару від впливу корозії при підвищених температурах розглянуті такі технології як, легування твердого розчину елементами, силіціювання, алітування, лазерне легування, електроіскрове легування з перенесенням легувальних струмопровідних матеріалів через електрод на основу [12]. Найбільш перспективним методом підвищення жаростійкості є електроіскрове легування (ЕІЛ). Сутність процесу електроіскрового легування полягає в перенесенні матеріалу ЕІЛ, на оброблювану поверхню деталі іскровим електричним розрядом. Цей спосіб

забезпечує міцне зчеплення дифундуючого легуючого матеріалу з поверхнею деталі [13].

Метод ЕІЛ є одним з найбільш простих і доступних з технологічної точки зору. До основних особливостей ЕІЛ слід віднести локальну обробку поверхні – легування можна здійснювати в зазначених місцях від часток міліметра і більше, не захищаючи при цьому решту поверхні деталі; високу міцність зчеплення нанесеного матеріалу з основою; відсутність нагріву деталі в процесі обробки; можливість використання в якості оброблюваних матеріалів, як чистих металів, так і сплавів різного ступеня легування, металокерамічних композицій, тугоплавких сполук і т.п.; відсутність необхідності спеціальної попередньої обробки поверхні [14].

Для дослідження використовувалась сталі 20 та 40, проведений вибір устаткування для проведення ЕІЛ, обрані методи дослідження – металографічні дослідження, дюрOMETричний аналіз, рентгеноструктурний та локальний мікрорентгеноспектральний аналізи, дослідження жаростійкості та шорсткості поверхні.

Після алітування на сталі 20 методом ЕІЛ показано, що структура поверхневого шару складалася з трьох ділянок: «білого» шару, дифузійної зони і основи. При збільшенні енергії розряду зростають такі параметри поверхні, як товщина, мікротвердість «білого» шару і перехідної зони [15].

Порівняльні дослідження жаростійкості агітованих покриттів, отриманих за класичною технологією і ЕІЛ алюмінієвим електродом показав, що покриття характеризуються високою жаростійкістю. Проведений металографічний аналіз характеру окиснення зразків після випробування на жаростійкість свідчить про те, що після випробування основний метал окиснюється, про що свідчить наявність оксидів в поверхневому шарі. Особливо інтенсивно окислюються зразки без захисного покриття. Алітовані покриття, отримані в розплаві алюмінію і методом ЕІЛ, зберігають підвищену твердість, захищають від окиснення основний метал, про що свідчить менший вміст оксидів в при поверхневому шарі основного металу і достатня твердість

покриття. Результати дослідження дають можливість рекомендувати технологію ЕІЛ алюмінієвим електродом з метою підвищення стійкості сталі до окиснення при підвищених температурах [16].

Проведений металографічний і дюрOMETричний аналізи особливостей поверхневих шарів вуглецевих сталей після одночасного насичення сталі вуглецем, сіркою і алюмінієм методом ЕІЛ. Показано, що структура шару складається з трьох ділянок: «білого» шару, дифузійної зони і основного металу. Зі збільшенням енергії розряду знижується товщина, мікротвердість і суцільність «білого» шару, а шорсткість поверхні зростає. Наявність в насичувальній речовині сірки сприяє процесу сульфидування. Вміст сірки в міру поглиблення з поверхні знижується і при енергії розряду 6,80 Дж на глині 160 мкм відповідає її кількості в основі [19].

Порівняльний аналіз впливу підкладки на якісні параметри поверхневого шару електроіскрових покриттів показав, що при заміні сталі 20 на сталь 40 збільшується товщина «білого» шару і перехідної зони, тобто глибина зони підвищеної твердості, а також величина її мікротвердості. Шорсткість поверхні і суцільність «білого» шару змінюються незначно. Одночасне насичення сталі вуглецем, сіркою і алюмінієм методом ЕІЛ з меншою енергією розряду знижує величину шорсткості поверхні і підвищує суцільність покриття [24].

Проведений аналіз якості поверхневих шарів після сульфоцементациї методом електроіскрового легування. Металографічні дослідження показали, що характерний для електроіскрових покриттів білий шар не виражений. Поверхневий шар складається з дифузійної зони, товщина якої збільшується зі зростанням енергії розряду, і основного металу. ДюрOMETричні дослідження сульфоцементованих покриттів свідчать про те, що в поверхневому шарі утворюються дві зони: зона зниженої мікротвердості, що, за даними мікрорентгеноспектрального аналізу, насичена сіркою, і зона підвищеної мікротвердості ($H_c=2150$ МПа) – зміцнений шар, в який дифундує переважно вуглець. Зі збільшенням енергії розряду твердість і глибина шару зниженої

мікротвердості і зміцненого шару збільшуються. Сірка накопичується в поверхні металу на глибині до 30 мкм, її концентрація на цій відстані становить близько 0,4%. Для практичного застосування можна рекомендувати процес сульфоцементації методом ЕІЛ, використовуючи режими (енергію розряду в межах $W_p = 0,55-3,4$ Дж), які забезпечують формування сульфідного шару товщиною до 30 мкм, мікротвердістю 1460-1600 МПа, зміцненого шару з мікротвердістю до 2150 МПа, шорсткістю (Ra) біля 2 мкм і суцільністю шару 95-100% [25].

Металографічні дослідження показали, що характерний для електроіскрових покриттів білий шар не виражений. Поверхневий шар складається з дифузійної зони, товщина якої збільшується зі зростанням енергії розряду, і основного металу.

ДюрOMETричні дослідження сульфоцементованих покриттів свідчать про те, що в поверхневому шарі утворюються дві зони: зона зниженої мікротвердості, що, за даними мікрорентгеноспектрального аналізу, насичена сіркою, і зона підвищеної мікротвердості ($H_{\mu}=2150$ МПа) – зміцнений шар, в який дифундує переважно вуглець. Зі збільшенням енергії розряду твердість і глибина шару зниженої мікротвердості і зміцненого шару збільшуються [41].

Сірка накопичується в поверхні металу на глибині до 30 мкм, її концентрація на цій відстані становить близько 0,4%. Для практичного застосування можна рекомендувати процес сульфоцементації методом ЕІЛ, використовуючи режими (енергію розряду в межах $W_p = 0,55-3,4$ Дж), які забезпечують формування сульфідного шару товщиною до 30 мкм, мікротвердістю 1460-1600 МПа, зміцненого шару з мікротвердістю до 2150 МПа, шорсткістю (Ra) біля 2 мкм і суцільністю шару 95-100% [42].

2.2 Вплив покриттів, отриманих методом магнетронного розпилення, на структуру та властивості ріжучого інструменту зі сталі Р6М5

Одним з ефективних шляхів підвищення працездатності ріжучого інструменту є нанесення на його робочі поверхні зносостійких покриттів. Вибір покриття здійснюється в залежності від типу оброблюваного матеріалу і області його застосування.

Висока твердість, зносостійкість, а також хімічна стабільність покриттів на основі нітридів титану, кобальту, молібдену, цирконію, хрому і вольфраму забезпечили в останні десятиліття їх широке використання в різних галузях промисловості, починаючи від захисту ріжучих інструментів і закінчуючи формуванням дифузійних шарів в мікроелектронних пристроях і селективних поглинаючих шарів в сонячних колекторах.

Зміцнюючі покриття мають забезпечувати високу твердість, низький коефіцієнт тертя, добру адгезію до підкладки, стійкість до окислення і зносостійкість.

Тому актуальність теми полягає в застосуванні методу реактивного магнетронного розпилення для формування покриттів на основі нітридів тугоплавких металів, дослідженні впливу фізико-технологічних параметрів осадження на їх структурно-фазовий стан, механічні та трибологічні властивості [50].

Мета роботи – підвищення зносостійкості ріжучого інструменту за рахунок нанесення покриттів на основі нітридів Ti, Ti та Al і W та Cr.

Об'єкт дослідження – фізико-механічні властивості покриттів TiN, TiAlN та WCrN на ріжучому інструменті.

Предмет дослідження – структурно-фазовий склад і механічні характеристики покриттів TiN, TiAlN та WCrN, нанесених на зразки з інструментальної сталі Р6М5 методом реактивного магнетронного розпилення.

Магнетронне розпилення титану, алюмінію, хрому та вольфраму в реакційній середовищі азоту та аргону дозволяє одержувати покриття, що не містять водню, окису та інших домішок. При магнетронному розпилюванні рівномірність складу за товщиною покриття буде високою, а при найменших товщинах пористість покриття буде мінімальною.

Дослідження структури і властивостей покриттів TiN, TiAlN та WCrN, осаджених методом магнетронного розпилення на установці ВУП-5М при залишковому тиску в робочій камері $1 \cdot 10^{-3}$ Па, проводили на зразках із швидкорізальної сталі Р6М5 після стандартної термічної обробки. Стандартна термічна обробка сталі Р6М5 складається із попередньої термічної обробки - ізотермічний відпал протягом 6 годин; остаточної термічної обробки - гартування з двома підігрівом протягом 0,75 години і триразовим відпуском по 1 годині кожний. Швидкість осадження і товщина нанесеного покриття контролювалася in-situ методом кварцового резонатора [51].

Дослідження властивостей покриттів на основі TiN та TiAlN

Як відомо, суттєвий вплив на структуру та поверхню покриття має швидкість осадження, від якої залежить вміст азоту, недостатня кількість або надлишок якого впливає на структуру плівки та морфологію поверхні (шорсткість).

Дослідження шорсткості поверхні проводили шляхом порівняння результатів напилення двох різних покриттів, нанесених за різних режимів: при надлишковому вмісті азоту та при стехіометричному вмісті азоту (42 ат. % N₂ в покритті). Отримані покриття на сталі Р6М5 мають товщину шару від 2 до 7 мкм. Мікрофотографія поверхні покриття TiN (рис. 2.1) показує досить високу однорідність досліджуваних покриттів (відсутні проколи) [52].

Оптимальна концентрація елементів в покритті TiAlN наведена в табл. 2.1.

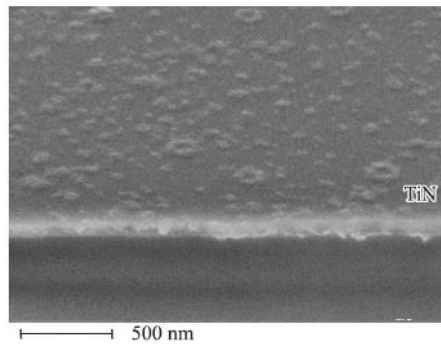


Рисунок 2.1 - Мікрофотографія поверхні тонкого покриття TiN

Таблиця 2.1 – Концентрація елементів в покриттях (ат %)

Покриття	Елемент, (ат %)		
	Ti	Al	N
TiN	58	-	42
TiAlN	29	26	45

Ступеневе наростання покриттів TiN обумовлено тим, що температура підкладки в процесі осадження становить 290 – 300 °С, це набагато нижче, ніж температура плавлення TiN (2927 °С). Щодо до покриття TiAlN, то його морфологія залежить не тільки від складу алюмінію, а ще і від концентрації азоту при реактивному магнетронному напиленні (рис. 2.2). У разі нанесення покриття в режимі з недостатньою кількістю азоту формується видовжена структура, середній розмір кристалітів становить 25 нм, діаметр стовпців – 45 нм (рис. 2.2: а, б). У разі нанесення покриття TiAlN в режимі зі стехіометричною концентрацією азоту формується глобулярна структура із рівновісних зерен, частково утворюють стовпці в середній частині покриття в напрямку зростання шару (рис. 2.2: в, г). Середній розмір кристалітів покриттів складає 30 нм, діаметр стовпців – 32 нм. У разі нанесення покриття TiAlN в режимі з надлишком азоту формується частково видовжена, частково глобулярна структура (рис. 2.2: д, е).

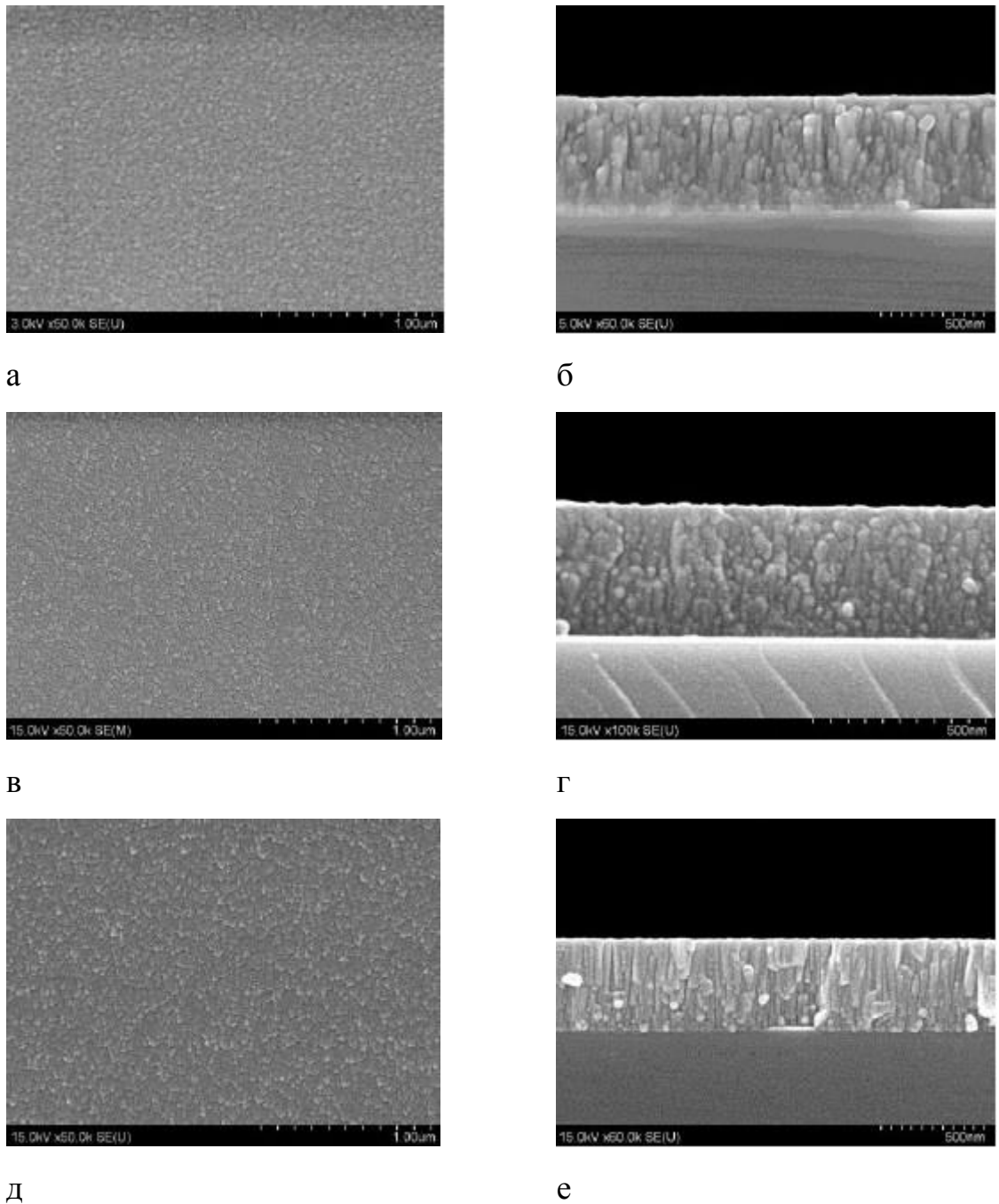


Рисунок 2.2 – Структура покриття (СЕМ) TiAlN нанесеного методом магнетронного розпилення на підкладки зі сталі Р6М5: а, в, д – поверхня покриття; б, г, е – поперечний переріз покриття. а, б – покриття, нанесене в з недостатньою кількістю азоту; в, г – зі стехіометричним вмістом азоту; д, е – з надлишком азоту

Середній розмір зерен покриттів складає 43 нм, діаметр стовпців – 37 нм. Встановлено, що зі збільшенням концентрації азоту збільшується розмір зерен від 25 нм (нанесення з недоліком азоту) до 30 нм (нанесення зі

стехіометричною концентрацією азоту) і до 43 нм (надлишок азоту). Встановлено, що швидкість осадження покриттів залежить від концентрації азоту і зі збільшенням концентрації азоту зменшується [53].

Твердість є однією з перших характеристик фізико-механічних властивостей складних композиційних систем в твердих тілах (табл. 2.2).

Таблиця 2.2 – Механічні властивості та характеристики зносостійких покриттів

Покриття	Колір	Твердість, ГПа	Товщина, мкм	Максимальна температура, °С
TiN	золотий	~24	2 – 7	600
TiAlN	фіолетово-чорний	~35	1 – 7	800

Твердість матеріалу характеризує міру його здатності чинити опір пластичній деформації, а в'язкість руйнування є міра його опору поширенню тріщин і руйнуванню. При оптимальному поєднанні твердості і опору руйнуванню термін служби покриття визначається його зносом.

Дослідження зносостійкості покриттів TiN та TiAlN, отриманих за різних режимів нанесення здійснювали за умов «сухого» тертя на машині тертя СМТ-1, матеріал контр-тіла – твердий сплав з покриттям кубічного нітриду бору, твердість контр-тіла - 80 HRC, розміри контр-тіла - Ø 30 мм, навантаження на зразок (F) - 2941 г/см², шлях тертя випробування - 2 км, число обертів контр-тіла - 355 об/хв. , ас випробування - 60, 120 хв.

В результаті встановлено, що інтенсивність зношування сталі після 120 хвилин випробувань без покриття в 6 разів більше ніж з покриттям TiAlN, та в 3 рази ніж з покриттям TiN.

Отже за результатами проведених досліджень, можна стверджувати, що суттєвий вплив на морфологію і структуру покриттів TiN та TiAlN, отриманих методом магнетронного розпилення на вакуумній установці ВУП-5М є вміст азоту в поверхневому шарі, а так співвідношення Ti : Al, що стосується нанесення плівки TiAlN.

Також встановлено, що мікротвердість покриттів TiN та TiAlN, напиленого на пластини зі сталі Р6М5 має значення в інтервалі 23895 – 24216 МПа та 34769 – 35126 МПа відповідно, в той час як мікротвердість самої підкладки – 7995 – 8600 МПа.

Інтенсивність зношування сталі Р6М5 після 120 хвилин випробувань без покриття в 6 разів більше ніж з покриттям TiAlN, та в 3 рази ніж з покриттям TiN. Отже, напиленням покриттів TiN та TiAlN методом магнетронного розпилення на ріжучий інструмент, можна в 3 та 6 разів підвищити його працездатність [54].

Дослідження фізико-механічних властивостей і структурно-фазового складу зносостійких покриттів на основі нітридів W та Cr

При нанесенні покриттів на основі нітриду W та С із різним співвідношенням компонент у магнетронній системі з постійними магнітами, було підібрано режими конденсації та проведено дослідження мікроструктури та структурно-фазового складу.

Дані рентгенографічних досліджень показують, що до складу отриманого покриття входять такі фази як WN, W₂N, CrN (глибина інформаційного шару складала близько 200 нм) з кубічною (структура типу NaCl) кристалічною решіткою без явно вираженої вісі орієнтації зерен (рис. 2.3).

На рис. 2.3 (а і б) показано, що відбувається модифікація спектру зі зміною концентрації компонент у покритті. Так, для покриття з більшим вмістом W, суттєво істотнішими стають піки, що відповідають фазам нітридів вольфраму.

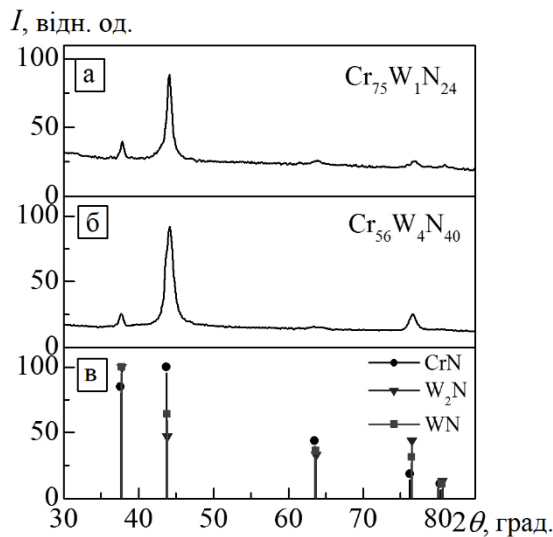


Рисунок 2.3 – Рентгенодифракційні спектри покриттів $\text{Cr}_{75}\text{W}_1\text{N}_{24}$ (а) $\text{Cr}_{56}\text{W}_4\text{N}_{40}$ (б) і табличні значення нітридів хрому та вольфраму (в), що відповідають для CrN – 01-076-2494, W_2N – 00-025-1257, WN – 01-075-1012

Дослідження, проведені на скануючому електронному мікроскопі отриманих Cr-W-N-покриттів, показали нанокристалічну дрібнодисперсну структуру з розміром зерна до 50 нм та їх рівномірним розподілом по поверхні (рис. 2.4).

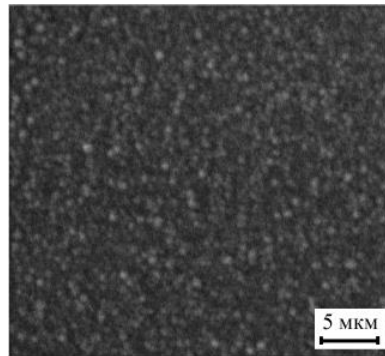


Рисунок 2.4 – Типове зображення поверхні зразка з покриттям

Із даних аналізу елементного складу покриттів (табл. 2.3) можемо спостерігати чітку кореляцію між складом мішені та складом отриманого покриття.

Таблиця 2.3 – Співставлення складу мішені та складу отриманого покриття

	Cr:W	Cr:W	Cr:W
Склад мішені, мас.%	50:50	80:20	95:5
Склад покриття, ат.%	78:22	93:7	99:1

Головними факторами, що впливають на величину твердості і зносостійкості покриттів на основі Cr, W та N є параметри конденсації такі, як напруга прикладена до підкладки, температура підкладки, концентрація газів, в яких відбувається осадження, їх тиск та склад мішені.

Значення мікротвердості досліджуваних покриттів складало близько 3 ГПа для покриття $\text{Cr}_{39}\text{W}_{11}\text{N}_{50}$ та 5 ГПа для покриття $\text{Cr}_{75}\text{W}_1\text{N}_{24}$, що добре узгоджується із літературними даними.

На основі даних, отриманих рентгенографічним методом, та визначення мікротвердості в роботі було проаналізовано структурні та механічні властивості зносостійких покриттів на основі Cr, W та N в залежності від умов отримання.

Дослідження структурно-фазового стану покриттів Cr-W-N показали, що незалежно від складу мішені, використання реактивного магнетронного розпилення дозволяє отримувати покриття з рівномірною щільністю структури і гарною адгезією.

Аналіз результатів рентгенографічних досліджень показав, що до складу отриманого покриття входять такі фази, як WN, W_2N , CrN із кубічною кристалічною решіткою та середнім розміром зерен 50 нм.

Мікротвердість наносарованих покриттів складала близько 3 ГПа для покриття $\text{Cr}_{39}\text{W}_{11}\text{N}_{50}$ і 5 ГПа для $\text{Cr}_{75}\text{W}_1\text{N}_{24}$ та суттєво залежала від шорсткості підкладки [52].

Метод реактивного магнетронного розпилення є одним з перспективних методів отримання тонкоплівкових структур і покриттів. За допомогою даного методу можна отримати покриття різних хімічних сполук.

Для поліпшення експлуатаційних характеристик елементів різних пристроїв перспективне застосування покриттів, що забезпечують корозійну і механічну міцність оброблюваного матеріалу. Застосування комплексних покриттів (декоративні і зносостійкі шари) відкриває додаткові резерви підвищення механічної надійності пристроїв різних областей техніки і

поліпшення їх експлуатаційних і естетичних характеристик. Для забезпечення комплексу необхідних властивостей покриттів (спрямованість тепловідведення, зносостійкість, електроопір, захист від окислення і інших) необхідно формувати комплексні двохелементні покриття, що містять не тільки шари різних матеріалів, але і одного матеріалу різної будови, при цьому кожен з шарів грає певну роль.

Варіюючи умови синтезу, можна змінювати фазовий склад і будову фаз покриттів. Функціональні властивості в значній мірі залежать від складу і морфології покриттів.

3 ПІДВИЩЕННЯ ЖАРОСТІЙКОСТІ СТАЛЕЙ АУСТЕНИТНОГО КЛАСУ ШЛЯХОМ ДИФУЗІЙНОЇ МЕТАЛІЗАЦІЇ

3.1 Підвищення експлуатаційних властивостей трубок теплообмінника

Мета роботи – підвищення експлуатаційних властивостей трубок теплообмінника.

Задачі досліджень:

- провести патентно-літературний аналіз теорії дифузії хіміко-термічної обробки (хромосиліціювання) та жаростійкості матеріалів;
- підібрати склад карбюризатора для твердосної дифузійної металізації в порошкових сумішах і герметичних контейнерах;
- провести хромосиліціювання зразків трубок теплообмінника;
- провести випробування зразків на жаростійкість та порівняти результати випробувань зразків після хромосиліціювання і без обробки;
- зробити висновки про проведену роботу і дати рекомендації.

Об’єкт дослідження – вплив хромосиліціювання на жаростійкість трубок теплообмінника (інжектора).

Предмет дослідження – трубки теплообмінника із корозійностійкої, високоякісної, високолегованої сталі 12X18H10T.

Методи досліджень – метод насичення поверхневого шару зразків в порошковому карбюризаторі в герметичних контейнерах, ваговий метод визначення жаростійкості металів і сплавів по збільшенню маси зразки по ГОСТ 6130 – 71.

Наукова новизна отриманих результатів. Проведення експерименту для визначення жаростійкості. Хромосиліціювання на високолегованих сталях практично не досліджували і не застосовували. В роботі розроблені та опробовані нові процеси ХТО і склади карбюризаторів для хромосиліціювання

аустенітних жаростійких сталей, що дозволило підвищити жаростійкість аустенітної сталі 12X18H10T в 1,5-2,0 рази.

Одним з перспективних напрямків підвищення надійності, довговічності, зносостійкості та корозійної стійкості виробів як з литих і штампованих, так і з порошкових матеріалів, є хіміко-термічна обробка і, зокрема, дифузійне хромосиліціювання, як один з її методів [61].

Хромосиліціювання — це процес одночасного дифузійного насичення металів та сплавів хромом, а також і кремнієм. Хромосиліціювання залізовуглецевих сплавів проводять із метою підвищення зносостійкості в умовах тертя ковзання (із мастилом і без змащення), високотемпературної газової та електрохімічної корозії, абразивного зношування, фреттінгкорозії, опору ерозії і кавітації.

До перспективних методів ХТО відносяться борування, хромування, силіціювання, титанування, а також двох-компонентне насичення: борохромування, хромосиліціювання, боротитанування [62].

Підвищену поверхневу твердість, жаростійкість і корозійну стійкість в різних корозійних середовищах забезпечує хромосиліціювання, а також підвищує зносостійкість, зокрема ерозійну та кавітаційну стійкість.

На відміну від інших методів поверхневої обробки металів (дробоструминий наклеп, накатка роликками, індукційна, електролітна та газополум'яне гартування, лазерна обробка, напилення покриттів, та ін.) хіміко-термічна обробка має ряд переваг.

Основною небезпекою при всіх термічних видах поверхневого зміцнення є перегрів поверхні, при хіміко-термічній обробці або відсутній, або може бути усунутий подальшою або супутньою термообробкою [67].

Матеріали, обладнання, методи дослідження та результати наукової роботи

Двоходовий теплообмінник часто конструюють з U-подібними трубками, відкриті кінці яких завальцьовані в одну і ту ж трубну решітку (рис. 3.1). При запуску в роботу теплообмінників необхідно звернути увагу на

напрямок руху робочих тіл. Гаряча (охладжуюча) рідина повинна опускатися (подача зверху), а холодна (нагрівається) - підніматися [6].



Рисунок 3.1 - Теплообмінник з U - подібними трубками:
(1 - кришка; 2 - корпус; 3 - U- подібні трубки)

Трубчасті теплообмінники знайшли широке застосування в парових системах з температурою середовищ вище 200 градусів і тиском вище 25 атмосфер. У всіх інших випадках доцільно застосовувати пластинчасті теплообмінники, так як вони будуть дешевшими, займати менше місця і зручними в експлуатації.

Жаростійкість залежить від численних факторів таких, як зовнішні та внутрішні. Переважно за жаростійкість відповідає чистота її обробки і поверхня металу. Поліровані поверхні окислюються повільніше, так як оксиди розподілені рівномірно і більш міцно зчеплені з поверхнею металу.

Ситуація, що формується на поверхні оксидна плівка досить добре захищає метал від подальшого окислення в тому випадку, якщо вона щільна і не пропускає іони кисню, добре зчеплена з підкладкою та не відшаровується при механічних випробуваннях.

Всі способи підвищення жаростійкості сплавів мають на меті створення високо-захисних плівок, які блокують сплав від доступу окислювального

середовища. Таким вимогам відповідають окисні плівки, що утворюються на поверхні хрому і алюмінію.

Жаростійкість сплавів можна реалізувати легуванням елементами (хром, алюміній, кремній), що утворюють на зовнішній поверхні непроникні для іонів основного металу та кисню оксидні плівки. Також для цих цілей можна використовувати захисні покриття, склад яких вибирають із врахуванням умов роботи виробу та складу агресивного середовища. Структура жаростійкого матеріалу має бути однорідною і однофазною (чисті метали, тверді розчини).

Термічна обробка змінює будову сплавів і, отже, їх корозійну стійкість. Відпал і нормалізація призводять до формування однофазної структури і сприяють збільшенню жаростійкості матеріалу.

Пластична деформація знижує жаростійкість, в результаті призводить до появи градієнта напружень в структурі металу. Розмір зерна для жаростійкого матеріалу мало важливий, тому ця характеристика є структурно нечутливою.

Характеристики сплавів, стійких до корозії при підвищених температурах, можуть бути дані лише до конкретних агресивних середовищ і вибір матеріалу вирішується з урахуванням умов роботи даного виробу.

Виходячи з вище викладеного, найефективнішим способом забезпечення необхідної експлуатаційної жаростійкості виробів, що працюють при підвищених температурах є підбір хімічного складу використовуваної сталі. Але жаростійкі сплави не завжди можуть забезпечувати необхідну жароміцність виробу. У таких випадках вдаються до методів поверхневого впливу на структуру і хімічний склад матеріалу деталі. До таких методів належать способи хіміко-термічної обробки дифузійної металізації [69].

Для високолегованих аустенітних і феритних сталей, з вмістом хрому ~18%, що працюють при температурах $> 850 \div 900$ °C рекомендують проводити процес дифузійної металізації — хромування, хромосиліціювання або хромоалюмосиліціювання в порошках або обмазках на основі Fe-Cr, Fe-Si і т. д., при цьому жаростійкість підвищується до 1000-1050 °C.

Одночасне насичення металів і сплавів хромом і кремнієм застосовують з метою підвищення зносостійкості, жаростійкості і корозійної стійкості в різних агресивних середовищах.

Хромосиліціювання сталей підвищує їх зносостійкість, ерозійну і кавітаційну стійкість, опір газової та електрохімічної корозії. Хромосиліціювання проводять в порошкових сумішах в герметичних контейнерах, з паст з використанням захисної обмазки, а також в рідких карбюраторів електролізним і без електролізним способом насичення.

Експериментальна частина наукової роботи полягає у визначенні жаростійкості трубок зі сталі 12X18H10T після дифузійної металізації, а саме хромосиліціювання [72].

Сталь 12X18H10T це високоякісна високолегована сталь аустенітного класу. Хімічний склад сталі регламентується ГОСТом 5632-72. Основним елементом сплаву 12X18H10T є залізо (Fe). Крім того, до складу хром-нікелевої сталі входять хімічні елементи в наступному процентному співвідношенні: хром (Cr) від 17 до 19%, нікель (Ni) від 9 до 11%, титан (Ti) близько 0,8%, кремній (Si) не більше 0,8%, сірка (S) менше 0,02%, марганець (Mn) менше 2%, мідь (Cu) до 0,03%, фосфор (P) 0,035% і вуглець (C) менше 0,12%. Дану марку сталі виплавляють в дугових електропечах.

Основними перевагами сталі марки 12X18H10T є висока ударна в'язкість і пластичність. До недоліку можна віднести відносно низьку стійкість до корозії в середовищах, що містять іони хлору, а також сірчану і соляну кислоти.

Як хіміко-термічної обробки з метою підвищення жаростійкості трубок теплообмінника було обрано хромосиліціювання.

Хромосиліціювання в порошковій суміші проводять при 1000-1100°C в герметизуючих контейнерах протягом 4-10 год. Структура, фазовий і хімічний склад шарів визначаються складом насичує середовища, температурою та часом насичення.

Виходячи з технологічної оснащеності лабораторії, а також трудомісткості і матеріальної вартості існуючих способів хромосиліціювання, для дослідження було обрано метод насичення поверхневого шару зразків в порошковому карбюризаторі в герметичних контейнерах.

Проаналізувавши довідкові дані для виготовлення карбюризатора був визначений наступний склад: кремній кристалічний - 1,5÷5,5% Si (в нашому випадку був використаний порошок феросплаву ФС70, вміст кремнію в якому становить 70%); хром порошковий - 50÷54% Cr; оксид алюмінію - 42% Al₂O₃; хлорид амонію - 2% NH₄Cl (табл. 3.1).

Таблиця 3.1 – Розрахунок шихти для приготування карбюризатора

Найменування компонента	Хімічна формула	Відсотковий вміст компонента, %	Ваговий зміст компонента, г
Феросиліцій ФС70	Fe – Si	3,5 (4,55)*	33,3 (43,3)*
Хром порошковий	Cr	52,5	500
Оксид алюмінію	Al ₂ O ₃	42	400
Хлорид амонію	NH ₄ Cl	2	19,05
* Розрахунок був проведений для суміші, яка містить кристалічний кремній. Допускається його заміна на порошкоподібний феросиліцій. При цьому вміст феросиліцію в суміші збільшено з розрахунку, що вмісту кремнію у феросплаві ~70%			

Насичення елементами забезпечується введенням в шихту кристалічного кремнію і порошкоподібного хрому, розмір фракції повинен знаходитися в межах 200-300 мкм. Для запобігання спікання в суміш вводять оксид алюмінію. У ролі активатора процесу дифузії використовують хлорид амонію [77].

Вивчення структури поверхневого шару проводять на металографічних шліфах. Структура нетравленого поверхневого шару зображена на рис. 3.2, а.

Виявлення повної картини мікроструктури (форми і розміру зерен, глибини зміцненого шару, наявності фаз, структурних складових і ін.), Можливо після травлення полірованого мікрошліфа. Перед травленням

поверхню зразка знежирюють спиртом. Травлення зразків з аустенітної сталі проводять за допомогою плавикової кислоти HF.

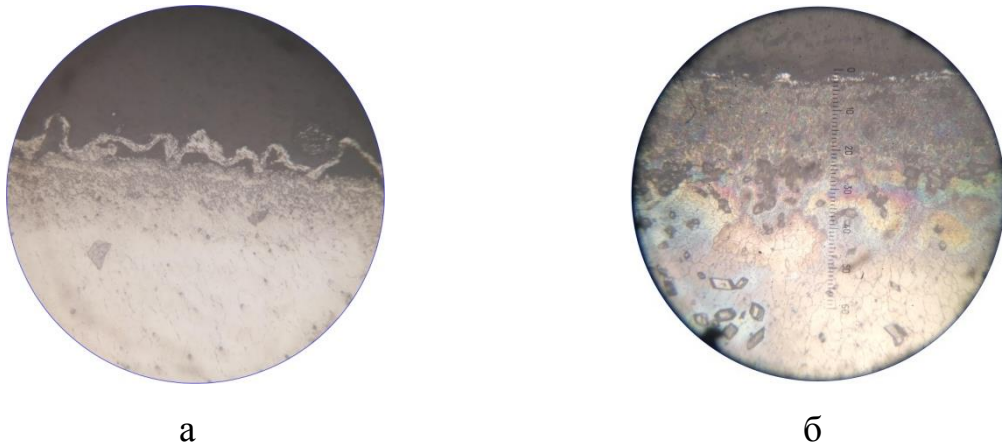


Рисунок 3.2: а- структура поверхневого шару до травлення, х 200,
б- Структура поверхневого шару після травлення, х 500

Структура поверхневого шару (світлий шар) згідно довідкової літератури - це твердий розчин хрому і кремнію в залізі (твердість $H_{\mu} = 2500-3000$ МПа), за цим шаром спостерігається перехідна зона - аустеніт + карбіди хрому або леговані хромом карбіди заліза.

У деяких джерелах наводиться формула поверхневого шару - упорядкований твердий розчин $(Fe, Cr)_2Si$. Для уточнення мікроструктури слід провести структурно-фазовий аналіз на фазовому аналізаторі - ДРОН-4-07.

Для випробування зразків на жаростійкість був використаний ваговий метод визначення жаростійкості металів і сплавів по збільшенню маси зразки по ГОСТ 6130 - 71 [9].

Випробуванням були піддані зразки після ХТО і вихідні зразки без обробки.

Проведення випробування на визначення жаростійкості зразків полягає в наступному. Зразки завантажують в піч, що має задану температуру. Допускається завантаження зразків в холодну піч. Початком випробування вважають момент досягнення в робочій зоні печі заданої температури. Кінцем випробування вважають момент вимикання печі або вивантаження зразків після закінчення терміну випробування. При випробуваннях тривалістю не

більше 100 год. зразки завантажують в піч, що має задану температуру. Кінцем випробування вважається момент вивантаження зразків з гарячої печі.

Випробування на жаростійкість проводяться з періодичним охолодженням зразків разом з піччю або на спокійному повітрі. Цикли охолодження вибираються в залежності від призначення досліджуваного металу. Для установок, що працюють періодично, а також при натурних і стендових випробуваннях зразки слід охолоджувати відповідно до запланованого режимом роботи установок.

Температуру випробувань встановлюють залежно від умов експлуатації досліджуваного матеріалу. Збільшення маси зразка визначають за різницею результатів зважування холодного зразка до випробування і безпосереднього зважування в процесі випробування або після охолодження зразків у тиглях, попередньо закритих кришками з жаростійкого матеріалу.

Для визначення коефіцієнта C випробовують не менше трьох зразків. При цьому в процесі випробування фіксують збільшення маси зразка, а зменшення його маси визначають відповідно до вимог (ГОСТ 6130 -71) [9]. Рекомендований час випробування 200-500 год.

Величина коефіцієнта C - змінна при заданій температурі і може змінюватися на 25-30% в залежності від часу випробувань. Вказана зміна величини C при розрахунку на глибинний показник корозії не враховується.

Зміна маси зразка в процесі випробування фіксують періодично (через заданий інтервал часу) або безперервно.

Таким чином після підготовки зразки були розміщені в тиглях і відправлені в піч по два зразка (один без покриття і один після хромосиліціювання) печі нагрівалися до температур 800, 900 і 1000°C відповідно. Протокол проведення випробувань наведено в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Результати випробувань

Температура	Номер	Вага до проведення	Вага після проведення	Розміри зразка			Загальна площа	Збільшення маси
				Зовнішній	Внутрішній	Висота		

випробувань, °С	зразка	випробування, г	випробування, г	діаметр D, мм	діаметр d, мм	h, мм	поверхні зразка, мм ²	зразка, г/м ²
800	1*	14,06040	14,08500	10,0	7,6	20,1	1177,1	20,9
	1	13,56455	13,59770	10,0	7,6	14,9	889,8	37,3
900	2*	14,94780	14,96295	10,0	7,6	20,1	1177,1	12,9
	2	13,21865	13,25500	10,0	7,6	15,0	895,3	40,6
1000	3*	15,29260	15,34590	10,0	7,6	20,3	1188,2	44,9
	3	13,48655	13,59900	10,0	7,6	14,9	889,8	126,4



Рисунок 3.3 – Фото зразків після проведення випробувань

Підвищену поверхневу твердість, жаростійкість і корозійну стійкість в різних корозійних середовищах забезпечує хромосиліціювання, а також підвищує зносостійкість, зокрема ерозійну та кавітаційну стійкість.

На відміну від інших методів поверхневої обробки металів (дробострумний наклеп, накатка роликми, індукційна, електролітна та газополум'яне гартування, лазерна обробка, напилення покриттів, та ін.) хіміко-термічна обробка має ряд переваг.

3.2 Підвищення експлуатаційних властивостей виробів шляхом нанесення дифузійних покриттів

У теперішній час використовується велика кількість методів нанесення на вироби різноманітних покриттів. Кожен із них, маючи певні особливості,

забезпечує отримання покриттів, які відрізняються за складом, структурою, щільністю, адгезією і комплексом корисних властивостей. Слід зазначити, що дифузійні покриття на відміну від покриттів, отриманих іншими методами, характеризуються поєднанням стабільності властивостей в різних умовах експлуатації, високою адгезією з основою за рахунок значного проникнення насичуючих елементів в основу, а елементів основи в покриття. Експериментально встановлено, що особливо високі показники механічних, корозійностійких, трибологічних властивостей мають багатокомпонентні покриття з більш ніж двома фазами проникнення. Але регулярних досліджень в цьому напрямку не проводилося і лишається перспективним розробка нових складів та технологічних прийомів хіміко-термічної обробки нанесення багат шарових дифузійних покриттів [59].

Повсюди визнана необхідність розробки нових технологій поверхневого зміцнення для економії дефіцитних матеріалів. Проводяться дослідження з метою підвищення довговічності деталей при роботі в екстремальних умовах. Виходячи з вище наведеного закономірна тенденція заміни об'ємного зміцнення деталей легуванням і різноманітними способами термообробки – поверхневим зміцненням. Це дозволяє з меншими затратами і при досить незначній ступені легування основного конструкційного матеріалу на практиці реалізувати високоміцний стан. Також досить широко розповсюджено використання поверхневих зносостійких покриттів для підвищення властивостей ріжучого інструменту.

Насичення поверхні виробу двома і більшим числом компонентів (Al - Si, Cr - Si, B - Al і ін.) дозволяє більшою мірою змінити властивості їх поверхні. Сучасними методами можна отримати нітридні, карбідні, карбонітридні і інші зносостійкі захисні покриття. Структуру і адгезію покриттів, а також їх експлуатаційні характеристики визначає цілий ряд чинників. Через те, що більшість карбідів мають розчинність один в одному у твердому стані, доцільно в дифузійному шарі на поверхні сталі одержувати складні карбідні фази, що представляють собою розчини карбідів двох і

більше перехідних металів. Їхня твердість, зносостійкість та особливі фізичні властивості відповідно до закономірностей Курнакова повинні бути екстремальними [60].

Хромотитанування - одночасне насичення хромом і титаном, приводить до формування жаростійких покриттів на сталях і сплавах, до підвищення стійкості робочих деталей штампів для гарячого висадження та прес-форм лиття під тиском алюмінієвих сплавів. Хромотитанування переважно здійснюють у порошкових сумішах чистих металів. Одночасне насичення заліза, хромом і титаном спостерігається при використанні порошкових сумішей елементів з вмістом хрому від 10 до 30%. При меншому вмісті хрому зразки насичуються переважно титаном, при більшому - переважно хромом. Глибина хромотитанових шарів при зміні концентрації хрому в суміші від 10 до 30% плавно збільшується [64].

Результати експериментальних досліджень. З метою отримання даних, щодо широкого комплексу властивостей матеріалів з нанесеними покриттями в якості об'єктів дослідження були обрані тверді сплави ВК8 і Т15К6, середньо- та високовуглецеві сталі.

Комплексне насичення двома карбідоутворюючими елементами призводить до формування багатошарової структури за участю карбідів вихідних металів. При хромотитануванні на поверхні вуглецевих сталей та твердих сплавів формується двошарове покриття, що складається з шару на основі карбіду хрому Cr_7C_3 + Cr_{23}C_6 та карбіду титану TiC , який знаходиться на зовнішній стороні покриття (рис.3.4).

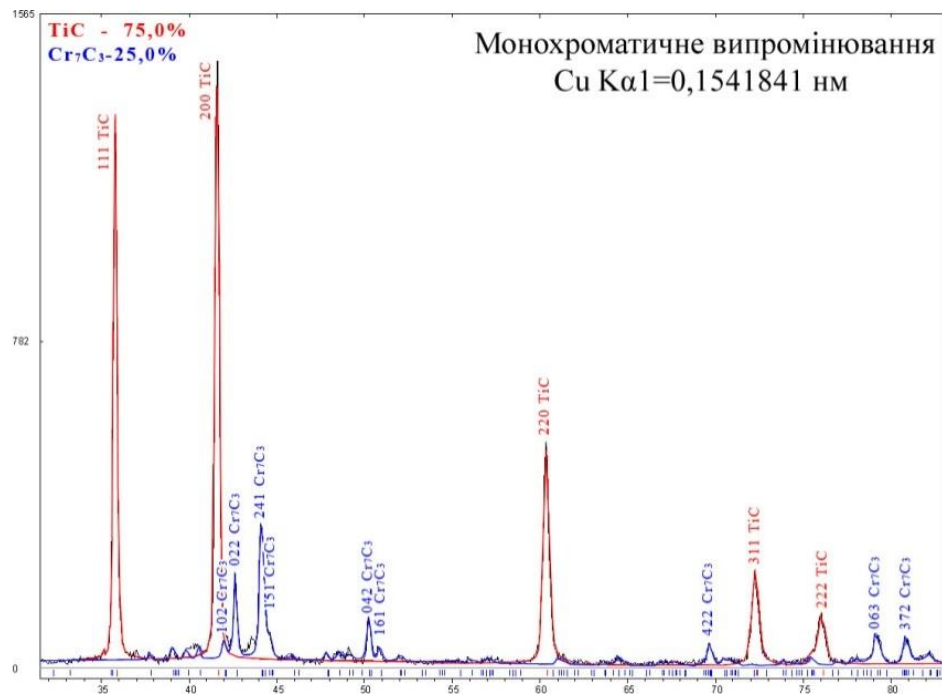


Рисунок 3.4 – Дифрактограма поверхні сталі У8А після послідовного хромотитанування в одному технологічному циклі

За результатами рентгеноструктурного аналізу отриманих покриттів на сталі У8А встановлено, що період кристалічної ґратки карбіду титану TiC складає $a = 0,4328 \text{ нм}$, карбіду хрому Cr_7C_3 - $a = 0,6982 \text{ нм}$ $b = 1,2184 \text{ нм}$ $c = 0,4510 \text{ нм}$.

На твердих сплавах та низьковуглецевих сталях за рахунок недостаті вуглецю замість карбіду Cr_7C_3 спостерігається утворення карбіду $Cr_{23}C_6$. Відомо, що на етапі хромування формується двошарове покриття на основі карбідів $Cr_{23}C_6$ і Cr_7C_3 . Останній на етапі титанування дисоціює віддаючи свій вуглець титану з утворенням карбіду $Cr_{23}C_6$.

Експлуатаційні властивості карбідних покриттів залежать не тільки від фазового складу, а також від вмісту в них вуглецю і легуючих елементів. Дані про розподіл елементів по товщині покриття дозволяють судити про процеси дифузії елементів в покритті, та мають певний науковий інтерес [74].

При хромотитануванні сталі 45 на поверхні формується двошарова структура (рис. 3.5). Відповідно даним мікрорентгеноспектрального аналізу верхній шар (спектр1) складається з титану 79,42% (мас.) і

вуглецю 18,5% (мас.), що відповідає карбиду TiC . В ньому розчинено близько 2,08% (мас.) хрому.

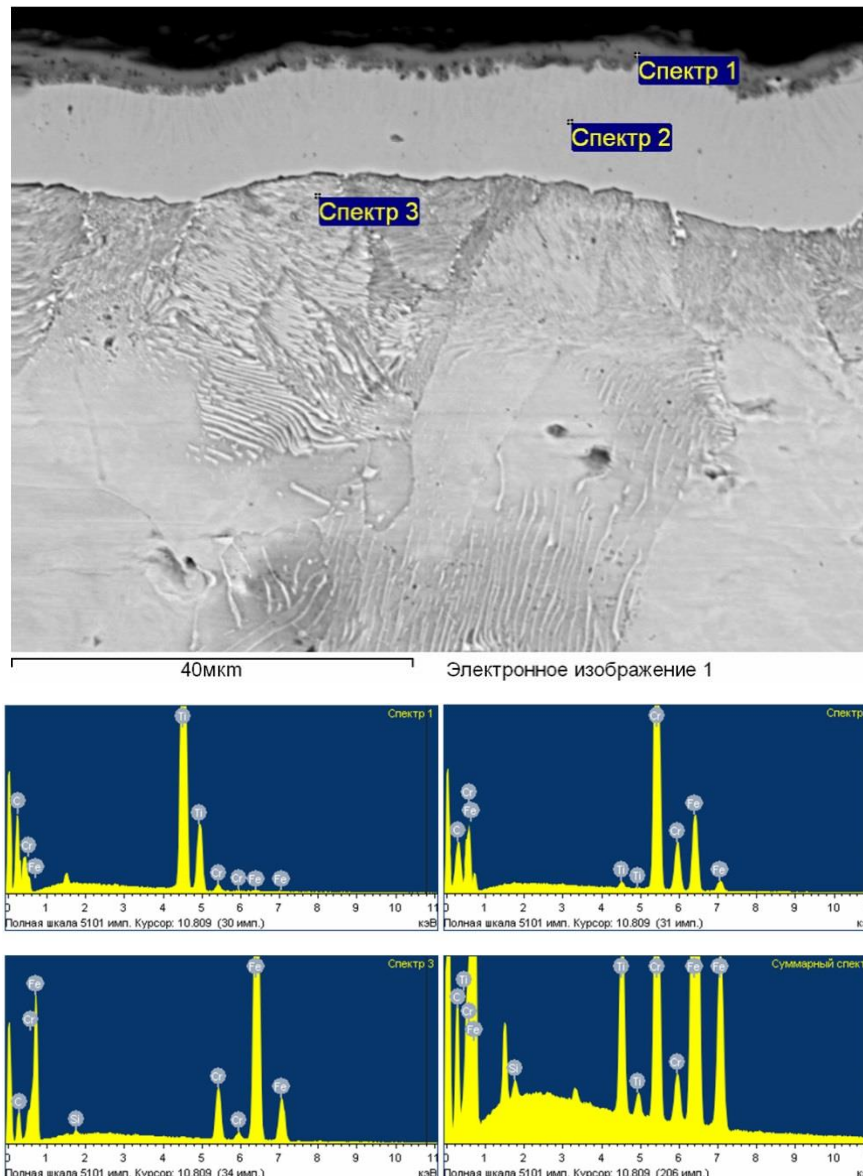


Рисунок 3.5 – Мікроструктура (у відбитих електронах) та спектральні криві поверхневого шару сталі 45 після хромотитанування

Центральна зона містить хром і вуглець. Концентрація вуглецю 5,4% (мас.) відповідає карбиду $Cr_{23}C_6$. За даними мікрорентгеноспектрального аналізу в цій зоні також спостерігається значна кількість заліза до 19,8% (мас.). Що характерно для дифузійних карбідохромових покриттів.

Таблиця 3.3 – Фазовий склад покриттів отриманих послідовним хромотитануванням в одному технологічному циклі*

Матеріал	Фазовий склад	Період кристалічної ґратки, нм
Сталь 45	TiC	a=0,4321
	Cr ₇ C ₃	a=0,6980; b=1,2182; c=0,4510
У8А	TiC	a=0,4328
	Cr ₇ C ₃	a=0,6982; b=1,2184 c=0,4510
ВК8	TiC	a=0,4314
	Cr ₂₃ C ₆	a=1,0639

Під покриттям розташована зона збагачена хромом 9,4% (мас.), що добре спостерігається на карті розподілу елементів, тобто відбувається не лише легування карбідного шару залізом, а і легування основи хромом, що призводить до підвищення механічних властивостей.

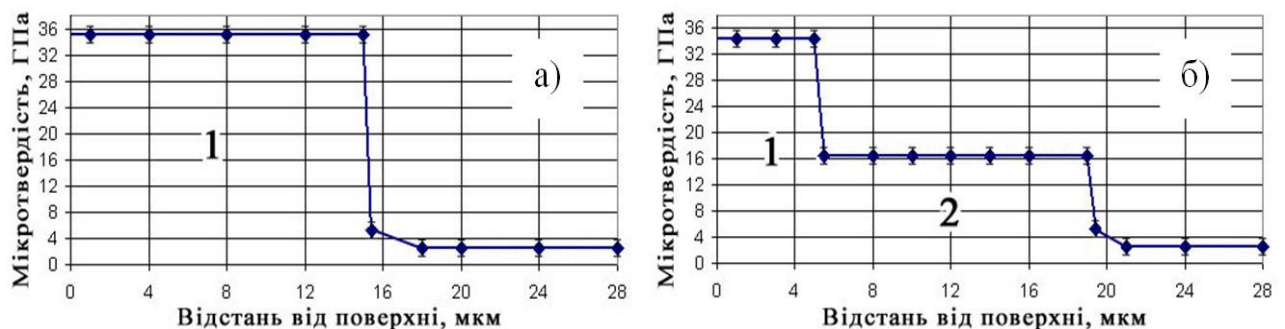


Рисунок 3.6 – Зміна мікротвердості по товщині шару на сталі У8А;
а- титанування; б- хромотитанування;

В результаті проведення дослідження можна зробити наступні висновки та рекомендації:

Підвищення експлуатаційних властивостей, а саме підвищення жаростійкості матеріалу трубок теплообмінника може бути здійснено двома шляхами.

Перший полягає в заміні сталі 12Х18Н10Т, працюючій в необробленому вигляді при температурах ~ 850 °С, на високо хромисту сталь 15Х25Т, що працює при температурі > 1050 °С.

Другий шлях підвищення жаростійкості трубок теплообмінника проведення дифузійної металізації для поверхневого шару трубок, що контактують з окислювальним середовищем при підвищеній температурі.

Для підвищення жаростійкості шляхом дифузійної металізації, рекомендується проводити хромосиліціювання в порошкоподібному твердому карбюраторі в герметичних контейнерах [75].

Для уточнення мікроструктури поверхневого шару слід провести, крім металографічного аналізу, ще й структурно-фазовий аналіз на фазовому аналізаторі - ДРОН-4-07.

Для збільшення точності експерименту на жаростійкість на 3-х зразках, з витримкою 25, 65, 100 годин, при температурах випробування 800 і 1000 °С.

Застосування комплексних багатшарових захисних покриттів дозволяє підвищити експлуатаційні властивості конструкційних та інструментальних матеріалів.

Дослідження показують позитивний вплив взаємного легування компонентів покриття, в наслідок чого відбувається більш плавний перерозподіл мікротвердості від поверхні до основи. Результати фазового та хімічного аналізу підтверджують дифузю компонентів покриття в основу, за рахунок чого підвищується адгезія покриття з основним матеріалом.

4 ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ПРОЦЕС НАПЛАВЛЕННЯ, ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ БРОНЕДИСКА ВІДЦЕНТРОВОГО ШЛАМОВОГО НАСОСУ

Теоретичне обґрунтування вибору хімічних елементів і попередньо проведені експерименти показали, що для отримання наплавленого металу стійкого в умовах абразивного зносу необхідно використовувати систему легування С - Тi - Si - Mn, - забезпечує утворення в'язкої аустенитно-мартенситної структури з включеннями карбідів титану [79].

Розрахунок параметрів режиму наплавлення

Коефіцієнти розплавлення порошкової дроту (a_p), наплавлення (a_n), втрат електродного металу на угар і розбризкування (a_j) нами визначалися таким чином. На зразки розміром 200x100x10 мм, виготовлені із сталі Ст.3, полуавтоматом наплавляли валики порошковим дротом містить ($y\%$): графіту - 5,86, ферротитана - 19,30, феромарганцю - 1,91, силікокальцію - 0,03 і залізного порошку - 12,13. Обчислювали середній діючий струм (рівний 200 А). На одному режимі проводилася наплавка не менше трьох валиків. По різниці мас дроту перед і після наплавлення визначали кількість розплавленого електродного металу ($Q_{рас.}$). Зразок зважували до і після наплавлення валика (після видалення бризок, незасвоєної шихти і шлаку). По різниці маси визначали кількість наплавленого металу ($Q_{нап.}$). Зважування виробляли з точністю до 0,01 г. Тривалість наплавлення кожного валика фіксували за секундоміром з точністю до 1,0 с.

Залежність коефіцієнтів розплавлення, наплавлення і втрат електродного металу визначали в залежності від сили зварювального струму. Встановлено, що зі збільшенням зварювального струму від 100 до 350 А коефіцієнт розплавлення збільшується від 16,4 до 20,4 г / Ач. У цьому ж інтервалі зварювального струму коефіцієнт наплавлення зростає від 15,0 до 19,3 г / Ач. Коефіцієнт втрат із зростанням зварювального струму знижується від 8,8 до 8,4%. Зменшення втрат електродного металу і збільшення коефіцієнта

наплавлення в таких межах зварювального струму можна пояснити зростанням теплової потужності зварювальної дуги, внаслідок чого відбувається більш повне розплавлення шихти і перехід елементів від порошкового дроту в наплавлений метал. В результаті проведеної експериментальної роботи коефіцієнти розплавлення, наплавлення і втрат при силі струму 200 А склали відповідно 18,0 г / Ач, 16,6 г / Ач і 8,7%.

Для розрахунку режиму наплавлення брали: товщину наплавленого шару 3,5 мм, глибину провару 1,5 мм, висоту наплавленого валика 2,0 мм, ширину валика 10 мм, товщину перетину 28 мм. Силу зварювального струму розраховували за формулою [83].

$$I_{\text{св}} = \frac{h}{k}, \quad (4.1)$$

де h - глибина провара; $k = 0,6 \cdot 10^{-2}$ - коефіцієнт пропорційності.

Площа наплавленого металу при зварюванні в один прохід визначали за формулою:

$$F_{\text{н}} = m \cdot c \cdot b, \quad (4.2)$$

де c і b - висота і ширина валика; $m = 0,8$ - коефіцієнт полноти валика.

Швидкість подачі ($V_{\text{п}}$) порошкового дроту находили з рівняння

$$V_{\text{п}} = \frac{a_{\text{н}} \cdot I_{\text{св}}}{g_{\text{с}}}, \quad (4.3)$$

де $a_{\text{н}} = 16$ г/А·ч - коефіцієнт наплавки;

$g_{\text{с}} = 0,48$ г - маса одного погонного сантиметра порошкового дроту.

Швидкість зварювання знаходили по формулі

$$V_{\text{с}} = F_{\text{з}} \frac{V_{\text{п}}}{F_{\text{н}}} \quad (4.4)$$

де $F_{\text{з}} = 4,34$ мм² – площа перерізу порошкового дроту.

Напругу на зварювальній дузі встановлювали експериментальним шляхом: $U_d = 28 \text{ В}$.

Ефективну теплову потужність зварювальної дуги визначали за рівнянням

$$Q_{\text{эф}} = Qh = 0,24 kIUh, \quad (4.5)$$

де Q – теплова потужність дуги;

$h=0,7$ - ефективний коефіцієнт корисної дії;

$0,24$ - коефіцієнт переведа из електричних величин в теплові;

k – коефіцієнт що враховує вплив несинусоїдальності кривих напруги і струму на потужність дуги. $k = 1$ - при зварюванні на постійному струмі.

Кількість тепла, що вивільняється на аноді, визначаємо за формулою

$$Q_a = 0.24(U_a + U_v)I_d, \quad (4.6)$$

де $U_a = 2,5 \text{ В}$ - анодне падіння напруги;

$U_v = 4,188$ - "робота вихода" електронів для заліза.

Кількість теплоти, що вивільняється на катоді, знаходим за формулою

$$Q_k = 0,24[0,5(U_k + U_{i\text{э}}) - U_v + f \cdot 0,5Y]I_d, \quad (4.7)$$

де $U_k = 19,5$ – катодна напруга;

$U_{i\text{э}} = 6,1 \text{ В}$ - ефективний потенціал іонізації газів дугової області;

$f = 0$ – відношення струму від'ємних іонів до сумарного значення струму електронів і від'ємних іонів;

$Y = 4,25 \text{ В}$ - сродство фтора до електрону.

Падіння напруги в стовбі дуги

$$U_{ст} = U_d - (U_a + U_k). \quad (4.8)$$

Кількість енергії, що випромінюється стовпом дуги і приелектродними ділянками визначаємо за рівняннями

$$Q_{ст} = 0,24[U_{ст} + 0,5(U_k - U_{jэ}) - f70,5Yc]I_d \quad (4.9)$$

Кількість енергії, що виділяється в дузі, визначаємо за формулою

$$Q_d = Q_k + Q_a + Q_{ст}. \quad (4.10)$$

Кількість теплової енергії, що витрачається на плавлення основного металу, обчислювали за формулою

$$Q_m = h \cdot Q_{эф}, \quad (4.11)$$

де $h = 0.3$ - коефіцієнт расплавлення основного металу.

Кількість теплової енергії, що витрачається на плавлення порошкового дроту, визначали за формулою

$$Q_{пл} = \frac{K_{п} \cdot g_{э} \cdot I_d}{3600}, \quad (4.12)$$

де $K_{п} = 18,5$ г/А·ч - коефіцієнт плавлення порошкового дроту;

$g_{э} = 2090$ Дж/г – кількість енергії що витрачається на плавлення 1 г дроту.

Довжину зварювальної ванни обчислювали за формулою

$$L = K_b(Q_m + Q_{пр}), \quad (4.13)$$

де K_b - коефіцієнт пропорційності.

Знаючи швидкість зварювання і довжину зварювальної ванни, можна дізнатися середню тривалість існування зварювальної ванни

$$t_{cb} = \frac{L}{V_{cb}} \quad (4.14)$$

Результати розрахунку режиму наплавлення поміщені в таблиці 4.6. На розрахунковому режимі зварювання виробляли наплавку на пластини з сталь 25Л порошковим дротом № 9. У наплавленому металі дефектів не виявлено.

Таблиця 4.1 – Розрахунок параметрів режиму наплавлення.

Найменування величини	Значення
Сила зварювального струму, А	250,0
Напруга на зварювальної дузі, В	28,0
Ефективна теплова потужність дуги, Дж / с	4900,0
Швидкість подачі порошкового дроту, м / год	104,0
Швидкість зварювання, м / год	22,8
Кількість теплоти Дж / с, витрачається на плавлення:	
основного металу	1470,0
порошкового дроту	2351,25
Кількість теплоти Дж / с, що виділяється:	
на аноді	1672,0
на катоді	2153,0
на дузі	3175,0
Довжина зварювальної ванни, мм	18,26
Середня тривалість існування зварювальної ванни, з	2,85

Розробка оптимального складу наплавленого металу

Розрахунок коефіцієнтів переходу елементів виробляли по графічним залежностям, представленим, рис. 4.1. З графіка видно, що зі збільшенням

вмісту графіту від 3,0 до 8,0%, коефіцієнт переходу збільшується: для вуглецю з 0,40 до 0,60, для титану - з 0,28 до 0,49, для марганцю - з 0,53 до 0,64 і для кремнію - з 0,66 до 0,80. Зі збільшенням концентрації титану від 3,0 до 15,0% у складі порошкового дроту відбувається збільшення коефіцієнтів переходу всіх досліджуваних елементів [84].

Характер зміни величини коефіцієнтів переходу в залежності від зварювального струму і напруги неоднаковий для всіх елементів. Зі збільшенням струму перехід елементів збільшується. Максимальне значення досягається при зварювальному струмі 170-320 А. При подальшому його збільшенні перехід елементів зменшується. Збільшення коефіцієнтів переходу елементів пояснюється тим, що з ростом струму збільшується теплова потужність зварювальної дуги і ступінь розплавлення шихти порошкового дроту. Зі збільшенням напруги дуги характер зміни величини переходу всіх елементів однаковий. Їх величина зростає і досягає максимального значення при напрузі дуги 27-38 В.

При подальшому збільшенні напруги дуги перехід всіх елементів зменшується. На підставі отриманих результатів коефіцієнт переходу елементів з порошкового дроту в наплавлений метал склав: для вуглецю - 0,53; титану - 0,39; марганцю - 0,5; кремнію - 0,82.

Кількість вуглецю і кремнію визначали, залежно від їх термодинамічної активності і складів доєвтектичних чавунів, що володіють підвищеною зносостійкістю. При визначенні кількості вуглецю враховували його вміст у зносостійких сплавах. З урахуванням негативного впливу великої кількості вуглецю і рекомендацій, пов'язаних з цим в роботах в розробляється сплаві його зміст обмежили від 2,5 до 3,5%.

Кремній спільно з вуглецем має найбільший вплив на структуру і властивості чавуну. При невеликих концентраціях в сплавах він кілька утоньшає структуру, а при концентрації більше 0,78% справляє помітний Графітізуючі дію. У чавунах з мартенситної основою вміст кремнію не повинно перевищувати 0,6%. При вмісті кремнію в чавуні більше 3,5% у його

структурі з'являється графіт, при цьому зменшуються властивості міцності. Тому кількість кремнію обмежували 1,0%.

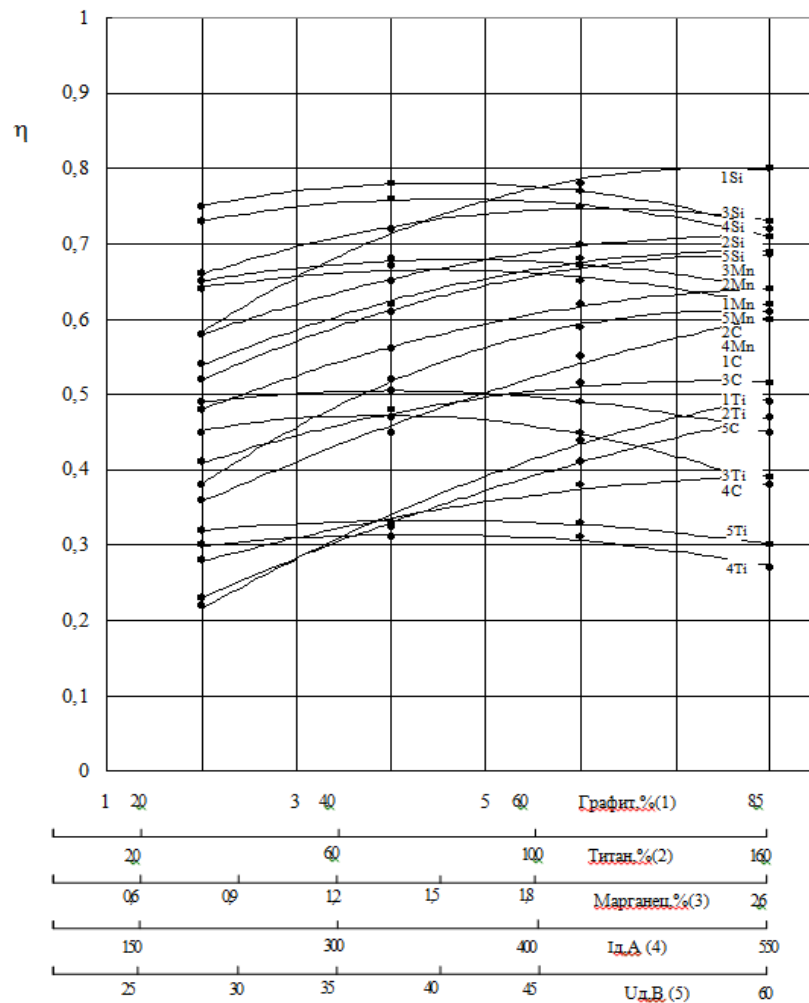


Рисунок 4.1 - Залежність коефіцієнтів переходу кремнію, марганцю, вуглецю та титану від вмісту в порошкової дроті графіту, титану, марганцю, і від величини зварювального струму і напруги.

Вміст марганцю в чавуні зазвичай знаходиться близько 0,8%. При вмісті більше 0,4% марганцю він проявляє себе як стабілізатор карбідів [85]. Марганець сприяє появі і поступовому збільшенню кількості перліту в структурі, що особливо помітно при його вмісті більше 1,3%. У складі білих чавунів кількість марганцю не перевищує одного відсотка. У зв'язку з цим вміст марганцю у складі наплавленого металу ми обмежили в межах 1,0%.

Титан, будучи присутнім в металі може як утворювати власні з'єднання з вуглецем, азотом, так і чинити значний вплив як на графітизацію, так і на металеву матрицю. Присутність його в чавуні сприяє подрібненню структури і збільшення кількості перліту. З введенням в чавун титану понад 0,1% збільшується отбел. У зносостійких сплавах його вміст коливається в межах від 0,1 до 1,5%. З метою збільшення кількості включень карбідів і нітридів титану в наплавленого металу і підвищення стійкості наплавленого металу до абразивного зносу, вміст титану збільшили до 4,0%.

Для стабілізації дугового процесу при наплавленні до складу зварювальних матеріалів вводять кальцій. Він покращує стабільність горіння дуги, а також властивості наплавленого металу. Так як кальцій вноситься разом з кремнієм у складі Ферросилікокальцій, його межі не обмежували.

Розрахунок складу шихти експериментальних порошкових дротів виробляли за методикою, наведеною у другому розділі. Перед розрахунком складу дротів попередньо визначали хімічний склад всіх обраних компонентів і перехід необхідних елементів з дроту в наплавлений метал. Хімічний склад компонентів шихти (табл. 4.2) визначали за відомими методиками хімічного аналізу.

Результати хімічного аналізу металу подано в табл. 4.2.

Таблиця 4.2 – Результати хімічного аналізу металу

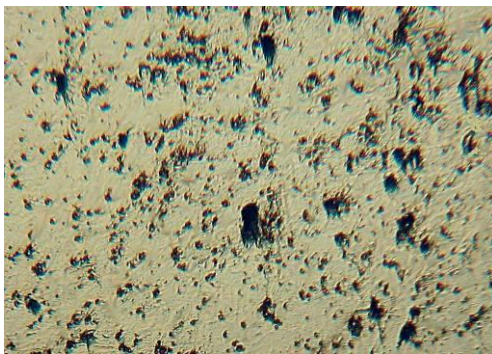
Номер згідно матриці планування	Хімічний склад, мас.%					
	C	Si	Mn	Ti	S	P
					не більше	
1	2,45	1,03	1,05	0,97	0,02	0,03
2	3,63	1,06	0,91	1,10	0,02	0,03
3	2,52	0,90	0,95	4,15	0,02	0,03
4	3,45	0,88	0,93	4,03	0,02	0,03

З умов наплавлення був обраний діаметр остаточно готової порошкового дроту, рівний 2,8-3,0 мм. Розміри стрічки визначали по таблиці. Товщина сталеві стрічки складала 0,3 мм і ширина 12 мм. Результати розрахунку складів порошкових дротів наведено в табл. 4.4.

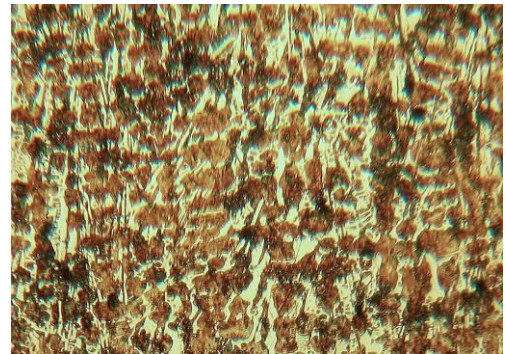
Проведено виготовлення та переплавлення порошкового дроту згідно методики, наданій у пп 2.1

Структурний стан сплавів. Для з'ясування впливу хімічного складу на тип та будову структури, властивості металу, отриманого наплавленням, було проведено металографічні дослідження, випробування на зносостійкість згідно методики.

Маючи незмінний відсоток ключових легувальних елементів на нижньому рівні – титану (1,0 %) і за умов незмінної швидкості охолодження при вмісті вуглецю за нижньою межею, структура сплаву №1 являє собою перлит, цементит, ледебурит з вкрапленнями графіту і незначної кількості дрібних (менших за 0,5мкм) карбідів (рис. 4.1).



а

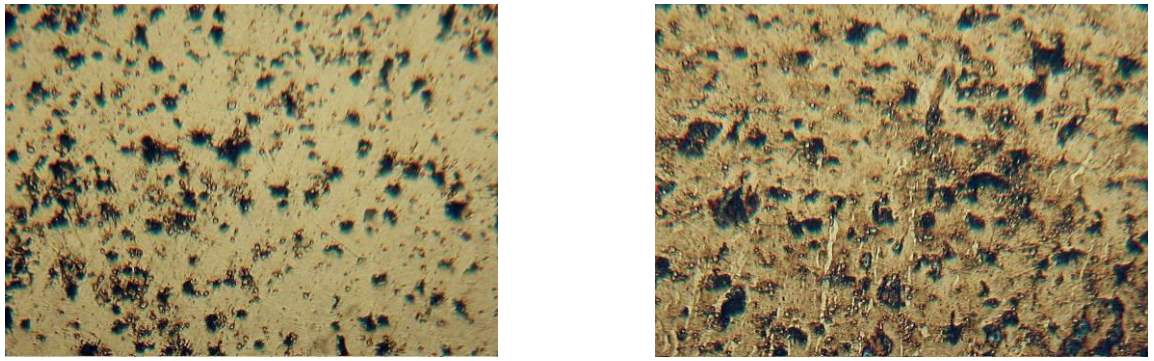


б

Рисунок 4.2 - Структура сплаву №1:

а – нетравлена ($\times 300$);

б – травлена ($\times 300$);



а

б

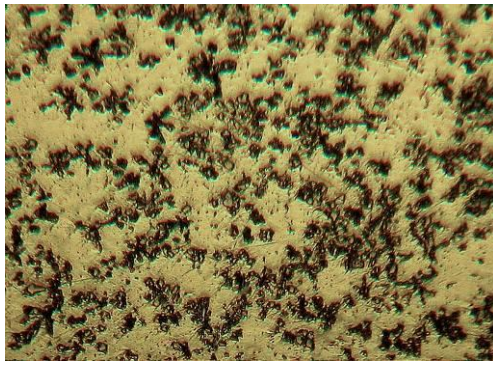
Рисунок 4.3 - Структура сплаву №2:

а – нетравлена (×300); б – травлена (×300);

Структура сплаву №2 (рис. 4.2) складається з перліто-феритної матриці та рівномірно розташованих вкраплень графіту перехідної (вермикулярної) форми. Площа графітових включень складає близько 30 % від площі шліфу. Кількість твердих вкраплень сполук титану є незначною ($S_{\text{зміцн. фази}}=2$ % від площі шліфу), вони дрібні за розмірами (1...3 мкм).

Маючи в сплаві №3 (рис. 4.3) найбільший відсоток титану за верхнім рівнем (4 %), а вуглецю за нижнім рівнем (2,5 %) і за умов незмінної швидкості охолодження, структура сплаву являє собою крупногочастий мартенсит із залишковим аустенітом, перлит, цементит з включеннями твердої фази карбиду титану. Структурні складові на зразку №3 займають таку площу (у відсотках до загальної площі зрізу шліфа): мартенсит і залишковий аустеніт – 25 %, перлит – 40 %, цементит – 15 %, зміцнювальна фаза – 20 %.

Максимальне збільшення вмісту карбідоутворювального елементу - титану - до верхньої межі в 4 % разом з підвищенням кількості вуглецю до 3,5% у складі зразка №4 (рис. 4.4) дозволило принципово підвищити якість сплаву шляхом утворення збільшеної кількості зміцнювальних вкраплень у структурі [88].

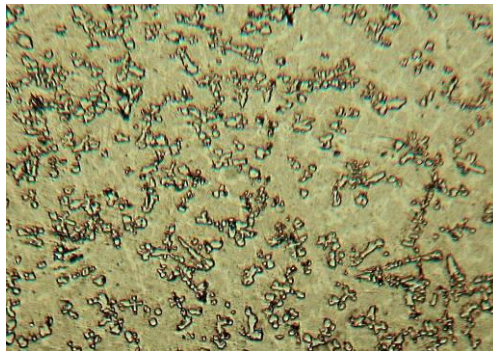


а

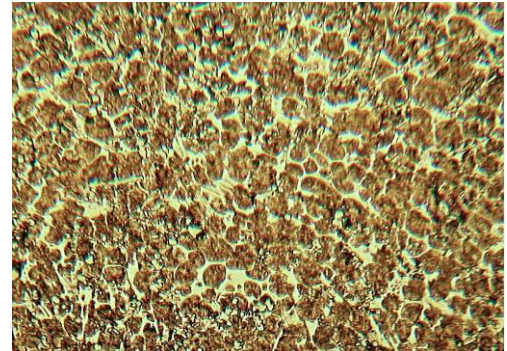


б

Рисунок 4.4 - Структура сплаву №3:

а – нетравлена ($\times 300$); б – травлена ($\times 300$);

а



б

Рисунок 4.5 - Структура сплаву №4:

а – нетравлена ($\times 300$); б – травлена ($\times 300$);

Стала швидкість охолодження спричинила до отримання структури мартенсит + залишковий аустеніт ($S_{\text{март.}+\text{ауст.}} = 10\%$ щодо площі зрізу), перлит ($S_{\text{перл.}} = 35\%$ щодо площі зрізу), ледебурит ($S_{\text{ледеб.}} = 10\%$ щодо площі зрізу), вторинний цементит ($S_{\text{цсм.}} = 20\%$ щодо площі зрізу) по стиках перлитних зерен. Зміцнювальна фаза є карбідами титану. Вільного графіту в складі структури не виявлено. Тут збільшена твердість HRC 51 обумовлена появою у структурі ледебуриту, мартенситу. Загальна площа неметалевих вкраплень підвищена і складає 25%. Зміцнювальна фаза рівномірно розташована, найбільший розмір лежить у межах 1,2...3,5 мкм.

Випробування наплавленого металу

Зносостійкості отриманих наплавлень визначали згідно ГОСТ 23.208-79 "Забезпечення зносостійкості виробів. Метод випробувань матеріалів на зносостійкість при терті про нежорстко закріплені абразивні частинки" матеріалів відповідно до умов експлуатації деталі, можна отримати тільки при випробуваннях, в яких забезпечено протікання реального процесу зношування. Цього можна досягти в двох випадках: при точному відтворенні всіх зовнішніх факторів, що характеризують роботу даної деталі, і при моделюванні процесу зношування [89].

Проводили випробування металу на стійкість при терті по жорстко та нежорстко закріплених абразивних частинках.

Таблиця 4.3 - Твердість, зносостійкість сплавів

№ сплав згідно матриці планування	Вміст основних легувальних елементів, мас. %			Середня твердість, HRC	Щільність ρ , кг/м ³ ($\times 10^3$)	Відносна зносостійкість, Y^*	
	C	Ti	N			По закріплених абразивних частках	По нежорстко закріпленому абразиву
1	2,45	0,97	0,021	33	6,8	0,4	0,4
2	3,63	1,10	0,020	40	6,8	0,7	0,6
3	2,52	4,15	0,022	47	7,3	0,9	0,9
4	3,45	4,03	0,019	56	7,3	1,5	1,6

Примітка: * - еталон ЧХ28 (HRC45; $\rho=7600$ кг/м³).

Незважаючи на те, що всі сплави, отримані згідно матриці планування, мають у своєму складі однакові елементи, вміст хімічних елементів суттєво впливає на структуроутворення, що відбивається на твердості, зносостійкості сплавів. На графіку показано вплив структурного стану та твердості на зносостійкість сплавів системи легування C – Ti – N - Si – Mn у визначеному за матрицею планування діапазоні концентрацій хімічних елементів.

В результаті проведених порівняльних випробувань встановлено, що з усіх зразків, які зазнали випробувань, найменшу втрату маси мав зразок, наплавлений експериментальною порошковим дротом № 9, виготовленої згідно

з розрахунком крутого сходження. Відносна зносостійкість цієї наплавлення становить 1,8 при терті про жорстко закріплений абразив і 1,9 при зношуванні гідроабразивним потоком (табл. 4.5).

Вплив твердості наплавленого металу на його зносостійкість представлено на рис 4.3.

Використовували апроксимацію даних за методом найменших квадратів відповідно до рівняння:

$$y = mx + b, \quad (4.8)$$

де m - кут нахилу і b - координата перетину осі абсцис.

На графіку (рис. 4.6) представлена лінійна залежність відносної зносостійкості наплавлень при терті про жорстко закріпленими абразивними частинками від їх твердості (суцільна лінія) відповідно до рівняння

$$y = 17,442x + 29,133 \quad (4.9)$$

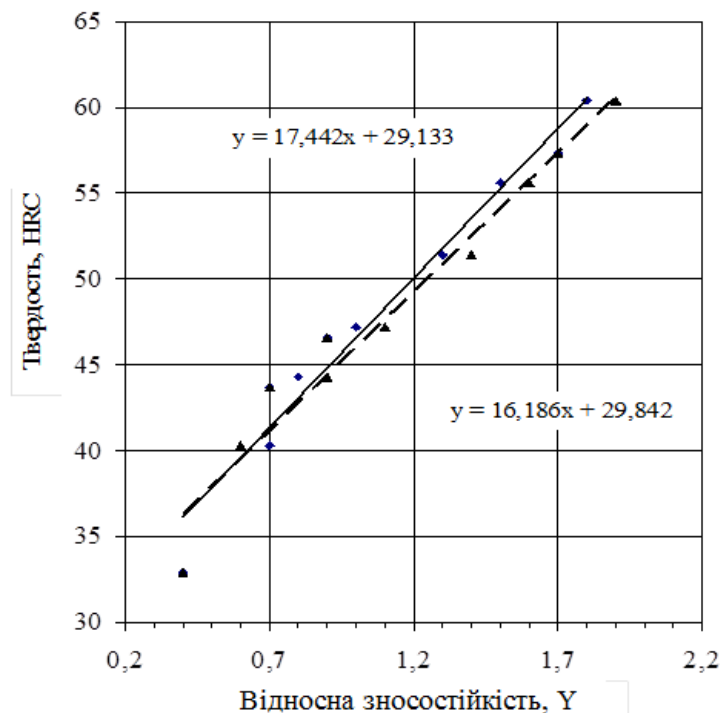


Рисунок 4.6 - Графік залежності відносної зносостійкості наплавленого металу від твердості при терті про жорстко закріплений абразив (ромбичні маркери) і при дії нежорстко закріплений абразив (трикутні маркери).

Відносна залежність при терті по нежорстко закріплених абразивних частинок від твердості випробуваних зразків на графіку представлена трикутними маркерами. Рівняння, що описує залежність, має вигляд:

$$y = 16,186x + 29,842 \quad (4.10)$$

Характер залежності твердість-зносостійкість в даному інтервалі значень носить явно виражений лінійний характер як при терті про жорстко закріплені абразивні частинки, так і при впливі на зразок незакріплених абразивів [90].

Вплив легувальних елементів на абразивну зносостійкість сплавів.

Для якісної оцінки впливу чинників матриці планування на властивості отриманого наплавленого металу, зокрема, зносостійкість, проводили аналіз кожного основного легувального елементу щодо дії на параметр оптимізації.

Титан вводили до складу металу для отримання твердої зміцнювальної фази при хімічній взаємодії з вуглецем для підвищеної стійкості сплаву при абразивному терті. Наведена гістограма (рис. 4.9) відображає вплив на фактор оптимізації підвищення кількості титану за умов впливу інших чинників – вуглецю.

За умов лімітовано низького вмісту вуглецю і зростання кількості титану спричиняє підвищення зносостійкості з 0,4 до 0,9 щодо еталону (ЧХ28). За наведених умов змінюється як тип структури сплаву – з ледебурито-перлитної з вмістом цементиту, графіту і незначної кількості зміцнювальної фази (5 %) на структуру мартенсит крупногочастий, перлит, цементит зі зміцнювальною фазою, що займає площу біля 25 %.

До 1,3 зростає параметр оптимізації при введенні до сплаву титану при мінімальній кількості вуглецю. У такому випадку збільшення кількості титану до 4% підвищує опірність дії абразиву бо змінюється тип структури - перліто-ледебуритна з вермикулярним графітом і мінімумом зміцнювальної фази переходить в мартенсито-перліто-цементитну з вкрапленнями зміцнювальної фази ($S_{\text{зміцн. фаз.}}=20\%$ замість 2 %) – рис. 4.9 в., див. рис. 4.5, див. рис. 4.7.

За умови присутності в сплаві вуглецю за верхньою межею (3,5% C) титан, при підвищенні його вмісту в стопі з 1 % до 4 %, збільшує параметр оптимізації з 0,7 до 1,5 (рис.4.9 б, див. рис.4.2, див. рис. 4.4). Тут зростання кількості титану є чинником появи в структурі достатньої кількості зміцнювальної фази замість вермикулярного графіту та зміни типу матриці з перліто-феритної на перліто-ледебуритну з цементитом. Підвищення вмісту карбідоутворювального елементу є фактором виключення зі структури вільного вуглецю, що сприятливо відображається на абразивній зносостійкості сплаву.

Якісно титан впливає на зростання параметра оптимізації у разі комплексного підвищення його вмісту разом з вуглецем (див. рис. 4.9 г, див. рис. 4.2, див. рис. 4.4). Відбувається зміна перліто-феритної матриці з цементитом та рівномірно розташованими вкрапленнями графіту вермикулярної форми і утворення мартенсито-аустенітної матриці з невеликою кількістю перліту, цементитом та вкрапленнями зміцнювальної фази різного ступеня твердості. У структурі не міститься графіту, а весь вуглець знаходиться в зв'язаному або в розчиненому стані. Зносостійкість за таких умов зростає до 1,7 і є найкращою серед сплавів матриці планування.

Підвищення абразивостійкості в 1,1 рази при збільшенні вмісту вуглецю. Тут дещо поліпшується в'язкість металевої матриці – ледебурит змінюється на легований ферит, і структура, відповідно, з перліто-ледебуритної з цементитом, вермикулярним графітом і зміцнювальною фазою стає перліто-феритною з цементитом, вермикулярним графітом і твердими вкрапленнями. Площа, зайнята графітовими включеннями вермикулярної форми, а також зміцнювальною фазою, дещо збільшується ($S_{\text{граф.}} = 20 \%$, $S_{\text{зміцн. фаз.}} = 5 \%$).

Найвагомішим з точки зору росту ефективності є додавання до складу зносостійкого металу вуглецю за умови вмісту активного карбідоутворювача – титану за верхньою межею.

Вуглець у комплексі з титаном змінює металеву матрицю з мартенситу крупногочастого, перлиту, цементиту зі зміцнювальною фазою на перліто-мартенсито-ледебуритну з цементитом та зміцнювальною фазою (див. рис. 4.3, див. рис. 4.4). У зразку із заниженим вмістом вуглецю прослідковується чітко виражена крихкість матриці - ферито-цементитної суміші. Наслідком цього є викрашування карбідної фази, що спостерігається і на стадії обробки шліфу.

Збільшення частки графіту в шихті дроту при утворенні цього сплаву дозволило отримати кращий газовий захист при електродуговому процесі, сприяючи якісному переходу титану до зварювальної ванни. Значна кількість вуглецю вивільняється також при охолодженні з твердого розчину. Тут вуглець взаємодіє з титаном як в складі сполук, утворюючи складні хімічні сполуки, так і з титаном, що був розчинний в аустеніті тощо. Це веде до утворення вторинних фаз - карбідних, карбонітридних та цементитних. Збільшена кількість цементиту як первинного, так і вторинного в складі ледебуриту, а також сполук з титаном приводить до отримання мартенситу, збідненого вуглецем, але який має підвищену в'язкість і здатність утримувати зміцнювальну фазу.

Підвищення зносостійкості в 1,2 рази до значення 1,6 щодо еталону отримано в разі збільшення вуглецю від мінімального до максимального рівня в комплексі з високим вмістом інших складових – титану. Одержано структуру дрібногочастого мартенситу, залишкового аустеніту, деякої частки перлиту, цементиту та твердих вкраплень сполук титану. Високі показники мікротвердості зміцнювальної фази, що є насамперед карбідами титану, і переважаюча мартенсито-аустенітна структура є фактором отримання найкращої стійкості до дії абразивного зношування ($Y = 1,6$).

ВИСНОВКИ

Розділ 1.1 В роботі показано перспективність використання механічної активації не тільки матриці, але й наповнювачів різної хімічної природи (ВВ,

БВ, каоліну, коксу, графіту) для підвищення експлуатаційних характеристик композитів. Завдяки підвищеній міцності та зносостійкості легований ПТФЕ може використовуватись для деталей вузлів тертя енергетичного, хімічного та спеціального обладнання чи як матричний полімер для виготовлення композицій з високими фізико-механічними властивостями.

Розділ 1.2 За результатами досліджень можна стверджувати, що форма, хімічний склад, малі розміри частинок дозволяють використовувати зольні відходи ТЕЦ, як наповнювачі для політетрафторетилену.

Вперше, дослідним шляхом, було встановлено оптимальну концентрацію наповнювача у вигляді зольних відходів ТЕЦ для ПКМ з політетрафторетиленовою матрицею.

Розділ 2.1 Металографічні дослідження показали, що характерний для електроіскрових покриттів білий шар не виражений. Поверхневий шар складається з дифузійної зони, товщина якої збільшується зі зростанням енергії розряду, і основного металу.

ДюрOMETричні дослідження сульфоцементованих покриттів свідчать про те, що в поверхневому шарі утворюються дві зони: зона зниженої мікротвердості, що, за даними мікрорентгеноспектрального аналізу, насичена сіркою, і зона підвищеної мікротвердості ($H_{\mu}=2150$ МПа) – зміцнений шар, в який дифундує переважно вуглець. Зі збільшенням енергії розряду твердість і глибина шару зниженої мікротвердості і зміцненого шару збільшуються.

Сірка накопичується в поверхні металу на глибині до 30 мкм, її концентрація на цій відстані становить близько 0,4%. Для практичного застосування можна рекомендувати процес сульфоцементзації методом ЕІЛ, використовуючи режими (енергію розряду в межах $W_p = 0,55-3,4$ Дж), які забезпечують формування сульфідного шару товщиною до 30 мкм, мікротвердістю 1460-1600 МПа, зміцненого шару з мікротвердістю до 2150 МПа, шорсткістю (R_a) біля 2 мкм і суцільністю шару 95-100%.

Розділ 2.2 Метод реактивного магнетронного розпилення є одним з перспективних методів отримання тонкоплівкових структур і покриттів. За допомогою даного методу можна отримати покриття різних хімічних сполук.

Для поліпшення експлуатаційних характеристик елементів різних пристроїв перспективне застосування покриттів, що забезпечують корозійну і механічну міцність оброблюваного матеріалу. Застосування комплексних покриттів (декоративні і зносостійкі шари) відкриває додаткові резерви підвищення механічної надійності пристроїв різних областей техніки і поліпшення їх експлуатаційних і естетичних характеристик. Для забезпечення комплексу необхідних властивостей покриттів (спрямованість тепловідведення, зносостійкість, електроопір, захист від окислення і інших) необхідно формувати комплексні двохелементні покриття, що містять не тільки шари різних матеріалів, але і одного матеріалу різної будови, при цьому кожен з шарів грає певну роль.

Варіюючи умови синтезу, можна змінювати фазовий склад і будову фаз покриттів. Функціональні властивості в значній мірі залежать від складу і морфології покриттів.

Розділ 3.1 Підвищену поверхневу твердість, жаростійкість і корозійну стійкість в різних корозійних середовищах забезпечує хромосиліціювання, а також підвищує зносостійкість, зокрема ерозійну та кавітаційну стійкість.

На відміну від інших методів поверхневої обробки металів (дробострумний наклеп, накатка роликками, індукційна, електролітна та газополум'яне гартування, лазерна обробка, напилення покриттів, та ін.) хіміко-термічна обробка має ряд переваг. В результаті проведення дослідження можна зробити наступні висновки та рекомендації:

Підвищення експлуатаційних властивостей, а саме підвищення жаростійкості матеріалу трубок теплообмінника може бути здійснено двома шляхами.

Перший полягає в заміні сталі 12X18H10T, працюючій в необробленому вигляді при температурах ≥ 850 °C, на високо хромисту сталь 15X25T, що працює при температурі ≥ 1050 °C.

Другий шлях підвищення жаростійкості трубок теплообмінника проведення дифузійної металізації для поверхневого шару трубок, що контактують з окислювальним середовищем при підвищеній температурі.

Для підвищення жаростійкості шляхом дифузійної металізації, рекомендується проводити хромосиліціювання в порошкоподібному твердому карбюраторі в герметичних контейнерах.

Для уточнення мікроструктури поверхневого шару слід провести, крім металографічного аналізу, ще й структурно-фазовий аналіз на фазовому аналізаторі - ДРОН-4-07.

Для збільшення точності експерименту на жаростійкість на 3-х зразках, з витримкою 25, 65, 100 годин, при температурах випробування 800 і 1000 °C.

Розділ 3.2 Застосування комплексних багат шарових захисних покриттів дозволяє підвищити експлуатаційні властивості конструкційних та інструментальних матеріалів.

Дослідження показують позитивний вплив взаємного легування компонентів покриття, в наслідок чого відбувається більш плавний перерозподіл мікротвердості від поверхні до основи. Результати фазового та хімічного аналізу підтверджують дифузю компонентів покриття в основу, за рахунок чого підвищується адгезія покриття з основним матеріалом.

Розділ 4 Технологічні, економічні властивості, що притаманні чавуну, обумовлюють його застосування для умов абразивного тертя. Найширше використовують білі чавуни, леговані хромом, марганцем, бором, нікелем, вольфрамом, ванадієм, дуже рідко титаном в обмежених кількостях або в складнолегованих системах. Ефективність таких абразивостійких чавунів дуже часто не є високою, а вартість - обґрунтованою.

Аналітичне дослідження показало, що для високої зносостійкості важливим є оптимальність структури сплаву. За умов абразивного зношування

у відсутності динамічного навантаження, ефективною вважається структура високовуглецевого мартенситу, зміцненого вкрапленнями твердої фази. Вирішальними тут є властивості зміцнювальної фази, її кількість та розташування в міцній матриці сплаву.

Перспективним є використання титану як легувального елемента. Він якісно впливає на структуроутворення сплаву, нерозчинний в цементиті, створює в системі з вуглецем власні карбіди TiC високої твердості. При типовій металургії застосування титану, як порівняльно недорогого легувального елемента, обмежується його високою хімічною активністю, насамперед до кисню.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ ПОСИЛАННЯ

1. Influence of mechanical activation polytetrafluoroethylene matrix of tribotechnical composites at its structural and phase transformations and properties / O.A. Budnik, A.F. Budnik, P.V. Rudenko, V.A. Sviderskiy, K.V. Berladir // *Functional Materials*. – 2015. – 22, No.4. –P. 499–506.
2. Structural conformation of polytetrafluoroethylene composite material / O.A. Budnik, A.F. Budnik, V.A. Sviderskiy, K.V. Berladir, P.V. Rudenko // *Chemistry & Chemical Technology*. – 2016. – Vol. 10, No. 2. – P. 241–246.
3. Composite material for chemical and petrochemical equipment friction assemblies / O.A. Budnik, V.A. Sviderskii, A.F. Budnik, K.V. Berladir, P.V. Rudenko // *Chemical and Petroleum Engineering*. – 2016. - Volume 52, Issue 1. – P. 63-68.
4. Nanostructural modification of polytetrafluoroethylene and its composition by energy influence / K.V. Berladir, Т.Р. Новорун, V.A. Sviderskiy, P.V. Rudenko, М.Е. Vyshehorodtseva // *Журнал нано- та електронної фізики*. – 2016. – Т.8, No 1. – P. 01033-1–01033-5.
5. Physicochemical principles of polymer composite materials technology based on polytetrafluoroethylene / K.V. Berladir, O.A. Budnik, K.A. Dyadyura, V.A. Sviderskiy, Ya.O. Kravchenko // *High Temperature Material Processes*. – 2016. – 20 (2). – P. 157–184.
6. Berladir K.V. Designing and examining polytetrafluoroethylene composites for tribotechnical purposes with activated ingredients / K.V. Berladir, V.A. Sviderskiy // *Eastern-European Journal of Enterprise Technologies*. – 2016. – № 6 (84). – P. 14–21.
7. The modeling of the composition and properties of functional materials based on polytetrafluoroethylene / K.V. Berladir, Т.Р. Новорун, O.A. Bilous, S.V. Baranova // *Functional Materials*. – 2018. – 25, No.2. –P. 342–347.
8. А. В. Мут, П.В. Руденко Хіміко-термічна обробка циліндричної фрези. Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студ. факту технічних систем та енергоефективних технологій (м. Суми, 14-17 квітня 2015 р.) Суми : СумДУ, 2015. – Ч.1. – С. 92-93.
9. М. С. Устименко, П.В. Руденко Влияние электроискрового легирования на свойства поверхностного слоя детали шток кислородного компрессора. Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студ. факту технічних систем та енергоефективних

- технологій (м. Суми, 14-17 квітня 2015 р.). Суми : СумДУ, 2015. – Ч.1. – С. 94.
10. М. С. Устименко, П.В. Руденко Комплексный подход в подборе материалов и метода упрочнения основных узлов сальникового уплотнения кислородного компрессора. Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма IV Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції (м. Суми, 19-22 квітня 2016 р.) Суми : Сумський державний університет, 2016. – Ч. 1. – с. 86.
 11. О. О. Яровий, П.В. Руденко Дослідження впливу перебування композиційних матеріалів на основі епоксидного в'язучого в товщі водипротягом тривалого часу в природних умовах на зміну його структури та фізико-механічних властивостей. Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма VI Всеукраїнської науково-технічної конференції (м. Суми, 16–19 квітня 2019 р.) – Суми : Сумський державний університет, 2019. – 357 с.
 12. O. Gaponova, Cz. Kundera, G. Kirik, V. Tarelnyk, V. Martsynkovskyy, Ie. Konoplianchenko, M. Dovzhyk, A. Belous and O. Vasilenko (2019) Estimating Qualitative Parameters of Aluminized Coating Obtained by Electric Spark Alloying Method. In: Pogrebnjak A. and Novosad V. (eds) Advances in Thin Films, Nanostructured Materials, and Coatings. NAP 2018. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer Nature Singapore Pte Ltd., pp 249-266, [DOI: 10.1007/978-981-13-6133-3_25](https://doi.org/10.1007/978-981-13-6133-3_25) (фахова +Scopus)
 13. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова , Е. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковский,
Н. В. Тарельник, О. А. Василенко Повышение качества поверхностных электроэрозионно-легированных слоёв комбинированными покрытиями и поверхностным пластическим деформированием. III. Влияние основных технологических параметров на микрогеометрию, структуру и свойства электроэрозионных покрытий // Металофіз. новітні технол., 2019, vol. 41, No. 3, pp. 313–335 <https://doi.org/10.15407/mfint.41.03.0313> (фахова +Scopus)
 14. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковский,
Н. В. Тарельник, О. А. Василенко Повышение качества поверхностных электроэрозионно-легированных слоёв комбинированными покрытиями и поверхностным пластическим деформированием. II. Анализ напряжённо-деформированного состояния поверхностного слоя после поверхностной пластической деформации электроэрозионных

- покрытий. // Металофіз. новітні технол., 2019, vol. 41, No. 2, pp. 173–192 <https://doi.org/10.15407/mfint.41.02.0173> (фахова +Scopus)
15. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, В. С. Марцинковский, Н. В. Тарельник, О. А. Василенко Повышение качества поверхностных электроэрозионно-легированных слоёв комбинированными покрытиями и поверхностным пластическим деформированием. I Особенности формирования комбинированных электроэрозионных покрытий на специальных сталях и сплавах// Металофіз. новітні технол.. - 2019, vol. 41, No. 1, pp. 47–69 <https://doi.org/10.15407/mfint.41.01.0047> (фахова +Scopus)
 16. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова Підвищення експлуатаційних характеристик і екологічної безпеки деталей машин та інструменту електроіскровим легуванням // Компрессорное и энергетическое машиностроение, №1 (55) март 2019, с. 2-7 (фахова)
 17. В. Б. Тарельник, Е. В. Коноплянченко, М. Ю. Думанчук, О. П. Гапонова Технологическое обеспечение защиты контактирующих поверхностей прессового соединения «полумуфта-вал» от фреттингового износа // Компрессорное и энергетическое машиностроение, №1 (55) март 2019, с. 24-36 (фахова)
 18. О. П. Гапонова Структурно-фазовий стан жаростійких покриттів, отриманих методом електроіскрового легування // Компрессорное и энергетическое машиностроение, №2 (56) июнь 2019, с. 2-7 (фахова)
 19. Гапонова О.П., Саржанов Б.О. Підвищення якості сталевих поверхні при електроіскровому легуванні графітом // Сучасні технології в науці та освіті : матеріали Другої міжнародної науково-практичної конференції ; 5–7 березня 2019 р., м. Северодонецьк / гол. ред. О.І. Рязанцев. – Северодонецьк: вид-во СНУ ім. В. Даля, 2019. – С. 162-164.
 20. Голуб Н. Р., Гапонова О. П. До питання підвищення ресурсу та відновлення працездатності деталей машин шляхом формування функціональних покриттів // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма VI Всеукраїнської науково-технічної конференції (м. Суми, 16–19 квітня 2019 р.) / редкол.: О. Г. Гусак, І. В. Павленко. – Суми : Сумський державний університет, 2019. – С. 102.
 21. Биченко М. М., Гапонова О. П. Перспективи застосування електроіскрового легування для підвищення якості робочих поверхонь деталей машин // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма VI Всеукраїнської науково-технічної конференції

- (м. Суми, 16–19 квітня 2019 р.) / редкол.: О. Г. Гусак, І. В. Павленко. – Суми : Сумський державний університет, 2019. – С. 108-109.
22. Demchenko M. V., Gaponova O. P., Myslyvchenko O. M., Antoszewski B., Vychenko M. M. Microstructure and Properties of AlCrFeCoNiCux High-Entropy Alloys // Journal of Engineering Sciences, Volume 5, Issue 1 (2018), pp. C 11–C 16. (фахова)
 23. Plyatsuk L. D., Tarelnyk V. B., Kundera Cz., Radionov O. V., Gaponova O. P. Ecologically Safe Process for Sulfo-Aluminizing Steel Parts // Journal of Engineering Sciences, Volume 5, Issue 1 (2018), pp. C 16–C 20. (фахова)
 24. Тарельник В. Б., Гапонова О. П., Коноплянченко Е. В., Евтушенко Н. С., Герасименко В. О. Анализ структурного состояния поверхностного слоя после электроэрозионного легирования. I. Особенности формирования электроэрозионных покрытий на стали 45 // Металлофизика и новейшие технологии, 2018, т. 40, № 2, сс. 235–254. [DOI:10.15407/mfint.40.02.0235](https://doi.org/10.15407/mfint.40.02.0235) (фахова +Scopus)
 25. Тарельник В. Б., Гапонова О. П., Коноплянченко Е. В., Евтушенко Н. С., Герасименко В. О. Анализ структурного состояния поверхностного слоя после электроэрозионного легирования. II. Особенности формирования электроэрозионных покрытий на специальных сталях и сплавах твёрдыми износостойкими и мягкими антифрикционными материалами // Металлофизика и новейшие технологии, 2018, т. 40, № 6, сс. 795–815. [DOI:10.15407/mfint.40.06.0795](https://doi.org/10.15407/mfint.40.06.0795) (фахова +Scopus)
 26. В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, А.В. Радионов Повышение уровня экологической безопасности при использовании интегрированных способов повышения качества стальных деталей // Міжвузівський збірник "НАУКОВІ НОТАТКИ". Луцьк, 2018. Випуск № 63, с. 214-220 (фахова)
 27. В.Б. Тарельник, В.С. Марцинковский, Е.В. Коноплянченко, А.В. Белоус, О.П. Гапонова Повышение качества баббитовых подшипников скольжения электроискровым легированием // Химическое и нефтегазовое машиностроение, 2018, Т. 54, №. 8, pp. 37–40. [DOI 10.1007/s10556-018-0521-0](https://doi.org/10.1007/s10556-018-0521-0) (Scopus + WoS, міжнародне видання)
 28. Tarelnyk V.B. Use of sulphiding by electroerosion alloying method for scuff resistance increase of steel and cast iron parts friction surfaces/ Tarelnyk V.B., Martynkovskyy V.S., Konoplianchenko Ie. V., Gaponova O.P., Yaremenko V.P. // Технічний сервіс агропромислового, лісового та транспортного комплексів. - 2018. – № 11. - С. 20-26. (фахова)
 29. В. Г. Кирик, В. Б. Тарельник, О. П. Гапонова, Е. В. Коноплянченко, В. Н. Колодненко, П. Н. Бало Исследование свойств жаростойких

- функціональних покриттів, сформованих методом електроискрового легирования // Компресорне і енергетичне машиностроєння, №4 (54) декабрь 2018, с. 17-22 (фахова)
30. Tarellyk V., Konoplianchenko I., Martsynkovskyy V., Zhukov A., Tarellyk N., Antoszewski B., Kundera C., Smolyarov G., Gaponova O., Kozachenko A. Alternative Methods for Forming Sliding Surfaces of Face Impulse Seals // 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP – 2018), P. 03TFNMC24 (Scopus)
 31. Tarellyk V., Konoplianchenko I., Gaponova O., Kundera C., Kirik G., Martsynkovskyy V., Dovzhyk M., Belous A., Vasilenko O. Estimating Qualitative Parameters of Aluminized Coating Obtained by Electric Spark Alloying Method // 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP – 2018), P. 03TFNMC25 (Scopus)
 32. Tarellyk V., Konoplianchenko I., Martsynkovskyy V., Dovzhyk M., Dumanchuk M., Goncharenko M., Antoszewski B., Gaponova O. Investigation of Qualitative Parameters of Surface Layers Formed By Stepwise Carburizing and Sulfo-Carburizing of Steel Parts With The Use of Electroerosion Alloying Method // 2018 IEEE 8th International Conference on Nanomaterials: Applications & Properties (NAP – 2018), P. 03TFNMC26 (Scopus)
 33. Zhylenko T., Gaponova O. Statistical Analysis of Aluminized Coatings Obtained by Electrospark Deposition // 2018 International Conference on Information and Telecommunication Technologies and Radio Electronics (UkrMiCo) (Scopus)
 34. Гапонова О.П. Исследование особенностей структурообразования и свойств электроискровых алитированных покрытий // Сучасні технології в науці та освіті : матеріали Міжнародної науково-практичної конференції ; 19–22 лютого 2018 р., м. Северодонецьк / Гол. ред. О. І. Рязанцев. – Северодонецьк: вид-во СНУ ім. В. Даля, 2018. – с. 184.
 35. Демченко М.В., Гапонова О.П., Мисливченко О.М. Особливості структуроутворення та властивості високоентропійних сплавів системи AlCrFeCoNi, легованих міддю // Сучасні технології в науці та освіті : матеріали Міжнародної науково-практичної конференції ; 19–22 лютого 2018 р., м. Северодонецьк / Гол. ред. О. І. Рязанцев. – Северодонецьк: вид-во СНУ ім. В. Даля, 2018. – с. 188.
 36. Жиленко Т.І., Гапонова О.П. Кінетичний аналіз поверхонь, отриманих методом електроискрового легування // Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні. ІТММ'2018: тези доповідей Десятої

- міжнародної науково-практичної конференції (Дніпро, 27 – 29 березня 2018 р.) / Міністерство освіти і науки України, Національна металургійна академія України, Дніпропетровський національний університет імені О. Гончара, Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна та ін. – Дніпро: НМетАУ, 2018. – с.15.
37. Охріменко, В. О. Особливості формування комплексних дифузійних боридних покриттів на інструментальних сталях [Текст] / В. О. Охріменко ; кер. О.П. Гапонова // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма V Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції Суми, 17 - 20 квітня 2018 р. / редкол.: О.Г. Гусак, І.В. Павленко. – Суми : СумДУ, 2018. – С. 79-80.
 38. Демченко, М. В. Дослідження жаростійкості високоентропійних сплавів системи AlCrFeCoNi, легованих міддю [Текст] / М. В. Демченко ; кер. О.П. Гапонова // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали та програма V Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції Суми, 17 - 20 квітня 2018 р. / редкол.: О.Г. Гусак, І.В. Павленко. – Суми : СумДУ, 2018. – С. 81.
 39. О. П. Гапонова, М. М. Биченко, І. Д. Зінченко Аналіз якості комплексних покриттів, отриманих методом електроіскрового легування // Збірник матеріалів міжнародної наукової конференції “Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8”, 6 – 7 грудня 2018 року . - Київ: НТУУ «КПІ ІМ. І.Сікорського», 2018. - С. 121-122.
 40. Говорун Т. П., Білоус О. А., Гапонова О. П., Дехтярук Л. В., Черноус А. М. Дослідження провідності полікристалічних плівок з тонким покриттям із використанням модифікованої моделі Маядаса-Шатцкеса // Український фізичний журнал. - 2017. - Т. 62, № 2. - С. 132-139. (фахова +Scopus + WoS)
 41. Тарельник В. Б., Гапонова О. П., Коноплянченко Е. В., Довжик М. Я. Исследование закономерностей процессов формирования поверхностных слоёв при электроэрозионном легировании. Часть II // Металлофиз. новейшие технол. 2017, т. 39, № 3, сс. 363–385. (фахова +Scopus)
 42. Тарельник В.Б., Паустовский А.В., Ткаченко Ю.Г., Марцинковский В.С., Белоус А.В., Коноплянченко Е.В., Гапонова О.П. Электроискровое легирование графитом стальных поверхностей: технология, свойства, применение // Электронная обработка материалов, 2017, 53(4), 1–10. (Scopus + WoS, міжнародне видання)

43. О. П. Гапонова, В. О. Охріменко, С. В. Марченко, В. О. Герасименко, О. М. Мисливченко Дослідження структури та властивостей дифузійних покриттів на інструментальних сталях після бороміднення та борохромування // Компрессорное и энергетическое машиностроение, №2 (48) июнь 2017, с. 8-11 (фахова)
44. Кірік Г.В., Гапонова О.П., Тарельник В.Б., Мисливченко О.М., Антошевський Б. Аналіз якості алітованих поверхневих шарів, отриманих методами електроіскрового легування // Порошкова металургія - Київ: ПІМ ім.І.М.Францевича НАН України, 2017, №11/12, С.97-107. (фахова +Scopus+ WoS)
45. Tarellyk V. Martsynkovskyy V., Gaponova O., Konoplianchenko I., Belous A., Gerasimenko V., Zakharov M. New method for strengthening surfaces of heat treated steel parts // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering Volume 233, Issue 1, 30 August 2017, 15th International Scientific and Engineering Conference Hermetic Sealing, Vibration Reliability and Ecological Safety of Pump and Compressor Machinery, HERVICON+PUMPS 2017; Sumy State University Sumy; Ukraine; 5 September 2017 до 8 September 2017; 012048 (Scopus)
46. Tarellyk, V., Martsynkovskyy, V., Gaponova, O., Konoplianchenko, I., Dovzyk, M., Tarellyk, N., Gorovoy, S. New sulphiding method for steel and cast iron parts // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering Volume 233, Issue 1, 30 August 2017, 15th International Scientific and Engineering Conference Hermetic Sealing, Vibration Reliability and Ecological Safety of Pump and Compressor Machinery, HERVICON+PUMPS 2017; Sumy State University Sumy; Ukraine; 5 September 2017 до 8 September 2017; 012049 (Scopus)
47. Ніколаєнко, А. С. Удосконалення технології підвищення зносостійкості деталей машин електроіскровим легуванням [Текст] / А. С. Ніколаєнко, О. П. Гапонова // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фак-ту техн. систем та енергоефективних технологій, м. Суми, 18–21 квітня 2017р.: у 2-х ч. / Ред.кол.: О.Г. Гусак, В.Г. Євтухов. – Суми : СумДУ, 2017. – Ч.1. – С. 120-121.
48. Зносостійкі покриття на основі Ti, Al та N для виробів машинобудування і різального інструменту / Т. П. Говорун, О. В. Пилипенко, К. О. Дядюра [та ін.] // Системи розроблення та поставлення продукції на виробництво : матеріали I Міжнародної науково-практичної конференції, м. Суми, 17-20 травня 2016 р. – Суми : СумДУ, 2016. – С. 212.

49. Hovorun T. P. Methods of Obtaining and Properties of Wear-resistant Coatings Based on Ti and N and Ti, Al and N / T. P. Hovorun, O. V. Pylypenko, M. V. Hovorun, K. O. Dyadyura // J. Nano- Electron. Phys. – 2017. – Vol. 9, № 2. – P. 02026.
50. Горбачова, Т. Ю. Зносостійкі покриття для ріжучих інструментів на основі Мо, Cr та N / Т. Ю. Горбачова, Т. П. Говорун // Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фак-ту техн. систем та енергоефективних технологій (Суми, 18–21 квітня 2017 р). – Суми : Частина 1. – Суми: СумДУ, 2017. – С. 102-103.
51. Сметанін Р.С. Підвищення експлуатаційних властивостей ріжучого інструменту при нанесенні покриттів магнетронним розпиленням / Р.С. Сметанін, К.Ю. Надточій, Т.П. Говорун // Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали науково-технічної конференції факультету технічних систем та енергоефективних технологій (Суми, 18–21 квітня 2017 р.). – Частина 1. – Суми: СумДУ, 2017. – С. 98-99.
52. Dyadyura K., Hovorun T.P, Pylypenko O.V., Hovorun M.V, Pererva V.I. Influence of roughness of the substrate on the structure and mechanical properties of TiAlN nanocoating condensed by DCMS // 2017 IEEE 7th International Conference Nanomaterials: Application & Properties (NAP), 10-15 Sept, 2017, Date Added to IEEE Xplore: 14 December 2017, P. 01FNC10-1 - 01FNC10-4.
53. Перерва В.І. Вплив наноструктурованих покриттів на зносостійкість ріжучого інструменту /Говорун Т.П., Надточій К.Ю., Балінський М.В.// Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – – 8», за підтримки Польської академії наук в Києві, Київ: інженерно-фізичний факультет НТУУ «КПІ», 6 – 7 грудня - 2018 р. – С. 72-74.
54. Говорун Т.П. Вплив шорсткості підкладки на структуру і механічні властивості покриттів WCrN різного складу / Т.П. Говорун, К.О. Дядюра, О.В. Пилипенко, В.І. Перерва, С.В. Вареник, Д.Р. Осічев // Сучасне матеріалознавство: ідеї, рішення, результати: матеріали міжнародної науково-практичної конференції (Харків, 26-27 вересня 2019 року). – Харків: ХНАДУ, 2019. – С. 18-21.
55. Харченко Н. А., Малоштан Г. В.Зміцнення робочого колеса зі сталі 12X18H12M3ТЛ. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма IV Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції, м. Суми, 19-22 квітня 2016 р.: у 2-х ч. / Редкол.: О.Г. Гусак, В.Г. Євтухов. - Суми: СумДУ, 2016. - Ч.1. - С. 89.

56. Кіндрачук М.В., Загребельний В.В., Хижняк В. Г., Харченко Н. А. Технологічні аспекти забезпечення працездатності інструменту з швидкорізальних сталей. Проблеми тертя та зношування: науково-технічний збірник. – №1 (70). - Київ, 2016. – С. 67-78. (фахове видання)
57. Zaulychny Ya. V., Hignjak V. G., Harchenko N. A., Novorun T. P. Influence of Interatomic Interaction Processes on the Mechanical Properties of Carbide Coatings Based on Ti, V and Cr, Obtained by Diffusion Metallization. *Journal of Nano-& Electronic Physics* V. 8 № 4(1), 04008(6cc) (2016) (фахове видання, БД Scopus і Web of Science)
58. Khyzhniak V. G., Loskutova T. V., Datsyuk O. E., Kharchenko N. A. High-entropy titanium–aluminum diffusion coatings on nickel alloy. *High Temperature Material Processes* 20(3), 267–278 (2016) (фахове видання, БД Scopus)
59. В. Г., Штойка В. Ю., Побережний Д. А., Харченко Н. А. Карбонітридні багат шарові покриття на твердому сплаві ВК6. Системи розробки та постановки продукції на виробництво: матеріали І міжнародної науково-практичної конференції, (м. Суми, 17-20 травня 2016 р.): СумДУ, 2016. — С. 256.
60. Хижняк В. Г., Заулічний Я. В., Дегула А. І., Харченко Н. А. Електронна будова та властивості дифузійних карбідних покриттів Ti, V, Cr. Системи розроблення та поставлення продукції на виробництво : матеріали І Міжнародної науково-практичної конференції, м. Суми, 17-20 травня 2016 р. / Ред.кол.: О.Г. Гусак, К.О. Дядюра. - Суми: СумДУ, 2016. - С. 258.
61. Дудченко, В.В. Дослідження впливу дифузійної металізації (хромосиліціювання) на жаростійкість труб інжектора паливного котла [Текст]: робота на здобуття кваліфікаційного ступеня магістра; спец.: 132 - матеріалознавство / В.В. Дудченко; наук. керівник Н.А. Харченко. - Суми: СумДУ, 2018. - 78 с.
62. Харченко Н. А., Чернякова М. Р. Перспективність застосування сильхромів при виготовленні впускних клапанів ДВЗ. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фак-ту техн. систем та енергоефективних технологій, м. Суми, 18-21 квітня 2017 р. / Ред.кол.: О.Г. Гусак, В.Г. Євтухов. – Суми: СумДУ, 2017. – С. 117.
63. Харченко Н. А., Сторожев В. О. Випускний клапан двигунів внутрішнього згорання. Системи розроблення та поставлення продукції на виробництво. Індустрія 4.0. Сучасний напрямок автоматизації та

- обміну даними у виробничих технологіях : матеріали II Міжнародної науково-практичної конференції, м. Суми, 22-26 травня 2017 р. / Ред. кол.: О. Г. Гусак, К.О.Дядюра. – Суми: СумДУ, 2017. – С. 92.
64. Dehula A. I., Govorun T. P., Khizhniak V. G., Harchenko N. A. Physico-chemical conditions of the complex diffusion saturation of metals surface with titanium and chromium. *High Temperature Material Processes* 21(3):239–250 (2017) (фахове видання, БД Scopus).
65. Руденко Л. Ф., Голофост М. С., Харченко Н. А. Дослідження сплавів плит решіток конвеєру обпалу окатишів агломерату. Міжнародна наукова конференція "Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 7", м. Київ, 30.11.2017 р.-02.12.2017 р.: / редкол.: П.І. Лобода. - Київ, НТУУ «КПІ ім. І.Сікорського», 2017. - С. 277-280.
66. Руденко Л. Ф., Харяєнко Н. А., Голишевський О.О., Буднік Д. О. Термічна обробка клинка фехтувальної шпаги. Міжнародна наукова конференція "Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 7", м. Київ, 30.11.2017 р.-02.12.2017 р.: / редкол.: П.І. Лобода. - Київ, НТУУ «КПІ ім. І. Сікорського», 2017. - С. 280-282.
67. Харченко Н. А., Малоштан Г. В., Никонець С. О., Хижняк В. Г. Дослідження структури та властивостей сучасних комплексних захисних покриттів. Сучасні технології в науці та освіті: матеріали Міжнародної науково-практичної конференції (м. Сєверодонецьк, 19–22 лютого 2018 р.) / Гол. ред. О.І. Рязанцев. – Сєверодонецьк: СНУ ім. В. Даля, 2018. - С. 160-161.
68. Берладір Х. В., Говорун Т. П., Дегула А. І., Харченко Н. А. Розробка та використання електронного компендіуму з термічної обробки матеріалів. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма V Всеукраїнської міжвузівської науково-технічної конференції, м. Суми, 17–20 квітня 2018 р. / редкол.: О. Г. Гусак, І. В. Павленко. - Суми: СумДУ, 2018. - С 76-77.
69. Datsiuk O.E., Hignjak V.G., Loskutova T. V., Harchenko N. A. Phase and Chemical Composition of Diffusion Titanium-Aluminum-Chromium Coatings Based on XH55BMTKY Alloy. *Journal of Nano-& Electronic Physics*. — 2018. — V. 10. — №3. — 03015. —DOI: 10.21272/jnep. 10(3).03015. (фахове видання, БД Scopus).
70. Берладір Х.В., Говорун Т.П., Дегула А. І., Харченко Н. А. Електронний довідник термічної обробки виробів. Шляхи вдосконалення позааудиторної роботи студентів. Матеріали IX Науково-методичної конференції / За загальною редакцією проф. Проценка І.Ю. - Суми: Сумський державний університет, 2018. – С. 88.

71. Голишевський О. О., Никонець С. О., Голофост М. С., Харченко Н.А. Прогресивна технологія термічної обробки сплаву мараген. Сучасні технології в науці та освіті: матеріали Міжнародної науково-практичної конференції; 19–22 лютого 2018 р., м. Северодонецьк / Ред. О.І. Рязанцев. – Северодонецьк: СНУ ім. В. Даля, 2018. – С. 155-156.
72. Руденко Л. Ф., Харченко Н. А., Голофост М. С., Дегула А. І. Підвищення експлуатаційних властивостей конструктивних елементів теплообмінника. Міжнародна наукова конференція “Матеріали для роботи в екстремальних умовах-8”, м. Київ, 6 – 7 грудня 2018 року / редкол.: П.І. Лобода. - Київ, НТУУ «КПІ ім. І.Сікорського», 2018. - С. 140.
73. Хижняк В.Г., Дацюк О.Е., Дегула А.І., Харченко Н. А. Порошковий склад для алюмосиліціювання нікелю. №110143 Україна, МПК С23С10/44 № u201603483; заявл.04.04.2016; опубл.26.09.2016, бюл. № 18/2016.
74. Дегула А. І. Прокопенко С. М. Хижняк В. Г., Харченко Н. А. Склад порошкової суміші для послідовного хромотитанування металевих виробів. №113042Україна, МПК С23С 10/00. № u2016 06734; заявл. 21.06.2016; опубл.10.01.2017, бюл. № 1/2017.
75. Дегула А.І. Хижняк В.Г. Лоскутова Т.В., Харченко Н. А. Спосіб дифузійного послідовного хромотитанування сталей в одному технологічному циклі. №118594 Україна, МПК С23С12/00. № u201702862; заявл. 27.03.2017; опубл.10.08.2017, бюл. № 15/2017.
76. Хижняк В.Г. Руденко Л. Ф. Голишевський О. О., Харченко Н. А. Спосіб термічної обробки мартенситно-старіючої сталі для фехтувального клинка. №127594 Україна, МПК С21D 8/00 А63В 69/02 (2006.01). F41В 13/00. заявник та патентовласник Сумський держ. ун-т. - № u201802714; заявл. 19.03.2018; опубл. 10.08.2018, бюл. № 15.
77. Хижняк В.Г., Аршук М.В., Лоскутова Т.В., Харченко Н. А. Спосіб нанесення дифузійних покриттів на сталеві вироби. №127593 U Україна, МПК (2006) С23С 12/00, С21D 8/00. Н (Україна); заявник та патентовласник Сумський держ. ун-т. - № u201802713; заявл. 19.03.2018; опубл. 10.08.2018, бюл. № 15.
78. Марченко С.В. Кабашний П.В. Дослідження впливу абразивного корозійно–активного середовища на матеріали проточної частини насосних агрегатів (тези)друк. Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студ. фак-ту технічних систем та

- енергоефективних технологій (м. Суми, 14-17 квітня 2015 р.) – Суми : СумДУ, 2015. – Ч.1. – С. 90
79. Марченко С.В., Левковець К.О. Азот як легувальний елемент для отримання метастабільних фаз в високолегованих сплавах (тези) друк. Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студ. фак-ту технічних систем та енергоефективних технологій (м. Суми, 14-17 квітня 2015 р.) – Суми : СумДУ, 2015. – Ч.1. – С. 88-89
80. Марченко С.В., Карпец М. В., Горбань В.Ф., Мисливченко О.М., Крапивка Н.А. Влияние содержания никеля на износостойкость литого высокоэнтропийного сплава VCrMnFeCoNi_x Ж. // Современная электрометаллургия. – 2015. – №1 – С. 56-60 .
81. Марченко С.В. Карпец М. В., Рокитська О.А., Мисливченко О.М., Крапивка Н.А. The Structure of Resistant Surface Layer in High-Entropy Alloy of System VCrMnFeCoNi_x (тези) Physics and Technology of Thin Films and Nanosystems. Materials of XV international conference – Ivano-Frankivsk : Publisher Goliney O. M. , 2015. – С. 322-323
82. Гапонова О. П., Охріменко В. О., Герасименко В. О., Мисливченко О. М. Дослідження структури та властивостей дифузійних покриттів на інструментальних сталях після бороміднення та борохромування . Компрессорное и энергетическое машиностроение №2 (48) июнь 2017
83. Марченко С.В. Булига К.С. Дослідження експлуатаційних властивостей покриттів отриманих іонно-плазмовим азотуванням (тези). Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фак-ту техн. систем та енергоефективних технологій, м. Суми, 18–21 квітня 2017р.: у 2-х ч. / Ред.кол.: О.Г. Гусак, В.Г. Євтухов. - Суми : СумДУ, 2017. - Ч.1. - С. 114.
84. Марченко С.В., Василега В.А. Технології забезпечення економіко-технологічних процесів (тези). Сучасні технології у промисловому виробництві : матеріали науково-технічної конференції викладачів, співробітників, аспірантів і студентів фак-ту техн. систем та енергоефективних технологій, м. Суми, 18–21 квітня 2017р.: у 2-х ч. / Ред.кол.: О.Г. Гусак, В.Г. Євтухов. - Суми : СумДУ, 2017. - Ч.1. - С. 119-120.
85. Марченко С.В., Короточ А.С. Використання комбінованих електродугових процесів для отримання металу з високими експлуатаційними характеристиками. Сучасні технології у промисловому виробництві: матеріали та програма V Всеукраїнської

- міжвузівської науково-технічної конференції, м. Суми, 17–20 квітня 2018 р. / редкол.: О.Г. Гусак, І.В. Павленко. - Суми: СумДУ, 2018. - С. 88.
86. Mirosław Szala, Michał Szafran, Wojciech Macek, Tadeusz Hejwowski, Marchenko Stanislav. Abrasion Resistance of S235, S355, C45, AISI 304 and Hardox 500 Steels with Usage of Garnet, Corundum and Carborundum Abrasives. *Advances in Science and Technology Research Journal (ASTRJ) Volume 14, Issue 3, 2019*
87. Любич О.Й., Говорун Т.П. Марченко С.В. Чавун. Пат. 108511 Україна, UA 108511 С2. заявник і патентотримач Сумськ. держ. університет. – № 201305021 ; заявл. 18.04.2013; опубл. 12.05.2015, Бюл№9.
88. Любич О.Й., Говорун Т.П. Марченко С.В. Склад порошкоподібної шихти витратного електрода для електродугового переплаву. Пат. 109674 Україна, UA 109674 С2. заявник і патентотримач Сумськ. держ. університет. – № 201304546; заявл. 11.04.2013; опубл. 25.09.2015, Бюл№18.
89. Любич О.Й., Марченко С.В. Порошковий дріт для наплавлення. Пат. 110514 Україна, UA 110514 С2. заявник і патентотримач Сумськ. держ. університет. – № 201311761; заявл. 07.10.2013; опубл. 10.04.2015, Бюл№7.
90. Любич О.Й., Говорун Т.П. Марченко С.В. Порошковий дріт для наплавлення. Пат. 113109 Україна, UA 113109 С2. заявник і патентотримач Сумськ. держ. університет. – № 201505125; заявл. 25.05.2015; опубл. 25.11.2016, Бюл№23.