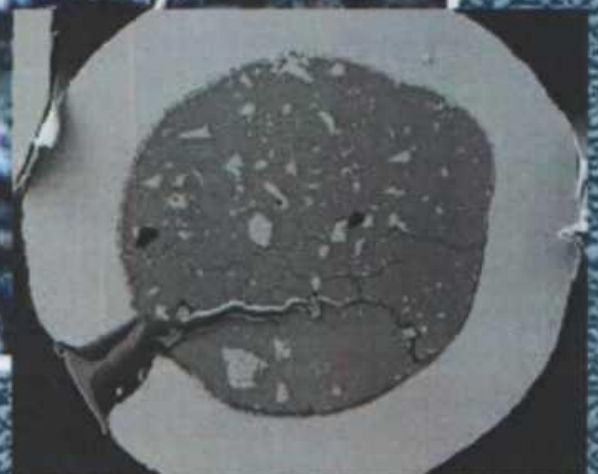
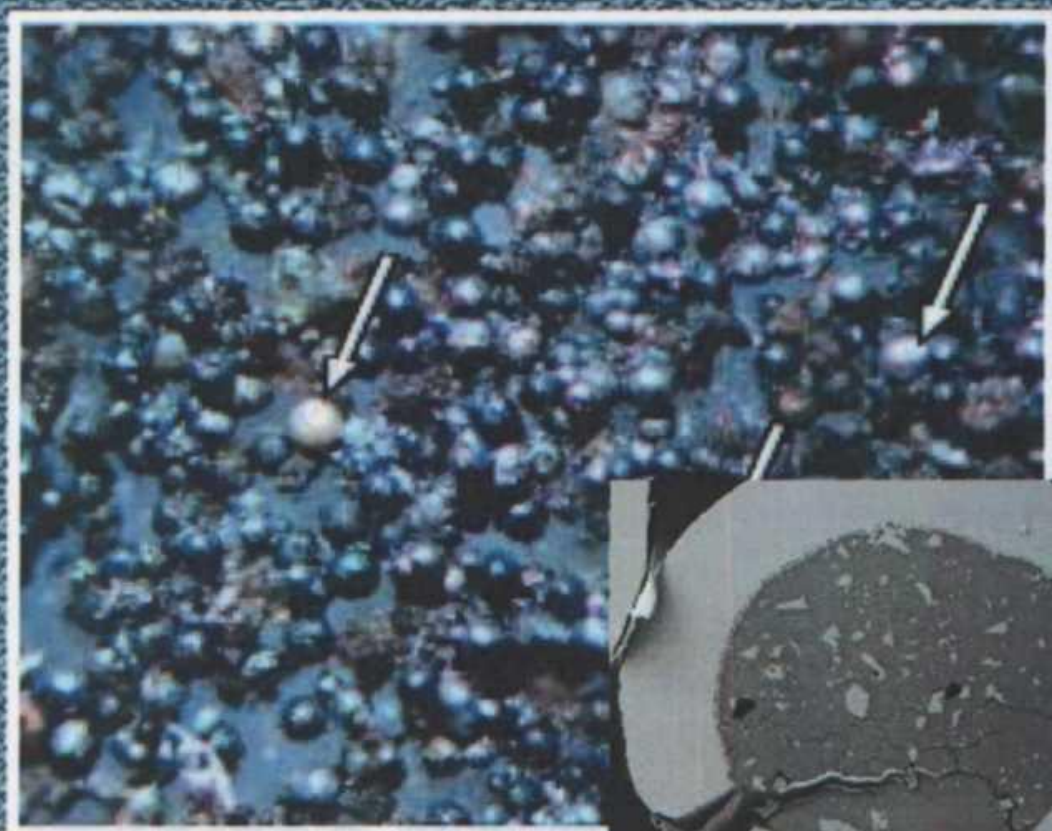


М.М. Студент, Г.В. Похмурська,
В.М. Гвоздецький, Т.Р. Ступницький,
В.М. Посувайло, С.І. Маркович

БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНІ ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ



НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка

М.М. Студент, Г. В. Похмурська, В. М. Гвоздецький,
Т. Р. Ступницький, В. М. Посувайло, С. І. Маркович

БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНІ ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ

Видавництво «Простір-М»

Львів – 2018

УДК 621.793.72
ББК К663.033.05

БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНІ ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ

М.М. Студент, Г. В. Похмурська, В. М. Гвоздецький, Т. Р. Ступницький, В. М. Посувайло, С. І. Маркович
Львів, Національна академія наук України, Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка.– 2018. – 350 с.

ISBN 966-02-3685-9

У даній монографії розглянуто теоретичні та технологічні аспекти одержання багатофункціональних електродугових покриттів із використанням порошкових електродних дротів у сталевій оболонці, проаналізовано фізико-механічні властивості покриттів, а також запропоновано методи підвищення їх експлуатаційних характеристик. Наведено приклади ефективного застосування таких покриттів для захисту і продовження ресурсу машин і механізмів різних галузей промисловості.

Книга написана в основному за результатами оригінальних досліджень, виконаних безпосередньо авторами, або під їх керівництвом за останнє десятиріччя у Фізико-механічному інституті ім. Г.В.Карпенка НАН України, Національному університеті «Львівська політехніка» та Хемніцькому технічному університеті (Німеччина).

Книга розрахована на наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються відновленням та поверхневим зміцненням деталей машин, а також викладачів і студентів відповідних спеціальностей.

Рецензенти: чл.кор. НААН України, д.т.н., проф. М.І.Черновол,
д.т.н., проф. І.О.Рябцев

*Друкується за постановою вченої ради
Фізико-механічного інституту ім. Г. В. Карпенка НАН України*

ISBN 966-02-3685-9

© В М.М. Студент, Г. В. Похмурська, В. М. Гвоздецький, Т. Р. Ступницький, В. М. Посувайло, С. І. Маркович, 2018
©Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАНУ, 2018

ВСТУП

Електродугове напилення (Arc Spraying - AS), є одним із способів нанесення газотермічних металевих покриттів на поверхні конструкційних матеріалів. Процес напилення покриття електродуговим методом в тому, що розплавлений електричною дугою рідкий метал струменем стисненого повітря або іншого інертного газу розпилюється на дрібні частинки, які з великою швидкістю в розплавленому або пластичному стані вдаряються об підготовлену поверхню, деформуються під час удару, приварюються або прилипають до поверхні, формуючи покриття. Electric Arc Spraying (Електродугове напилення, ЕДН) є засновником газотермічних технологій, проте широкого не використовувалось до 60 р. ХХ ст. Типова схема формування електродугових покриттів (ЕДП) зображена на **Ошибка! Источник ссылки не найден.** [1].

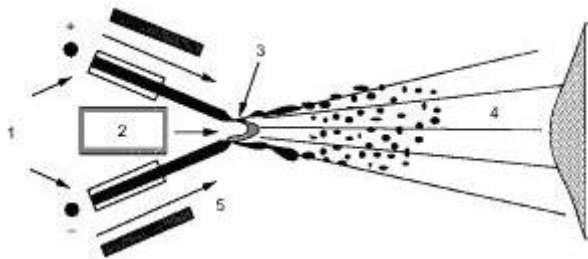


Рис. 1 Схема ЕДН: (1) електродні дроти; (2) розпилюючий газ; (3) електрична дуга; (4) потік розплавлених частинок; (5) допоміжний газовий потік.

При ЕДН на два дроти, що є одночасно електродами та витратним матеріалом, подається постійна напруга, і в місці контакту виникає електрична дуга, що оплавляє їхні кінці формуючи розплав. Одночасно з цим на дугу соплом направлено струмінь стисненого повітря під тиском 0,3-0,8 МПа, що здуває розплав з кінців електродів. У такий спосіб формується ЕДП. Оскільки під час ЕДН краплини знаходяться в розплавленому стані - то відбуваються їх окиснення з поверхні, а також утворення оксидів з краплин. Для зменшення цього використовують такі технологічні прийоми як: зменшення дистанції напилення, контролюють витрату розпилюючого газу (зазвичай повітря) в межах 0,8-1,8 м³/хв [2].

Електродугове напилення використовують у різних галузях промисловості з метою одержання цинкових і алюмінієвих антикорозійних, а також нанесення зносотривких та відновних покриттів.

Винахідником методу нанесення газотермічних покриттів на поверхню виробів з металевих і неметалевих матеріалів вважається швейцарець Макс Ульріх Шооп (нім. Max Ulrich Schoop), який у 1909 р запатентував метод отримання щільних металевих шарів на поверхні виробів. У 1913 р. він запатентував конструкцію газополуменевого розпилювача, а у 1918 р. розробив конструкцію електродугового розпилювача, в якому плавилась електродні дроти і краплини розплаву металу видувалися на поверхню конструкційного матеріалу та формували на ньому захисне покриття, тобто електродуговий металізатор [3, 4]. У цей час автор використовував цинкові і алюмінієві дроти для отримання антикорозійних покриттів на сталеві конструкції. Цей метод в літературі інколи називають шоопуванням по імені його винахідника. З того часу розроблено більш досконалі прилади - електродугові металізатори, в яких відбуваються плавлення електродних дротів електричною дугою, диспергування металевого розплаву в сопловій частині металізатора та видування на напилювану поверхню дрібних краплин розплавленого металу, але основний принцип Шоопа залишився незмінним.

Широкого розповсюдження електродугова металізація набула завдяки:

відносно високій продуктивності і меншим енергозатратам порівняно з іншими методами газотермічного напилення – газополуменевим, плазмовим, детонаційним;

простоті обладнання та технологічного процесу;

низькій температурі нагрівання виробу під час напилення, що дає можливість наносити металевих покриття на будь-який твердий матеріал (метал, дерево, кераміку, скло, бетон тощо),

можливості одержання покриттів з широким спектром фізико-механічних властивостей (зносотривкі, антикорозійні, декоративні, фрикційні, антикавітаційні та ін.).

Метод електродугової металізації найчастіше застосовують для захисту сталевих виробів від корозії, значно рідше – для напилення сталевих, бронзових, молібденових та інших відновних або зносотривких покриттів. Донедавна як витратні матеріали використовували суцільні електродні дроти, що не завжди

давало бажані результату та обмежувало область застосування цієї високопродуктивної і дешевої технології захисту металів у різних галузях техніки. Використання порошкових електродних дротів для газотермічного напилення покриттів, зокрема електродугової металізації, дає можливість у широких межах змінювати їх будову та експлуатаційні характеристики, одержувати композиційні покриття різного фазового складу у т.ч. наповнені дисперсними тугоплавкими включеннями. Через це методи газотермічного напилення за останні 15-20 років почали широко використовувати. В Німеччині працює не менше 2000 установок газотермічного напилення; Китай за останні п'ять років придбав близько 500 таких установок [5].

На сьогодні, технології газотермічного напилення покриттів широко використовуються для:

Підвищення зносостійкості деталей;[6-8],

Захист від корозії;[9-11],

Ремонт, відновлення зношених або пошкоджених поверхонь;[12 -17],

Ізоляція;[18],

Електрична провідність;[19],

Створення декоративних покриттів;[20, 21],

Антикорозійні покриття перед ґрунтуванням; [22],

Перші публікації в яких досліджували не композиції дротів з двох – трьох прутків докупи скручених, а ПД для ЕДН покриттів з'явилися ще на початку 1980 рр. Drzeniek і Steffens, де використовували (1982) в якості наповнювача ПД – порошки з різним розміром частинок, а саме суміші з WC-W₂C та сполуки ферохрому (FeCr), карбіду хрому (Cr₃C₂), оксиду хрому (Cr₂O₃) та оксиду церію (ZrO₂) всередині Co, Ni чи сталевій оболонки, з коефіцієнтом заповнення ~50% [23]. Великі за розміром частинки (50-150μm) були нерівномірно розподілені в ЕДП і до того ж траплялися й не сплавлені частинки. Для виробництва ЕДП з підвищеною корозійною тривкістю в якості оболонки ПД використовували стрічки з мало вуглецевої сталі 08 кп та нержавної сталі 3Х13.

Дешевизна і простота процесу ЕДН, а також його висока продуктивність, спонукали науковців у цілому світі до виробництва нових спеціальних ПД для ЕДН та їх дослідження. Тому для уникнення недоліків, наявність керамічних частинок у

шихті ПД, які досліджували Drzeniek і Steffens, S. Dallaire було запропоновано розробляти ПД із шихтових матеріалів при плавленні яких будуть проходити хімічні реакції, а тверді керамічні фази будуть утворюватись у процесі ЕДН.

Дослідники за межами України в основному розробляли та досліджували ПД із шихтою на основі тугоплавких керметів TiB_2 та TiC . TiB_2 , які є вогнетривкими та унікальні властивості: висока твердість і пружність, високий опір окисненню та висока міцність за підвищених температурах. Покриття з TiB_2 знаходять потенційне використання у випадках де потрібна зносостійкість і жароміцність (у котлах, на поверхні інструментів та зброї).

Утворення TiB_2 під час напилення ЕДП буде відбуватися через взаємодію $FeTi$ з B за наступною реакцією: $[FeTi] + [Ti] + 4[B] \rightarrow 2[TiB_2] + [Fe]$, де атомне відношення $B:Ti$ рівне 2,0. 71,6мас % сплаву $FeTi$, який містить $FeTi$ і $\beta-Ti$ буде екзотермічно взаємодіяти з бором за температури $1080^\circ C$, що відповідає температурі плавлення легко-евтектичної сполуки. Відповідно до цих тверджень можна отримати ЕДП з вмістом 26 % об. TiB_2 у структурі вихідного ЕДП [24].

На теренах України у 80-х роках минулого століття, вперше на той час в СРСР, у ФМІ розпочали досліджувати можливості та ефективність порошкових електродних дротів базової системи $Fe-Cr-B-Al$ для одержання зносотривких відновних композиційних покриттів на сталевих виробках методом електродугової металізації. Порошкові дроти (ПД) представляли собою циліндричну оболонку із маловуглецевої сталі товщиною 0,4 мм, заповнену порошковою шихтою заданого хімічного і фазового складу та дисперсності.

Перша публікація з цієї тематики під назвою «Основы формирования защитных и восстановительных покрытий электродуговым напылением из порошковых проволок» надрукована у журналі «Фізико-хімічна механіка матеріалів» в 1986 р [25]. У подальших дослідженнях [26-29] встановили, що у багатьох випадках ці покриття за властивостями наближаються до кращих плазмових і надзвукових газотермічних покриттів, але собівартість їх нанесення в 5–10 разів нижча (рис. 2).



Рис. 2. Техніко-економічні характеристики газотермічного напилення покриттів: ЕДН – електродугове напилення; ГПН – газополуменеве; ПН – плазмове; ГПНН – газополуменеве надзвукове; ДН – детонаційне.

Як видно з таблиці 1, ЕДН при найменших витратних потужностях є найбільш продуктивним процесом серед всіх газотермічних методів, і до того ж найдешевшим. Тому дослідження особливостей цього процесу та розроблення нових електродних матеріалів для нього, залишається актуальним і сьогодні.

Таблиця 1. Порівняння процесів газотермічного напилення покриттів [30].

Методи формування покриттів	Газополуменеве порошками	Газополуменеве дротами	Надзвукове киснево паливне	Напилення вибухом	Електродугове напилення	Звичайне плазмове напилення	Високоенергетичне плазмове	Напилення плазмою у вакуумі
Витрати газового потоку, м ³ /год.	11	71	28-57	11	71	4,2	17,28	8,4
Температура полум'я чи плазми, °С	2200	2800	3100	3900	5500	5500	8300	8300
Швидкість частинок в момент удару до поверхні, м/с	30	180	610-1060	910	До 180	240	240-1220	240-610
Адгезивна міцність,	Низька	Середня	Дуже висока	Дуже висока	Висока	Висока	Дуже висока	Дуже висока
Когезивна міцність	Низька	Середня	Дуже висока	Дуже висока	Висока	Висока	Дуже висока	Дуже висока
Вміст оксидної фази, %	6	4	0,2	0,3	0,5-3	0,5-1	0,1	ррт рівні
Відносна вартість процесу	3	3	5	10	1	5	4	10
Продуктивність процесу, кг/год.	7	9	14	1	16	5	23	10
Затратні	25-75	50-100	100-	100-	4-6	30-80	100-250	50-

потужності, кВт.			270	270				100
Енергія для розплавлення, кВт/год.	11-22	11-22	22- 200	220	0,2-0,4	13-22	9-13	11-22

Розроблені у ФМІ порошкові електродні дроти успішно використовували для нанесення відновних електродугових покриттів на колінчасті вали тепловозів, які ремонтували у м. Великі Луки (Росія). Проведені роботи стало поштовхом для розробки нових електродних матеріалів та створення досконаліших конструкцій апаратів для їх розпилювання, опрацювання технологій нанесення нових відновних і захисних покриттів.

На основі цих результатів оптимізовано склад шихти ПД, розроблено технічні умови на виготовлення ПД ФМІ-2 із шихтою (60% ФХБ + 40% Al) та розпочато його серійне виробництво на Дубровицькому ремонтно-транспортному підприємстві «Райагротехсервіс». Цей електродний дріт рекомендовано для реставрації колінчастих валів локомотивів, легкових та вантажних автомобілів, компресорів тощо.

Серед основних переваг електродугового напилення (ЕДН) порівняно, наприклад, з надзвуковим газополуменевим (High Velocity Oxidant Fuel - HVOF) методом напилювання відзначають:

1. Продуктивність ЕДН становить 10-20 кг/год і більше порівняно з 2 кг/год для HVOF;
2. Засвоєння напиленого матеріалу під час ЕДН становить 70 % порівняно з 30 % для HVOF;
3. Для реалізації процесу ЕДН не потрібно водню, кисню чи рідкого палива, а вимагається лише стиснене повітря;
4. Ціна порошкових дротів (ПД) для ЕДН становить 20...30 % від вартості порошків такого самого хімічного складу, які використовують під час HVOF напилювання.

Порівнявши властивості покриттів із ПД NiAl, нанесених електродуговою металізацією, та плазмових покриттів із порошку NiAl, зроблено висновок, що за якістю електродугові покриття у багатьох випадках, не поступаються плазмовим, але при цьому забезпечують на 10 % вищу міцність зчеплення, а час напилювання покриттів скорочується втричі [31].

Найчастіше електродугову металізацію застосовують для нанесення цинкових і алюмінієвих антикорозійних покриттів а також, спеціальні порошкові дроти, для відновлення поверхонь деталей: двигунів, компресорів, кулісних механізмів, штоків гідравлічних систем, плунжерів, валів, гальмівних дисків і барабанів, робочих поверхонь поліграфічного обладнання та інших деталей машин і механізмів, що працюють у парах тертя [32-36].

Результати теоретичних досліджень формування покриттів та їх практичного застосування опубліковані у низці монографічних і оглядових праць [37...39]. З часу опублікування в Україні у 2005 році монографії авторів, присвяченій проблемі формування електродугових покриттів [40] цей процес набув подальшого розвитку, одержано нові теоретичні і експериментальні результати, які вимагають узагальнення.

У даній роботі розглянуто теоретичні та технологічні аспекти одержання багатофункціональних електродугових покриттів із використанням порошкових електродних дротів у сталевій і алюмінієвій оболонці, проаналізовано фізико-механічні властивості покриттів, а також запропоновано деякі методи підвищення їх експлуатаційних характеристик. Наведено приклади ефективного застосування таких покриттів для захисту і продовження ресурсу машин і механізмів різних галузей промисловості.

Книга написана в основному за результатами оригінальних досліджень, виконаних безпосередньо авторами, або під їх керівництвом за останнє десятиріччя у Фізико-механічному інституті ім. Г.В.Карпенка НАН України, Національному університеті «Львівська політехніка» та Хемніцькому технічному університеті (Німеччина).

Автори висловлюють вдячність кандидатам технічних наук В.М.Довгуніку, І.Й.Сидораку, Н.Р.Червінській, м.н.с. Сірак Я.Я., гол. інж. Ю.В.Дзьобі за допомогу у проведенні експериментів та практичній реалізації одержаних результатів.

РОЗДІЛ 1

ЗАГАЛЬНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ФОРМУВАННЯ ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ

1.1. Особливості плавлення порошкових електродних дротів в електричній дузі металізатора

Сьогодні відомо декілька схем формування металоповітряного потоку під час електродугової металізації (ЕДМ), які умовно класифікують (рис. 1.1) як діафрагмова, центрально-соплова, диференційна та закрита.

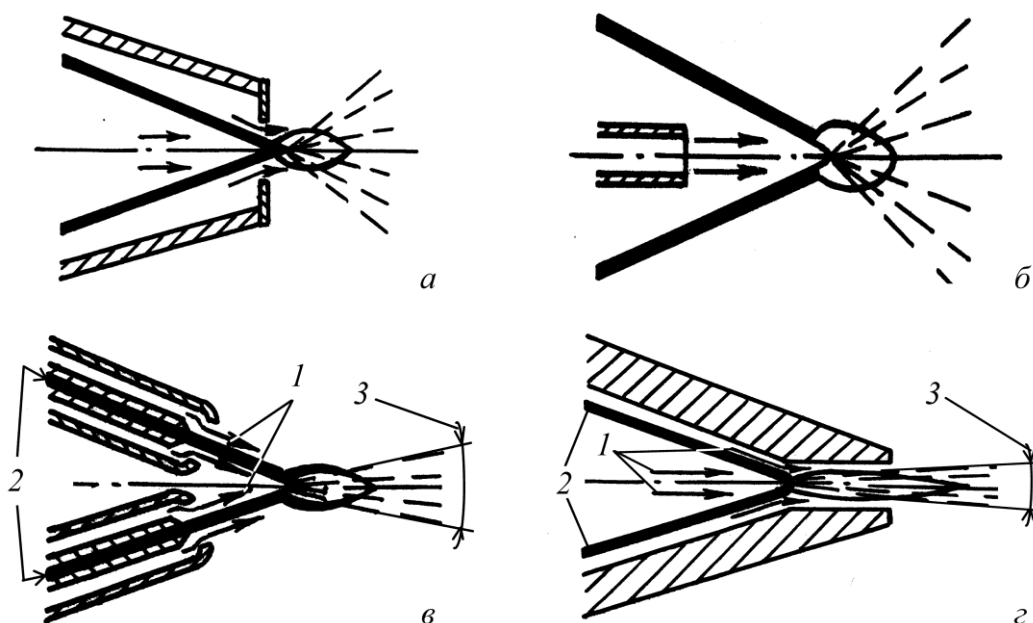


Рис. 1.1. Принципові схеми формування металоповітряного потоку в електрометалізаторі: *а* – діафрагмова; *б* – центрально-соплова; *в* – диференційна та *г* – закрита; *1* – потік повітря; *2* – ПД; *3* – кут розходження металоповітряного потоку (*а, б* – 30° ; *г* – $10...15^\circ$; *в* – еліпс $10/30^\circ$).

У серійних металізаторах найчастіше використовують діафрагмову схему. Зокрема, в металізаторах ЭМ-12, ЭМ-14 Барнаульського апаратно-механічного заводу (Росія) та металізаторах фірм «Metco» та «Mogul» «TAF» «Metco» (AIRBLAST) (США).

Під час застосування діафрагмової схеми формується достатньо широкий металоповітряний потік, який використовують, в основному, для отримання

антикорозійних покриттів. Центрально-соплова схема (рис. 1.1) дала можливість його звузити, що важливо під час нанесення покриттів на тіла обертання.

Для вищенаведених схем формування металоповітряного потоку характерне грубокрапельне розпилення ПД під час використання загальноприйнятих для ЕДМ тисків повітряного потоку (0,5...0,6 МПа). За таких схем дріт, який є анодом, плавиться повільніше, а отже, сприяє появі в металоповітряному потоці великих за розміром нерозплавлених частинок шихти. Використовуючи такі схеми під час розпилення ПД, не вдалось отримати в металоповітряному потоці краплі, менші ніж 300...400 мкм.

Щоб поліпшити якість покриттів, одержаних під час розпилення ПД, у ФМІ створили нові розпилювальні головки до металізаторів. В їх основі – диференційна та закрита (рис. 1.1в, г.) схеми формування металоповітряного потоку. Диференційна дає можливість зменшити розмір краплин, а також збільшити швидкість їхнього польоту, внаслідок чого утворюється еліпсоподібний металоповітряний потік, у перерізі зі співвідношенням осей 1:3...5 на віддалі 100 мм від дуги.

Закрита схема дає можливість одержувати надзвичайно дрібні за розміром фракції розпилюваних краплинок (діаметром, меншим за 50 мкм) з високою швидкістю польоту від зони горіння дуги до поверхні, на яку напилують. Як наслідок, поліпшуються адгезивні та когезивні властивості покриття. Таку схему використовували для нанесення дрібнодисперсного покриття невеликої товщини (50...200 мкм) розпиленням ПД, шихта яких містить тугоплавкі елементи.

Нові конструкції розпилювальних систем металізаторів, які забезпечують горіння дуги у каналі, утвореному стінками розпилювальної головки, забезпечили підвищення швидкості польоту диспергованих частинок металу із 50 до 130 м/с, а адгезію покриттів – із 30 до 40...50 МПа [41].

Процес утворення краплин металу під час плавлення електродних дротів в електричній дузі металізатора і формування покриття досліджували в багатьох працях [42–47]. З'ясували особливості плавлення катода та анода [48], утворення краплин різних розмірів за різної густини струму та пінч-ефекту [49, 50]. Власти-

вості електродугових покриттів залежать від розміру розплавлених частинок, їх структури, хімічного і фазового складу, швидкості польоту тощо [51–54].

Під час електродугового напилення покриття із ПД металева оболонка ПД плавиться від тепла Джоуля та випромінювання в активних зонах дуги – катодній та анодній плямах, що локалізуються на торцях оболонки. Шихта ПД, електропровідність якої складає $\leq 10\%$ від провідності оболонки [55], в основному поглинає тепло від випромінювання і плавиться внаслідок теплопередачі від розплаву оболонки. Тугоплавкі компоненти шихти – порошки карбідів, боридів, силіцидів, нітридів, оксидів металів – при цьому можуть не плавитись. Вони загущують та підвищують в'язкість розплаву, що здувається з торця електродного матеріалу, і перешкоджають його диспергуванню. Як наслідок, розмір розпилених частинок значно більший, ніж утворених під час розпилення суцільного дроту. Зокрема, якщо за однакових умов металізації ($P = 0,6$ МПа, $I = 150$ А, $U = 35$ В) максимальний розмір розпилених частинок із ПД зі шихтою (60% ФХБ + 40% АІ) становить 400 мкм, то зі суцільного дроту зі сталі У8 дорівнює 100 мкм (рис. 1.2).

Встановили, що умови диспергування розплаву ПД суттєво поліпшуються за використання диференційної та закритої розпилювальних головок електродугового металізатора [56]. Виявили, що за центрально-соплової схеми формування металоповітряного потоку відбуваються такі процеси (рис. 1.3): дріт-катод, який плавиться повільніше, ніж дріт-анод, стає основним джерелом грубих фракцій. При цьому досить часто частина оболонки ПД (катода), не встигнувши розплавитись, переноситься повітряним потоком до поверхні напилення у вигляді грубих частинок довжиною до 3 мм, які закріплюються в покритті і стають причиною високої пористості і шорсткості [57]. У цьому випадку і дуга, і кінці дротів є перешкодою для повітряного потоку, що зумовлює появу “тіні” за дугою, яку трактують як зону пониженого тиску. Грубі краплини діаметром 300...1000 мкм (рис. 1.3а) відділяються від торців дроту, потрапляють спочатку в зону тіні і, лише виходячи з неї, починають диспергуватись на дрібніші частинки діаметром до 150 мкм (рис. 1.3б, в).

Найбільшими є краплини з високою в'язкістю, оскільки тугоплавкі компоненти шихти не встигають повністю розчинитись у малов'язкому розплаві оболонки. Фракційним аналізом застиглих краплин, заздалегідь розпилених у спресований сніг, виявили, що діаметр найбільших не менше 400 мкм (рис.1.4а), а швидкість їх польоту не перевищує 20 м/с.

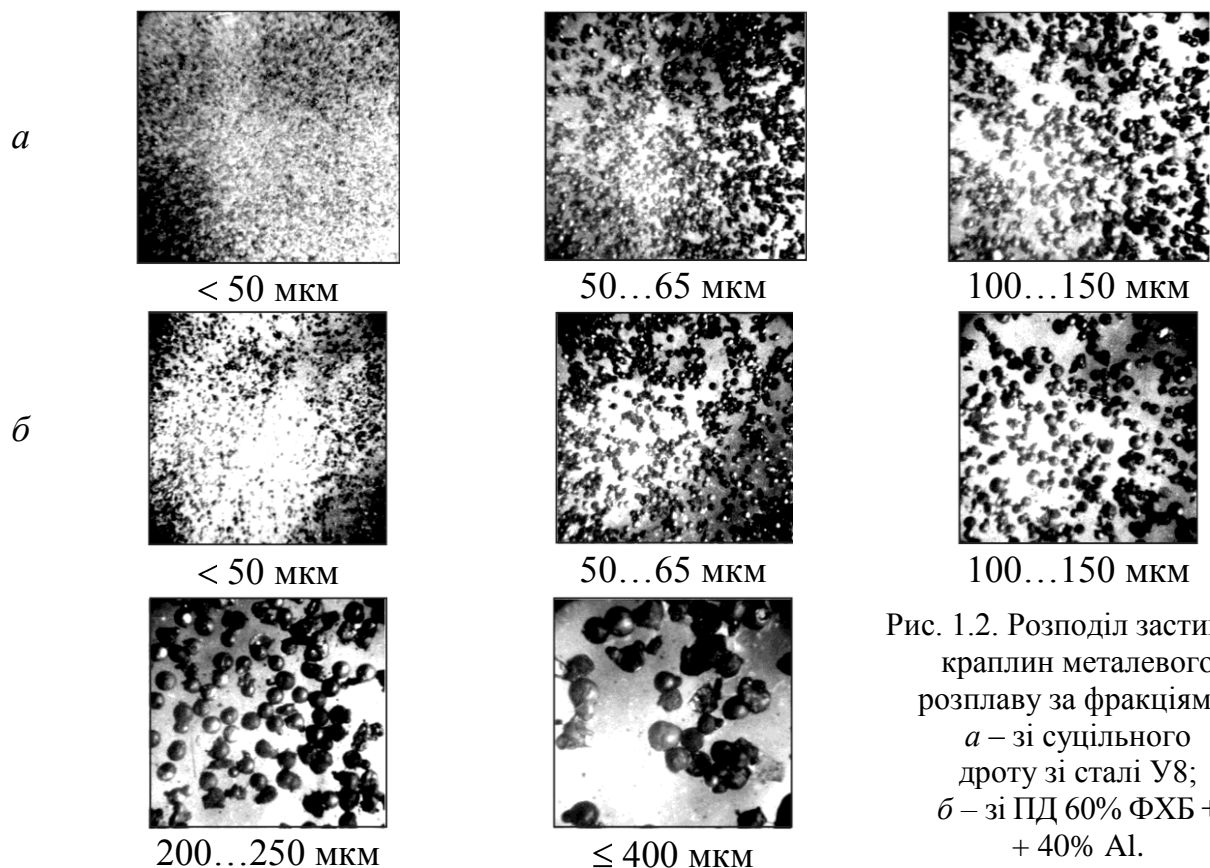


Рис. 1.2. Розподіл застиглих краплин металевого розплаву за фракціями:
a – зі суцільного дроту зі сталі У8;
б – зі ПД 60% ФХБ + 40% АІ.

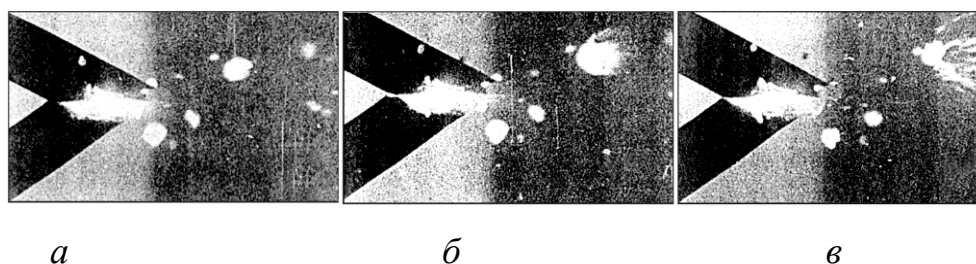


Рис. 1.3. Швидкісна кінозйомка (8500 кадрів/с) послідовності плавлення ПД та диспергування металевого розплаву за центрально-соплової схеми розпилення.

Диференційна схема розпилення дає можливість зменшити розмір найбільших краплин до 150 мкм (рис. 1.4б), а також підвищити швидкість їх польоту до 40 м/с. Під час її використання не виявлено відмінностей між диспергуванням розплаву дротів анода чи катода.

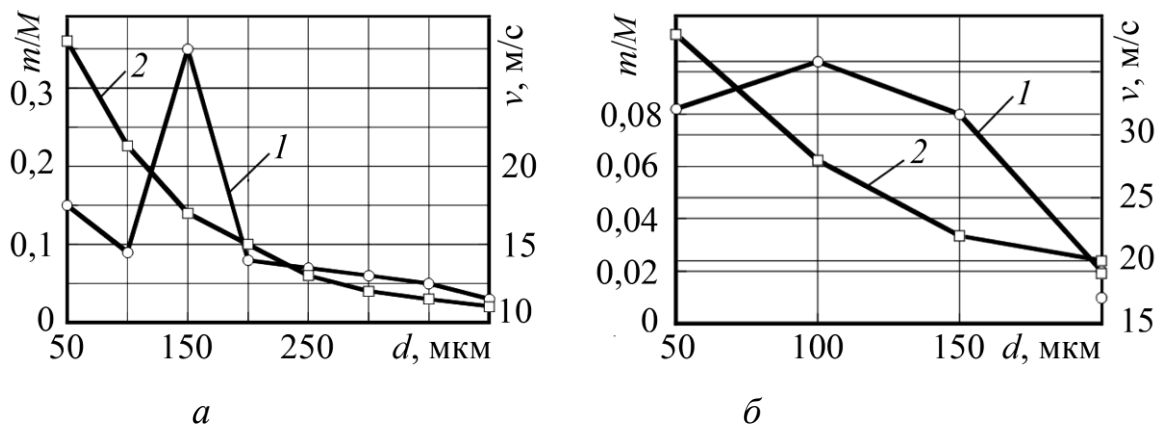


Рис. 1.4. Залежність відносної кількості краплин металевого розплаву ПД з шихтою (60% ФХБ + 40% Al) (1) та швидкості їх польоту (2) від розміру частинок d під час реалізації різних схем формування металоповітряного потоку: a – центрально-соплова; b – диференційна; M – маса частинок всіх фракцій; m – маса частинок відповідної фракції.

Режими наплення: $U = 35$ В; $I = 150$ А; $P = 0,5$ МПа.

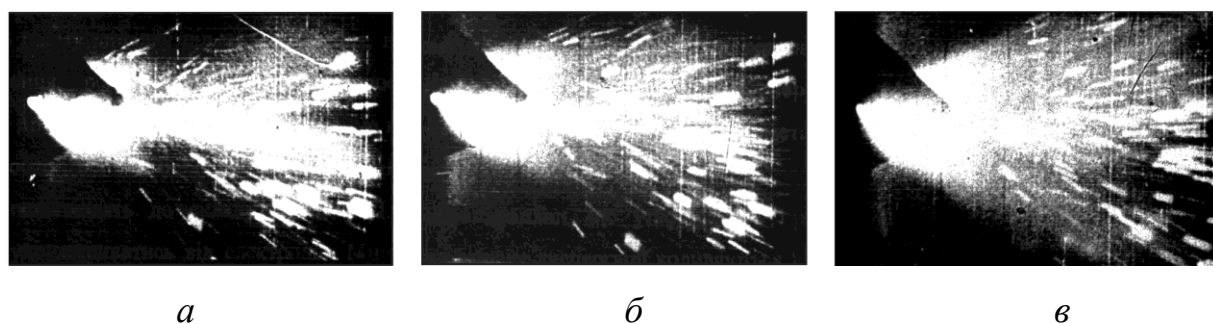
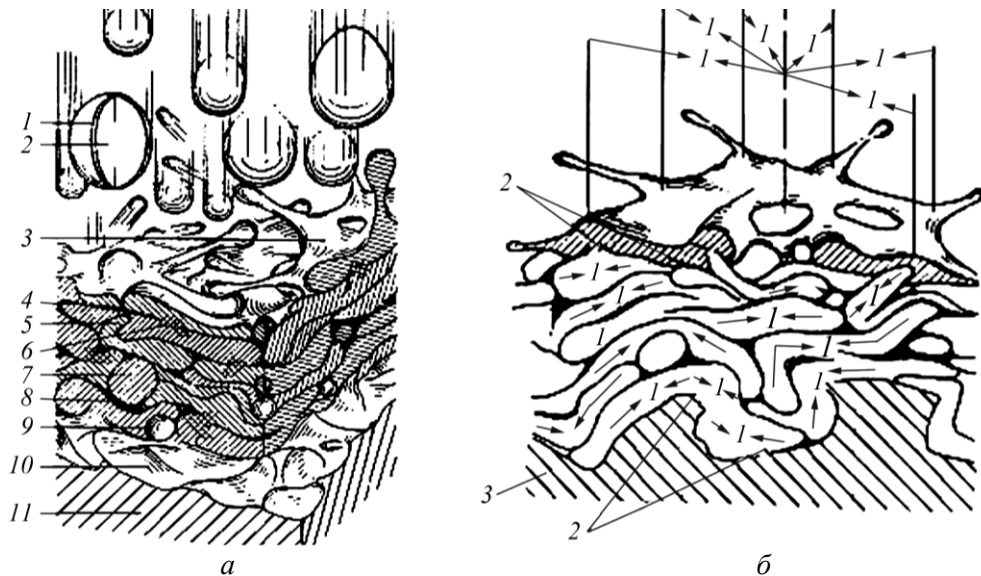


Рис. 1.5. Швидкісна кінозйомка (8500 кадрів/с) лавлення ПД та диспергування металевого розплаву за диференційної схеми розпилення.

Закрита схема формування металоповітряного потоку (рис. 1.5а) забезпечує утворення дуже дрібних фракцій краплин металевого розплаву (діаметром до 50 мкм), яким притаманна висока швидкість польоту ($\approx 50 \dots 130$ м/с). Переваги такої схеми проявляються тоді, коли розмір дуги в перерізі стає сумірним з перерізом циліндричного каналу, в якому горить дуга (рис. 1.5б). Вона також забезпечує два режими наплення: безперервний та імпульсний. Зі зменшенням діаметра циліндричної частини сопла до розміру, меншого за 5 мм, тиск у ньому може стати рівним тиску в дуговому проміжку. За такого співвідношення тисків холодне повітря активно проникатиме в зону горіння дуги і зумовить скорочення її довжини. Коли довжина дуги зменшиться настільки, що розплав замкне дуговий проміжок, реалізується імпульсний режим (рис. 1.5в). Співвідношення тисків у дузі суттєво залежить від діаметра сопла і потужності дуги.

1.2. Формування покриття

Схему утворення покриттів під час ЕДН наведено на рис. 1.6. Під час розпилення електродних матеріалів швидкість охолодження краплин на поверхні металу становить $10^6 \dots 10^8$ °C/с.



а – падіння розплавлених крапель металу на підкладку (1 – оксидна плівка на металевій частинці; 2 – розплавлена металева частинка електродного матеріалу; 3 – частинка в момент удару об поверхню; 4 – кількість оксидів, що залишається між суміжними частинками після удару; 5 – ділянка локального защемлення частинок; б – часткове мікрозварювання частинок; 7 – не повністю розплавлена краплина, защемлена іншими розплавленими частинками; 8 – щілина, утворена внаслідок витримування під час металізації; 9 – мікропора, зумовлена виділенням газу; 10 – поверхня підкладки, підготовлена для металізації; 11 – підкладка); б – зчеплення покриття з підкладкою (1 – напруження розтягу; 2 – часткове з'єднання підкладки з покриттям внаслідок дифузійного мікрозварювання частинок; 3 – підкладка практично без напружень).

Краплини, що кристалізуються, механічно зачіпляються за макровиступи і місця з пошкодженням суцільності оксиду на підкладці та прилипають до неї. В місцях з пошкодженою оксидною плівкою металеві частинки сплавлюються (мікрозварюються) з підкладкою, забезпечуючи високу міцність зчеплення (адгезію). В середині ж покриттів виникають щілини і порожнини, заповнені газом, кількість яких визначає поруватість покриття. Як правило, температура розплавлених краплин набагато вища, ніж плавлення $T_{пл}$, і для ПД з шихтою, в

якій відбуваються екзотермічні алюмотермічні реакції, вона може перевищувати 2200°C [58].

Тому, зіткнувшись з поверхнею, на яку напилюють покриття, краплини розплаву ПД розбризкуються, відбиваються від неї, деякі потрапляють у повітряний потік і знову падають на поверхню вже остиглими та кристалізуються, а інші – деформуються під час удару і прилипають до поверхні [59]. Таким чином, покриття – це багатошаровий матеріал, а шари – сильно zdeформовані сплющені краплини (ламельі) (рис. 1.6б), з'єднані ділянками локального приварювання. Електродугові покриття з ПД мають типову ламелярну будову (рис. 1.7). Ламелі відрізняються за довжиною та товщиною і, як правило, розділені оксидними плівками різних товщини та хімічного складу. Однак у структурі покриттів часто трапляються ділянки, в межах яких ламелі зварені між собою. Крім того, у міжламелярних просторах присутні втілення крупних оксидів алюмінію або заліза (рис. 1.7б), а також пори. Товщина та довжина ламелей залежить від параметрів напилювання, зокрема, тиску струменя розпилювального повітря. Із його збільшенням дисперговані краплини зменшуються за розмірами. При цьому зростає швидкість їх польоту та сила удару об поверхню напилювання.

За формування електродугових покриттів зі суцільного сталевого чи електродного ПД під час їх плавлення краплини металевого розплаву інтенсивно взаємодіють із розпилювальним газом (переважно з повітрям), що спричиняє значне їх окиснення згідно з реакцією: $2\text{Me} + \text{O}_2 = 2\text{MeO}$. У розплаві високовуглецевих краплин вуглець також взаємодіє з киснем з утворенням чадного газу $2\text{C} + \text{O}_2 = 2\text{CO}$, який, взаємодіючи з оксидами заліза, відновлює їх до чистого заліза. Тому під час розпилювання високовуглецевих дротів кількість оксидів у покритті зменшується порівняно з низьковуглецевими [59, 60]. Вміст оксидів під час розпилювання дроту з 0,14 мас. % С становить 10,5%. Крім того, у покритті утворюється також близько 1,4% нітридів [60]. В деяких випадках кількість оксидів може досягати 40...50% [61]. Основними структурними складниками покриттів з високовуглецевого дроту є сорбіт, троостито-сорбіт, троостит, мартенсит та оксиди заліза.

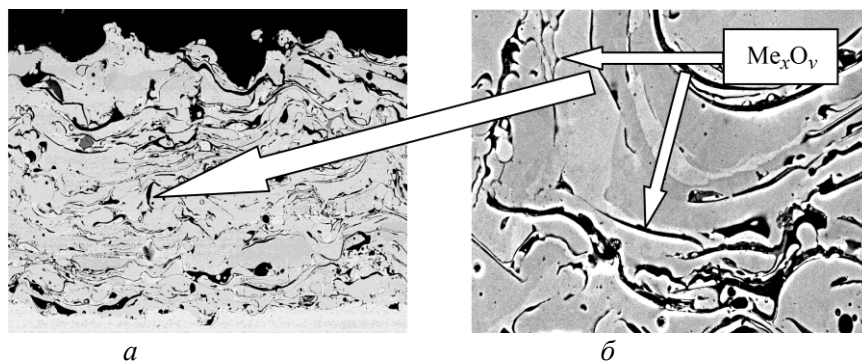


Рис. 1.7. Типова структура покриттів з ПД системи Fe–Cr–B–Al.

Для зменшення вмісту оксидів у покриттях під час розпилювання використовують аргон та азот. Крім того, ламелі, що утворюються під час напилювання у повітрі, дрібніші, ніж в аргоні. Щоб уникнути взаємодії краплин із атмосферою, покриття із вуглецевих сталей наносять у камері низького тиску [62–64]. Під час напилювання стисненим повітрям вуглець інтенсивно вигоряє (від 1 до 0,28%), тоді як в азоті – лише до 0,66%. Твердість покриттів внаслідок цього становить відповідно 370 і 510 $HV_{0,3}$.

Площа контакту між частинками, що приварилися, невелика (рис. 1.8а), тому міцність, пластичність і щільність напиленого матеріалу суттєво менша (рис. 1.8б, в), ніж суцільного, отриманого металургійним плавленням.

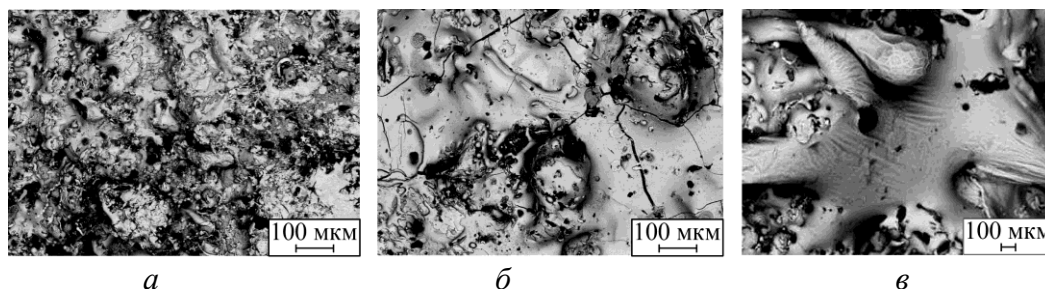


Рис. 1.8. Типовий вигляд поверхні електродугового покриття безпосередньо після напилення.

Для приготування шихти ПД переважно використовують порошки феросплавів, алюмінію, карбіду хрому, аморфного бору, карбіду бору тощо [65]. Одним з кращих варіантів вважають ПД зі сталеву оболонкою, заповненою порошками карбіду бору та феромолібдену. Зокрема, пропонують ПД діаметром 1,6 мм з оболонкою завтовшки 0,2 мм і серцевиною, заповненою шихтою із суміші порошків (WC + Co) з частинками, розміри яких менші за 300 мкм, а також порошками FeB, NiB з розмірами частинок ≤ 150 мкм [66]. Покриття з таких ПД зі шихтою Fe–Co–Cr мають твердість $HV_{0,3}$ 400, а з шихтою Ni–Cr–B – $HV_{0,3}$ 500. Використовують також ПД з нікелевою оболонкою і шихтою на основі

порошків Al та Mo. Екзотермічна реакція під час плавлення таких дротів сприяє підвищенню температури краплин та підкладки і забезпечує високу адгезію отриманих покриттів, яка в окремих випадках може досягати 50...60 МПа.

Однак найчастіше використовують ПД з шихтою на основі феросплавів – ферохромбору ФХБ-1 і ФХБ-2 та високовуглецевого ферохрому ФХ-800 [67–73]. Вибір таких компонентів зумовлений їх високою твердістю, дешевизною та дає підстави очікувати високої зносотривкості таких покриттів.

Розроблено ПД марки Амотек [74–77], для формування оболонки яких використано пруток зі сформованим прорізом, у який засипають шихту і після цього пруток сплющують. За наповнювач використано механічну суміш порошків заліза ПЖР-2 та карбиду бору у співвідношенні 3:1. Дисперсність шихти при цьому становила 40...100 мкм, коефіцієнт заповнення ПД 10%, а його діаметр 2,0 мм. Вміст кисню в електродуговому покритті з такого ПД становив 0,36, а азоту – 0,043 мас. %. В складі напиленних покриттів виявили бориди (Fe_2B та FeB), карбориди [$\text{Fe}_3(\text{C}, \text{B})$ та $\text{Fe}_{23}(\text{C}, \text{B})_6$], а також матрицю на основі α -Fe та γ -Fe. Зафіксували також оксиди типу FeO та 20...30% аморфної фази.

Для одержання аморфізованої структури на корозійнотривку сталь наносили електродугові покриття системи Fe–B–Cr–Si–Nb–Mn–Y [78]. Поряд із аморфними ділянками виявили ділянки з виділеннями дисперсних фаз розмірами 30...60 нм. Твердість $HV_{0,3}$ таких покриттів становила 950...1050. Термічне оброблення покриттів за температури 600°C спричиняє підвищення їх твердості $HV_{0,3}$ до 1270 [79]. Склад шихти ПД вибрали заевтектичним, щоб отримати в покритті, попри кристалічний, ще й аморфний складник, а для зменшення вмісту кисню у напиленних покриттях до шихти додавали рідкоземельні метали (РЗМ) та Ca.

Встановили, що матричною фазою покриттів з ПД без додавання РЗМ є тверді розчини на основі α -Fe, до 10 мас. % оксидів (переважно FeO і Fe_3O_4) та незначна кількість боридів (Fe_2B і FeB). У покриттях з додаванням РЗМ кількість оксидів зменшується вдвічі і виявляється лише оксид FeO. Матричною їх фазою також є твердий розчин на основі α -Fe, а кількість боридів (Fe_2B і FeB) зростає.

Високі експлуатаційні характеристики мають електродугові покриття із комерційного ПД Альфа-1800 зі шихтою, що містить велику кількість бору (6...10 мас. %) без додавання інших елементів легування [80]. У їх структурі є нанорозмірні виділення боридів Fe_2B , $\alpha-Fe$ та оксиди. Мікротвердість боридів 16 ГПа і покриття мають високу адгезію до сталі.

Для отримання покриттів з інтерметалідами запропоновано ЕДН двома різнорідними дротами (залізо – як катод та алюміній – як анод) [81]. Для утворення інтерметалідів покриття додатково термічно обробляють, внаслідок чого утворюються такі фази: Fe_2Al_5 , $FeAl$ та Fe_3Al , а також оксиди FeO і Fe_3O_4 .

Результати дослідження з визначення впливу виду розпилювального газу (повітря, аргон та азот) на властивості електродугових покриттів з ПД системи $Fe-Cr-C$ на сталі X1810T наведені у працях [82, 83]. Вміст кисню в покритті, напиленому струменем повітря, становить 0,97 мас. %, струменем азоту – 0,75 мас. %, азотом у камері – 0,45 мас. % та аргоном у камері – 0,25 мас. %. Вміст азоту в покритті був максимальний після напилювання стисненим повітрям і становив 0,17 мас. %, тоді як у потоці азоту – 0,13 мас. %, азотом у динамічній камері – 0,45 мас. % та аргоном в динамічній камері – 0,03 мас. %, що впливає на мікротвердість покриттів. Захищену атмосферу (аргон або азот замість повітря) застосовували також для підвищення корозійної тривкості покриттів [84, 85]. На відміну від суцільних дротів, ПД мають значний відсоток кисню внаслідок оксидної плівки на поверхні дисперсних шихтових порошкових матеріалів. Зокрема, ПД системи $Fe-Cr-C$ містили 11,7 мас. % кисню і 0,1 мас. % азоту [86]. Концентрація кисню в покриттях з таких ПД (системи $Fe-Cr-C$) знизилася до 4,9 мас. %, а азоту практично не змінилася.

Оксидні плівки суттєво впливають на механічні та експлуатаційні характеристики покриттів [87]. Вони розташовуються між ламелями та, розділяючи їх, погіршують властивості покриттів: підвищують поруватість та знижують корозійну тривкість. Проте, оскільки твердість оксидів вища, ніж самих покриттів, то вони підвищують їх зносотривкість [88, 89]. Зі зменшенням розміру розпилених краплин збільшується вміст оксидних фаз. Що менша дистанція напилювання, то менше оксидів у покритті.

На механічні характеристики покриттів суттєво впливає температура попереднього підігрівання металевої підкладки, на яку наносяться електродугове покриття. Попереднє підігрівання підкладки зі сталі суттєво впливає на особливості формування краплин під час їх кристалізації [90–96] і підвищує адгезію покриття [90, 92].

Конструкція розпилювальної системи електрометалізатора суттєво впливає на розмір краплин, їх швидкість, температуру і, як наслідок, на структуру покриття [97, 98]. Встановлено, що вміст оксидних плівок на менших за розмірами краплинах вищий, ніж на більших [99–102]. Швидкість відносного переміщення газометалевого потоку по поверхні деталі під час нанесення електродугового покриття також істотно змінює його структуру: зі збільшенням швидкості деталі поруватість покриттів зменшується. Для підвищення швидкості розпилювального газу розроблено електродуговий металізатор з камерою згорання, в якій за паливо використовують суміш повітря з бензином [103]. Швидкість газового потоку при цьому зростає до 1350 м/с. Температура струменя газу на зрізі сопла досягає 2400°C. Водночас зменшується ступінь вигорання елементів легування під час напилювання, а також поруватість покриттів. Попри незначне зростання мікротвердості зносотривкість покриттів зростає на 40...50%.

Відомі способи комбінованого надзвукового напилення – HVAS (High Velocity Arc Spray) з використанням як палива пропану [104–106]. Процес HVAS дає можливість одержувати з ПД, до складу шихти яких входять SiC та Ni–Cr–Al, композиційні покриття з високими експлуатаційними характеристиками. Щільність шарів та мікротвердість покриттів після HVAS є вища, ніж під час звичайного ЕДН (AS). Розробляють нові розпилювальні системи для надзвукового ЕДН [107] з використанням ПД [108, 109], які розглядають як альтернативні проти інших способів газотермічного напилювання покриттів [110–113]. Як правило, за базові компоненти шихти для ПД вживають порошки феросплавів, алюмінію, карбіду хрому, аморфного бору, карбіду бору тощо [65–67, 114–120].

РОЗДІЛ 2

ОБЛАДНАННЯ ТА ЕЛЕКТРОДНІ ДРОТИ ДЛЯ ЕЛЕКТРОДУГОВОГО НАПИЛЕННЯ ПОКРИТТІВ

2.1. Обладнання і методика

Обладнання для напилення електродугових покриттів виготовляють як за кордоном – **Arcspray System The TAFA Metallisation Ltd., Metco, Thermion, Барнаул, Росія**, так і в Україні – Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України (рис. 2.1–2.6).



Рис. 2.1. Система електродугового напилення покриттів Arcspray System.



Рис. 2.2. Система електродугового напилення покриттів Thermion.



Рис. 2.3. Система електродугового напилення покриттів TAFA.



Рис. 2.4. Система електродугового напилення покриттів Metallisation Ltd.

Такі металізаційні системи дорогартісні і непридатні для нанесення покриттів під час дрібносерійного виробництва деталей або деталей, під час напилення яких необхідно їх обходити із різних боків. Металізаторник не може переміщуватись по периметру цеху або критого павільйону більш ніж на 1,5...3 м. Це обмежує його роботу, заставляє по декілька разів переставляти крупногабаритні деталі із місця на місце. Для більшого маневрування під час нанесення жаротривкого покриття на деталі малосерійного виробництва запропонована схема напилення, за якою касети із електродними дротами закріплюють на електроізолюваному ранці, а ранець – на спині електрометалізаторника. Така схема забезпечує свободу пересування металізаторника цехом навколо напилюваних великогабаритних деталей.

Недоліком цієї системи є необхідність через 3...4 год роботи намотувати електродні дроти на касети. Проте, якщо касети підготовлені заздалегідь, то цей недолік усувається [121–126].



Рис. 2.5. Металізатор ФМІ. Загальний вигляд.

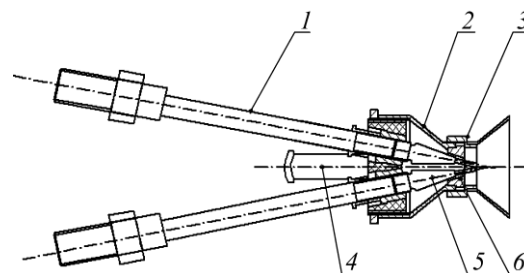


Рис. 2.6. Напилення електродугового покриття на поверхню труб котла. Сам металізатор оснащений оригінальною, розробленою у ФМІ ім. Г.В. Карпенка НАН України, розпилювальною головкою закритого типу (рис. 2.7), за

якій електрична дуга горить у каналі, що дає можливість одержувати дрібнодисперсні покриття [127–130].

Рис. 2.7. Схема головки [137]:

1 – корпус; 2 – канали подавання струменя повітря;
3 – філь'єри; 4 – дроти для розпилення; 5 – соплова насадка.



ЕДН передбачає обов'язкову операцію – підготовку поверхні зразків до напилення [131–136]. Перед напиленням її знежирюють, після чого піддають абразивно-струминній обробці в закритій камері дробинструминним апаратом інжекційного типу з використанням дробу марки ДСК № 3 за параметрами, наведеними у табл. 2.1.

Таблиця 2.1

Параметри дробинструминного оброблення

Тривалість обробки, с	60
Тиск стисненого повітря, МПа	0,5...0,6
Віддаль між соплом і оброблюваною поверхнею, мм	80...120
Матеріал ДСК №3, ГОСТ 11964-81	Ø 2 мм

Після дробинструминної обробки шорсткість поверхні зразків R_z становила 40...45. Обробка має подвійну дію, оскільки не тільки очищає, а й суттєво підвищує адгезивну міцність ЕДП. Для напилення покриттів використали зварювальне джерело живлення постійного струму марки ВДУ-505.

ЕДН здійснювали за оптимальних режимів для ПД, наведених у табл. 2.2.

Таблиця 2.2

Режими ЕДН покриттів

Параметри	I , А	U , В	P , МПа	L , мм
Значення	140...160	32...34	0,3...0,8	150...200

Вихідна товщина покриття після ЕДН становила ~ 1,5 мм, після шліфування ~ 1 мм.

2.2. Загальна характеристика порошкових електродних дротів

ПД для ЕДН одношарових покриттів виготовляли з конструкцією замка № 2 та 3, оскільки в таких випадках коефіцієнт заповнення шихтою ПД є найбільшим [127–132]. Схема виготовлення зображена на рис. 2.8.

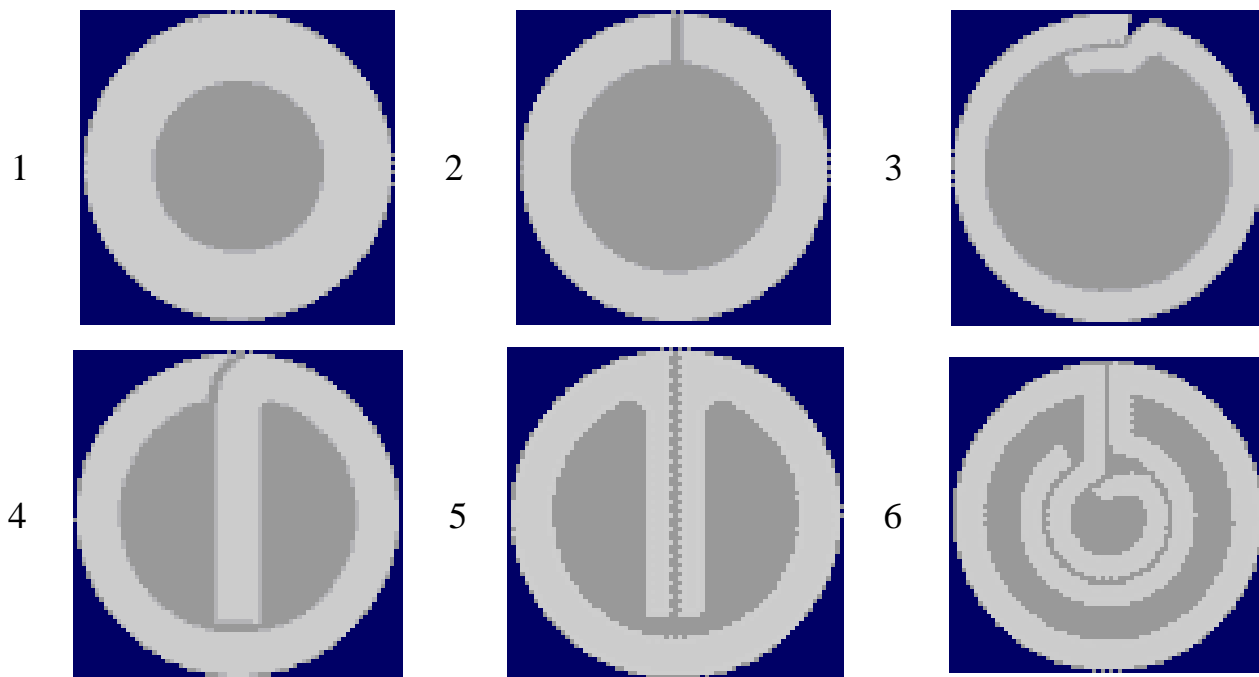


Рис. 2.8. Найпоширеніші схеми конструкції замка ПД для наплавлення та наплення.

Для наплення ЕДП з підвищеною корозійною тривкістю як оболонку ПД використовували стрічки з маловуглецевої сталі 08кп та нержавної 3Х13, хімічний склад яких наведено в табл. 2.3. Як шихту ПД застосовували феросплави, карбіди та чисті метали (табл. 2.4).

Таблиця 2.3

Хімічний склад сталей стрічки, які використовували як оболонки для формування ПД (ГОСТ 5632-81)

Сталь	Вміст хімічних елементів, мас.%								
	С	Mn	Si	Cr	S	P	Cu	Ni	Інші
08кп	0,05...0,11	0,25...0,50	≤0,03	0,10	0,04	0,035	0,25	0,25	As 0,08
3Х13	0,16...0,25	0,8	0,8	13,0...14,0	0,025	0,030	0,30	0,6	Ti 0,2

Хімічний склад порошків феросплавів

Марка	Вміст елементів, мас. %												
	Cr	W	Mo	Fe	Mn	Ti	Al	Cu	B	Si	C	S	P
ФХ-800 А	65,0	–	–	–	–	–	–	–	–	2,0	8,0	0,08	0,05
ФТИ-40А	–	–	0,5	–	–	40,0	9,0	0,2	–	5,0	0,1	0,05	0,05
ФХБ	43	–	–	30	–	–	5	–	19	3	0,8	0,01	–

Таблиця 2.5

Хімічний склад порошків хрому, нікелю та алюмінію

Марка	Вміст елементів, мас. %											
	Ni	Co	Fe	Cr	Cu	Mn	Al	Si	C	S	P	B
ХМ	–	–	0,6	99,0	–	–	0,2	0,3	0,03	0,02	0,02	–
ПГ-10Н 01	64,0	–	3,0...7,0	14...20	–	–	–	4,0...4,5	0,6...1	–	–	2,8...3,4
ПА-4	–	–	0,35	–	0,02	–	98,0	0,4	–	–	–	–

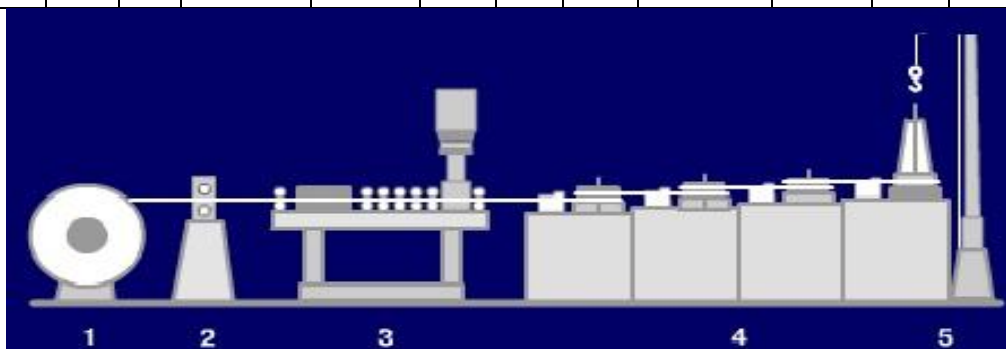


Рис. 2.9. Схема виготовлення ПД.

1. Розмотувальний пристрій призначений для розмотування та подачі стрічки до зварювальної машини. **2. Зварювальна машина** – для забезпечення безперервності волочіння шляхом стикового зварювання оплавленням або контактного зварювання кінців стрічки. **3. Формувальний пристрій** формує стрічку в профіль трубчастої конструкції за допомогою 12 пар роликів з попереднім дозуванням шихти в заданий профіль стрічки. **4. Волочильний стан** призначений для подальшого волочіння заповненої шихтою заготовки за допомогою чотирьох барабанів з філь'ерами діаметром 2,5; 2,0; 1,8 та 1,6 мм до необхідного діаметра дроту. **5. Пристрій для знімання порошкового дроту** – намотування дроту на касету.

Співвідношення об'ємів металевої оболонки і порошку в ПД називають коефіцієнтом його заповнення, який визначають за формулою:

$$K_3 = \left(\frac{G_{\text{порошку}}}{G_{\text{дроту}}} \right) 100, \quad (2.1)$$

де $G_{\text{порошку}}$ – маса порошкового наповнювача; $G_{\text{дроту}}$ – загальна маса дроту.

Залежно від призначення дроту значення K_3 коливається в широких межах (10...40%). Від нього суттєво залежить легування краплин під час розпилювання ПД, гетерогенність та інші властивості ЕДП, а його стабільність по довжині визначає якість дроту.

Вибір таких матеріалів є економічно обґрунтованим та спрямованим на розв'язання поставлених у задач.

2.3. Основні реакції, які відбуваються у шихті порошкових дротів під час їх електродугового плавлення

Розробляючи нові ПД, слід брати до уваги особливості процесів під час їхнього розпилення. Металева оболонка дроту плавиться внаслідок тепла Джоуля та опромінення в активних зонах дуги, тоді як шихта, провідність якої складає близько 10% від провідності оболонки, в основному, поглинає тепло через опромінення. Важкоплавкі порошки карбідів, боридів, силіцидів та металів при цьому можуть не розплавлятися. Керувати процесом плавлення ПД можна, вводячи до складу його шихти компоненти, що забезпечують екзотермічні реакції між компонентами дроту під час польоту частинок від зони горіння дуги до поверхні, на яку наносять покриття. Кількість тепла залежить від типу реакції між складниками шихти. Це можуть бути реакції синтезу із елементів, алюмо- і силікотермічні, реакції окиснення, карбідо- та боридоутворення.

Синтез з елементів. Можливість протікання хімічної реакції визначають методом термодинамічного аналізу. Хімічне перетворення в системі залежить від двох чинників: енергетичного (оцінюють за ентальпією ΔH) та ентропійного (оцінюють за величиною ΔS). Найімовірнішою вважають реакцію з мінімальним значенням вільної енергії Гіббса (ізобарно-ізотермічним потенціалом ΔG). Вільна енергія Гіббса є функцією стану речовини і залежить від термодинамічних параметрів процесу (об'єму, тиску, температури). Залежність

ізобарно-ізотермічного потенціалу від температури за стандартних тисків визначають рівнянням [138]

$$\Delta G_o = \Delta H_{T_1} - T \cdot \Delta S_{T_1} + \int_{T_1}^T \Delta C_p \cdot dT - T \int_{T_1}^T \Delta C_p / T \cdot dT, \quad (2.2)$$

де ΔH_{T_1} , ΔS_{T_1} – зміна ентальпії та ентропії внаслідок хімічної реакції за стандартних тисків та початкової температури T_1 ; T – температура, для якої вираховують ізобарно-ізотермічний потенціал; C_p – зміна теплоємності внаслідок реакції, яка також залежить від температури і описується виразом

$$\Delta C_p = \Delta Q_o + \Delta Q_1 - T + \Delta Q_2 - T^2 + \Delta Q_2 - T^2.$$

За табличними даними для ентропії та ентальпії відповідних хімічних реакцій та їхніх високотемпературних складників стає можливим спростити розрахунки:

$$\Delta H_T = \Delta H_{298} + [n_i - (H_T - H_{298}) - i], \quad (2.3)$$

$$\Delta S_T = \Delta S_{298} + \sum [n_i - (S_T - S_{298}) - i], \quad (2.4)$$

$$\Delta G_T = \Delta H_{298} - T - \Delta S_{298} + \sum [n_i - (H_T - H_{298}) - i] - T \sum [n_i - (S_T - S_{298}) - i], \quad (2.5)$$

де ΔH_{298} , ΔS_{298} – зміна ентальпії та ентропії внаслідок протікання хімічної реакції за стандартних тисків і температури 298 К; ΔH_T , ΔS_T – зміна ентальпії та ентропії через протікання хімічної реакції за певної температури T та стандартних тисків; n_i – стехіометричні коефіцієнти.

Термодинамічні параметри вільної енергії Гіббса та тепловий ефект можливих хімічних реакцій для різних за хімічним складом ПД розраховували, використовуючи відомі розрахунки та табличні дані [139, 140].

Результати, наведені у табл. 2.6, свідчать про те, що утворення сполук з елементів супроводжується вивільненням великої кількості тепла: найбільше – під час утворення боридів титану, найменше ж – під час утворення карбідів. Більше того, під час формування карбідів заліза спостерігається навіть поглинання тепла.

Потенціал Гіббса (рис. 2.10) вказує на те, що реакції синтезу сполук з елементів практично не залежать від температури, при якій вони відбуваються. Лише під час утворення карбідів імовірність протікання таких реакцій зростає з

підвищення температури. Причому для карбіда заліза типу Fe_3C існує температура (поблизу 1270 К), нижче якої реакція карбідоутворення неможлива, оскільки потенціал Гіббса тут вищий від нуля. Використання реакцій синтезу сполук з елементів перспективне для створення ПД для ЕДМ. Внаслідок активізації процесів взаємодії між складниками шихти і перед зоною горіння дуги, і під час польоту розплавлених краплин до поверхні напилення стає можливою реакція синтезу з елементів, яка дає можливість отримати необхідні сполуки безпосередньо у покритті. Всі компоненти сполук, наведені у табл. 2.6, широкоживані, недефіцитні і відносно дешеві. Це додатково свідчить про перспективність їх використання для створення ПД.

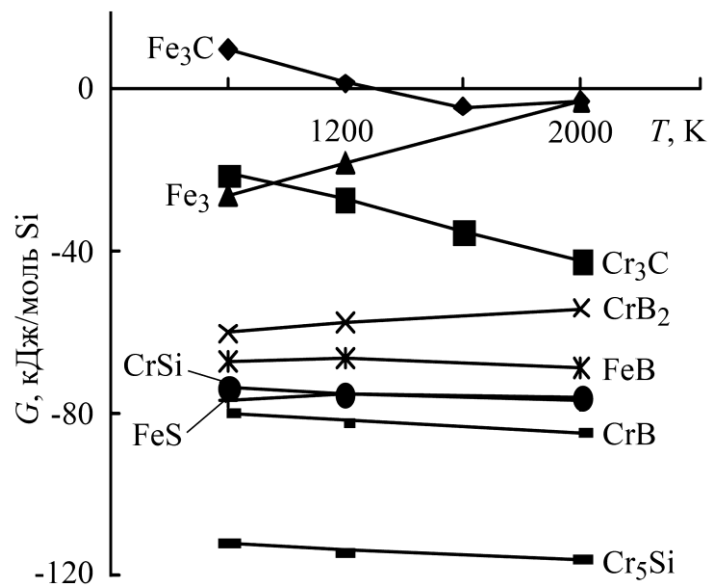


Рис. 2.10. Ізобарно-ізотермічний потенціал реакцій синтезу із елементів, що відбуваються під час плавлення ПД.

Таблиця 2.6

Тепловий ефект протікання реакцій синтезу з елементів

Фаза	Ентальпія ΔH_{298} , кДж/г шихти ПД	Фаза	Ентальпія ΔH_{298} , кДж/г шихти ПД
1	2	3	4
TiC	3,820	TiAl	1,00
Cr_3C_2	0,900	Ti_3Al	0,500
Fe_3C	-0,140	Cr_4Al_9	0,30

1	2	3	4
B ₄ C	0,84	FeAl	0,71
SiC	1,26	Fe ₂ Al ₅	0,60
Ti ₅ Si ₃	2,10	NiAl	1,400
Cr ₅ Si ₃	0,700	TiB ₂	4,20
Fe ₃ Si	0,500	CrB ₂	1,70

Алюмотермічні реакції. Взаємодію оксидів металів з алюмінієм можна описати так [141]:



Основна передумова протікання таких реакцій – вища термодинамічна стійкість оксидів алюмінію проти оксидів відновлюваних металів. Стійкість різноманітних оксидів визначає ізобарний потенціал взаємодії металу з киснем (ΔZ_0). Термодинамічно найстійкіші оксиди утворюють кальцій, цирконій, алюміній, магній. За стійкістю оксидів елементи, окисні сполуки яких мають нижче абсолютне значення ізобарного потенціалу (за високих температур) проти оксиду алюмінію, розташовуються у такому порядку: титан, бор, ніобій, хром, марганець, ванадій, вольфрам, залізо, молібден, нікель. Ці елементи можна відновити із їхніх кисневих сполук, причому, що нижчий за абсолютним значенням потенціал ΔZ_0 утворення цих оксидів, то інтенсивніша реакція відновлення і менше алюмінію необхідно для відновлення металу. Під час плавлення шихти кожен метал може служити відновником для інших елементів, які мають нижчий порівняно з ним потенціал ΔZ_0 утворення оксидів. Для прикладу, залізо може служити відновником для оксидів молібдену, титан – для оксидів ванадію. Відновлення алюмінієм оксидів таких металів, як Ca, PЗМ або цирконій, які характеризуються вищим показником ΔZ_0 , ніж алюміній, неможливе без створення для цього відповідних умов, за яких змінюється рівновага відновних реакцій. Результати розрахунків зміни ізобарного потенціалу за різних температур, необхідних для алюмотермічного відновлення деяких оксидів, подано на рис. 2.11.

Екзотермічність алюмотермічних реакцій дещо вища, ніж реакцій синтезу з елементів. Найперспективніші для виготовлення ПД є алюмотермічні суміші, до складу яких входили б оксиди нікелю, алюмінію, міді та ванадію (табл. 2.7). Під час плавлення ПД у дузі активні алюмотермічні реакції відбуваються навіть тоді, коли їх не прогнозують, оскільки дрібнодисперсні порошинки шихти завжди покриті окисною плівкою і є компоненти, які можуть її відновлювати. Ці реакції суттєво змінюють тепловий баланс рухомої розплавленої краплі, яка утворюється під час диспергування розплаву ПД під час розпилення.

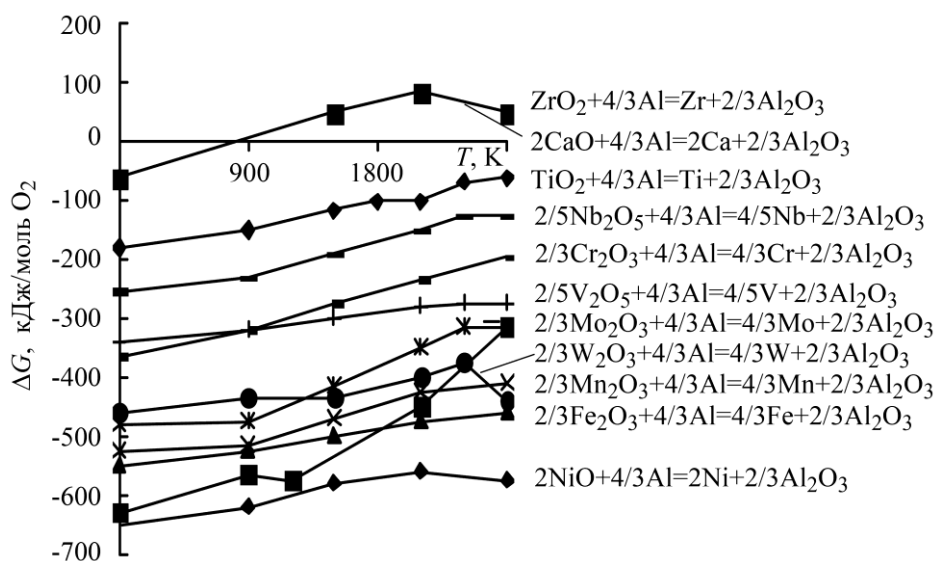


Рис. 2.11. Ізобарно-ізотермічний потенціал алюмотермічних реакцій, які можуть відбуватися під час плавлення ПД [141].

Таблиця 2.7

Тепловий ефект від алюмотермічних реакцій

Реакції	Ентальпія ΔH_{298} , кДж/г шихти ПД
$2 \text{ NiO} + 4/3 \text{ Al} = 2 \text{ Ni} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	3,40
$2/3 \text{ Fe}_2\text{O}_3 + 4/3 \text{ Al} = 4/3 \text{ Fe} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	3,50
$2/3 \text{ WO}_3 + 4/3 \text{ Al} = 4/3 \text{ W} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	0,44
$2/5 \text{ V}_2\text{O}_5 + 4/3 \text{ Al} = 4/5 \text{ V} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	16,50
$2/3 \text{ Cr}_2\text{O}_3 + 4/3 \text{ Al} = 4/3 \text{ Cr} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	2,70
$2 \text{ CuO} + 4/3 \text{ Al} = 2 \text{ Cu} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	4,20
$2/3 \text{ B}_2\text{O}_3 + 4/3 \text{ Al} = 4/3 \text{ B} + 2/3 \text{ Al}_2\text{O}_3$	1,80

Силікотермічні реакції. Вони достатньо екзотермічні (табл. 2.7) і кількість тепла, яка виділяється під час їх протікання, така ж як і за алюмотермічних.

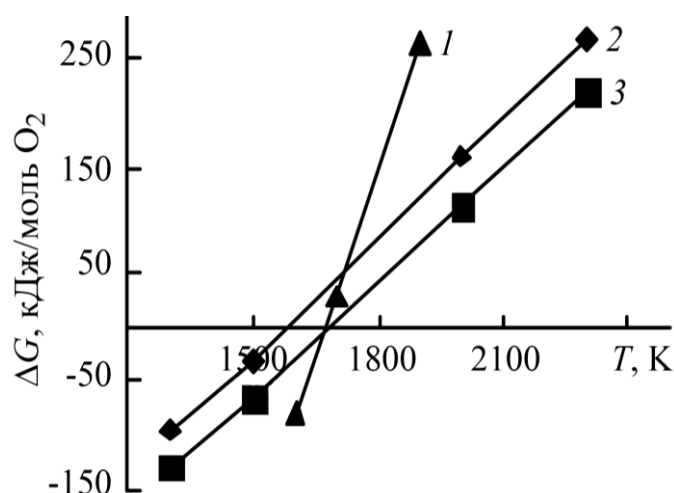
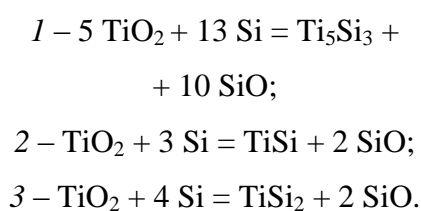
Таблиця 2.8

Тепловий ефект від силікотермічних реакцій

Реакції	Ентальпія ΔH_{298} , кДж/г шихти ПД
$TiO_2 + 3 Si = TiSi + 2 SiO$	3,40
$5TiO_2 + 13 Si = Ti_5Si_3 + 10 SiO$	2,10

З підвищенням температури вільна енергія Гіббса силікотермічних реакцій доволі стрімко зростає (рис. 2.12) і, починаючи з певної температури, вони стають неможливими, бо вільна енергія стає позитивною.

Рис. 2.12. Ізобарно-ізотермічний потенціал силікотермічних реакцій [141], які можуть відбуватися під час плавлення ПД:



Реакції окиснення. Диспергування розплаву ПД та транспортування одержаних краплин до поверхні напилення спричиняє повітряний потік, в якому краплини окиснюються, покриваючись при цьому плівкою оксиду. Термодинамічний аналіз можливих реакцій окиснення вказує на те, що за підвищення температури ймовірність протікання більшості реакцій зменшується (рис. 2.13). Можлива інтенсифікація лише реакцій окиснення вуглецю, а отже, і його вигорання з краплин. Під час реакцій окиснення виділяється значна кількість тепла [142], особливо за окиснення алюмінію, титану та магнію (табл. 2.9). Під час нанесення покриттів втрати магнію та титану становлять 98 та 80% відповідно, а алюмінію не перевищують 5%. Очевидно, вигорання магнію та титану зумовлене їхнім швидким випаровуванням з краплини і згоранням поза нею. В такому разі тепло, що виділяється, розсіюватиметься у просторі.

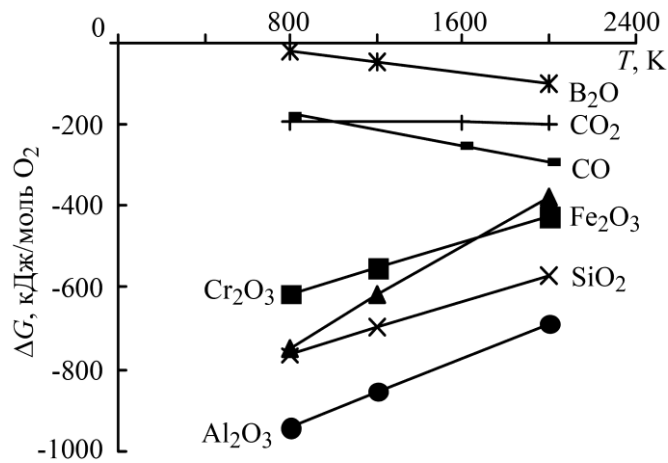


Рис. 2.13. Ізобарно-ізотермічний потенціал реакцій окиснення, які можуть відбуватися під час плавлення ПД.

Таблиця 2.9

Тепловий ефект від реакцій окиснення

Реакція	Ентальпія ΔH_{298} , кДж/г шихти ПД
$2 \text{ Al} + 2/3 \text{ O}_2 = \text{Al}_2\text{O}_3$	16,4
$\text{Si} + \text{O}_2 = \text{SiO}_2$	14,7
$\text{Ti} + \text{O}_2 = \text{TiO}_2$	11,7
$\text{Mg} + \text{O}_2 = \text{MgO}_2$	19,7
$2 \text{ Fe} + 3/2 \text{ O}_2 = \text{Fe}_2\text{O}_3$	5,0
$\text{C} + 1/2 \text{ O}_2 = \text{CO}\uparrow$	3,8
$\text{C} + \text{O}_2 = \text{CO}_2\uparrow$	8,8

Реакції утворення карбідів та боридів. Вони досить екзотермічні (табл. 2.10) і, що найважливіше, продуктам, які утворюються внаслідок їх протікання (карбіди, бориди), притаманна висока твердість, зносотривкість, що надає необхідних властивостей покриттю [143–145].

Беручи до уваги вище наведені теоретичні міркування, вибрали такі екзотермічні композиції шихтових матеріалів для створення ПД для ЕДМ: 1) набір порошоків, які б уможливили прямий синтез з елементів (Fe–Cr–Al–Si; Fe–Cr–B–Al); 2) системи з порошоків металів та неметалевої важкоплавкої сполуки (Fe, Cr, Ti–B₄C; Fe, Cr, Ti–SiC), для яких виконали термодинамічний аналіз можливих реакцій під час плавлення ПД [146, 147].

Термодинамічні розрахунки можливих хімічних реакцій між компонентами шихти в системі (Fe–Cr–B–Al) вказують на те, що всі реакції боридоутворення практично не залежать від температури в діапазоні 800...1800 К. Найімовірнішою є реакція прямого синтезу з формуванням монобориду хрому. Термодинамічні параметри хімічних реакцій, які можуть відбуватися під час розпилення ПД, шихта яких містить (Fe–Cr–B–Al), наведено у табл. 2.10.

Таблиця 2.10

Тепловий ефект реакцій утворення карбідів та боридів

Реакції	Ентальпія ΔH_{298} , кДж/г шихти ПД
$\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{B}_2\text{O}_3 + \text{Al} = \text{FeB} + \text{Al}_2\text{O}_3$	3,8
$7 \text{Cr} + 2 \text{B}_4\text{C} = 4 \text{CrB}_2 + \text{Cr}_3\text{C}_2$	1,0
$\text{Cr} + 6/19 \text{SiC} = 2/19 \text{Cr}_5\text{Si}_3 + 3/19 \text{Cr}_3\text{C}_2$	0,41
$\text{Ti} + \text{B}_4\text{C} = \text{TiB}_2 + \text{TiC}$	3,3
$8 \text{Ti} + 3 \text{SiC} = \text{Ti}_5\text{Si}_3 + 3 \text{TiC}$	1,8

Утворення сполук CrB_2 та FeB є майже рівноймовірним. Під час наплення всі складники шихти інтенсивно окиснюються (реакції 8–11, табл. 2.11). Алюміній сприяє розкисненню заліза та хрому. Причому найімовірніші подвійні алюмотермічні реакції з утворенням бориду хрому та оксиду алюмінію (табл. 2.10). Отже, для наведеної шихтової системи бориди формуються у два етапи. На першому порошки хрому, заліза та бору інтенсивно окиснюються, вкриваючись при цьому оксидами. Твердофазні реакції на цьому етапі (реакції 1–4, табл. 2.11) не відбуваються, оскільки немає контакту між компонентами, які розділяє груба оксидна плівка. На цьому етапі при 1200 К створюються сприятливі умови для реакцій боридоутворення (реакції 6, 7, табл. 2.11) та алюмотермічних (реакції 12, 13).

Таблиця 2.11

Термодинамічні параметри реакцій для шихти дроту (Fe–Cr–B–Al)

№ за/п	Реакції	ΔH_{800} ,	ΔG_{800} ,	ΔH_{1200} ,	ΔG_{1200} ,
		кДж/моль В			
1	2	3	4	5	6
1	$\text{Fe} + \text{B} = \text{FeB}$	-64,6	-67,1	-73,7	-66,4
2	$2 \text{Fe} + \text{B} = \text{Fe}_2\text{B}$	-32,9	-25,9	-41,9	-18,1
3	$\text{Cr} + \text{B} = \text{CrB}$	-78,6	-79,9	-81,4	-81,7

1	2	3	4	5	6
4	$1/2 \text{ Cr} + \text{ B} = 1/2 \text{ CrB}_2$	-67,5	-59,9	-63,8	-58,1
5	$1/2 \text{ Fe}_2\text{O}_3 + 1/2 \text{ B}_2\text{O}_3 + 2 \text{ Al} =$ $= \text{ FeB} + \text{ Al}_2\text{O}_3$	-710,6	-654,8	-742,9	-618,4
6	$\text{ Fe}_2\text{O}_3 + \text{ B}_2\text{O}_3 + \text{ Al} =$ $= \text{ Fe}_2\text{B} + 3/2 \text{ Al}_2\text{O}_3$	-1109,9	-1049,4	-1153,6	-1040,5
7	$1/4 \text{ Cr}_2\text{O}_3 + 1/2 \text{ B}_2\text{O}_3 + 3/2 \text{ Al} =$ $= 1/2 \text{ CrB}_2 + 3/4 \text{ Al}_2\text{O}_3$	-408,8	-386,1	-827,1	-884,1
8	$\text{ Fe} + \text{ O}_2 = \text{ Fe}_2\text{O}_3$	-785,0	-749,8	-647,6	-613,3
9	$\text{ Cr} + \text{ O}_2 = \text{ Cr}_2\text{O}_3$	-663,1	-614,3	-587,2	-550,1
10	$\text{ B} + \text{ O}_2 = \text{ B}_2\text{O}_3$	-22,8	-20,1	-48,3	-46,5
11	$\text{ Al} + \text{ O}_2 = \text{ Al}_2\text{O}_3$	-998,2	-939,9	-928,7	-852,6
12	$\text{ Fe}_2\text{O}_3 + \text{ Al} = \text{ Al}_2\text{O}_3 + \text{ Fe}$	-550,8	-542,2	-562,3	-521,9
13	$\text{ Cr}_2\text{O}_3 + \text{ Al} = \text{ Al}_2\text{O}_3 + \text{ Cr}$	-360,9	-331,9	-375,9	-313,1

За підходу до зони плавлення дрiт впродовж 0,5...1,0 с нагрівають до 1300...1800 К (залежно від теплопровідності та швидкості подачі дроту). Дрібнодисперсний порошок інтенсивно окиснюється. В зоні горіння дуги відбувається процес плавлення (з'являється рідка фаза). При цьому рідкий алюміній руйнує свою окисну плівку та починає взаємодіяти з оксидами (реакції 6, 7, 12, 13, табл. 2.11). У зоні, що відповідає стадії польоту частинок, інтенсивність алюмотермічних реакцій найвища. На цьому етапі напилення всі компоненти шихти ПД (крім аморфного бору та оксидів алюмінію) є в розплавленому стані. Власне на цьому етапі стає можливим контакт заліза та хрому з частинками аморфного бору, а отже, протікатимуть можуть реакції утворення боридів (реакції 1–4, табл. 3.6).

Термодинамічні розрахунки можливих хімічних реакцій між компонентами шихти в системі Cr–Si–Al (табл. 2.12) вказують на формування в покритті ряду силіцидів хрому (Cr_5Si_3 , CrSi , Cr_3Si , CrSi_2) як шляхом розкиснення оксидів хрому, так і в результаті прямого синтезу. За термодинамічними оцінками під

час прямого синтезу найімовірніша реакція 4 (табл. 2.12), в результаті якої формується силіцид трихрому, а найменш очікувана – реакція 5 з утворенням дисиліциду хрому. Тепловий ефект реакції утворення силіцидів прямим синтезом незначний. У суміші силіцидів хрому формується і силіцид заліза (FeSi) внаслідок взаємодії кремнію з залізом оболонки (термодинамічно ймовірність цієї реакції співрозмірна з імовірністю реакцій утворення сполук Cr_5Si_3 та CrSi).

Таблиця 2.12

Термодинамічні параметри реакцій для шихти ПД (Fe–Cr–Al–Si)

№ за/п	Реакції	ΔH_{800}	ΔG_{800}	ΔH_{1200}	ΔG_{1200}
		кДж/моль Si			
1	$\text{Fe} + \text{Si} = \text{FeSi}$	-77,5	-76,6	-79,8	-75,1
2	$5/3 \text{Cr} + \text{Si} = 1/3 \text{Cr}_5\text{Si}_3$	-106,8	-112,0	-106,0	-114,8
3	$\text{Cr} + \text{Si} = \text{CrSi}$	-70,2	-73,7	-70,1	-75,1
4	$3 \text{Cr} + \text{Si} = \text{Cr}_3\text{Si}$	-134,9	-136,7	-131,7	-138,3
5	$1/2 \text{Cr} + \text{Si} = 1/2 \text{CrSi}_2$	-45,9	-48,1	-45,0	-47,2
6	$1/2 \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Si} + \text{Al} =$ $= \text{FeSi} + 1/2 \text{Al}_2\text{O}_3$	-360,2	-364,1	-367,2	-364,2
7	$5/6 \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Si} + 5/3 \text{Al} =$ $= 1/3 \text{Cr}_5\text{Si}_3 + 5/6 \text{Al}_2\text{O}_3$	-579,9	-535,5	-654,0	-521,7
8	$3/2 \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Si} + 3 \text{Al} =$ $= \text{Cr}_3\text{Si} + 3/2 \text{Al}_2\text{O}_3$	-948,4	-882,6	-978,9	-840,7

Силіцидні фази утворюються під час розкиснення оксидів хрому (реакції 6–8, табл. 2.12), причому з додаванням до складу шихти алюмінію суттєво цей процес інтенсифікується та підвищується екзотермічний ефект від взаємодії компонентів. Реакціям прямого синтезу перешкоджає інтенсивне окиснення порошкових складників шихти (Cr, Si). Тому під час напилення в краплинах, очевидно, спочатку відбуватимуться алюмотермічні реакції з утворенням силіцидів заліза та хрому, а вже потім – реакції прямого синтезу силіцидів внаслідок безпосередньої взаємодії Cr та Fe з Si. Алюмотермічні реакції з формуванням силіцидів хрому та заліза, як і реакції прямого синтезу, практично не залежать від температури в межах її зміни від 800 до 1800 К.

Аналогічні хімічні перетворення властиві і ПД зі шихтою (FeCr–Si–Fe–Al). У цьому випадку також можливе утворення силіцидів як внаслідок прямого синтезу, так і складних алюмотермічних реакцій. Не дивлячись на те, що у цьому

випадку реакції формування Cr_3Si та Cr_5Si_3 термодинамічно вигідніші, кількість силіциду заліза порівняно зі шихтою (Cr-Si-Al) зростає. Значна кількість тепла, яка виділяється під час екзотермічних реакцій, сприяє поліпшенню енергетичних умов формування покриттів.

Таблиця 2.13

Термодинамічні параметри реакцій для шихти ПД ($\text{Cr} + \text{Ti} + \text{B}_4\text{C} + \text{SiC} + \text{Al}$)

№ за/п	Реакції	$\Delta H_{800,}$	$\Delta G_{800,}$	$\Delta H_{1200,}$	$\Delta G_{1200,}$
		кДж/моль Ме			
1	$\text{Fe} + 1/3\text{B}_4\text{C} = 1/3\text{Fe}_3\text{C} + 4/3\text{B}$	16,55	24,90	15,60	22,40
2	$\text{Fe} + 1/3\text{SiC} = 1/3\text{FeC} + 1/3\text{Si}$	9,03	20,04	5,02	16,05
3	$\text{Al} + 1/4 \text{SiC} = 1/4 \text{Al}_4\text{C}_3 + 3/4 \text{Si}$	-17,10	2,86	-14,30	2,30
4	$\text{Al} + 3/4 \text{B}_4\text{C} = 1/4 \text{Al}_4\text{C}_3 + 3\text{B}$	-10,00	-3,15	-9,30	7,60
5	$\text{Cr} + 3/5 \text{SiC} = 1/5 \text{Cr}_5\text{Si}_3$	-23,90	-28,05	-24,90	-27,20
6	$\text{Cr} + 1/4 \text{SiC} = 1/12 \text{Cr}_5\text{Si}_3 + 1/12 \text{Cr}_7\text{C}_3$	-24,90	-28,60	-24,40	-28,10
7	$\text{Cr} + 6/19 \text{SiC} = 2/19 \text{Cr}_5\text{Si}_3 + 3/19 \text{Cr}_3\text{C}_2$	-26,20	-30,05	-25,40	-30,02
8	$\text{Fe} + 1/7 \text{B}_4\text{C} = 4/7 \text{FeB} + 1/7 \text{Fe}_3\text{C}$	-25,80	-44,40	-43,40	-53,50
9	$\text{Fe} + \text{SiC} = \text{FeSi} + \text{C}$	-21,50	-57,30	-30,90	-77,20
10	$\text{Cr} + 2/7 \text{B}_4\text{C} = 4/7 \text{CrB}_2 + 1/7 \text{Cr}_3\text{C}_2$	-63,80	-75,70	-62,10	-68,10
11	$\text{Fe} + 1/4 \text{B}_4\text{C} = \text{FeB} + 1/4 \text{C}$	-49,80	-79,10	-58,60	-93,30
12	$\text{Cr} + 1/2 \text{B}_4\text{C} = \text{CrB}_2 + 1/2 \text{C}$	-90,60	-91,40	-87,60	-92,60
13	$\text{Ti} + \text{SiC} = \text{TiC} + \text{Si}$	-97,10	-119,60	-106,50	-121,10
14	$\text{Ti} + 2/3 \text{SiC} = 1/3 \text{TiSi}_2 + 2/3 \text{TiC}$	-116,50	-139,60	-126,20	-152,90
15	$2 \text{Ti} + \text{SiC} = \text{TiSi} + \text{TiC}$	-121,10	-151,70	-142,60	-166,10
16	$\text{Ti} + 1/3 \text{B}_4\text{C} = 2/3 \text{TiB}_2 + 1/3 \text{TiC}$	-225,50	-222,10	-227,60	-219,00
17	$\text{Cr} + 3/4 \text{O}_2 = 1/2 \text{Cr}_2\text{O}_3$	-498,80	-464,90	-441,70	-413,90
18	$\text{Al} + 3/4 \text{O}_2 = 1/2 \text{Al}_2\text{O}_3$	-751,00	-707,30	-731,40	-638,80
19	$\text{Ti} + \text{O}_2 = \text{TiO}_2$	-400,30	-424,60	-364,90	-388,20

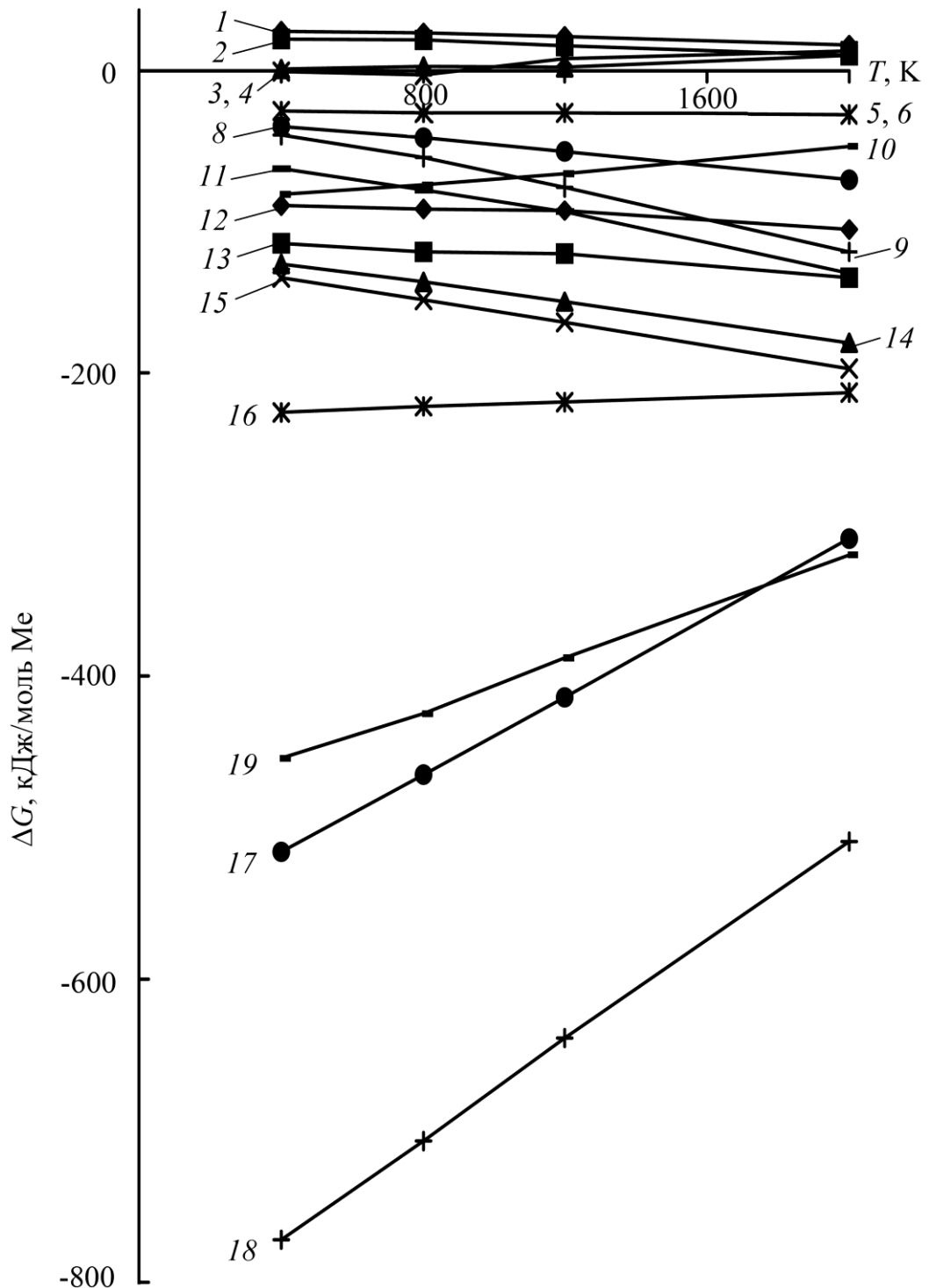


Рис. 2.14. Ізобарно-ізотермічний потенціал хімічних реакцій, наведених у табл. 2.13, які можливі під час плавлення ПД з шихтою (Cr + Ti + B₄C + SiC + Al).

У табл. 2.13 та на рис. 2.14 подано результати термодинамічного аналізу можливих реакцій між компонентами шихти ПД у системі (Cr–Ti–B₄C–SiC–Al). Вони свідчать про те, що реакції 1 та 2 за прийнятих температур взагалі неможливі, оскільки потенціал Гіббса при цьому додатний. Потенціали Гіббса для реакцій Cr++ SiC, Cr + B₄C, Fe + SiC та Fe + B₄C практично не відрізняються.

Тому вони можуть відбуватись одночасно. Найімовірнішими є реакції за участю титану (13–16, табл. 2.13). Внаслідок їх протікання виділяється найбільша кількість тепла. Оскільки процес нагрівання та плавлення ПД під час нанесення покриття відбувається в окиснювальному середовищі (в потужному струмені повітря), то інтенсивно перебігатимуть реакції окиснення (17–19, табл. 2.13). За достатньої дисперсності частинки титану можуть і повністю окиснитись, що унеможливить реакції 13–16. Власне таку важливу роль відводять алюмінію, який розкиснює оксиди титану і спричиняє реакції 13–16. Якщо у взаємодії бере участь хром та залізо, можливе виділення чистого вуглецю (реакції 9, 11, 12, табл. 2.13), який, окиснюючись, утворює захисне середовище і сприяє повнішому протіканню реакцій боридо- та карбідоутворення (рис. 2.14).

Калориметрія як метод оптимізації хімічного складу шихти ПД. За допомогою калориметричного методу визначали глибину та швидкість протікання реакцій між компонентами шихти ПД під час ЕДМ. Для реалізації калориметричних замірів розробили пристрій (рис. 2.15), який дає можливість стежити за тепловими процесами під час напилення різних за хімічним складом ПД.

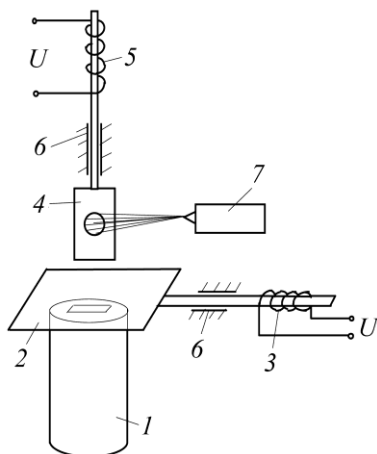


Рис. 2.15. Принципова схема реалізації калориметричного методу для визначення кількості тепла, яким запасається краплина розплаву металу:

1 – термос; 2 – засувка; 3, 5 – соленоїди; 4 – зразок, на який напилюють;

6 – напрямна; 7 – металізатор.

Принцип його роботи полягає ось у чому. На заздалегідь зважені лабораторні зразки у вигляді металевих пластин однакового розміру наносили покриття. Розмір пластин вибирали з розрахунку, щоб їхня поверхня, на яку напилюватимуть, була більшою, ніж діаметр факела металоповітряного потоку. Час розпилення був постійним і становив 5 с. Під час напилення лабораторний зразок був нерухомим, тобто напилювали однією

плямою. Відразу після напилення зразок швидко опускали в термос з водою при кімнатній температурі. Термос мав широке горло, закривався корком зі щільною для опускання зразка та отвором під термометр (звичайний ртутний з ціною поділки 0,1 К). Після напилення зразок автоматично за допомогою соленоїдів (рис. 2.15) опускали у термос. Отвір у термосі під зразок прикривали теплоізоляційною засувкою. За допомогою магнітного поля ще однієї електричної котушки, струм на яку подавали асинхронно до першої, цю засувку відкривали і закривали. Питому кількість теплоти, яка передається воді внаслідок охолодження зразка з нанесеним покриттям, визначали за формулою

$$Q = C \cdot V \cdot (T_2 - T_1) / (m_2 - m_1), \quad (2.7)$$

де C – питома теплоємність; V – об’єм води у термосі; T_1 та T_2 – відповідно початкова та кінцева температура води, К; m_1 та m_2 – відповідно маса пластини перед і після напилення.

Запропонована методика звичайно не враховує втрат тепла під час напилення. Проте, беручи до уваги те, що час напилення в усіх випробуваннях був постійним, вважали цю похибку сталою, яка найчастіше впливає на абсолютні значення теплоємності, проте не змінює їхнього співвідношення. Це дає можливість порівняти ПД з різним компонентним складом шихти, внаслідок взаємодії яких під час напилення виділяється різна кількість тепла. Змінюючи віддалі лабораторного зразка до ЕДМ за результатами замірів кількості виділеного тепла можна, крім того, якісно оцінювати швидкість екзотермічних реакцій.

На рис. 2.16 подано дані замірів кількості тепла, накопиченого у краплинах розплаву суцільного дроту та ПД. Найменше тепла виділяється за розпилення суцільного, однорідного в перерізі дроту зі сталі Св08А, а найбільше – під час розпилення ПД, шихта якого містить Ti, В₄С, SiC, Al. Результати калориметричних досліджень свідчать про те, що всі досліджені ПД виділяють більшу кількість тепла, ніж суцільні, що зумовлено екзотермічними реакціями.

Залежно від віддалі зразка до зони горіння дуги кількість тепла, яка виділялась під час розпилення ПД, суттєво залежала від типу реакцій (рис. 2.17).

Якщо компоненти шихти підібрано так що в основному між ними можуть реалізуватись алюмотермічні реакції, то максимальне тепловиділення спостерігається за віддалі між зразком і зоною горіння дуги приблизно 100 мм. За зростання цієї віддалі тепловиділення стрімко зменшується. Для ПД, під час розпилення яких відбуваються реакції боридоутворення, максимум тепловиділення спостерігали за віддалі між зразком та дугою, близькій до 200 мм. Знаючи кількість тепла, яка виділяється під час розпилення ПД, можна якісно оцінити температуру частинок, які утворюються за різних віддалей між лабораторним зразком і зоною горіння дуги:

$$T(K) = Q / C_{п.т}, \quad (2.8)$$

де Q – тепло, яке віддають частинки розпиленого металу; $C_{п.т}$ – питома теплоємність розпилюваного металу.

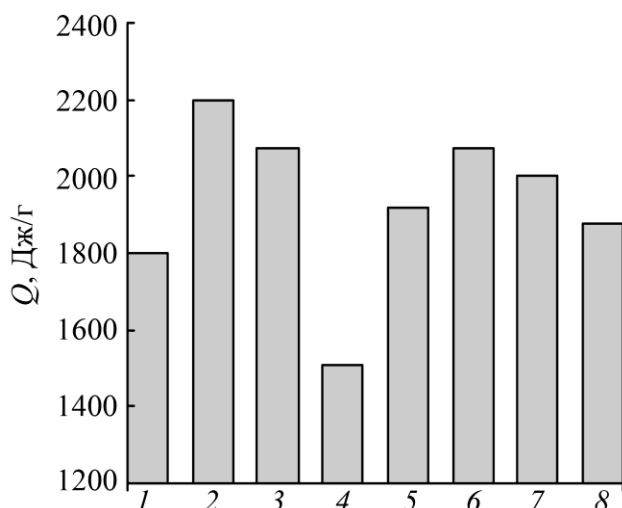


Рис. 2.16. Питомий тепловміст краплин залежно від складу шихти ПД. Віддалі

ПД. Віддалі

до дуги під час розпилення 100 мм.

1 – Cr–Si–Al; 2 – Ti + B₄C +

+ SiC + Al; 3 – ФХБ + Al;

4 – Св08А; 5 – Cr + B₄C +

+ SiC + Al; 6 – FeCr + Al;

7 – TiO₂ + Al; 8 – Cr₂O₃ + Al +

+ TiO₂ + Si.

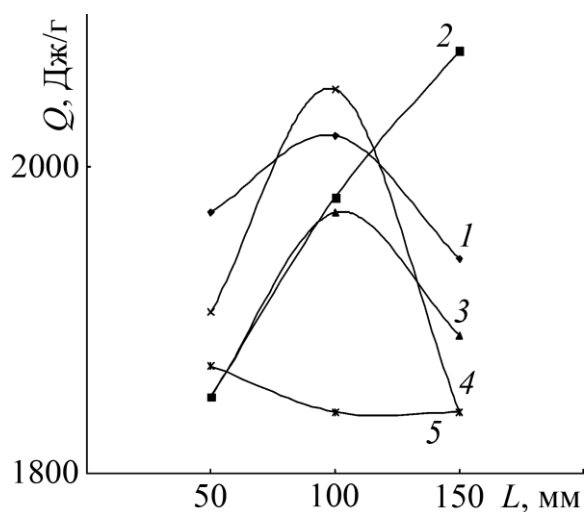


Рис. 2.17. Залежність питомої теплоємності краплин від віддалі до зони горіння дуги

горіння дуги

під час розпилення ПД

з різною шихтою:

1 – TiO₂ + Al;

2 – Cr + B₄C + SiC + Al;

3 – Cr₂O₃ + Al + TiO₂ + Si;

4 – FeCr + Al;

5 – Св 08 А.

На рис. 2.18 наведено відомі з дані [148] про теплоємність тих елементів чи сполук, які використовували як шихтові матеріали. При температурі плавлення кожен з компонентів активно поглинає тепло і температура при цьому не зростає. Як випливає з рис. 3.9б, найбільшу кількість тепла під час плавлення поглинає кремній, який, охолоджуючись, віддаватиме накопичене тепло. Таким чином, його слід розглядати як потужний акумулятор теплової енергії.

Питому теплоємність матеріалу, одержаного шляхом розпилення ПД, важко визначити точно. Для цього необхідно знати як якісний, так і кількісний склад розпилюваного матеріалу. Оскільки під час напилення часто утворюються не фази, а пересичені тверді розчини і реалізуються дуже високі швидкості охолодження, то в першому наближенні можна припустити, що теплоємність продуктів розпилення ПД визначатиме суперпозиція теплоємностей компонентів ПД. За такого припущення можна якісно оцінити температуру розплавленої краплини, яка летить від зони горіння дуги до поверхні, на яку напилюють (рис. 2.19).

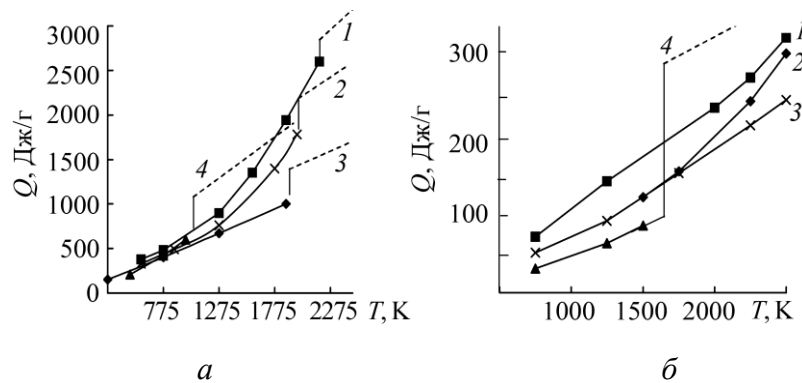


Рис. 2.18. Залежність тепловмісту (*a* – Cr (1), Ti (2), Sv 08 A (3) та Al (4);
б – V₄C (1); CrB₂ (2); SiC (3); Si (4)) від температури нагрівання.

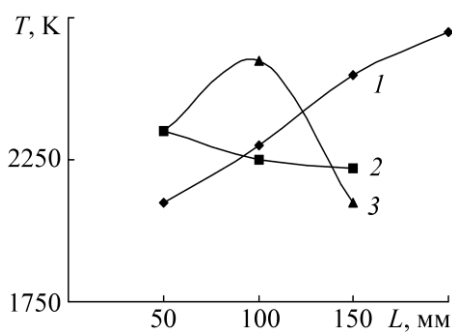


Рис. 2.19. Залежність температури краплини T , одержаної під час розпилення ПД, від віддалі до дуги L та складу ПД:
 1 – Cr + V₄C + SiC + Al;
 2 – Sv 08A; 3 – ФХБ + Al.

Під час розпилення суцільного дроту температура краплин плавно знижується зі зростанням їх віддалі від зони горіння дуги. Що ж стосується краплин,

які утворюються за розпилення ПД, то внаслідок алюмотермічних реакцій між компонентами шихти максимальна їх температура реалізується на віддалі ≈ 100 мм від зони горіння дуги. З подальшим віддаленням температура краплини доволі швидко знижується. Краплини, які утворюються з ПД, шихта якого містить компоненти, що забезпечують реакції боридо- та карбідотворення, мають високу температуру на всьому проміжку від зони горіння дуги до напилюваної поверхні.

Отже, температура крапель розпилюваних матеріалів є достатньо високою, що забезпечує умови для кипіння значної частини компонентів. Екзотермічні реакції, які відбуваються між компонентами шихти ПД, сприяють підвищенню температури краплин на 300...500 К.

2.4. Вплив складу шихти порошкових дротів та параметрів напилювання на структуру та мікрогетерогенність покриттів

Вплив тиску повітря. Вплив тиску розпилювального повітря вивчали на покриттях з ПД Х6Ю8Р3. Переважно тиск під час формування електродугових покриттів знаходиться в діапазоні 0,3...0,6 МПа. Диспергувальна дія струменя повітря за нижчого тиску незначна і краплини, які утворюються при цьому із розплаву ПД, є доволі великі за розмірами (їх діаметр досягає 500 мкм). Швидкість польоту таких краплин невелика та не перевищує 20 м/с. Під час удару об поверхню напилювання вони дещо деформуються, розбризкуються, формуючи грубодисперсне покриття (рис. 2.20а). Його поруватість при цьому становить 5...7%.

Через високу теплову енергію краплин ламелі покриттів частково зварюються між собою під час їх кристалізації. На окремих ділянках покриттів з'являються мікротріщини, спричинені напруженнями розтягу першого роду, що виникають у покриттях. Зі збільшенням тиску струменя повітря до 0,6 МПа розмір краплин зменшується від 500 до 60 мкм, що сприяє суттєвому подрібненню його структури (рис. 2.20б). При цьому швидкість польоту краплин розплавленого металу збільшується від 20 до 100 м/с. Ці краплини з великою силою вдаряються об поверхню напилювання, сильно розплющуються і утворюють тонші ламелі, співвідношення довжини до ширини яких змінюється

від 3:2 (за низького тиску струменя повітря) до 5:1 (за вищого). Покриття, сформовані за вищого тиску струменя повітря, мають більшу гетерогенність і більше меж поділу з оксидними плівками вздовж них. У цих плівках виявлені оксиди Al_2O_3 , Cr_2O_3 і Fe_2O_3 . Незалежно від тиску струменя повітря серед основних фаз у покриттях, матричною фазою яких є твердий розчин алюмінію і хрому в $\alpha\text{-Fe}$, виявлено дисперсні включення бориду заліза, легованого хромом $(\text{Fe, Cr})_2\text{B}$ [131].

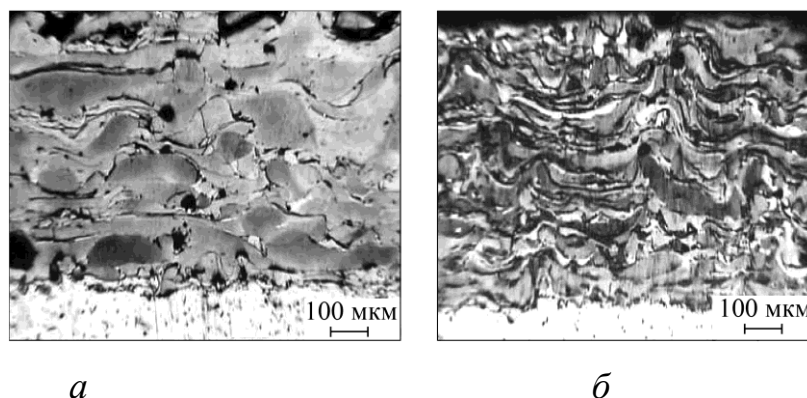


Рис. 2.20. Структура покриттів з ПД Х6Ю8Р3, напилених за тиску повітря 0,3 (а) та 0,6 (б) МПа і параметрів напилювання:

$$U = 32 \text{ В}, I = 150 \text{ А}, L = 100 \text{ мм.}$$

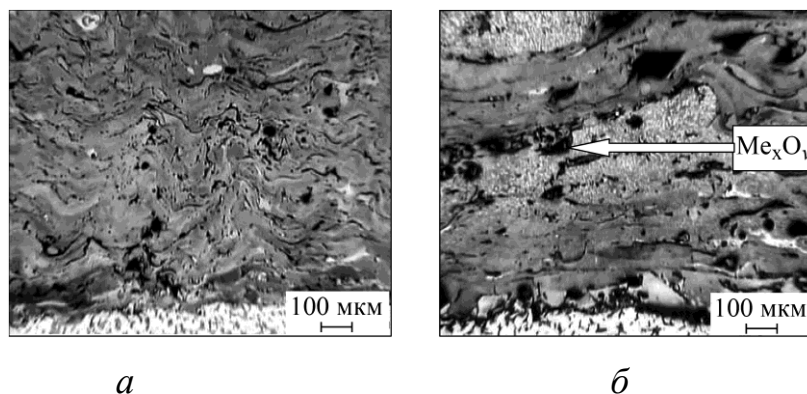


Рис. 2.21. Мікроструктура покриттів із ПД Х6Ю8Р3, розпилених за сили струму $I = 300 \text{ А}$ з віддалі напилювання $L = 100 \text{ мм}$ (а) та за струму $I = 150 \text{ А}$, з віддалі $L = 30 \text{ мм}$ (б) за параметрів напилювання: $U = 32 \text{ В}$, $P = 0,65 \text{ МПа}$.

Вплив сили струму напилення. Під час формування покриттів із ПД переважно використовують силу струму 100...300 А. Зі збільшенням струму від 150 до 300 А гетерогенність покриттів зменшується, в них менше оксидів (рис. 2.21а). Проте нанесення покриттів за високої сили струму може викликати перегрівання деталей та покриттів і, як наслідок, сприяти їх інтенсивному окис-

ненню і відшаруванню. Що більше елементів легування (хрому, алюмінію та силіцію) містить шихта ПД, то більші струми можна використовувати під час їх розпилювання без загрози виникнення окиснення та відшарування покриттів від основи.

Вплив дистанції напилення. Оптимальною дистанцією напилювання загальноприйнято вважати віддаль від дуги до поверхні від 50 до 150 мм. За цими межами якість напилених покриттів стрімко знижується. Під час ЕДМ розпилений пучок розплавлених краплин рухається в межах конуса з кутом біля вершини 15...20°. Зі зменшенням дистанції розпилювання зростає кількість розплавлених краплин, які кристалізуються на металевій поверхні, що знижує швидкість кристалізації і подальшого охолодження покриттів. Крім того, зі зменшенням дистанції розпилювання (менш ніж 50 мм) у покриттях з'являються більше великих ламелей із оксидів, а також суттєво збільшується їх поруватість (рис. 2.21б).

Під час виготовлення ПД протягують через мильну пудру, а тоді (перед нанесенням покриттів) прогрівають за температури 220...240°C. При цьому мильна плівка на зовнішній поверхні ПД збагачується вуглецем та різними домішками. Вуглець у зоні розплаву електродних дротів (рис. 2.22а) реагує з киснем (за реакцією $C + O_2 = CO_2$) захищаючи так зовнішню поверхню ПД та розплав від окиснення.

Внутрішня поверхня сталеві оболонки ПД поблизу зони розплаву, де температура досягає понад 1500°C, взаємодіє з киснем, який завжди є у порожнинах шихти ПД, з утворенням великих (завбільшки 200...300 мкм у поперечнику) оксидів на основі заліза (рис. 2.22б). Алюміній, що є у шихті ПД, у зоні 2 плавиться і відновлює оксиди заліза (за реакцією: $2/m Me_nO_m + 4/3 Al = 2 n/m, Me + 2/3 Al_2O_3$). При цьому формується розплав оксиду алюмінію, під час диспергування якого з'являються окремі краплини. Саме вони формують ламелі з оксидів у структурі покриття.

Причини виникнення мікрогетерогенності покриттів з ПД. В основному мікрогетерогенність МГ покриттів зумовлюють хімічний склад шихти ПД та параметри їх напилювання. Через швидкоплинність процесів, що відбуваються

під час нанесення електродугових покриттів, шихтові матеріали ПД не встигають повністю розчинитись у розплаві оболонки, щоб утворити гомогенний розплав.

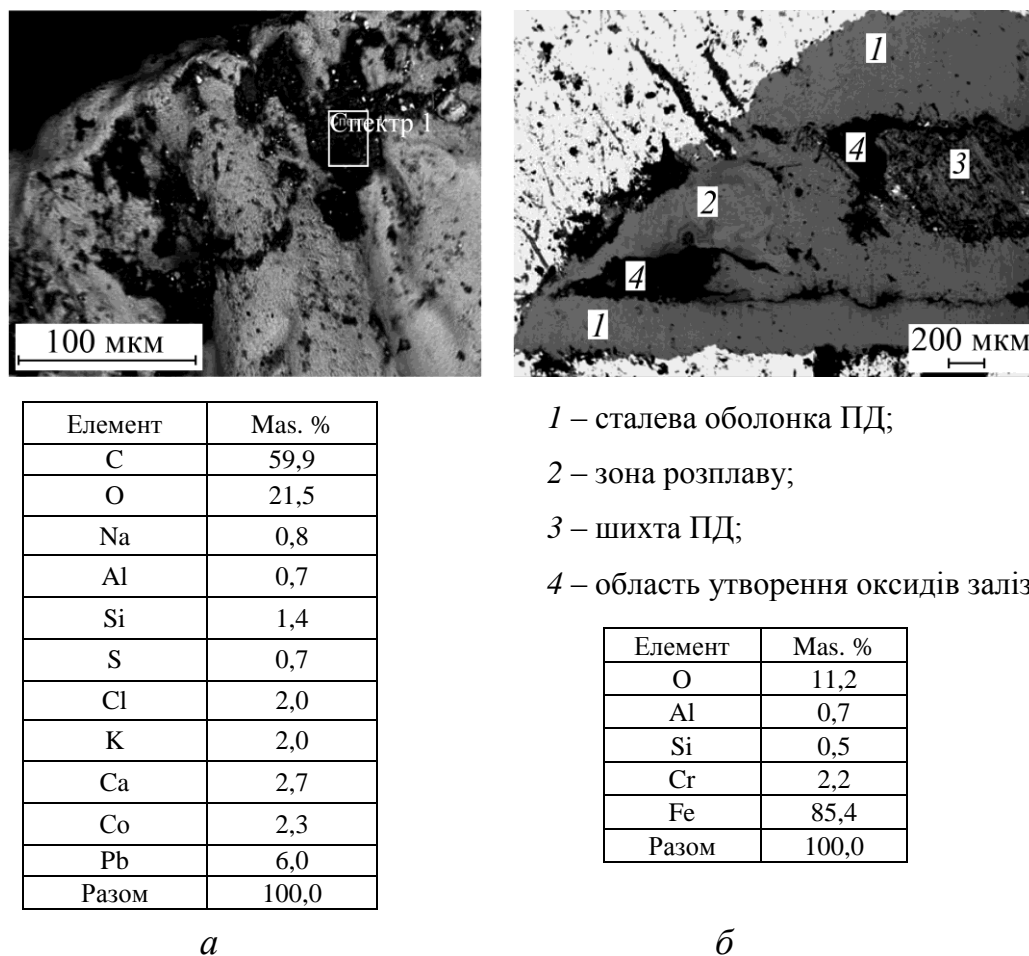


Рис. 2.22. Край торця ПД та спектр частки графіту, утвореної з мильної плівки (а), та поздовжній переріз кінця ПД після розпилювання (б).

Краплини, які виникають під час диспергування розплаву ПД струменем повітря, і структурні складники покриттів відрізняються за хімічним складом. Зона розплаву ПД не утворює загальної ванни (рис. 2.23), як це відбувається під час отримання шарів наплавленням. Вона невелика за об'ємом і неоднорідність розплаву зберігається навіть на її кінці, звідки краплини відриваються.

Металографічний аналіз краплин, виловлених сніговою мішенню на віддалі 150 мм від дуги, виявив, що поряд із краплинами, які суттєво відрізняються за хімічним складом, трапляються окремі з очевидним градієнтом за вмістом компонентів всередині (рис. 2.24б).

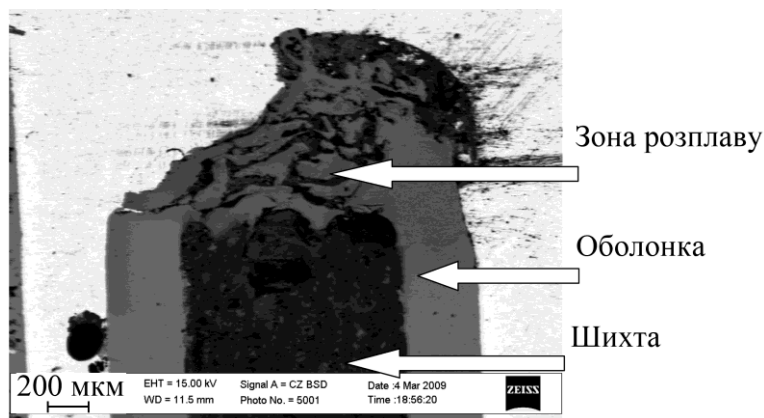


Рис. 2.23. Поздовжній переріз торця ПД після припинення розпилювання.

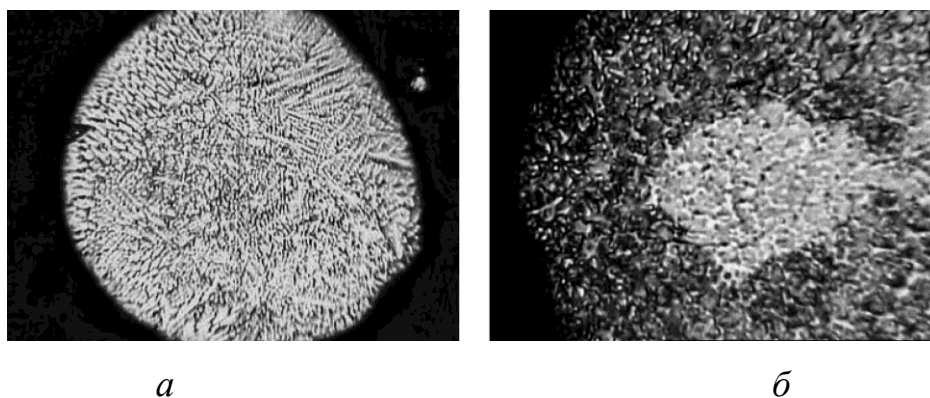
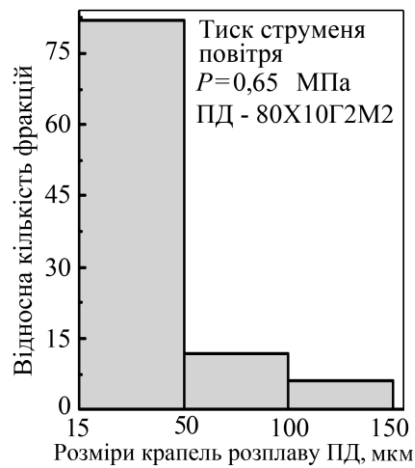
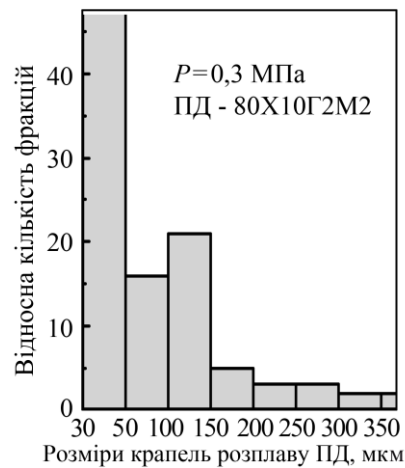


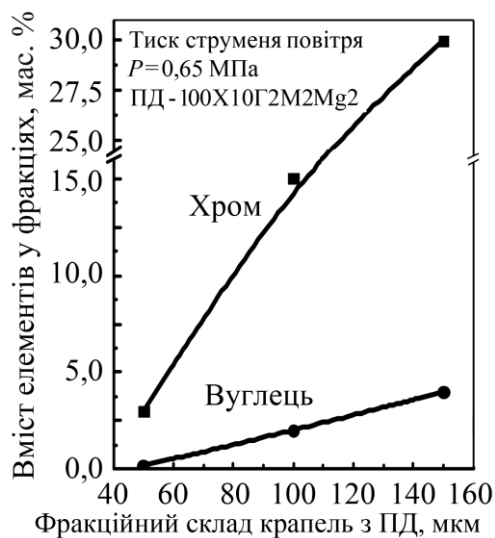
Рис. 2.24. Структура краплин, виловлених сніговою мішенню під час розпилення ПД Х6Ю8Р3 ($\times 500$).

Упродовж польоту до поверхні напилювання із краплин інтенсивно вигоряє вуглець. Причому із більших – менш інтенсивно, ніж з дрібніших. Розподіл краплин за розмірами під час напилювання покриттів залежить від технологічних параметрів їх нанесення. Зокрема, зі зростанням тиску повітряного струменя від 0,3 до 0,6 МПа максимальний діаметр краплин зменшується від 400 до 150 мкм, а мінімальний – від 30 до 15 мкм (рис. 2.25а, б). На відміну від суцільних дротів, розплав ПД в'язкіший, що спричиняють оксиди та нерозплавлені тугоплавкі карбіди, бориди або чисті метали молібдену або вольфраму. Зокрема, за однакових параметрів напилювання (наприклад, за тиску струменя повітря 0,6 МПа) максимальний розмір краплин, отриманих розпиленням суцільного дроту зі сталі 08, не перевищував 100 мкм, тоді як краплини з ПД досягали навіть 160 мкм. Мінімальний розмір краплин зі суцільного дроту становив 8 мкм, а з ПД – 15 мкм.



а

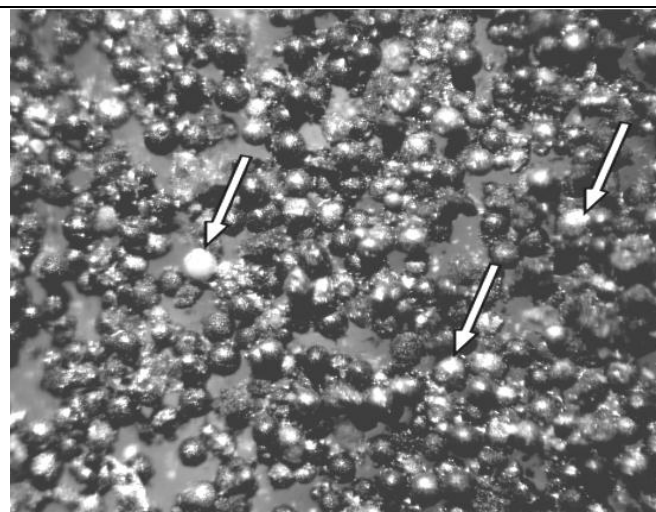
б



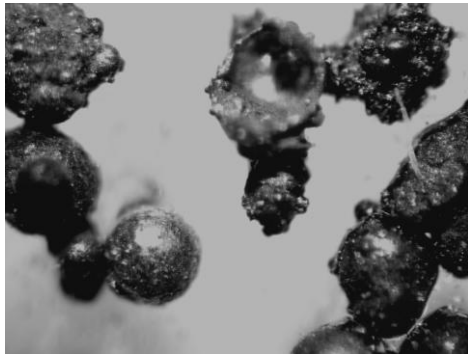
в

Рис. 2.25. Розподіл за розмірами крапель розплаву ПД 80X10Г2Mg2 за тиску струменя повітря під час розпилювання 0,3 (а) і 0,6 (б) МПа та вміст елементів легування в краплинах розплаву ПД X6Ю8Mg2 залежно від їх діаметра d (в).

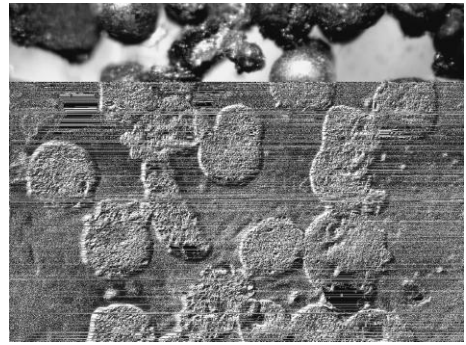
Рис. 2.26. Краплини розплаву ПД, напилені у снігову мішень. Стрілками вказано застиглі краплини оксиду алюмінію.



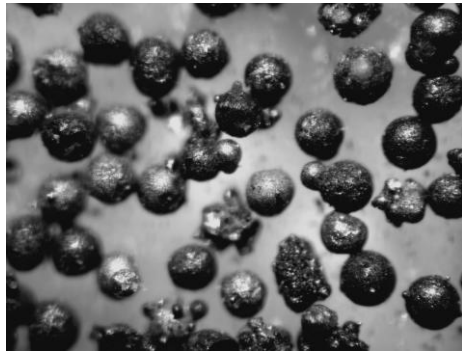
Загалом розпилені струменем повітря краплини мають форму кульок (рис. 2.26). У невеликій кількості траплялися також порожнинні кульки та нерозплавлені часточки тугоплавкої шихти.



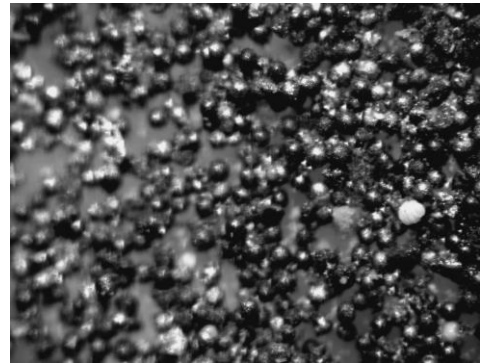
200...300 мкм



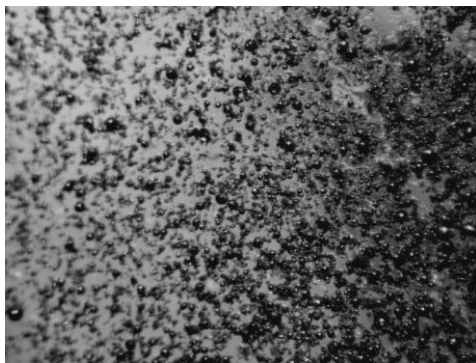
100...150 мкм



50...100 мкм



30...50 мкм



8...25 мкм

Рис. 2.27. Вигляд краплин різних фракцій, вловлених сніговою мішенню під час розпилювання ПД Х6РЗЮ8.

У струмені повітря краплини різного діаметра рухаються з різною швидкістю. За тиску повітря 0,6 МПа та дистанції розпилення 100 мм краплини діаметром 50 і 300 мкм мають швидкість 120 і 40 м/с відповідно. Під час удару (діаметром понад 300 мкм) об поверхню напилювання великі краплини розбризкуються. Відбиті від поверхні вторинні краплини повторно захоплюють потік повітря і вже практично у твердому стані вони осідають на поверхню напилювання, погіршуючи фізико-механічні властивості покриттів. Малі краплини (діаметром менш ніж 20 мкм) здуваються відбитим від поверхні потоком повітря і практично не беруть участі у формуванні покриттів, через що збільшуються непродуктивні втрати матеріалу для напилювання. Краплини

меншого діаметра формуються із частини негомogeneous розплаву з меншою в'язкістю та меншим вмістом елементів легування. У більших краплинах вміст елементів легування вищий, ніж у менших (рис. 2.25в).

Під час польоту до поверхні напилювання з краплин інтенсивно вигоряє вуглець. Зі збільшенням тиску повітряного струменя, напруги горіння дуги та дистанції напилювання інтенсивність знеуглечування зростає. Для суцільних дротів вона висока та становить 75...80%, тоді як у ПД суттєво менша і становить 12...35% для ПД з шихтою на основі карбідів хрому і 45...55% – з шихтою, в якій вуглецевмісним елементом є графіт.

На основі експериментальних результатів запропоновано емпіричну формулу для визначення кількості вуглецю в покритті, яка залежить від технологічних параметрів напилювання та складу порошкових дротів:

$$\% C_{\text{покр}} = \% C_{\text{ПД}} (\% C_{\text{Г}} \cdot 0,5 + \% C_{\text{К}} \cdot 0,8) \cdot [1 - (L - 50) / 500] \cdot [(1 - (U - 28) / 100)] \times [1 - (P - 4) / 15], \quad (2.9)$$

де $\% C_{\text{покр}}$ – вміст вуглецю у покритті, мас. %; $\% C_{\text{ПД}}$ – вміст вуглецю в ПД, мас. %; $\% C_{\text{Г}}$ – вміст вуглецю в ПД за вмісту графіту, мас. %; $\% C_{\text{К}}$ – вміст вуглецю в ПД за вмісту карбідів, мас. %; L – дистанція напилювання, мм; U – напруга горіння дуги, В; P – тиск струменя повітря, МПа.

Мікрогетерогенність покриттів. Для її оцінювання ввели коефіцієнт $K_{\text{МГ}}$:

$$K_{\text{МГ}} = \frac{\sum_{i=1}^n (c_i - c_{\text{сер}})^2}{n \cdot c_{\text{сер}}^2} \quad (2.10)$$

де n – кількість прямокутних ділянок площею $35 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^2$, на яких визначали спектральний вміст кожного елемента в покритті, c_i – вміст кожного з елементів легування в межах окремої ламелі, $c_{\text{сер}}$ – середній вміст елемента у покритті.

Коефіцієнт $K_{\text{МГ}}$ характеризує відхилення вмісту кожного з елементів легування в межах окремої ламелі c_i від його середнього вмісту $c_{\text{сер}}$ у покритті. Загалом він свідчить про повноту сплавлення шихти та оболонки. Якщо шихта та оболонка сплавляються повністю з утворенням гомогенного розплаву, то сформоване з нього покриття також буде гомогенним. У цьому випадку коефіцієнт прямує до нуля. Коли ж шихта та оболонка не сплавляються, то прямує до одиниці.



Рис. 2.28. Розподіл хрому на довжині 1 мм в покритті з ПД X10Ю6Mg2.

Розподіл хрому в покритті з дуже високою мікрогетерогенністю наведено на рис. 2.28. У деяких ламелях практично відсутній хром, проте в інших його понад 15 мас. % за середнього вмісту у покритті на рівні 10 мас. %.

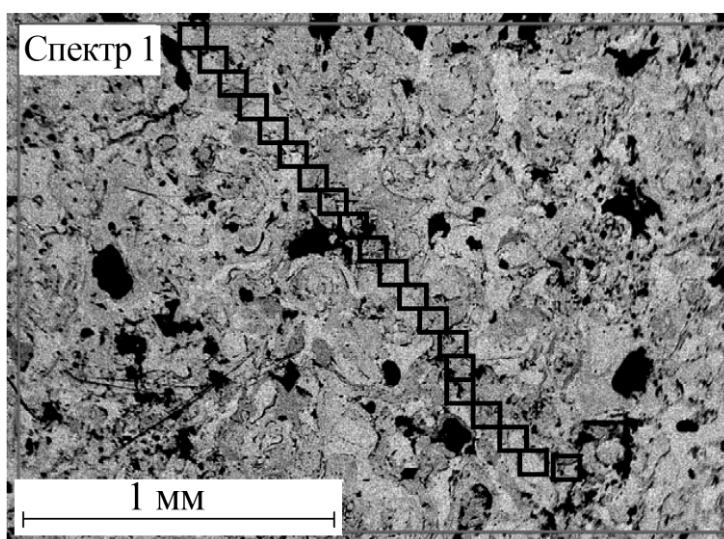


Рис. 2.29. Схема визначення локального вмісту елементів легування у матричній фазі покриття.

Практично для експериментального визначення K_{MG} порівнюють інтегральний вміст конкретного елемента легування $c_{сер}$ на ділянці площею 10 мм^2 з його локальним вмістом c_i на прямокутних площею $35 \cdot 10^{-4} \text{ мм}^2$, які за розміром сумірні зі середньою площею ламелей у покриттях (рис. 2.29).

Визначають коефіцієнт K_{MG} покриття як мінімум на п'яти ділянках, які розташовані одна від одної на віддалі 5 мм по ширині плями пучка напилення, 25...30 мм. Значення K_{MG} із цих ділянок усереднюють.

Встановлено, що K_{MG} покриттів зростає з підвищенням температури плавлення шихтових матеріалів. Наприклад, за додавання до шихти ПД порошоків молібдену ($T_{пл} = 2900^\circ\text{C}$) або вольфраму ($T_{пл} = 3400^\circ\text{C}$) вони не встигають розчинитися у розплаві сталеві оболонки і тому з'являються у структурі покриттів у вільному

вигляді, посилюючи $K_{\text{МГ}}$. Феросплави на їх основі мають температуру плавлення, близьку до такої ПД ($T_{\text{пл}} = 1900^{\circ}\text{C}$), тому розчиняються в розплаві сталеві оболонки і, як наслідок, Мо і W з'являються в структурі покриттів у вигляді твердого розчину. При цьому МГ покриттів зменшується.

Якщо до складу шихти ПД ввести порошки феросплавів молібдену чи вольфраму у вигляді крупних частинок розміром 150...300 мкм, то такі частинки не повністю розчиняються в розплаві сталеві оболонки і лише частина молібдену чи вольфраму переходить у твердий розчин краплин, що утворюють покриття. Якщо розмір частинок тугоплавких феросплавів менший за 50 мкм, то такі частинки повністю розчиняються у розплаві сталеві оболонки і, як результат, практично повністю перебуватимуть у твердому розчині напиленого покриття.

З додаванням до шихти ПД компонентів, які між собою або з оболонкою утворюють евтектики (Fe–B, Cr–B, Mo–B, Ni–B), $K_{\text{МГ}}$ покриттів зменшується, а з додавання тугоплавких елементів (Mo, W) – збільшується.

Для кращого плавлення шихтові матеріали ПД необхідно створювати із компонентів, що формують між собою евтектику. Це сприяє швидкому та повнішому сплавленню шихти та оболонки.

За наявності у складі шихти ПД таких компонентів, як хром, алюміній, бор та нікель, які забезпечують розплав ПД високу стійкість до окиснення, на поверхні такого розплаву з ПД утворюється тонка плівка оксидів заліза, легованих алюмінієм та хромом (рис. 2.30а), але зустрічаються вже сформовані ділянки чистого оксиду алюмінію. На ділянках торця ПД з високою концентрацією хрому оксидна плівка практично відсутня (рис. 2.30б).

На основі даних про локальний вміст аналізованих елементів у межах окремих ламелей покриття з ПД Х13Ю6Н4 (рис. 2.29) та замірів їх інтегрального вмісту $c_{\text{сер}}$ за формулою (2.10) визначили коефіцієнт $K_{\text{МГ}}$, який для хрому, алюмінію та нікелю становить відповідно 0,08, 0,06 та 0,06.

За додавання до складу шихти ПД на основі тугоплавких боридів хрому порошку самофлюсу (сплав ПГ-10Н-01) МГ покриттів суттєво знижується, а коефіцієнт $K_{\text{МГ}}$ зменшується до 0,06.

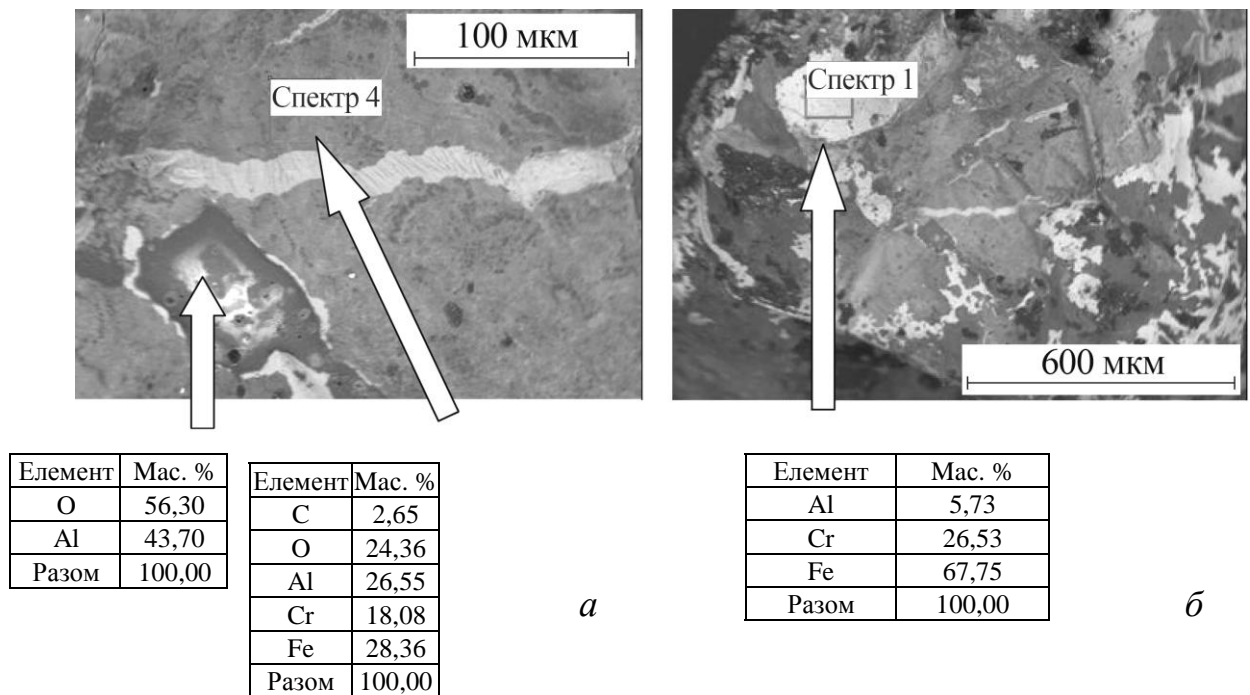


Рис. 2.30. Структура та хімічний склад оксидів заліза, легованих алюмінієм та хромом, та часточки чистого оксиду алюмінію на торці оплавленого ПД після напилювання (а), структура та хімічний склад поверхневого шару на торці оплавленого ПД з високою концентрацією хрому, на якому оксидна плівка практично відсутня (б).

Таблиця 2.14

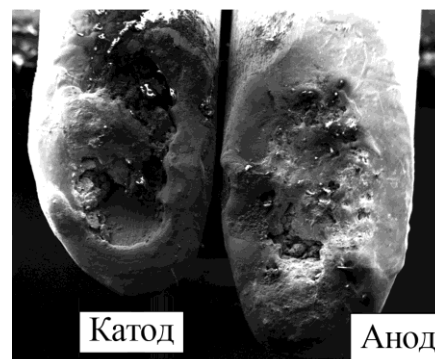
Локальний вміст хрому, алюмінію та нікелю в межах окремих ламелей у покритті ПД Х13Ю6Р3Ni4

Елемент	Вміст, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	12,2	13,0	15,0	12,0	13,0	16,0	13,9	13,1	15,9	16,8	14,1
Al	4,8	5,0	5,0	5,1	4,9	4,4	6,3	4,7	3,4	5,1	4,9
Ni	7,0	6,7	5,9	6,5	7,0	6,7	6,2	6,7	5,4	5,0	6,3

Магній та алюміній найбільше впливають на значення K_{Mg} . У зоні плавлення ПД магній випаровується та утворює тугоплавкі дисперсні оксиди MgO ($T_{пл} = 2900^{\circ}C$), які осаджуються на частинках інших шихтових матеріалів, блокують сплавляння розплаву шихти та сталевій оболонки. Це ілюструють знімки оплавлених торців ПД Х6Ю8Mg2 після зупинки напилення, на яких шихта та оболонка практично не формують гомогенного розплаву (рис. 2.31). Торець

електрода з ПД, який є катодом, оплавлений гірше, ніж той, що був анодом, і тому він може стати джерелом нерозплавлених частинок шихти. Це пояснюють тим, що під час ЕДН в активній плямі дуги на аноді виділяється на 30% більше тепла, ніж на катоді.

Рис. 2.31. Вигляд торців ПД Х6Ю8Mg2 після припинення напилювання.

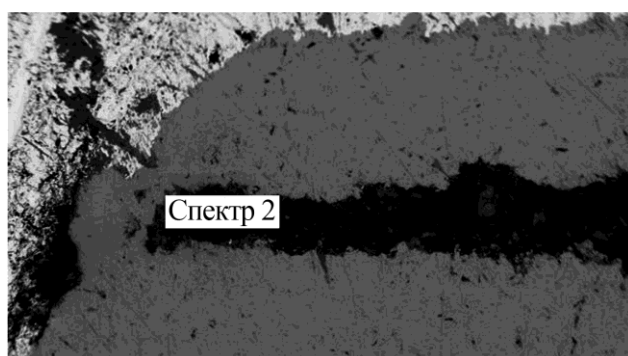


У межах окремих ламелей покриття з ПД Х10Ю2Mg2 (табл. 2.15) коефіцієнти МГ для хрому та алюмінію становили відповідно 0,59 та 0,56.

Таблиця 2.15

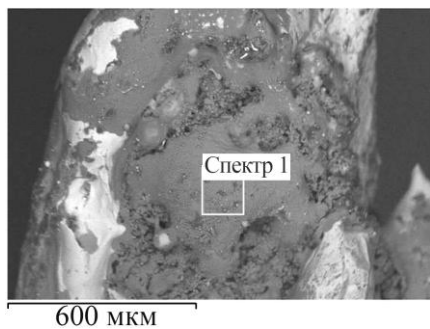
Локальний вміст хрому та алюмінію в межах окремих ламелей у покритті ПД Х10Ю2Mg2

Елемент	Вміст, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	26,0	2,5	3,8	10,3	6,6	22,8	8,4	14,2	2,8	18,6	11,6
Al	1,5	3,6	0,65	0,75	0,94	0,85	0,98	0,84	3,43	1,22	1,48

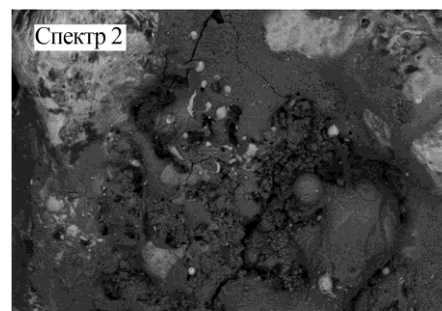


Елемент	Мас. %
O	28,15
Mg	33,42
Al	21,00
Si	0,57
Cr	4,42
Fe	12,44
Разом	100,00

Рис. 2.32. Макроструктура та інтегральний вміст елементів у зоні поблизу оплавленого торця ПД Х10Ю2Mg2 після напилювання.



600 мкм



600 мкм

Елемент	Мас. %
C	22,25
N	11,13
O	21,62
Na	0,34
Mg	21,97
Al	7,45
Si	0,81
Cl	0,23
K	0,26
Ca	1,25
Cr	5,19
Fe	7,50
Разом	100,00

a

Елемент	Мас. %
C	15,03
O	13,48
Mg	5,27
Al	2,87
Cr	3,11
Mn	0,40
Fe	59,84
Разом	100,00

б

Рис. 2.33. Мікроструктура та вміст хімічних елементів у різних частинах торцевої зони оплавленого ПД X10Ю2Mg2 після напилювання.

За наявності у складі шихти магнію на торці ПД утворюється більша кількість оксидів. Магній взаємодіє із киснем, який знаходиться у порах шихти, формує оксиди і блокує сплавлення шихти та оболонки ПД (рис. 2.32).

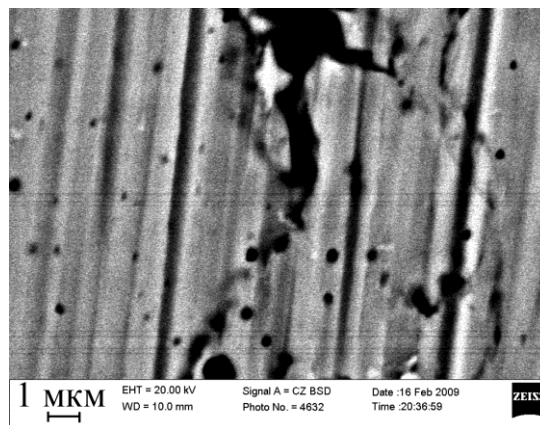
Якщо вміст магнію у шихті ПД перевищує необхідний для зв'язування кисню, що знаходиться у порах шихти, то його надлишок взаємодіє з азотом повітря та утворює нітриди магнію (рис. 2.33а). Термодинамічний аналіз підтверджує, що азот із повітря може взаємодіяти з титаном, хромом, алюмінієм або магнієм з формуванням нітридів тільки тоді, коли кисень з повітря зв'язаний в оксидах, термодинамічна енергія яких є менша. Оксиди, які виникають поблизу сталеві оболонки, не містять азоту (рис. 2.33б).

Покриттям з ПД, шихта яких містить магній, властиве дуже високе значення K_{Mg} . Причому шихтові матеріали неповністю сплаваються із розплавом сталеві оболонки. У структурі покриття переважають ламелі ферохромбору,

слаболегованого алюмінієм, та ламелі, утворені зі сталевї оболонки, слаболеговані алюмінієм та хромом.

Крім того, у покритті виявлено нітриди, розміри яких не перевищують 200...300 нм (рис. 2.34).

Рис. 2.34. Дисперсні нітриди в покритті із ПД Х10Ю2Мg2.



Порошок алюмінію у шихті ПД також посилює K_{MG} покритті. Частинки алюмінію вкриті тонкою тугоплавкою оксидною плівкою Al_2O_3 ($T_{пл} = 2200^\circ C$). У зоні плавлення ПД така плівка ускладнює утворення гомогенного розплаву. Водночас алюміній слабше, ніж магній, впливає на K_{MG} покриттів. Вже за вмісту у шихті ПД 2 мас. % магнію коефіцієнт K_{MG} покриття може становити понад 0,6 (рис. 2.35a).

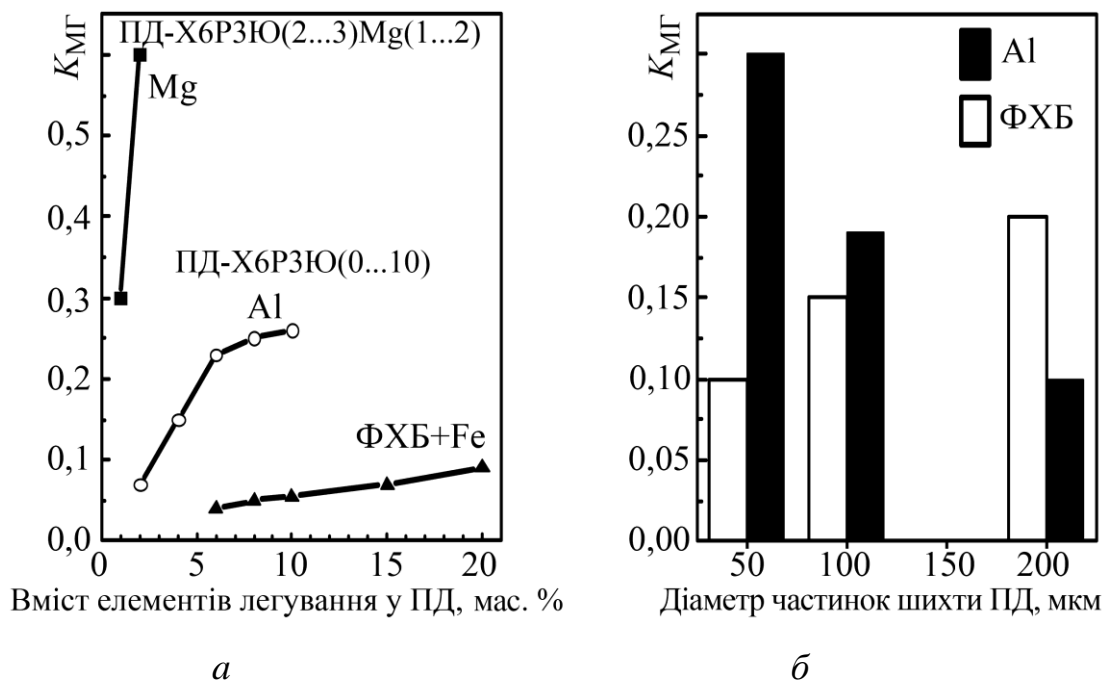


Рис. 2.35. Вплив вмісту компонентів (а) та діаметра частинок (б) шихти ПД на коефіцієнт K_{MG} покриттів.

Водночас за наявності в шихті ПД до 40 мас. % (це відповідає 6 мас. % в ПД) порошку алюмінію дисперсністю 40 мкм значення $K_{\text{МГ}}$ покриття дещо перевищує 0,2. Зі зменшенням діаметра частинок алюмінію у шихті ПД кількість оксидної фази на їх поверхні збільшується і, як наслідок, МГ покриття зростає (рис. 2.35б, білі стовпчики). І, навпаки, під час використання менших частинок феросплавів (або карбідів чи боридів) МГ покриттів знижується, що зумовлено швидшим та повнішим їх розчиненням у розплаві сталеві оболонки (рис. 2.35б, чорні стовпчики).

Застосовуючи іншу технологію замикання країв сталеві оболонки ПД, можна зменшити внутрішні порожнини у шихті і кількість кисню в порах.

Фазовий стан покриттів з ПД доцільно визначати за відомими структурними діаграмами Шефлера, Потака–Сагалеви́ча, Де-Лонга, WRC-1992 тощо, запропонованими для кількісного оцінювання фазового складу литва або наплавленого металу. Під час їх використання для електродугових покриттів з ПД враховували їх суттєву МГ на макро- і на мікрорівнях [132]. Фазовий склад напилених покриттів з різною МГ визначали за діаграмою Потака–Сагалеви́ча (рис. 2.36). На осі абсцис відкладали хромовий еквівалент утворення фериту $\text{Cr}_{\text{екв}}^{\text{ф}}$, який враховує вплив всіх інших елементів легування (відносно впливу хрому) на утворення δ -фериту:

$$\begin{aligned} \text{Сфекв} = \% \text{Cr} - 1,5 \cdot \% \text{Ni} + 2 \cdot \% \text{Si} - 0,75 \cdot \% \text{Mn} - \\ - \text{Кф} (\% \text{C} + \% \text{N}) + \% \text{Mo} + 4 \cdot \% \text{Al} + 4 \cdot \% \text{Ti} + 1,5 \cdot \% \text{V} + \\ + 0,5 \cdot \% \text{W} + 0,9 \cdot \% \text{Nb} - 0,6 \cdot \% \text{Co} - 0,5 \cdot \% \text{Cu}. \end{aligned} \quad (2.11)$$

Вздовж осі ординат – хромовий еквівалент утворення мартенситу Смекв , що враховує вплив всіх інших елементів легування (також відносно впливу хрому) на формування мартенситу:

$$\begin{aligned} \text{Смекв} = 29 - [\% \text{Cr} + 1,5 \cdot \% \text{Ni} + 0,7 \cdot \% \text{Si} + 0,75 \cdot \% \text{Mn} + \\ + \text{KM} (\% \text{C} + \% \text{N}) + 0,6 \cdot \% \text{Mo} + 1,5 \cdot \% \text{V} + 1,1 \cdot \% \text{W} + \\ + 0,2 \cdot \% \text{Co} + 0,2 \cdot \% \text{Cu} + 1,9 \cdot \% \text{Ti} - 0,1 \cdot \% \text{Al}]. \end{aligned} \quad (2.12)$$

Методика визначення фазового складу металу за діаграмою Потака–Сагалеви́ча така ж, як і за всіма іншими діаграмами. Для цього необхідно розрахувати хромовмісні елементи утворення фериту і мартенситу з відповідних

точок на осях координат провести перпендикуляри до перетину в точці, яка і вкаже на фазовий склад металу шва. Для визначення фазового складу напилених покриттів з допомогою структурної діаграми потрібно встановити їх хімічний склад та коефіцієнт МГ.

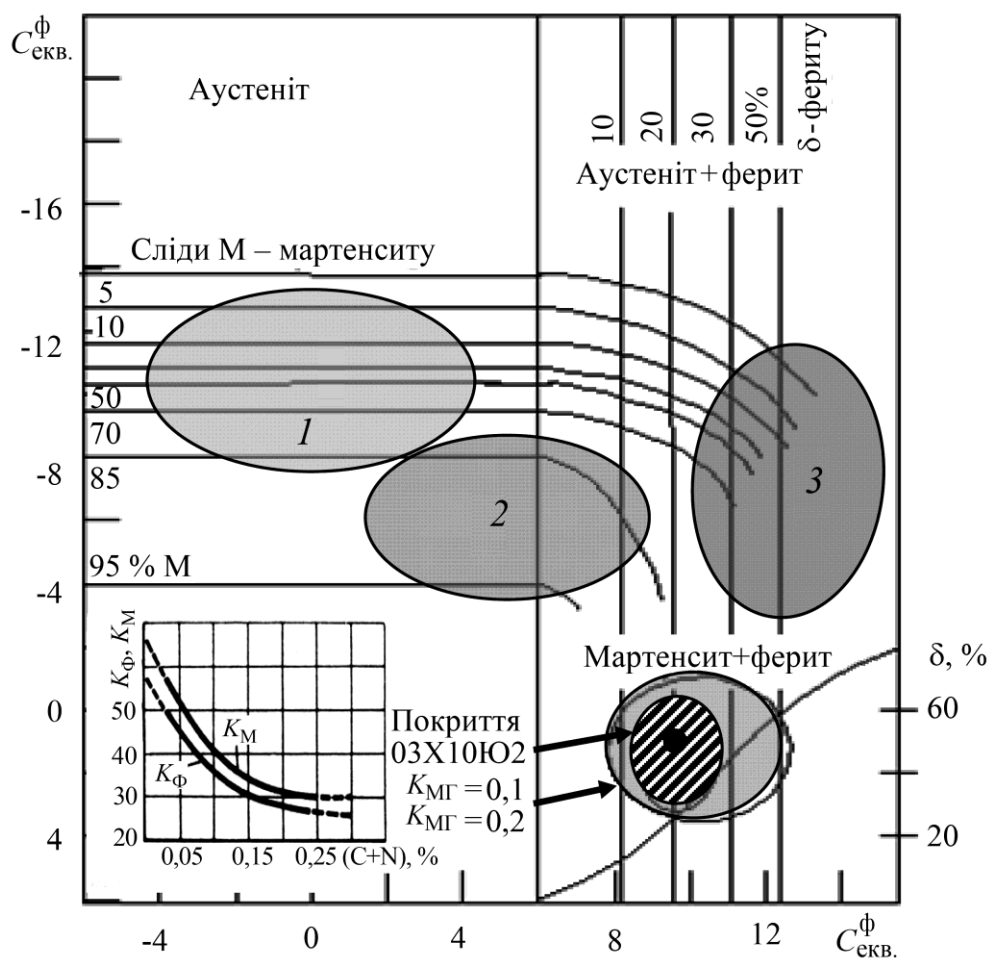


Рис. 2.36. Структурна діаграма Потака–Сагалевича [248] для визначення фазового складу покриттів з урахуванням, окрім складу шихтових матеріалів, ще і впливу їх МГ:

1 – для захисту від абразивного зношування; *2* – для експлуатації за умов граничного тертя; *3* – відновні.

Визначаючи фазовий склад покриттів, необхідно враховувати, що вуглець під час напилювання вигоряє і його вміст у покритті стає меншим, ніж було закладено під час виготовлення ПД.

Структурна діаграма Потака–Сагалевича справедлива за вмісту вуглецю в напиленому покритті не більше 0,3 мас. %. На основі експериментальних даних фазового аналізу покриттів з різним вмістом вуглецю підібрано коефіцієнти $K_{\text{Ф}}$ та $K_{\text{М}}$ (рис. 2.37) та розширено її застосування для покриттів з вмістом вуглецю

до 1,3 мас. % для кількісного визначення їх фазового складу (рис. 2.37). Крім того, слід враховувати, що під час напилювання частина компонентів, що входять до складу шихтових матеріалів, інтенсивно окиснюється з утворенням оксидів. Як результат, ця окиснена частина не бере участі у формуванні твердого розчину матричної фази покриття. Наприклад, магній, який додають до шихти ПД у вигляді сплаву з алюмінієм (ПАМ-40), повністю переходить в оксидну фазу, причому незалежно від режимів напилювання. Титан та алюміній частково окиснюються, причому, що більший тиск розпилювального повітря, то інтенсивніший цей процес. Як наслідок, менша їх кількість формує твердий розчин матричної фази.

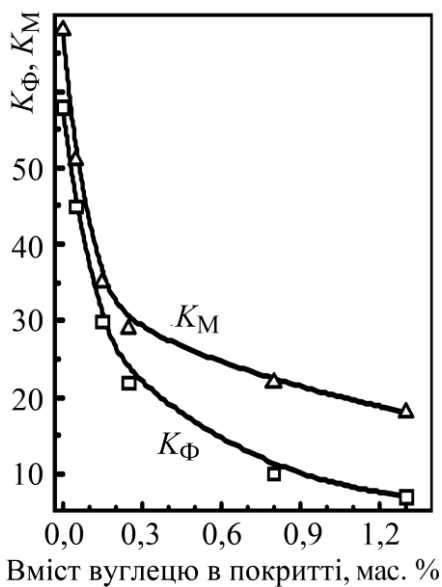


Рис. 2.37. Значення коефіцієнтів K_{Φ} та K_M залежно від вмісту вуглецю у покритті.

Для визначення кількості алюмінію та титану, що переходить в оксидну фазу, задіяну у формуванні твердого розчину матричної фази, запропоновано емпіричні формули (табл. 2.15). Їх отримали для кожного з елементів легування шляхом аналізу покриттів, напилених за різних тисків розпилювального струменя повітря P .

Коефіцієнт МГ покриттів визначали за залежностями, наведеними на рис. 2.37, враховуючи склад та діаметр частинок шихтових матеріалів ПД. За заданого режиму напилювання ($P = 0,65$ МПа, $U = 28$ В, $L = 100$ мм) внаслідок вигорання кількість вуглецю у покритті з ПД 40X10Ю2,5 зменшується від 0,4 до 0,3 мас. %. Тут алюміній частково (на 20%) переходить в оксидну фазу і лише 2 мас.% залишається в твердому розчині. Якщо розміри шихтових матеріалів вибрані з розрахунку, щоб $K_{MG} = 0,1$, то мінімальний та максимальний вміст цього компонента у покритті визначають за десятивідсотковим відхиленням від середнього вмісту (табл. 2.16).

**Емпіричні формули для визначення вмісту основних елементів легування
(магнію, алюмінію та титану) у твердому розчині та в оксидних фазах у
напиленому покритті з урахуванням тиску струменя повітря P**

Компонент ПД	Вміст елементів легування (мас. %) в покритті відносно вмісту цього компонента у ПД	
	у твердому розчині, мас. %	в оксидах, мас. %
Mg	–	100%
Al	$10 \cdot 10 \left(1 + \frac{P \cdot 4}{2} \right)$	$10 \left(1 + \frac{P \cdot 4}{2} \right)$
Ti	$10 \cdot 4 \left(1 + \frac{P \cdot 4}{7} \right)$	$4 \left(1 + \frac{P \cdot 4}{7} \right)$

Хромові еквіваленти утворення фериту та мартенситу визначали для мінімального та максимального вмісту компонента у покритті. Точка перетину перпендикулярів з точок $Cr_{екв}^{\phi}$ та $Cr_{екв}^M$ на осях координат для максимального та мінімального вмісту компонента у покритті визначає ширину області, яка відповідає фазовому складу покриття. Адже через МГ фазовий склад покриттів з ПД описує не точка (як це властиво суцільним матеріалам), а область, позначена на структурній діаграмі колом або еліпсом, площу яких визначає коефіцієнт $K_{МГ}$. Причому, що вищий коефіцієнт $K_{МГ}$, то більша площа відповідної фігури і в ширшому діапазоні змінюється фазовий склад покриттів з ПД (рис. 2.37).

Залежно від заданої МГ можна отримати в напилених покриттях чотири різних типи структур (табл. 2.17) базової системи легування Fe–Cr–B–Al:

$K_{МГ} = 0,05 \dots 0,1$. Покриття з такою структурою є гомогенними з невеликим відхиленням (до 10%) вмісту елементів легування у ламелях ($C_1 \approx C_2$) від середньої. Різниця за мікротвердістю між окремими ламелями покриття також незначна. Після термічного оброблення або експозиції при 550°C покриття дисперсійно зміцнюють виділені дисперсні фази боридів, нітридів або інтерметалідів у всіх ламелях, і мікротвердість покриттів при цьому зростає.

Розраховані Сфекв, та Смекв залежності від коефіцієнта МГ покриттів

Середній хімічний склад покриття	Відхилення хімічного складу покриття від його середнього значення залежно від КМГ	
	КМГ = 0,1	
	Мінімальне значення	Максимальне значення
Cr-10	9	11
Al-2	1,8	2,2
C-0,3	0,27	0,33
Кф = 26,0 Км = 28,0	Кф = 27,0 Км = 30,0	Кф = 25,0 Км = 28,0
Сфекв=10,0 Смекв=1,8	Сфекв=8,9 Смекв=3,1	Сфекв=11,5 Смекв=0
КМГ = 0,2		
Cr -10	8,0	12,0
Al-2	1,6	2,4
C-0,3	0,24	0,36
Кф = 26 Км = 28	Кф = 27,0 Км = 30,0	Кф = 24,0 Км = 27,0
Сфекв = 10 Смекв = 1,8	Сфекв = 7,9 Смекв = 4,9	Сфекв = 13 Смекв = -1,5

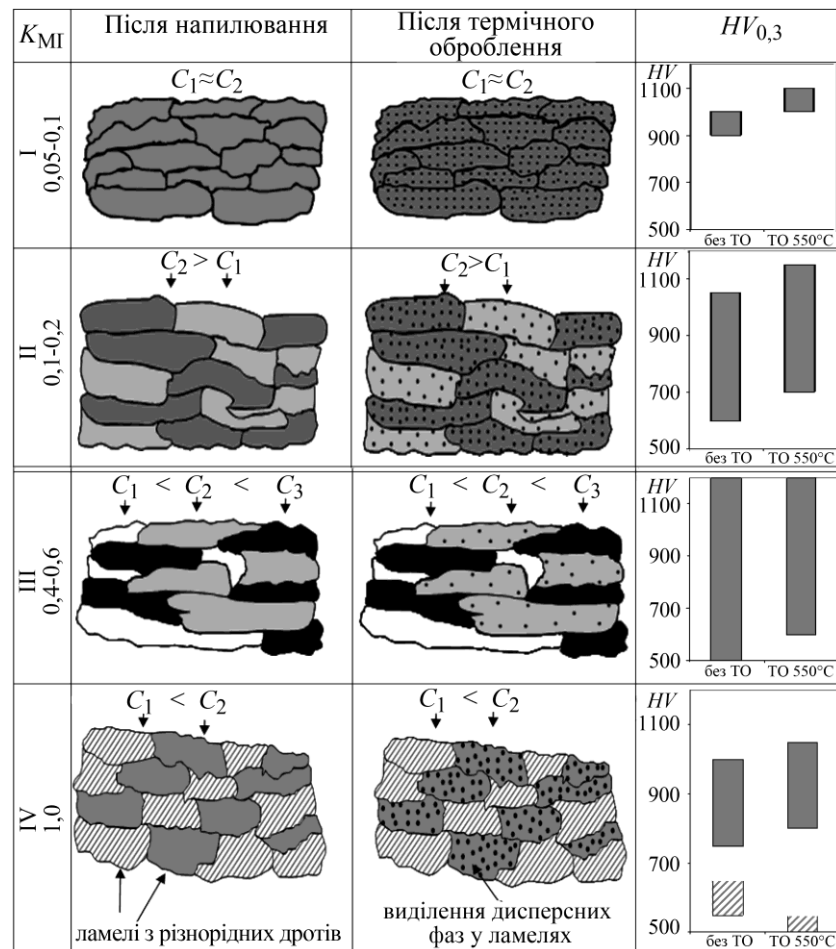
$K_{MG} = 0,1 \dots 0,3$. Такі покриття є високогетерогенні з різницею до 30% вмісту елементів легування в окремих ламелях від середньої ($C_2 < C_1$). Для них характерний великий розкид за твердістю в ламелях. Після термічного оброблення або експозиції покриттів при 550°C в ламелях з вищим вмістом елементів легування дисперсійне зміцнення інтенсивніше.

$K_{MG} = 0,4 \dots 0,6$. Під час напилювання таких покриттів розплав шихти та сталеві оболонки обмежено сплаваються між собою, тому утворюється дуже гетерогенне композиційне покриття ($C_1 < C_2 < C_3$), в ньому виникають три типи ламелей. Ламелі з вмістом елементів легування C_1 формуються із розплаву

сталевої оболонки, із вмістом C_3 – із розплаву шихтових матеріалів, із вмістом C_2 – із розплаву шихти та оболонки, які сплавились між собою. Після термічного оброблення або експозиції покриттів при 550°C дисперсійне зміцнення відбувається в ламелях з концентрацією елементів легування C_2 . Для таких покриттів характерний найбільший розкид за мікротвердістю в ламелях.

Таблиця 2.17

Типи структури (I–IV) покриттів з ПД залежно від їх МГ



$K_{MG} = 1$. Такі покриття формуються за використання для напилювання двох різнорідних дротів двох систем легування. Один з них – системи Fe–Cr–B–Al з вмістом алюмінію (2...12 мас. %) і бору (3...4 мас. %) – забезпечує покриттю високу твердість ($HV_{0,3} = 800...1200$), а інший – системи Fe–Cr–C–Ti з матричною фазою мартенситу – високу когезивну міцність та низькі залишкові напруження розтягу. Під час напилювання різнорідними дротами їх розплави покриттів не контактують. Після термічного оброблення або експозиції покриттів при 550°C

дисперсійне зміцнення відбувається в ламелях, які утворилися з розплаву ПД Fe–Cr–V–Al внаслідок виділення дрібнодисперсних боридів та алюмінідів заліза.

Таким чином, з'ясовано, що МГ ЕДП спричинена швидкоплинністю процесів плавлення ПД в електричній дузі, внаслідок чого їх шихта та оболонка не встигають утворити гомогенний розплав. Під час польоту до поверхні напилювання з розплавлених краплин інтенсивно вигоряє вуглець, і тим інтенсивніше, що дрібніші краплини розплаву ПД.

Структурну неоднорідність покриттів доцільно оцінювати коефіцієнтом мікрогетерогенності

$$K_{MG} = \frac{\sum_{i=1}^n (C_i - C_{ср})^2}{n C_{ср}^2}$$

який характеризує відхилення локального вмісту кожного з елементів легування в межах окремих ламелей від їх середнього вмісту в покритті.

Він залежить від ступеня сплавлення оболонки і шихти ПД. Якщо вони сплавляються повністю з утворенням гомогенного розплаву, то сформоване з нього покриття також буде гомогенним. У цьому випадку коефіцієнт K_{MG} прямує до нуля. Коли ж шихта та оболонка не сплавляються, то формується гетерогенне композиційне покриття, при цьому K_{MG} прямує до одиниці.

Вплив мікрогетерогенності покриттів на їх експлуатаційні властивості. Мікрогеометрія покриттів суттєво впливає на їх експлуатаційні характеристики. Встановлено, що за середнього вмісту хрому 10 мас. % у покритті з ПД Х10РЗЮ6Mg1 у краплинах, менших за 50 мкм, вміст хрому не перевищує 6 мас. %, а в краплинах діаметром понад 100 мкм – 13 мас. %. Внаслідок високої МГ інтенсифікується електрохімічна корозія покриття. Зокрема, за зростання K_{MG} покриттів з ПД Х6РЗЮ6Mg (0...1) від 0,1 до 0,3 їх струми корозії у 3%-му водному розчині NaCl збільшуються на порядок (рис. 2.38).

Газова корозія покриттів за підвищених температур інтенсивніша в ламелях із нижчим вмістом хрому і зростає в ~6 разів зі збільшенням K_{MG} покриттів від 0,1 до 0,3 (рис. 2.39, чорні стовпчики). За тривалішого витримування зразків із покриттями за високої температури внаслідок дифузійних процесів вміст

елементів легування у ламелях покриття вирівнюється і, як наслідок, швидкість газової корозії суттєво знижується (рис. 2.39, білі стовпчики).

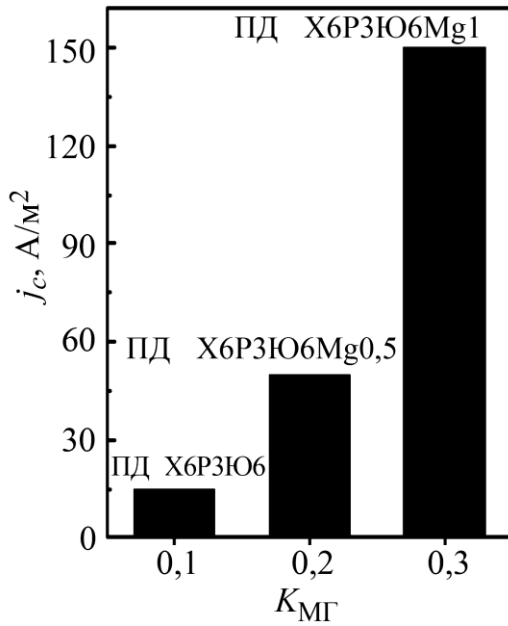


Рис. 2.38. Вплив коефіцієнта K_{MG} покриттів з ПД Х6РЗЮ6Mg (0...1) на густину їх струму корозії j_c у 3 %-му розчині NaCl.

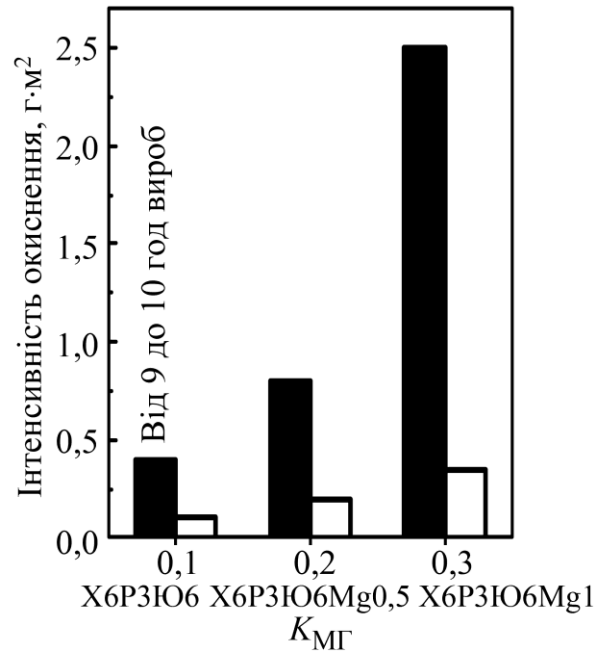
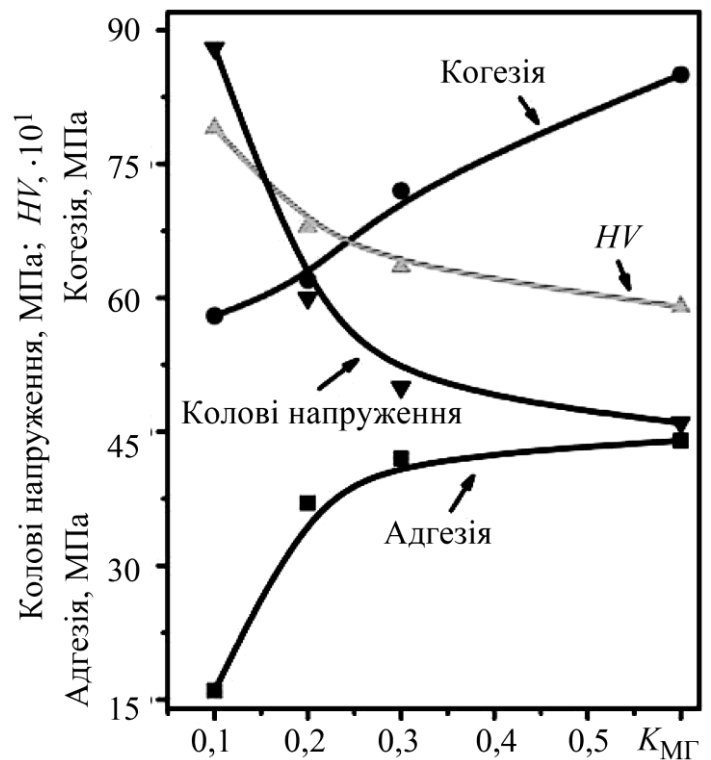


Рис. 2.39. Вплив коефіцієнта K_{MG} на інтенсивність окиснення покриттів при 700°C.

Рис. 2.40. Вплив коефіцієнта K_{MG} на механічні властивості (когезію σ_B , адгезію $\sigma_{зч}$, твердість $HV_{0,3}$ та колові залишкові напруження першого роду $\sigma_{кол}$) напелених покриттів з ПД Х6РЗЮ6Mg(0...2).



Зростання коефіцієнта $K_{\text{МГ}}$ покриттів з ПД Х6Р3Ю6Мg(0...2) від 0,1 до 0,6 супроводжується зменшенням їх твердості $HV_{0,3}$ від 800 до 600. Це зумовлено тим, що під час напилювання шихта ПД, що містить бориди або карбід заліза та хрому, не повністю сплавляється із розплавом оболонки, тому твердість покриттів зменшується. Разом з тим їх когезивна міцність при цьому зростає від 55 до 85 МПа (рис. 2.40).

Під час напилювання гомогенних покриттів ($K_{\text{МГ}} \leq 0,1$) виникають напруження розтягу, які релаксують через утворення мережі мікротріщин. Покриття при цьому мають високу твердість ($HV_{0,3}$ 900), але низьку когезивну міцність (55 МПа). Збільшення МГ покриттів викликає чергування ламелей з високою і низькою твердістю. Релаксація напружень під час напилювання відбувається шляхом пластичної деформації ламелей з низькою твердістю, що супроводжується суттєвим зростанням когезивної міцності покриттів.

РОЗДІЛ 3 МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ

3.1. Методи оцінювання їх адгезії і когезії

3.1. Методи оцінювання адгезії і когезії покриттів

Міцність зчеплення покриття з поверхнею основи (адгезія) є одним із основних показників, який визначає його експлуатаційні характеристики. Серед методів визначення адгезії покриттів найуживанішими є штифтовий та шляхом склеювання.

Штифтовий метод визначення адгезії [136]. Для його реалізації виготовляють спеціальні зразки (рис. 3.1.), які складаються із оправки 1, штифта 2, закріпленого гвинтом 4.

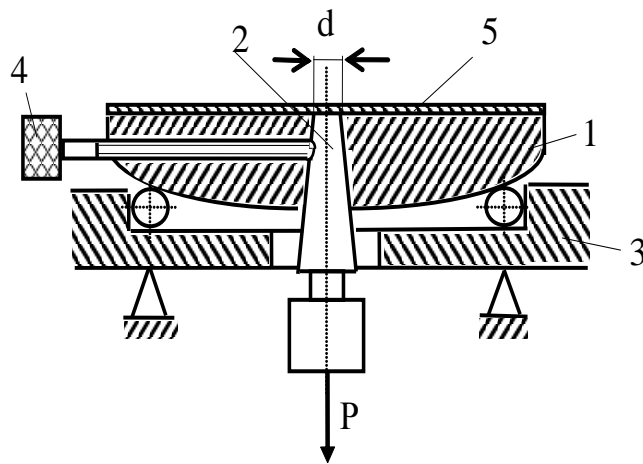


Рис. 3.1. Пристрій для визначення адгезії покриття до підкладки за штифтовою методикою: 1 – оправка; 2 – штифт; 3 – основа пристрою для розтягування; 4 – гвинт; 5 – покриття.

Під час їх збирання важливо слідкувати, щоб торець штифта не виступав над поверхнею оправки. Після дробоструминної обробки зразок розбирали, промивали і повторно збирали, зафіксувавши його гвинтом 4. Підготовлені зразки розташовували у касеті, виконаній у фланцевому варіанті. Хвостовик фланця закріплювали в обертовому механізмі. Для одержання достовірних результатів з визначення адгезії кожен тип покриття одночасно наносили на десяти закріплених в касеті зразках за однакового режиму напилювання. Для визначення адгезії покриттів використали конічні штифти діаметром 3,0 мм. Товщина покриття на зразках для визначення адгезії становила 300 мкм.

Метод визначення адгезії склеюванням [136]. Під час його реалізації поверхню покриття 2 на зразку циліндричної форми 1 діаметром 20 мм через епоксидний клей 3 з'єднували з шайбою 4 (рис. 3.2.). Після цього зразок розривали і фіксували зусилля, за якого це відбувається. Недоліком методу визначення адгезії з використанням склеювання є те, що найкращі клеї мають міцність на відрив того ж порядку, що і міцність зчеплення високоякісних електродугових покриттів з ПД із підкладкою.

Метод визначення когезії [137] Міцність покриття за розтягу визначали, використавши зразок, складений з двох трубок (рис. 3.3.). Через дві половинки зразка 1 пропускали штифт 2, яким стягували їх разом, використавши захисні шайби 3, пружину 4 та гайку 5. На бічну поверхню зібраного таким чином зразка по периметру стику двох його частин наносили покриття. Після цього зразок звільняли від оправки і розтягували, фіксуючи зусилля в момент руйнування покриття в місці стику двох частин трубок.

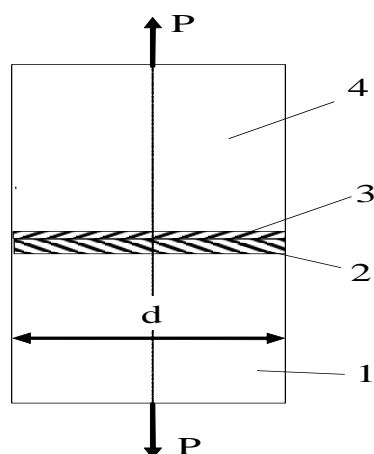


Рис. 3.2. Зразок для визначення міцності зчеплення покриття з поверхнею напилювання за методикою склеювання: 1 – зразок; 2 – покриття; 3 – прошарок клею; 4 – шайба.

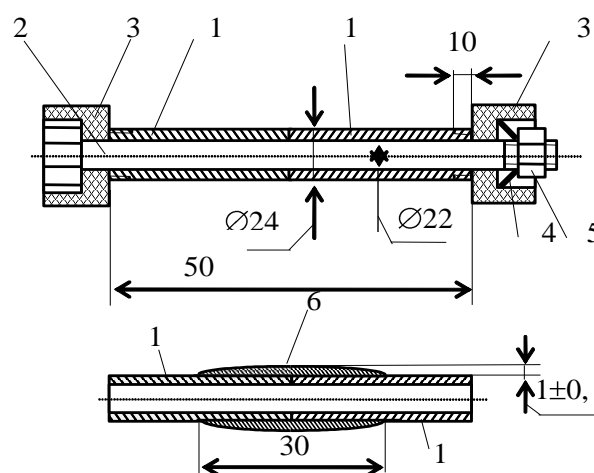


Рис. 3.3. Схема пристрою для нанесення покриття на зразок для визначення когезії покриття за розтягу: 1 – дві частини зразка; 2 – штифт; 3 – захисні шайби; 4 – пружина; 5 – гайка; 6 – покриття.

Експериментально встановлено, з покриттям із ПД без додавання одного з компонентів, що за додавання до складу шихти ПД 50Х10Г2 до 10 мас. % Мо або Al у чистому вигляді адгезія покриттів до сталі підвищується в два рази (рис. 3.4). Разом з тим за їх одночасного додавання до складу шихти ПД проявляється

ефект синергізму від легування. Зокрема, за додавання до складу шихти ПД 10 мас. % Мо та 5 мас. % Al адгезія покриття, отриманого з такого ПД, підвищується вже не в два, а в 2,5 рази.

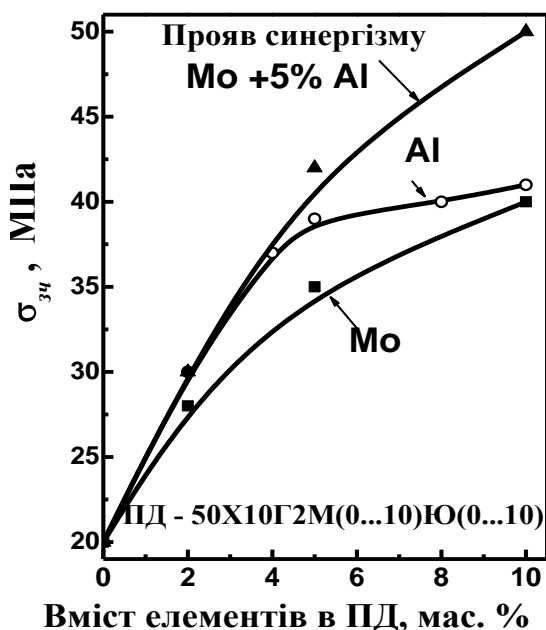


Рис. 3.4. Вплив вмісту елементів легування (Al та Mo) в ПД 50X10Г2М(0...10)Ю(0...10) на адгезивну міцність $\sigma_{зч}$ електродугових покриттів.

Отримане підвищення адгезивної міцності покриттів з ПД 50X10Г2М(0...10)Ю(0...10) зумовлене більшою тепловою енергією, яку запасують дисперговані краплини ПД, що містять Мо або Al. Це спричинено протіканням екзотермічних алюмотермічних реакцій та виділенням великої кількості тепла розплавом Мо на поверхні сталеві підкладки.

3.2. Когезивна міцність покриттів при статичному навантаженні

Експериментально встановлено, що когезивна міцність електродугових покриттів з ПД визначається наступними чинниками:

Товщиною оксидних плівок, що утворюються між ламелями під час формування покриттів;

Рівнем залишкових напружень розтягу у покриттях;

Величиною коефіцієнта МГ покриттів.

Найбільше на когезивну міцність покриттів впливають вуглець і алюміній (рис. 3.5) та бор (рис. 3.6). Зі збільшенням вмісту вуглецю в покриттях від 0 до 2 мас. % когезивна міцність покриттів зростає на ~60 % (від 150 до 245 МПа, рис. 5.5).

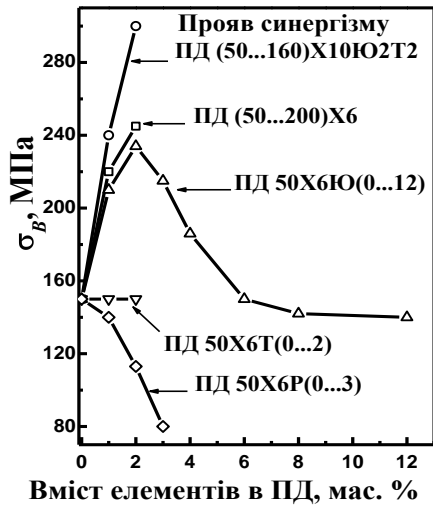
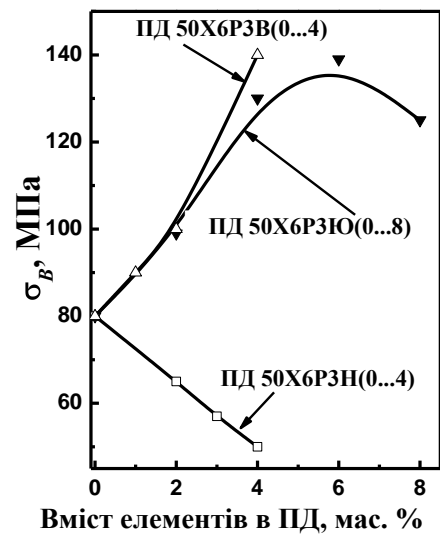
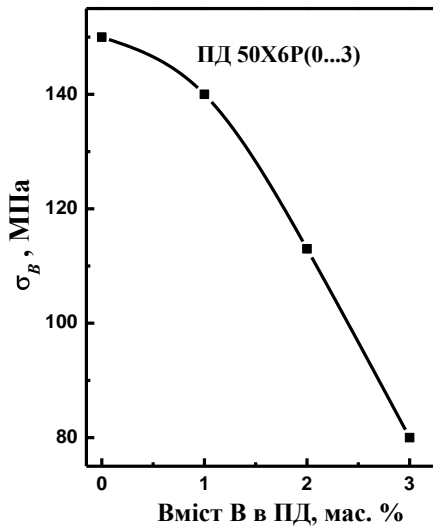


Рис. 3.5. Вплив вмісту Ti, Cr, Al, C та графіту на когезивну міцність σ_B отриманих електродугових покриттів з ПД.



a

б

Рис. 3.6. Вплив вмісту В в ПД 50X6 (*a*) та Al, Ni, W (*б*) в ПД Х6РЗ на когезивну міцність σ_B електродугових покриттів.

Позитивний вплив вуглецю зумовлений тим, що під час польоту диспергованих краплин розплаву ПД вуглець реагує з киснем повітря утворюючи CO_2 внаслідок чого навколо краплин утворюється захисна атмосфера, яка утруднює окиснення їх поверхні. При цьому товщина оксидних плівок між ламелями напиленого покриття зменшується і сила зчеплення між ними зростає.

Зміна вмісту титану та хрому у складі шихти ПД практично не впливає на когезивну міцність покриттів. Разом з тим за одночасного додавання до складу шихти ПД хрому, титану, алюмінію та вуглецю проявляється синергізм їх впливу, що супроводжується істотним підвищенням (до 300 МПа) когезивної міцності покриття.

Додавання до ПД 1...3 ваг. % бору теж зменшує когезивну міцність покриттів. Бор, та елементи, що утворюють евтектики, для прикладу нікель, підвищують твердість та знижують МГ покриттів, сприяють зникненню пластичних ламелей в покритті. Релаксація напружень розтягу під час напилювання відбувається тоді шляхом утворення мережі мікротріщин (рис. 3.7), що суттєво зменшує когезивну міцність покриттів.

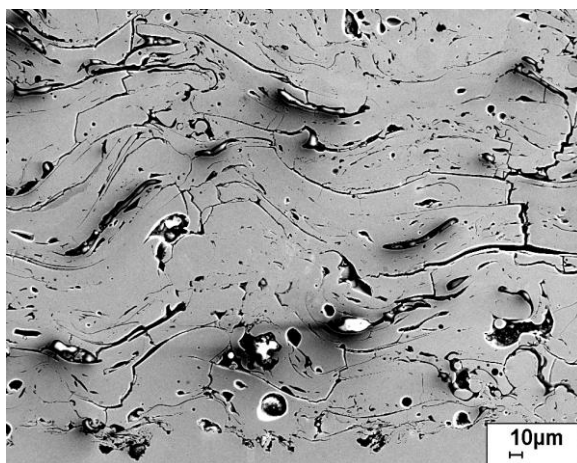
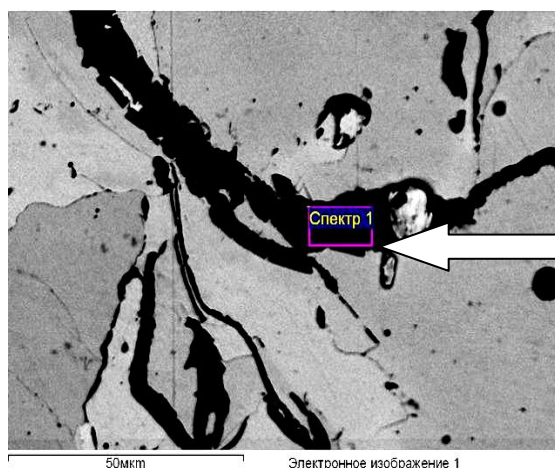


Рис. 3.7. Релаксація напружень розтягу шляхом формування мережі мікротріщин у покритті під час його напилювання з ПД70Х10РЗЮ2.

Підвищення когезивної міцності електродугових покриттів з ПД за додавання до складу їх шихти до 2 мас. % Al спричинене зростанням МГ покриттів та теплової енергії, що виділяється в краплинах внаслідок протікання алюмотермічних реакцій. Обидва чинника сприяють зниженню залишкових напружень розтягу у покриттях. Із збільшенням вмісту Al у шихті ПД на поверхні краплин, що формують покриття, утворюється тугоплавка оксидна плівка Al_2O_3 , яка знижує когезивний зв'язок між ламелями (рис. 3.8).



Елемент	Ваговий %
O	36.47
Al	42.16
Cr	0.79
Fe	20,58
Разом	100.00

Рис. 3.8. Хімічний склад оксидних фаз вздовж меж розділу ламелей у покритті з ПД Х6РЗЮ12.

Додавання до шихти ПД титану сприяє утворенню на поверхні краплин, що формують покриття, менш тугоплавкої плівки $TiO_2 \cdot Al_2O_3$, а вуглець, утворивши захисну атмосферу навколо краплин, зменшує її товщину.

Дослідженнями впливу вмісту елементів легування у покриттях з ПД на їх мікротвердість з'ясували, що на мікротвердість покриттів в найбільшій мірі впливає вміст в них вуглецю та бору. Так зі збільшенням вмісту бору у покриттях від 1,5 до 3,0 мас. % його мікротвердість $HV_{0,3}$ зростає від 370 до 970 (рис. 3.9). В міру підвищення вмісту вуглецю у покритті до 1 мас. % твердість $HV_{0,3}$ зростає від 330 до 770, а подальше підвищення його вмісту у твердому розчині (понад 1 мас. %) супроводжується зниженням твердості покриття до 600 (рис. 3.9). Це відбувається внаслідок утворення в покритті значної кількості залишкового аустеніту.

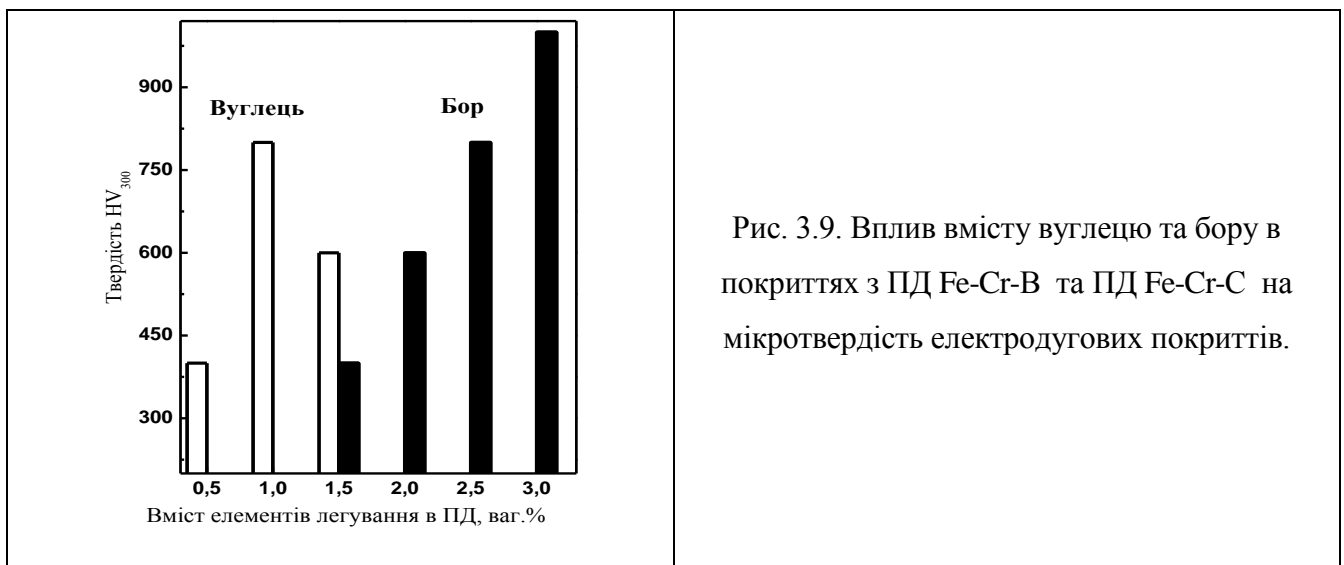


Рис. 3.9. Вплив вмісту вуглецю та бору в покриттях з ПД Fe-Cr-B та ПД Fe-Cr-C на мікротвердість електродугових покриттів.

3.3. Синергізм впливу напилювання різномірними ПД на механічні властивості покриттів

Найкращим способом зменшити товщину оксидних плівок вздовж меж ламелей та залишкові напруження розтягу у покриттях є використати для електродугового напилювання двох різномірних дротів, дотримавшись при цьому двох необхідних вимог. Склад шихти одного з ПД повинен створювати передумови для формування у покритті мартенситної структури, яка забезпечуватиме низький рівень залишкових напружень розтягу. Шихта іншого ПД повинна містити значну кількість алюмінію. Під час формування покриттів на межах розділу краплин розплавленого металу з обох різномірних дротів відбувається екзотермічна реакція, яка забезпечує зварювання ламелей між

собою на мікрорівні. Це спричиняє суттєве підвищення когезивної міцності покриттів (підвищення досягає 300 %).

Зокрема, синергізм впливу складу шихти ПД на когезивну міцність покриттів можна проілюструвати на прикладі покриття, отриманого електродуговим розпилюванням різнорідних дротів (рис. 3.10) [138].

До складу шихти одного з них (ПД системи Fe-Cr-V-Al) додається значна кількість алюмінію (6...12 ваг. %) і бору (3...4 ваг. %). Цим забезпечується висока твердість ($HV_{0,3} = 800...1200$) покриття. Шихта іншого ПД може бути на основі будь-якої системи, не повинна містити Al і повинна забезпечити утворення в покритті мартенситної матриці з низьким рівнем залишкових напружень (зокрема ПД системи Fe-Cr-Mo).

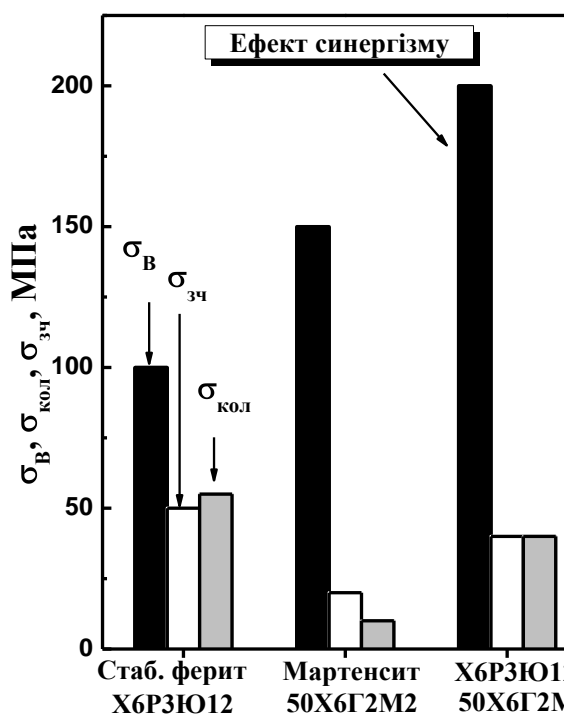
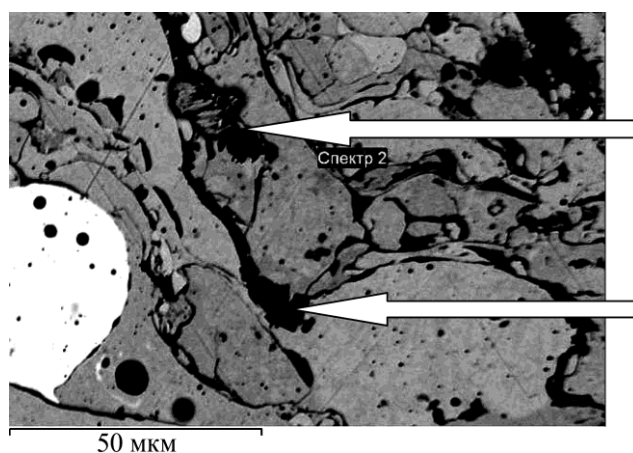


Рис. 3.10. Зміна механічних властивостей (когезивної σ_B та адгезивної $\sigma_{зч}$ міцностей та залишкових колових напружень $\sigma_{кол}$) покриттів, отриманих електродуговим напилюванням однаковими (або ПД X6P3YU12, або ПД 50X6Г2M2), або різнорідними дротами одночасно (ПД X6P3YU12 і ПД 50X6Г2M2).

За одночасного використання різнорідних ПД (ПД X6P3YU12 і ПД 50X6Г2M2) когезивна міцність покриття практично втричі вища, ніж для покриття, отриманого розпилюванням двох однакових ПД X6P3YU12 і на 33 % вища, ніж властива покриттю з двох однакових ПД 50X6Г2M2. Причому адгезивна міцність покриття з різнорідних дротів і залишкові напруження у ньому знаходяться між відповідними рівнями для покриттів, отриманими з використанням однакових ПД (рис. 3.10).

На поверхнях краплин, які утворюються під час розпилювання ПД Fe-Cr-Mo, формується переважно плівка із оксидів заліза Fe_nO_m . (рис. 3.11), а на поверхнях краплин з ПД Fe-Cr-V-Al – плівка на основі Al_2O_3 (рис. 3.12) [139].

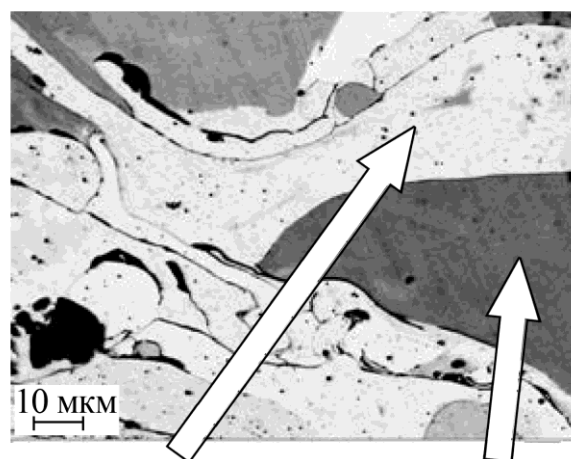
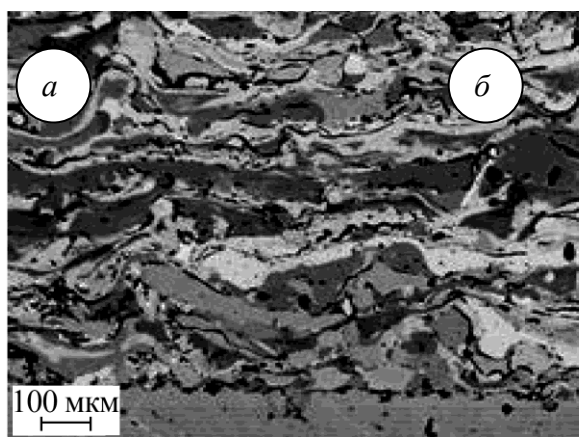
Структура електродугового покриття з двох різнорідних ПД (Х6РЗЮ12 + 50Х6Г2М2) характеризується високою МГ (рис. 3.12). На границях між різнорідними ламелями практично відсутні оксидні плівки. Це зумовлено мікрозварюванням різнорідних ламелей внаслідок протікання на їх межах екзотермічних реакцій.



Елемент	Мас. %
O	25,78
Cr	1,62
Fe	71,60
Разом	100,00

Елемент	Мас. %
O	29,62
Al	1,12
Si	5,78
Ti	10,12
Cr	15,16
Mn	9,79
Fe	26,820
Разом	100,00

Рис. 3.11. Структура та хімічний склад оксидних фаз на межах поділу ламелей у покритті з ПД 50Х6Г2М2.



Елемент	Мас. %
Ti	0,4
Cr	6,5
Mn	1,3
Fe	90,0
Mo	1,8
Разом	100,00

Елемент	Мас. %
Al	10,6
Cr	5,6
Fe	83,8
Разом	

Рис. 3.12. Структура покриття, напиленого двома різнорідними дротами: ПД Х6РЗЮ12 (а) і 50Х6Г2М2 (б).

3.4. Механічні характеристики нержавних покриттів

Серед механічних характеристик газотермічних покриттів, які визначають їх роботоздатність, найбільш важливими є когезивна міцність, залишкові напруження та твердість. На механічні характеристики ЕДП найбільше впливає кількість вуглецю, алюмінію та бору. Зі збільшенням вмісту вуглецю в покриттях від 0 до 2 мас. % когезивна міцність покриттів зростає на ~100% (від 150 до 293 МПа) (рис. 3.13). Це зумовлено тим, що під час польоту диспергованих краплин розплаву ПД вуглець реагує з киснем повітря ($C + O_2 = CO_2$).

Внаслідок цього навколо краплин утворюється захисна атмосфера з вуглекислого газу, яка ускладнює окиснення їх поверхні. При цьому зменшується кількість оксидної фази на поверхні розплавлених краплин, а отже під час кристалізації покриття товщина оксидних плівок між ламелями напиленого покриття зменшується, сила зчеплення між ними зростає, через що його когезивна міцність підвищується.

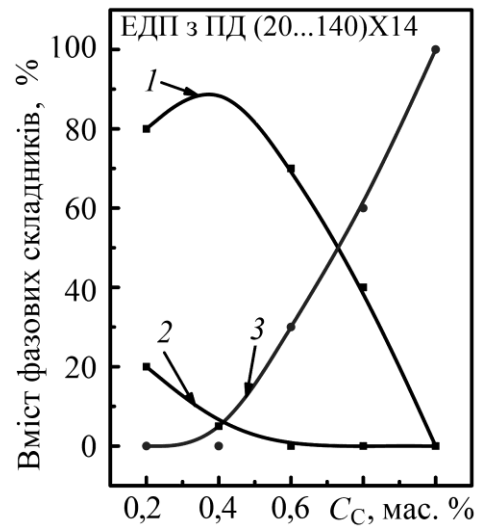
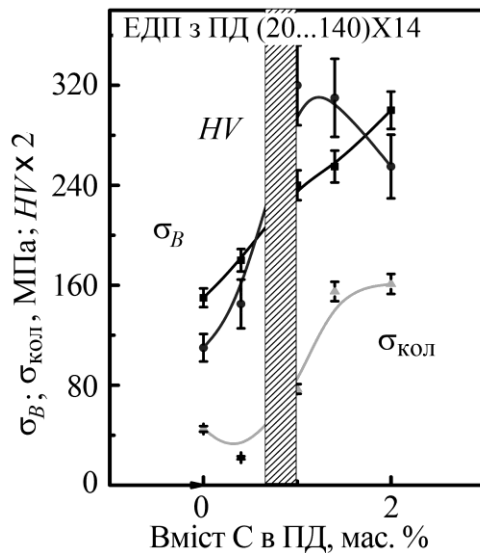


Рис. 3.13. Залежності когезивної міцності, твердості та колових напружень від вмісту вуглецю у ЕДП.

Рис. 3.14. Залежності фазових складників у ЕДП від вмісту вуглецю:
1 – мартенсит, 2 – аустеніт,
3 – ферит.

Твердість покриття зростає зі збільшенням вмісту вуглецю до 0,8 мас. %, однак далі знижується внаслідок підвищення кількості залишкового аустеніту до

100% (рис. 3.14). При цьому рівень залишкових напружень першого роду у покритті зростає більш ніж утричі – від 40 до 160 МПа (рис. 3.15).

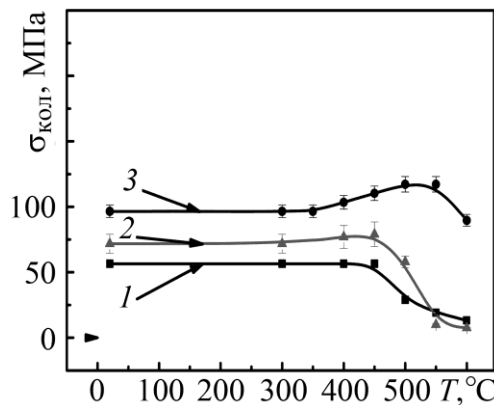


Рис. 3.15. Вплив відпуску ЕДП на релаксацію залишкових напружень: 1 – ЕДП з ПД 140X14P3HTЮ2, 2 – з ПД 20X18P3T2Ю, 3 – з ПД 140X14H2T2Ю.

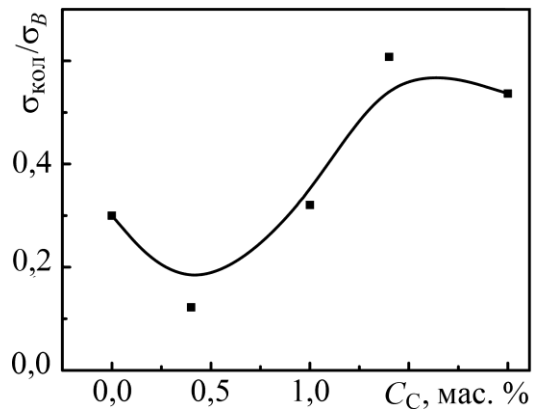


Рис. 3.16. Реальна міцність ЕДП залежно від вмісту в ньому вуглецю.

Такі високі напруження можуть викликати появу магістральних тріщин вже під час напилання покриття, що призводить до його відшарування від основи. Зменшити їх можна термічною обробкою. Відпуск при 450°C і вище суттєво знижує напруження розтягу у покритті або навіть зумовлює їх трансформацію у напруження стиску. Це викликано тим, що під час відпуску залишковий аустеніт у структурі покриття перетворюється на мартенсит відпуску. При цьому об'єм новоутвореного мартенситу збільшується майже на 2,5%, через що і зменшуються напруження розтягу. Що більше в аустеніті розчиненого вуглецю та більший об'єм аустеніту перетворюється в мартенсит, то відчутніше знижують напруження розтягу у покритті.

Додаток алюмінію у шихту ПД спочатку збільшує когезивну міцність покриття внаслідок реалізації алюмотермічних реакцій у краплинах під час їх польоту та кристалізації на напилуваній поверхні (рис. 3.17). Через це температура краплин підвищується [140], виникає більше точок мікроприварювання між ними, а отже, зростає когезивна міцність покриття. Зі збільшенням вмісту алюмінію понад 3 мас.% когезивна міцність покриття зменшується. Така плівка ускладнює мікрозварювання краплин між собою під час формування покриття, а отже знижується його когезія. З додаванням

алюмінію у шихту ПД знижуються твердість покриттів, напруження розтягу (рис. 3.17). Зі збільшенням вмісту алюмінію до 4% у покритті із ПД 140X14Ю(0-4) більш ніж удвічі знижуються твердість та напруження розтягу. Це зумовлено зміною фазового складу покриття. Зі збільшенням у ньому вмісту алюмінію зростає кількість пластичного фериту (Рис. 3.18), що зумовлює зменшення твердості покриття.

Механічні характеристики ЕДП

Марка ПД	Вихідні			Після відпуску 2 год, 550°C			Фазовий склад покриттів
	<i>HV</i>	σ_B , МПа	$\sigma_{кол}$, МПа	<i>HV</i>	σ_B , МПа	$\sigma_{кол}$, МПа	
140X14H2	500– 600	293	70	450– 550	160	–42	Fe- γ ; Fe- α ; сліди (FeCr) ₂₃ C ₆ , (FeCr) ₂ O ₃
140X14H2T2Ю	450– 550	250	71	450– 500	180	7	Fe- γ ; Fe- α ; сліди (FeCr) ₂₃ C ₆ , (FeAlTi) _x O _y
140X14P3HTЮ2	700– 1000	70	52	600– 950	75	15	Fe- γ ; Fe- α ; сліди (FeCr) ₂ B (FeAlB) _x O _y
20X24P3ГC2Ю	900– 1050	110	50	800– 880	110	50	Fe- α ; (FeCr) ₂ B
140X14H2T2Ю	450– 550	250	71	450– 500	180	7	Fe- γ ; Fe- α ; сліди (FeCr) ₂₃ C ₆ , (FeAlTi) _x O _y
140X14P3HTЮ2	700– 1000	70	52	600– 950	75	15	Fe- γ ; Fe- α ; сліди (FeCr) ₂ B (FeAlB) _x O _y
20X24P3ГC2Ю	900– 1050	110	50	800– 880	110	50	Fe- α ; (FeCr) ₂ B
20X18P3H2T2	850– 950	200	90	800– 900	188	82	(FeCr) ₂ B, (FeAlTi) _x O _y
20X18P3T2Ю	700– 1000	150	110	700– 900	145	95	(FeCr) ₂ B, (FeAlTi) _x O _y

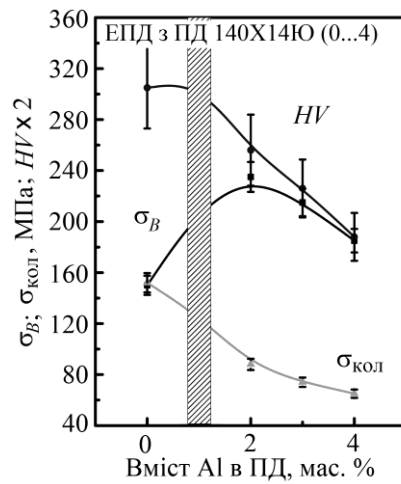


Рис. 3.17. Залежності когезивної міцності, твердості та колових напружень від вмісту алюмінію у ЕДП.

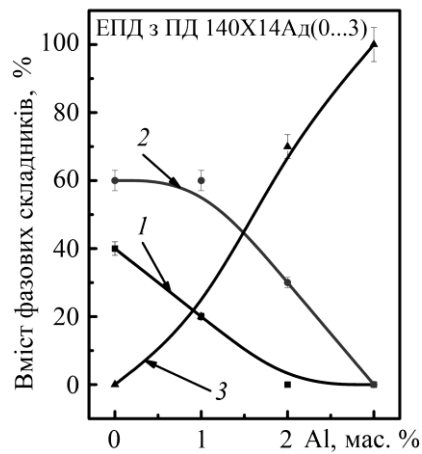


Рис. 3.18. Залежності фазових складників від вмісту алюмінію у ЕДП: 1 – мартенсит; 2 – аустеніт; 3 – ферит.

Одночасно фериту як пластичний складник полегшує релаксацію напружень розтягу під час кристалізації покриття за пластичної деформації в ламелях. Додаток боровмісних компонентів (ферохромбору, хромбору) у шихту ПД призводить до суттєвого зростання твердості покриття (рис. 3.19). Зокрема, зі збільшенням вмісту бору у покритті до 4 мас.% зростає твердість від 320 до 11000 МПа.

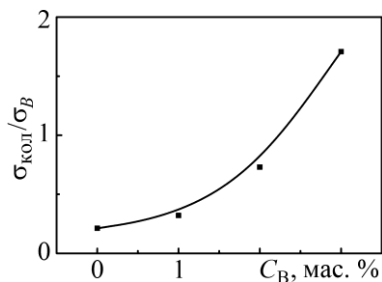


Рис. 3.19. Реальна міцність ЕДП залежно від вмісту в ньому бору.

Одночасно зі зростанням твердості у покритті підвищуються напруження розтягу і зменшується когезивна міцність від 160 до 80 МПа.

Збільшення твердості зумовлено виділенням у структурі покриття дрібнодисперсних боридів FeB та FeCrB розміром менше 100 нм. Внаслідок великої твердості покриття релаксація напружень розтягу, які виникають під час кристалізації краплин на поверхні деталі, відбувається шляхом утворення сітки мікротріщин.

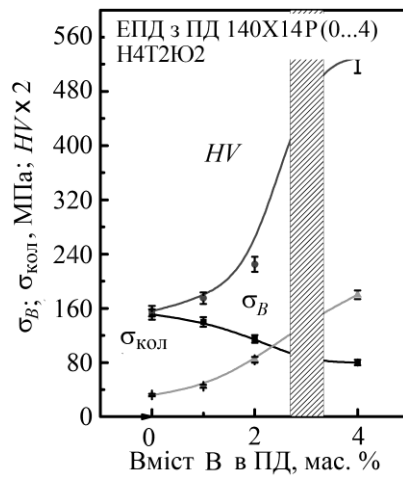


Рис. 3.20. Залежності когезивної міцності, твердості та колових напружень від вмісту бору в ЕДП.

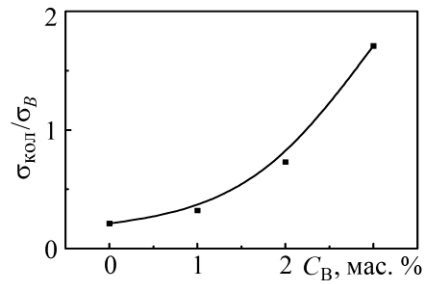


Рис. 3.21. Реальна міцність ЕДП залежно від вмісту бору.

При цьому когезивна міцність покриття зменшується (рис. 3.20). Якщо матричною фазою покриття є ферит, то відпуск такого боровмісного покриття призводить не до зменшення напружень розтягу, а навпаки, до їх зростання внаслідок виділення додаткової кількості боридних фаз, що зменшують його об'єм, і, як наслідок, збільшують розтягувальні напруження (рис. 3.21).

Якщо після напилення покриття має матричну фазу із залишкового аустеніту, то тоді під час відпуску напруження розтягу суттєво зменшуються або трансформуються у напруження стиску через розпад залишкового аустеніту на мартенсит.

3.5. Вплив температури випробувань на механічні характеристики покриттів

Встановили, що когезивна міцність покриттів, в яких під час напилення утворюється сітка мікротріщин (Х6РЗЮ2), після витримки 100 год при 600°C зменшується із 85 до 70 МПа (рис. 3.22).

Як правило, ширина мікротріщин, що утворилися під час напилення покриття, знаходиться в межах 10...30 мкм. У багатьох випадках – це магістральні мікротріщини, які збільшуються під навантаженням покриття. Хоча за тривалих витримок (100 год за температур вище 400°C) мікротріщини заповнюються продуктами газової корозії та стають непроникними для атмосферного кисню. Однак такі оксиди не можуть міцно з'єднати береги заповнених тріщин, які зародилися

під час напилення чи внаслідок різних коефіцієнтів термічного розширення (КТР) основи та електродугового покриття.

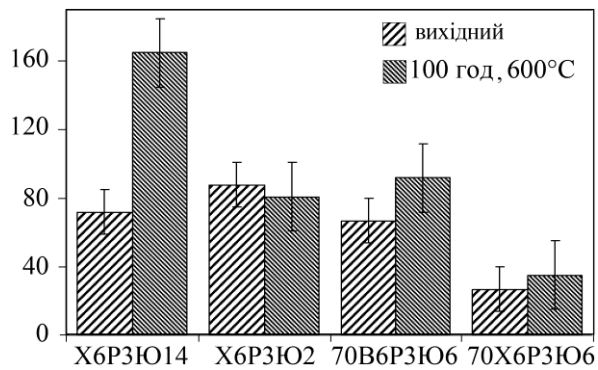


Рис. 3.22. Вплив температури на когезивну міцність.

Когезивна міцність покриттів, в яких відсутні мікротріщини, після витримки 100 год при 600°C суттєво зростає. Причому найбільше (від 70 до 160 МПа) покриттів із ПД з підвищеним вмістом алюмінію. Це викликано тим, що за тривалих витримкувань при підвищених температурах у них утворюється каркас із оксидних плівок на основі оксиду алюмінію товщиною менше 100 нм, які розташовуються у пустотах і на межі між ламелями покриття. Плівки такої товщини мають підвищену міцність. При цьому покриття набуває композиційної структури, тобто структура покриття зміцнена тонкими оксидними плівками на основі оксиду алюмінію.

Після витримок при 600°C мікротвердість покриттів зменшується та стабілізується за витримки 3 000...4 000 год (рис. 3.23) [142, 143]. Це пов'язано із коагуляцією боридної фази до розмірів 200...500 нм, яка вже не зв'язана із матричною фазою. Велике зниження твердості покриттів із ПД 70В6РЗЮ6 зумовлено значною ліквідацією вольфраму та утворенням виділень вільного бору в ламелях, збіднених вольфрамом.

З підвищенням температури випробувань, від кімнатної до 600°C гаряча мікротвердість покриття із ПД Х6РЗЮ6 зменшується від 650 до 450 *HV*. Це спричинено коагуляцією дрібнодисперсних боридів та інтерметалідів у покритті, що збільшують їх розміри (рис. 3.24). Для покриття із ПД Х6РЗЮ6 після експозиції 100 год при 600°C гаряча мікротвердість менша, ніж після напилення, проте несуттєво, що зумовлено укрупненням боридів та інтерметалідів (рис.

3.24). Мікротвердість сталі із підвищенням температури знижується від 240 до 150 МПа

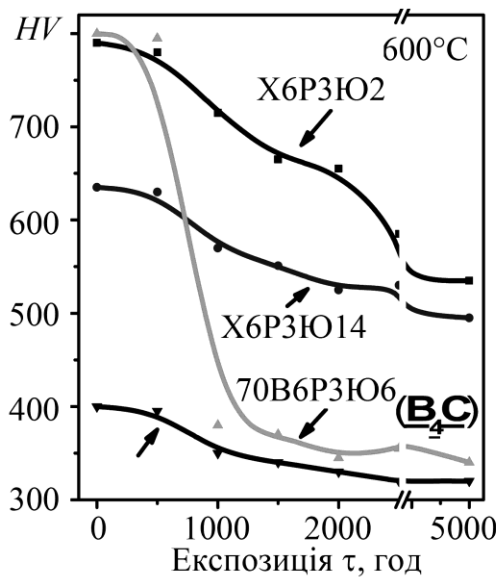


Рис. 3.23. Вплив часу експозиції за температури 600°C на мікротвердість покриттів.

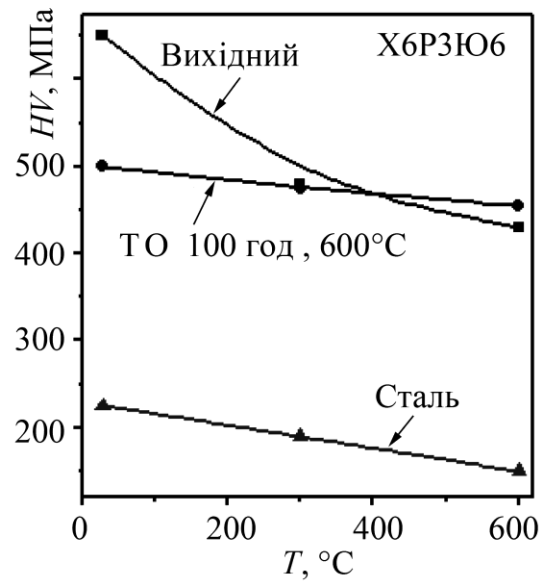
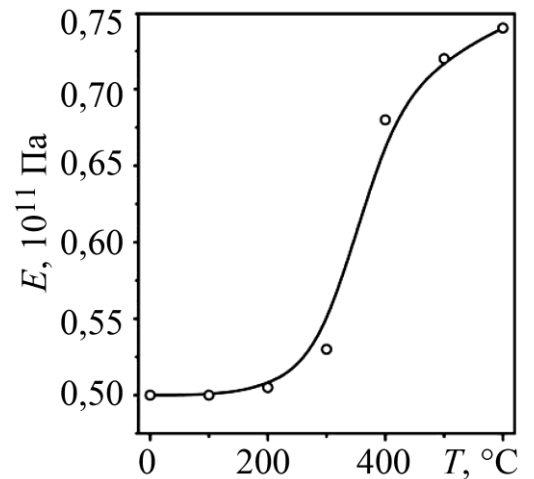


Рис. 3.24. Мікротвердість ЕДП за підвищених температур.

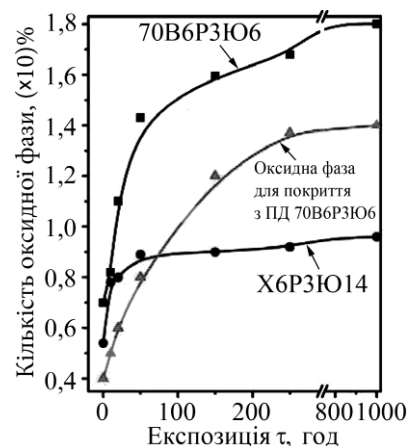
Рис. 3.25. Вплив витримок ЕДП з ПД Х6РЗЮ14 за підвищених температур на його модуль пружності.

Під впливом температури зростає модуль пружності ЕДП, що відбувається із початком інтенсивного міжламельного окиснення в покриттях за температури вище 300°C (рис. 3.25).



Встановили, що модуль пружності напилених покриттів без термообробки знаходиться в межах $0,5...0,7 \times 10^{11}$ Па, а з ростом температури випробувань вище 350°C збільшується впродовж витримки 300 год (рис. 3.26), що спричинено заповненням міжламельних проміжків продуктами газової корозії [144].

Рис. 3.26. Вплив експозиції за температури 600°C на модуль пружності та кількість міжламелярних оксидів у ЕДП.



Подальша витримка зразків не впливає на модуль пружності. Впродовж експозиції 1000 год при 600°C модуль пружності покриття із ПД 70В6РЗЮ6 зростає майже утричі, а покриття із ПД Х6РЗЮ14 – на 70%. З'ясували, що це зумовлено збільшенням кількості внутрішніх міжламелярних оксидів, причому зростання модуля пружності прямо пропорційне кількості оксидної фази у покритті (рис. 3.27а). Зокрема, модуль пружності покриття із ПД 70В6РЗЮ6 після напилення становить $0,52 \times 10^{11}$ Па, а кількість оксидної фази 4 мас.%, однак після витримки 1000 год. при 600°C – зростає до $1,80 \times 10^{11}$ Па, а кількість оксидної міжламелярної фази – до 14 мас.% (рис. 3.27б).

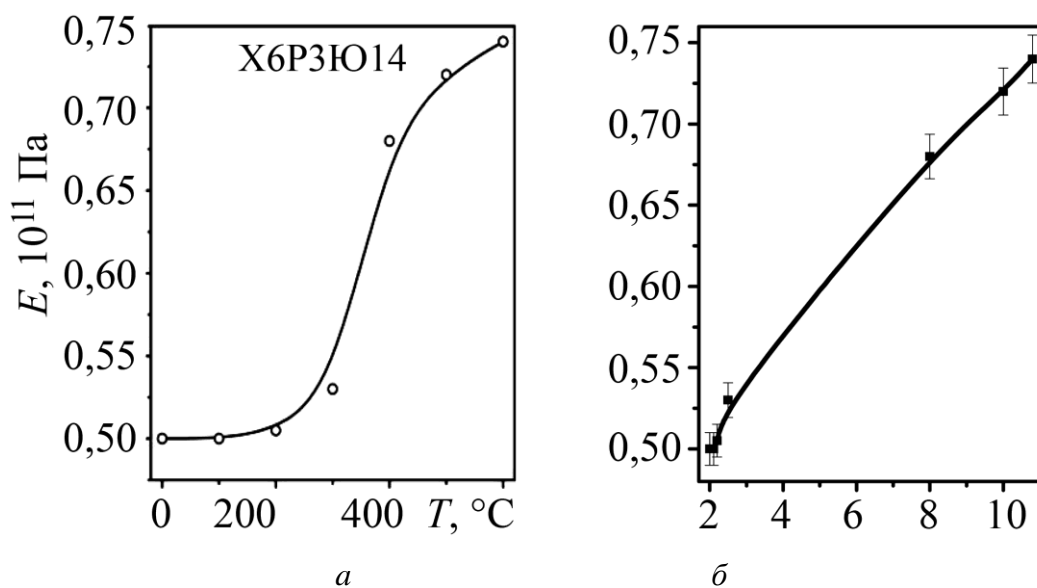


Рис. 3.27. Вплив температури експозиції (а) на інтенсивність окиснення покриття та залежність його модуля пружності від вмісту в ньому оксидної фази (б).

Таким чином, на відміну від суцільних матеріалів, модуль пружності електродугових покриттів з порошкових дротів різний за значенням, що зумовлено їх композиційною структурою. Його величина залежить від оксидної фази, утвореної під час напилення та окиснення.

3.6. Вплив виду струминоабразивного оброблення покриттів на їх міцність зчеплення зі сталеву підкладкою

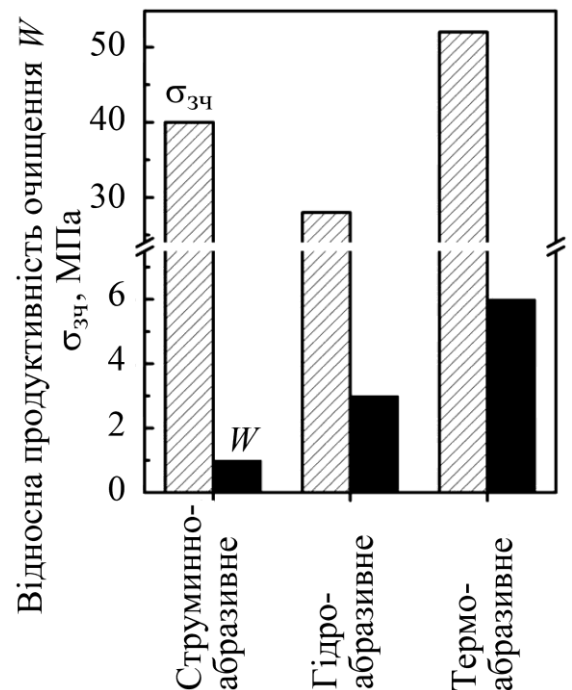
Останнім часом почали застосовувати нові методи струминоабразивного оброблення – гідроабразивне та надзвукове. Їх продуктивність набагато вища, ніж звичайного (рис. 3.28) [145, 146].

Під час струминоабразивного оброблення швидкість польоту частинок піску та дробинами діаметром 1 мм становить 120 та 80 м/с, відповідно. Кінетична енергія однієї частинки під час її удару об оброблювану поверхню приблизно 0,02 Дж. За використання надзвукового термоабразивного оброблення швидкість польоту піску зростає до 200 м/с, а кінетична енергія – до 0,08 Дж [147].

Рис. 3.28. Вплив виду абразивного оброблення на адгезивну міцність $\sigma_{зч}$ покриття з ПД Х6РЗЮ8 зі сталлю 40ХН (HRC 35) та відносну (проти струминоабразивного) продуктивність оброблення поверхні для напилювання вольфраму.

Зі збільшенням розміру абразивних частинок зростає їх кінетична енергія, а отже, і шорсткість оброблюваної під напилювання поверхні підкладки. Це спостерігається після використання таких абразивних частинок як піску та дробин, причому при струминоабразивному і термоабразивному обробленні.

Хоча кінетична енергія частинок піску та дробин приблизно однакова, шорсткість поверхні сталі 40ХН (HRC 35) після її оброблення дробинами майже вдвічі вища, ніж піском (рис. 3.29). Можливо, це зумовлено тим, що за формою частинки піску здебільшого округлі. Внаслідок надзвукового термоабразивного оброблення шорсткість поверхонь суттєво зростає (на 50...70%), причому за використання і піску, і дробин. Підвищенню шорсткості поверхонь сприяє



збільшення адгезії напилених покриттів. Зі збільшенням твердості металу підкладки (від 35 до 55 HRC) шорсткість поверхні зменшується втричі за вживання як абразиву колотих дробин (рис. 3.30).

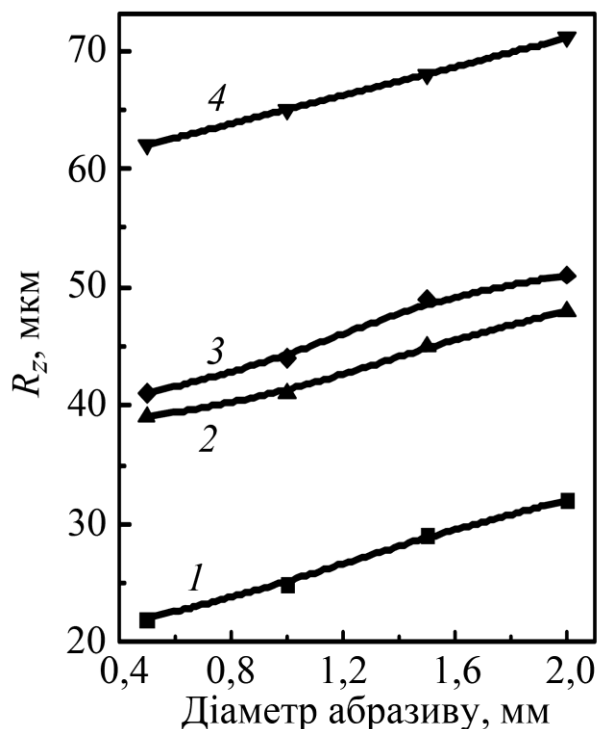


Рис. 3.29. Вплив діаметра абразиву на шорсткість R_z обробленої під напилювання поверхні сталі 40ХН (HRC 15), з використанням струминоабразивного (апаратом всмоктувального типу) (1, 3) та термоабразивного (2, 4) оброблення піском (1, 2) та дробинами (3, 4).

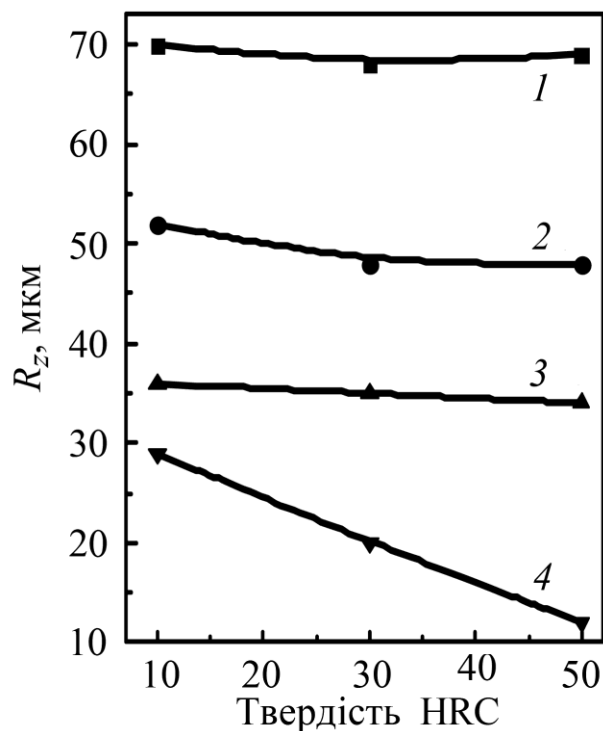


Рис. 3.30. Вплив твердості металу HRC на шорсткість його поверхні R_z після оброблення надзвуковим термоабразивним (1), струминоабразивними нагнітальним (2) та всмоктувальним (3, 4) апаратами з використанням корунду (1–3) та металевих колотих дробин (4).

Якщо під час оброблення поверхні під напилювання використовують корунд, її шорсткість практично не залежить від твердості і, водночас, суттєво – від виду струминоабразивного оброблення. Найвищу шорсткість поверхні ($R_z = 70$) отримали за надзвукового термоабразивного оброблення корундом, яке забезпечує високу (на рівні 45...55 МПа) міцність зчеплення зносостійких покриттів з ПД системи Fe–Cr–B–Al зі сталеву підкладкою, твердість якої 50 HRC.

3.7. Вплив режиму напилювання покриттів на формування в них залишкових напружень

3.7.1. Методика оцінювання внутрішніх напружень у покриттях

Внутрішні напруження у покриттях відіграють важливу роль у формуванні експлуатаційних властивостей деталей конструкцій. Переважно внутрішні напруження стиску підвищують циклічну міцність, зносо- і кавітаційну стійкість поверхневих шарів деталей. Наплавлення, газотермічне напилення покриттів та інші способи обробки деталей, які пов'язані із кристалізацією металу на їх поверхні, зумовлюють залишкові напруження розтягу. Вони спричиняють появу тріщин, знижують опір деталей втомному руйнуванню і загалом негативно впливають на надійність і довговічність машин і механізмів. Тому для створення ефективних електродугових покриттів необхідно володіти інформацією про знак, рівень і характер розподілу у них залишкових напружень та вміння ними керувати.

Для дослідження цих характеристик використовували методи, в основі яких – зміна деформації зразків під час або після нанесення покриттів. Для заміру напружень і його розподілу [148] як під час нанесення, так і охолодження покриттів до кімнатної температури використали кільцеві зразки (діаметр 60 мм, висота 20 мм, товщина 4 мм) з поздовжнім розрізом (рис. 3.31а). До торців розрізаного кільця приварювали стрижні із внутрішніми пазами для фіксації в них резистометричного вимірювача переміщення берегів розрізу, захищеного екраном. Сигнал від вимірювача переміщення фіксували в режимі реального часу під час нанесення на зовнішню поверхню розрізаного кільця електродугових покриттів.

Колові та радіальні напруження першого роду розраховували за формулами

$$\sigma_{\text{кол}} = r_2^2 \times p \frac{1 + r_1^2/\rho^2}{r_1^2 - r_2^2}, \quad (3.1)$$

$$\sigma_r = r_2^2 \times p \frac{1 - r_1^2/\rho^2}{r_1^2 - r_2^2}, \quad (3.2)$$

де r_1 , r_2 – внутрішній та зовнішній радіуси напиленого на кільце шару; p – контактний тиск, створюваний покриттям; ρ – віддаль від центра кільця до точки, для якої розраховують напруження (рис. 3.31б).

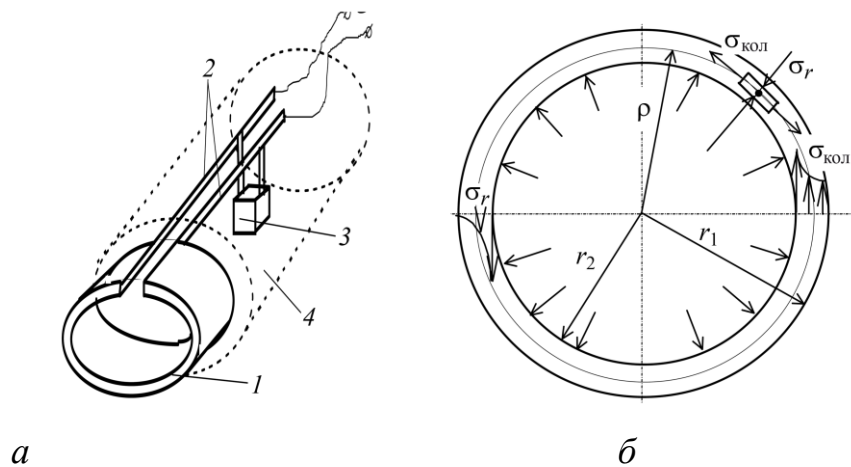


Рис. 3.31. Пристрій (а) для вимірювання внутрішніх напружень першого роду в покриттях під час їх напилювання та охолодження до кімнатної температури (1 – кільце з розрізом для замірів переміщень; 2 – подовжувальні стрижні; 3 – вимірювач переміщення торців розрізу на кільці; 4 – захисний екран) і схема (б) розподілу колових $\sigma_{\text{кол}}$ та радіальних σ_r напружень (першого роду) в перерізі шару напиленого покриття [148].

Максимальні колові напруження, які виникають у шарі напиленого покриття, що безпосередньо контактує з поверхнею кільця (при цьому $\rho = r_2$), розраховували за формулою [149]

$$\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}} = p \times (r_1^2 + r_2^2) / (r_1^2 - r_2^2) . \quad (3.3)$$

Радіальні напруження σ_r , які виникають у будь-якій точці перерізу покриття, рівні $\sigma_r = -p$. Контактний тиск p від дії напиленого покриття на зовнішню поверхню підкладки (розрізаного сталевого кільця) визначали за формулою

$$p = E \times \Delta_{km} / (12r_{cp}^4 / t^3) \times (\lambda + \mu) - (r_{cp}^2 / t) \times (\eta - \mu), \quad (3.4)$$

де E – модуль пружності металу розрізаного кільця; Δ_{km} – заміряне переміщення торців розрізаного кільця; $t = r_1 - r_2$ – товщина шару, напиленого на кільце; r_1 , r_2 – внутрішній та зовнішній радіуси напиленого на кільце шару (рис. 3.32); коефіцієнти λ , μ , η визначали так:

$$\lambda = \cos(\varphi_0 / 2) \times (3\pi - 1,5\varphi_0 + 2 \sin \varphi_0 - 0,25 \sin 2\varphi_0), \quad (3.5)$$

$$\mu = \sin(\varphi_0 / 2) \times (1 - \cos \varphi_0 + 0,5 \sin^2 \varphi_0), \quad (3.6)$$

$$\eta = \cos(\varphi_0 / 2) \times (-\pi + 0,5\varphi_0 - \sin \varphi_0 + 0,25 \sin 2\varphi_0). \quad (3.7)$$

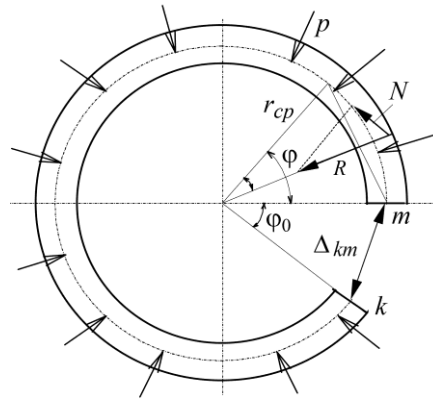


Рис. 3.32. Схема розрізаного кільця у навантаженому стані внаслідок напилювання на нього покриття [149].

Методика дала можливість визначати напруження першого роду в покритті на будь-якому етапі його формування і оптимізувати технологічні параметри електродугового напилювання (тиск струменя повітря та дистанцію напилювання) і товщину покриття.

Крім того, для перевірки достовірності напруження додатково визначали за методикою, розробленою для біметалевих кілець, у яких відношення радіусів центральної лінії до радіальної товщини кільця не менше 10. Формула для визначення напружень враховує модулі пружності і сталевого кільця-підкладки, і напиленого шару [149]:

$$\sigma_{\text{кол}} = (2E_1 / D_t^2) \left[0,5(t_2^2 c + t_1^2 + 2t_1 t_2 c) / (t_2 c + t_1) - (a + da) \right] \Delta D, \quad (3.8)$$

де D – діаметр кільця; t_1 – його товщина; t_2 – товщина нанесеного покриття; t – товщина кільця разом з нанесеним покриттям; c – коефіцієнт, визначений зі співвідношення $c = E_1/E_2$ (E_1, E_2 – модулі пружності сталі та напиленого покриття); a – відстань від поверхні нанесеного покриття до досліджуваного шару товщиною da .

Під час електродугового нанесення в покриттях з ПД виникають залишкові напруження розтягу першого роду, які можуть сприяти виникненню тріщин і руйнуванню покриттів, особливо під час фінішної механічної обробки. Режими

нанесення суттєво впливають на кінетику формування внутрішніх напружень, їх залишковий рівень, а також на роботоздатність напиленої деталі або конструкції.

3.7.2. Формування напружень у покриттях під час нанесення

Максимальні колові напруження під час нанесення електродугових покриттів з ПД Х6Ю8РЗ заміряли на сталевих кільцях з одним розрізом, безперервно записуючи розкриття берегів різь на кільцях Δkm (рис. 3.32). Електрометалізатор при цьому був нерухомим. Діаметр плями напилювання з віддалі 100 мм становив 35 мм і повністю перекривав кільце шириною 20 мм, на яке напилювали покриття. Швидкість переміщення плями по периметру кільця за швидкості його обертання 40 хв^{-1} становила 13 мм/с. Встановили, що під час напилювання в покриттях виникають внутрішні напруження розтягу. Вони збільшуються лише під час напилювання першого шару (рис. 3.33), а далі зменшуються, оскільки кожен такий напилений шар наносять на попередній, температура якого вища, ніж сталевого кільця перед напилюванням. Крім цього, теплопровідність напиленого матеріалу нижча за властиву сталевій підкладці. Тому кожен наступний напилений шар охолоджується повільніше, релаксуючи напруження повніше, а внутрішні напруження розтягу в покритті знижуються [150].

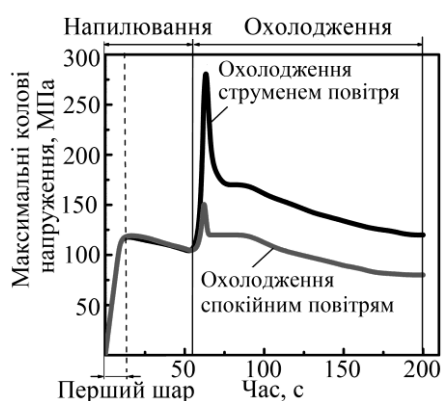


Рис. 3.33. Зміна максимальних колових напружень у покритті із ПД Х6Ю8РЗ під час напилювання і подальшого охолодження у спокійному повітрі і струменем повітря. Режим напилювання:

$$U = 32 \text{ В}, I = 150 \text{ А}, \\ P = 0,65 \text{ МПа}, L = 100 \text{ мм}.$$

Щоб з'ясувати характер зміни напружень після напилювання, кільця з покриттями охолоджували або у спокійному повітрі, або струменем повітря під тиском $P = 0,65 \text{ МПа}$. Встановили, що під час охолодження стиснутим повітрям напруження розтягу в них збільшуються стрибкоподібно в результаті швидкого

охолодження поверхневого шару. За охолодження покриття на спокійному повітрі стрибок напружень набагато нижчий (рис. 3.33). Під час подальшого охолодження до кімнатної температури у кільцях з покриттями завжди виникають залишкові напруження розтягу. Причому за охолодження струменем стиснутого повітря вони дещо вищі.

Зі зростанням тривалості неперервного напилювання від 30 до 60 с товщина покриття шар за шаром збільшується. Температура напиленого кільця теж підвищується. За тривалішого неперервного напилювання стрибок напружень розтягу в покритті внаслідок охолодження вищий, але – залишкові напруження після остаточного охолодження стають меншими (рис. 3.34).

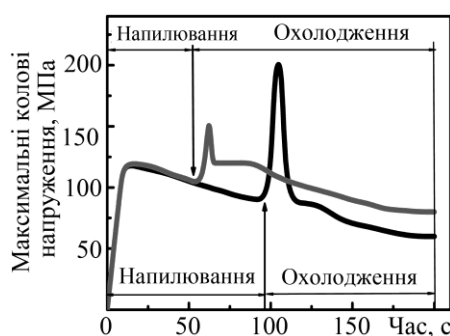


Рис. 3.34.

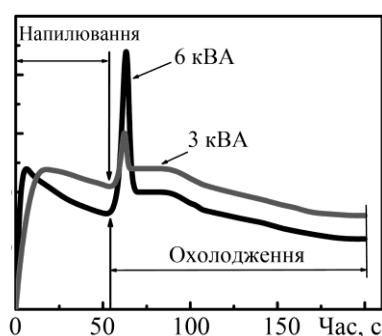


Рис. 3.35.

Рис. 3.34. Зміна максимальних колових напружень у покритті із ПД Х6Ю8Р3 залежно від тривалості напилювання (30 і 60 с) за охолодження на спокійному повітрі. Режим напилювання: $U = 32$ В, $I = 150$ А, $P = 0,65$ МПа, $L = 100$ мм.

Рис. 3.35. Зміна максимальних колових напружень під час напилювання покриттів із ПД Х6Ю8Р3 залежно від потужності дуги (за напруги $U = 32$ В і струму 100 і 200 А) та охолодження на спокійному повітрі. Дистанція напилювання $L = 100$ мм.

За однакової тривалості напилювання зі збільшенням потужності дуги формується товстіше покриття. При цьому кільце сильніше нагрівається, а стрибок напружень, спричинений охолодженням, стає набагато вищим, ніж за меншої потужності дуги (рис. 3.35). Залишкові ж напруження за більшої потужності дуги, навпаки, зменшуються.

З охолодженням до кімнатної температури в покриттях формуються залишкові напруження розтягу, які суттєво залежать від КТР матеріалу самого

покриття та сталевій основі. Якщо КТР покриттів вищий ніж сталевій основі, то залишкові напруження у них зростають, якщо ж він менший, то знижуються (рис. 3.36).

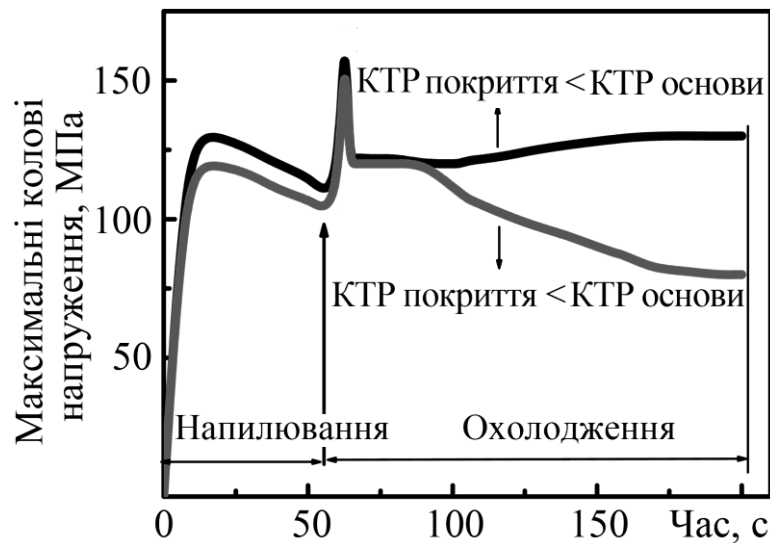


Рис. 3.36. Зміна максимальних колових напружень під час напилування покриття із ПД Х6Ю8РЗ залежно від коефіцієнтів термічного розширення покриття і основи.

3.7.3. Вплив режиму напилування на когезію покриттів і залишкові напруження в них

Для досліджень закономірностей впливу режимів напилування на властивості покриттів їх формували пошарово шляхом переміщення електродугового металізатора паралельно до поверхні напилування зі швидкістю 4,5 м/с. Покриття завтовшки 1 мм утворювали за 10 проходів.

Встановили, що з підвищенням тиску струменя розпилювального повітря від 0,35 до 0,8 МПа максимальні колові напруження у покриттях зростають від 35 до 80 МПа. Разом з тим міцність покриттів на розрив збільшується від 54 до 120 МПа. За високого тиску струменя повітря розплав із ПД диспергується інтенсивніше і суттєво зростає швидкість розплавлених частинок, що формують покриття. Це призводить до зростання когезивної міцності покриттів, оскільки оксидні плівки, що розділяють суміжні ламелі в покритті, суттєво тоншають. Водночас покриттям, сформованим з крупніших краплин, що утворюються за меншого тиску струменя розпилювального повітря, властиві менші залишкові напруження, а їх релаксація під час охолодження покриттів триваліша. Залиш-

кові напруження суттєво залежать також від товщини покриттів. За товщини 200 мкм $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}}$ становили 180 МПа, а за 1000 мкм – 70 МПа. Під час формування покриттів кожен наступний шар має вищу температуру, ніж попередній, а теплопровідність покриттів завжди менша, ніж суцільного матеріалу (за однакового їх хімічного складу). Саме ці два показники відповідальні за те, що температура краплини в момент її контактування з поверхнею напилювання тим вища, що чим більша товщина покриття і, відповідно, їх кристалізація на поверхні відбувається від вищої температури. Покриття при цьому охолоджується повільніше і напруження у ньому релаксують повніше. Це підвищує когезію кожного наступного шару і, як наслідок, міцність на розрив усього покриття збільшується. За товщини покриття 200 мкм міцність на розрив σ_B становить 70 МПа, а при 1000 мкм дорівнює 90 МПа (рис. 3.37).

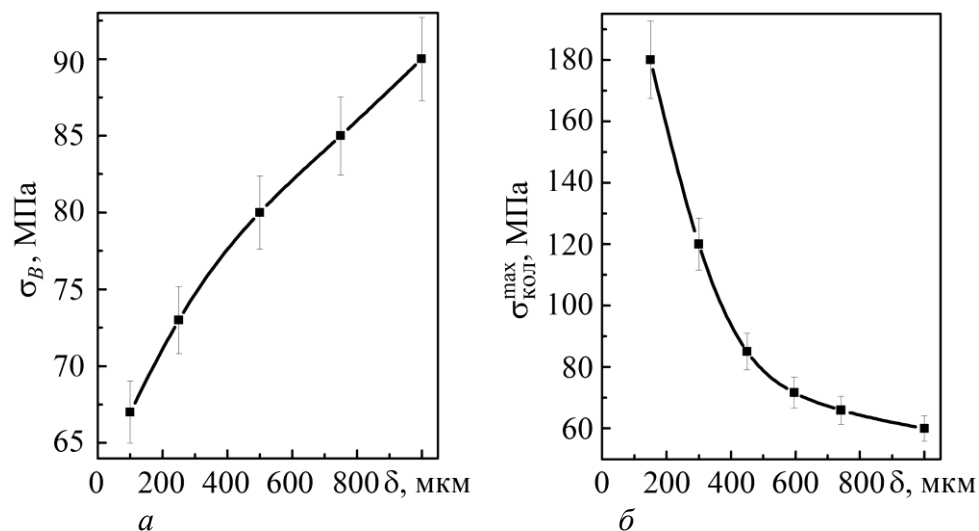


Рис. 3.37. Вплив товщини покриття δ з ПД ХБЮ8РЗ на когезію σ_B (а) і залишкові напруження розтягу $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}}$ (б). Режим напилювання:

$$U = 32 \text{ В}, I = 150 \text{ А}, P = 0,65 \text{ МПа}, L = 100 \text{ мм}.$$

Під час нанесення на тіла обертання поверхневі шари покриттів циклічно нагріваються та охолоджуються, що сприяє додатковій релаксації напружень розтягу, а отже, зниженню залишкових напружень у них.

Встановили, що на залишкові напруження впливає також і продуктивність напилювання. За однакової товщини покриттів, вищі залишкові напруження виникають у тих, які наносили за вищої продуктивності (рис. 3.37).

Щоб зменшити залишкові напруження розтягу, доцільно заздалегідь нагріти деталь безпосередньо перед напилюванням. За напилювання на зовнішню поверхню кільця з осьовим розрізом, підігрівання його до 250°C, залишкових напружень розтягу в покритті знижуються від 54 до 30 МПа і його міцність на розрив зростає від 100 до 143 МПа (рис. 3.38). Це пояснюють тим, що на підігрітій підкладці розплавлені краплини металу вистигають та кристалізуються значно повільніше. Тому релаксація напружень повніша, порівняно з ситуацією, коли краплини кристалізуються на холодній підкладці. Водночас попереднє підігрівання сталеві основи через вищу температуру контактування краплин з нею під час удару та уповільнення кристалізації на ній забезпечують також вищу адгезію покриття.

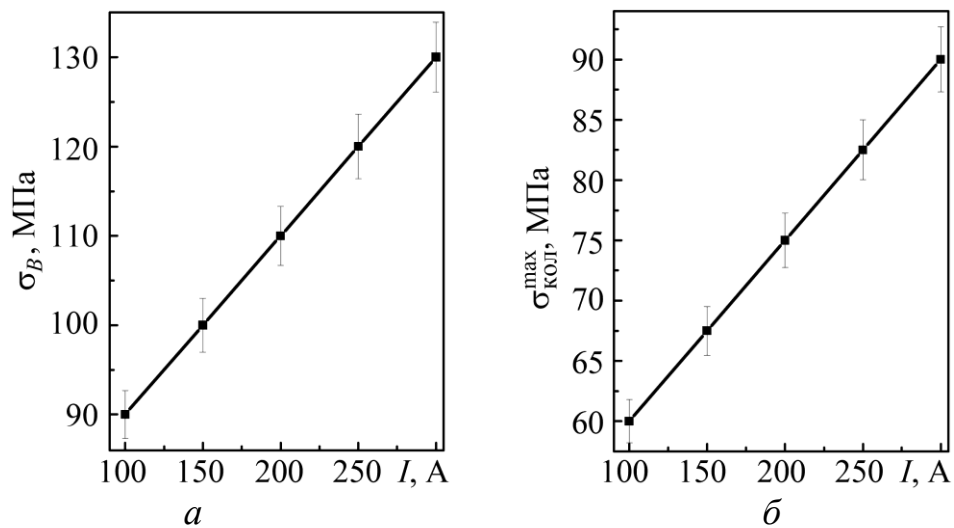


Рис. 3.38. Вплив сили струму I на когезію σ_B (а) і залишкові напруження розтягу $\sigma_{\text{КОЛ}}^{\text{max}}$ (б) у покритті товщиною 1 мм з ПД Х6Ю8Р3. Режим напилювання: $U = 32$ В, $P = 0,65$ МПа, $L = 100$

мм.

Важливими є не самі залишкові напруження у покритті, а їх співвідношення з когезивною міцністю $\sigma_{\text{КОЛ}}^{\text{max}} / \sigma_B$. Встановили, що коли $\sigma_{\text{КОЛ}}^{\text{max}} / \sigma_B > 0,75$, то у покриттях, отриманих з усіх розроблених ПД, виникають мікротріщини, а якщо $\sigma_{\text{КОЛ}}^{\text{max}} / \sigma_B > 0,85$ – мережа тріщин. З підвищенням тиску струменя повітря від 0,3 до 0,65 співвідношення $\sigma_{\text{КОЛ}}^{\text{max}} / \sigma_B$ зростає від 0,5 до 0,68 і наближається до межі, за якою з'являються мікротріщини. Крім того, необхідно враховувати, що після напилення у покритті можуть підвищитись напруження розтягу. В той же час зі зростанням продуктивності напилення (струму дуги) вони підвищуються не так

суттєво. Істотне зменшення цього показника досягають підігріванням сталеві основи перед напилюванням до 200... 250°C. Внаслідок цього він знижується до 0,2 (рис. 3.40).

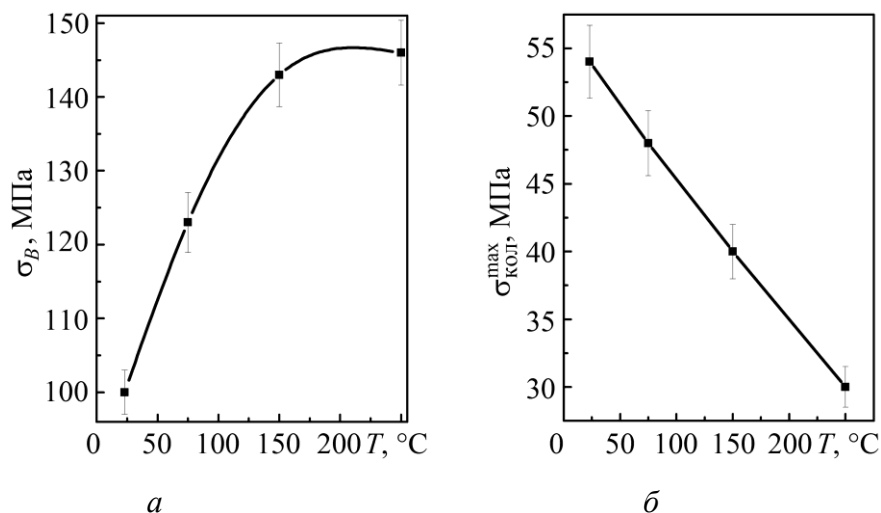


Рис. 3.39. Вплив температури T підігрівання підкладки перед напилюванням на когезію σ_B (а) і залишкові напруження розтягу $\sigma_{КОЛ}^{max}$ (б)

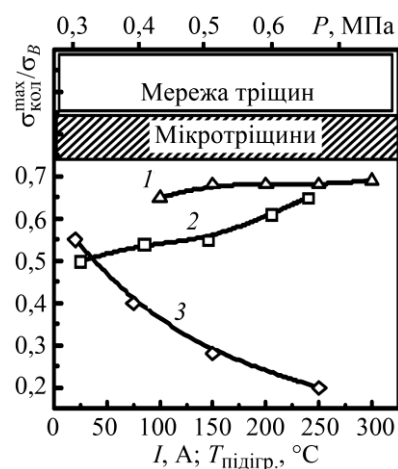
у покритті товщиною 1 мм з ПД Х6Ю8РЗ. Режим напилювання:

$$U = 32 \text{ В}, I = 150 \text{ А}, P = 0,65 \text{ МПа}, L = 100 \text{ мм}.$$

Рис. 3.40. Вплив параметрів напилювання на співвідношення

колових напружень і когезивної міцності $\sigma_{КОЛ}^{max} / \sigma_B$:

1 – струм; 2 – тиск струменя повітря та 3 – температури підігрівання зразків перед напилюванням в покритті з ПД Х6РЗЮ8.



Зі збільшенням твердості покриттів понад $HV_{0,3} >$

800 співвідношення $\sigma_{КОЛ}^{max} / \sigma_B$ зростає і перевищує критичне 0,75. При цьому у покриттях виникають мікротріщини ще на етапі їх формування. Водночас зі зростанням МГ та утворенням композиційної структури покриттів це співвідношення зменшується і їх робоздатність зростає (рис. 3.41).

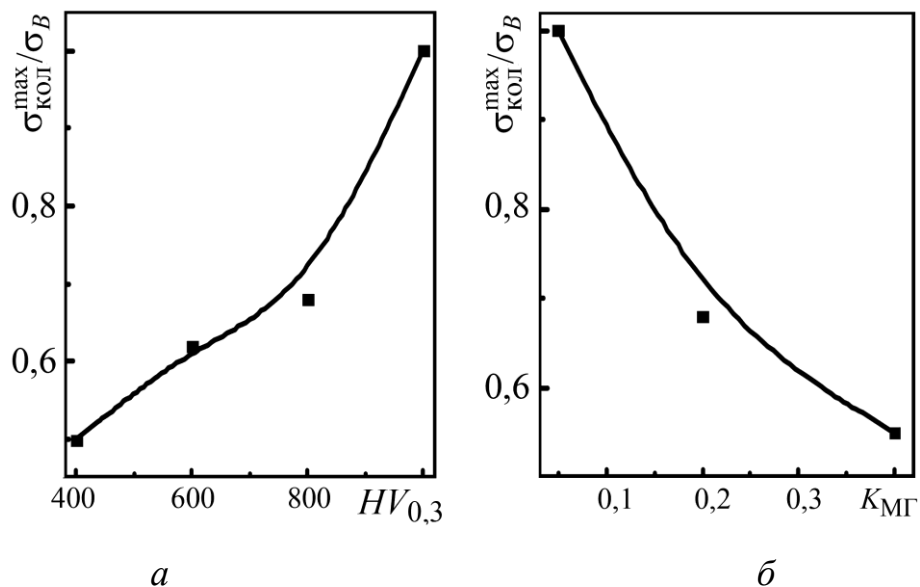


Рис. 3.41. Вплив твердості покриттів з ПД Х6Р(2...4)Ю8 (а) та коефіцієнта $K_{\text{МГ}}$ покриттів з ПД Х6Р3Ю8Mg(0...2) (б) на співвідношення колових напружень і когезивної міцності $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}}/\sigma_B$.

Суттєво зменшити напруження розтягу в поверхневих шарах покриттів можна також абразивноструминним обробленням. Після нього на поверхні покриттів формуються значні напруження стиску (до 180 МПа), дія яких поширюється на глибину до 150 мкм.

У реальних умовах не завжди вдається підігріти деталі перед напилюванням (особливо великогабаритні). Тоді, щоб забезпечити умови для напилювання покриттів без мікротріщин, перші їх шари на деталі слід наносити за малих струмів (100...120 А) та низьких тисків струменя повітря (0,3...0,4 МПа), а наступні можна наносити за високих струмів (200...250 А) та тиску повітря (0,6...0,65 МПа), що забезпечить підвищену когезивну міцність покриття та малі за розмірами пори у його структурі.

3.7.4. Вплив попереднього дробиноструминного і кінцевого абразивноструминного оброблення на напруження в покритті

Позаяк технологія нанесення електродугових покриттів передбачає дробиноструминним оброблення поверхні перед напилюванням, то визначали розподіл залишкових напружень у поверхневих шарах зразків із сталі Ст.3 після такого оброблення. Встановили, що на глибині до 250 мкм у поверхневих шарах

зразків формуються напруження стиску. Безпосередньо на поверхні максимальні їх значення досягають – 220 МПа (рис. 3.42).

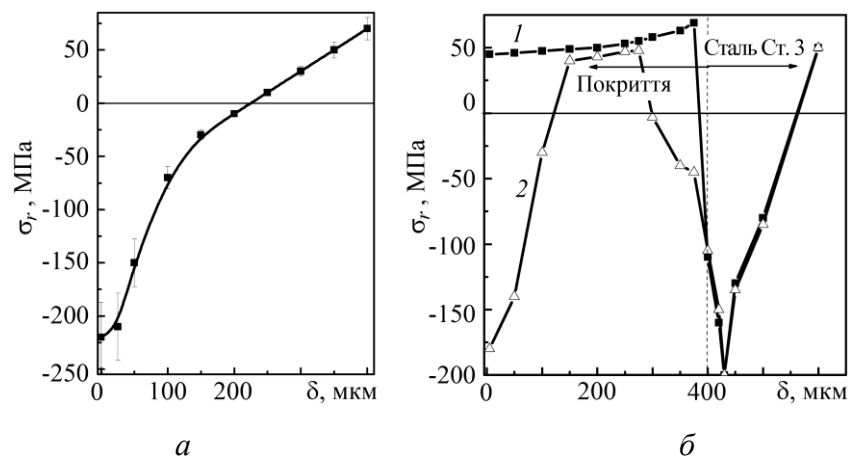


Рис. 3.42. Розподіл залишкових напружень σ_r по глибині δ для зразків зі сталі Ст.3 без покриттів після їх дробиноструминного оброблення (а), а також розподіл залишкових напружень σ_r по глибині δ (б) зразків зі сталі Ст.3 з покриттями, напиленими ПД Х6Ю6РЗ, після попереднього дробиноструминного оброблення поверхні основи (1) та абразивноструминного – поверхні покриття (2).

Розподіл напружень по товщині покриття відразу після напилювання подано на рис. 3.42б (крива 1). Очевидно, що напруження розтягу зростають по товщині покриття в напрямі від поверхні до підкладки, оскільки змінюються умови кристалізації краплин від шару до шару покриття. На межі поділу покриття–підкладка зафіксовано різкий стрибок напружень стиску (~200 МПа) з їх подальшим зменшенням з переміщенням у покриття цього поділу і перетворенням у напруження розтягу на глибині 560 мкм від напиленої поверхні.

Для зменшення напружень розтягу в напиленому шарі зразок з покриттям піддавали абразивноструминному обробленню впродовж 30 с корундом з розміром частинок 1...2 мм за тиску струменя повітря 0,65 МПа. Внаслідок цього у покритті формуються напруження стиску, максимальне значення яких на поверхні покриття досягає 180 МПа (рис. 3.42б, крива 2). Вплив абразивноструминного оброблення за прийнятими режимами спостерігали аж до товщини покриття 150 мкм. За такої товщини напруження розтягу в обробленому та необробленому покриттях стають однаковими. В оброблених – напруження стиску виникають не на межі поділу покриття–підкладка, а в самому покритті

поблизу цієї межі. Такий їх перерозподіл призводить до суттєвого підвищення когезії покриття і його міцність на розрив зростає від 100 до 135 МПа.

3.7.5. Вплив температури відпуску на залишкові напруження у покриттях

Відпуск за температури до 400°C призводить до незначного зменшення напружень розтягу першого роду в усіх покриттях незалежно від їх фазового складу (рис. 3.43). Після відпуску за температури понад 400°C залишкові напруження знижуються ще сильніше. Лише для покриттів з матричною фазою стабілізованого алюмінієм фериту не зменшуються. Нагрівання до 400°C зразків із маловуглецевої сталі після їх дробиноструминного оброблення та напилювання електродугових покриттів з ПД супроводжується такими процесами. В дробиноструминному шарі сталеві основи розпочинається рекристалізація. При цьому об'єм цього шару та довжина зразка зменшуються, що спричиняє зниження напружень розтягу у покритті. Наявний у структурі покриттів залишковий аустеніт внаслідок відпуску перетворюється у відпущений мартенсит, через що збільшується об'єм покриття і суттєво зменшуються напруження розтягу в ньому.

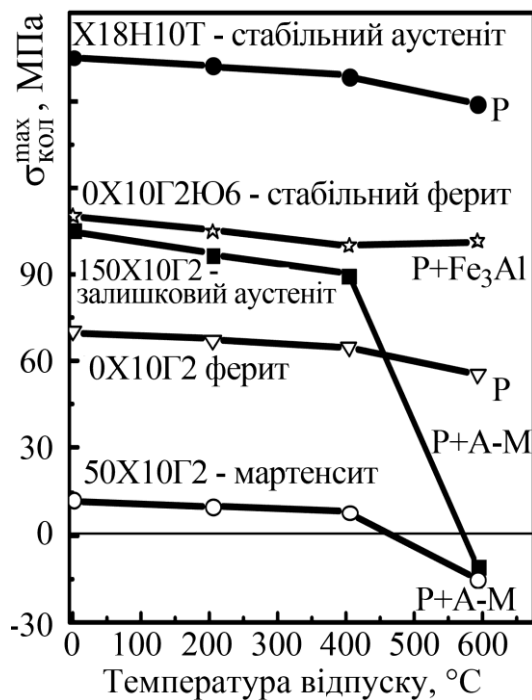


Рис. 3.43. Вплив температури відпуску зразків на колові залишкові напруження $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}}$ у покриттях (товщина покриття 1 мм).

Що більше вуглецю у покритті, то більше залишкового аустеніту в ньому. А що більше вуглецю в аустеніті, то відчутніший об'ємний ефект внаслідок його перетворення в мартенсит. У нелегованих високовуглецевих покриттях перетворення залишкового аустеніту в мартенсит відбувається вже інтервалі 200...300°C

[151]. Внаслідок легування покриттів цей температурний інтервал зміщується в

бік підвищення температури. Зокрема, для покриття, що містить 1,5 мас. % вуглецю та 10 мас. % хрому таке перетворення розпочинається за температури відпуску 400°C.

На основі експериментально отриманих залежностей впливу фазового складу покриттів та вмісту в них вуглецю на залишкові напруження $\sigma_{\text{кол}}$ в них запропоновано емпіричну формулу для їх визначення:

$$\sigma_{\text{кол}} = [0,25 \cdot \% M \cdot (0,4 - \% C) + 1,6 \cdot \% A + 0,7 \cdot \% \Phi + 0,9 \cdot \Phi_{\text{стаб}}] \text{ МПа}, \quad (3.9)$$

де % M, % A, % Φ , % $\Phi_{\text{стаб}}$ та C – вміст відповідно мартенситу, аустеніту, фериту, стабілізованого фериту та вуглецю у покритті.

Отже, в електродугових покриттях після їх напилення виникають залишкові напруження розтягу, які знижуються за підігріву основи перед напилюванням та зі зростанням товщини напиленого шару. Відпуск зразків з напиленими покриттями суттєво їх зменшує. За формування мартенситної матричної фази у покриттях виникають мінімальні (10 МПа), а аустенітної – максимальні (180 МПа) залишкові напруження розтягу. Абразивоструминне оброблення покриттів як фінішна операція дає змогу отримати на поверхні покриттів залишкові напруження стиску до 180 МПа, які поступово зменшуються і переходять у напруження розтягу лише на глибині понад 150 мкм.

3.7.6. Вплив температури випробувань та експозиції на напруження у покритті

Експозиція зразків 250 год при 600°C призводить до суттєвого зменшення залишкових напружень розтягу у покриттях [152] (рис. 3.44а), які трансформуються у напруження стиску (рис. 3.44б). Визначено два часові етапи, за якими відбувається цей процес.

Зокрема, на першому етапі, що триває до 10 год вони зменшуються внаслідок розпаду аустеніту у структурі покриття, через що збільшується його об'єм. На другому, який триває після 10 год, зростає експозиція та формуються напруження стиску внаслідок внутрішньо-ламельярного окиснення покриття, через що

збільшується кількість оксидної фази, а отже, суттєво зростає його об'єм (рис. 3.44б).

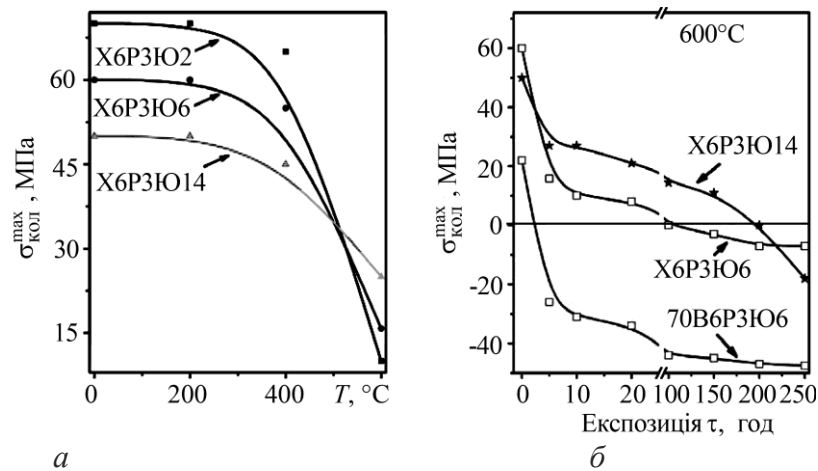


Рис. 3.44 Вплив температури (а) і часу експозиції (б) на залишкові напруження електродугових покриттів.

У покриттях з ПД Х6РЗЮ2, в яких формується сітка мікротріщин під час напилення, напруження розтягу зменшуються більше, ніж у покриттях без мікротріщин. Об'єм покриття з готовими мікротріщинами (рис. 3.44а) збільшується внаслідок заповнення цих тріщин та міжламелярного простору оксидами, на відміну від покриття з ПД Х6РЗЮ14, де залишкові напруження релаксують у пластичні ламелі [153]. Об'єм покриття за цих умов збільшується лише через міжламелярне окиснення (рис. 3.44б). Розраховуючи колові напруження з урахуванням модуля пружності ЕДП, можна визначати реальні напруження у покриттях, що формуються впродовж тривалих витримок (рис. 3.44б).

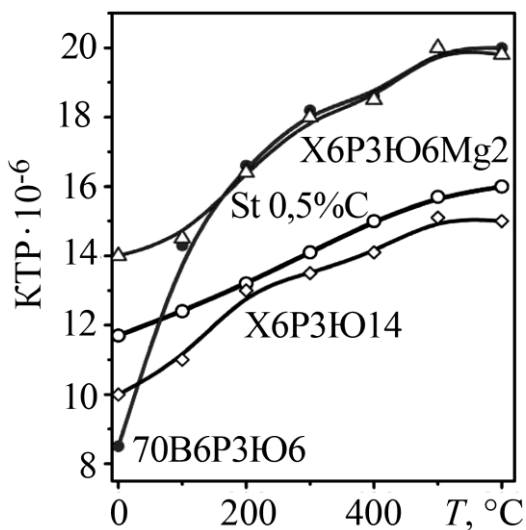


Рис. 3.45 Вплив температури на КТР.

Методами диференціальної дилатометрії встановили, що найближчим до КТР до основи – сталь 12Х1МФ виявився КТР покриття із ПД Х6РЗЮ14 (рис. 3.45). Тому покриття не відшарується від сталеві основи під час термоциклів.

Різні значення КТР електродугових покриттів зумовлені композиційною структурою покриття, зокрема, різними оксидами між його ламелями. Модуль пружності оксидних складників суттєво відрізняється від сталі та є вищий.

3.8. Опір втомному руйнуванню зразків з електродуговими покриттями

Для випробувань на втомну міцність використали циліндричні зразки, на робочу поверхню яких наносили електродугові покриття товщиною 0,5 мм, або товщиною 1 мм з подальшим шліфуванням до товщини 0,5 мм. Під час розрахунку напружень товщину покриття не враховували.

Залежно від твердості та МГ покриттів, напилених ПД системи Fe–Cr–B–Al, границя втомної міцності сталі 20 у повітрі підвищується від 180 до 230...255 МПа (рис. 3.46). Причому, що більша твердість покриття, то нижча його границя втомної міцності (рис. 3.47). Для покриттів з ПД цієї системи твердість $HV_{0,3}$ зростає від 400 до 700 зі збільшенням вмісту бору в шихті від 1 до 3 мас. %.

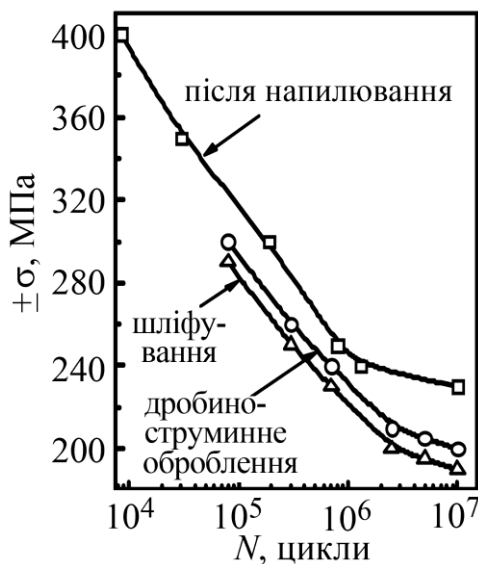


Рис. 3.46. Вплив покриттів з ПД системи Fe–Cr–B–Al на втому міцність основи (сталь 20) у повітрі.

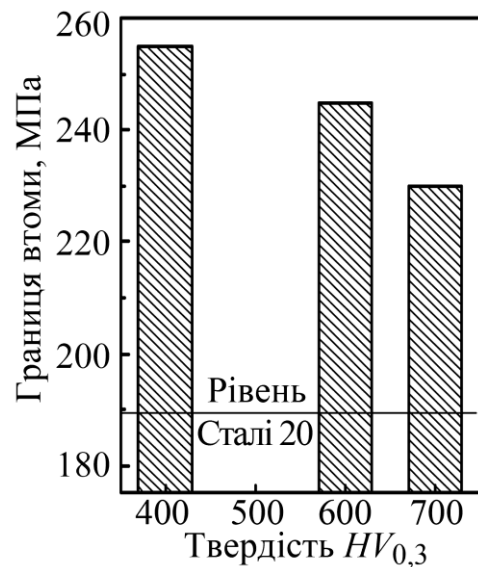


Рис. 3.47. Зв'язок твердості $HV_{0,3}$ покриттів системи Fe–Cr–B–Al з втомної міцності основи у повітрі.

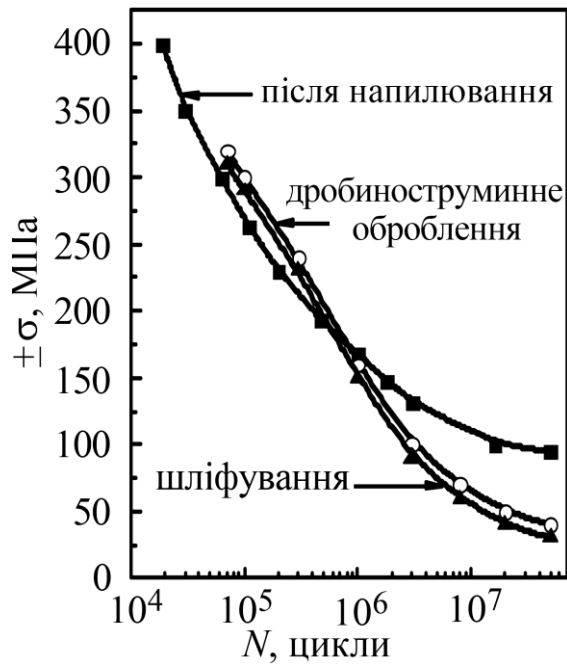


Рис. 3.48. Вплив покриттів системи Fe–Cr–B–Al на границю втомної міцності сталі 20 у 3%-му водному розчині NaCl.

Втомна міцність зразків, напилених ПД системи Fe–Cr–B–Al, у 3 %-му водному розчині NaCl підвищується теж (рис. 3.48). Це пов'язано з тим, що корозійна тривкість покриття дещо вища за властиву сталі 20.

4.1. Абразивна зносостійкість покриттів

Абразивне зношування за тертя нежорстко закріпленими абразивними частками досліджували згідно з ГОСТ 23.208-79 (рис. 4.1). У зону контакту гумового круга і зразка за допомогою дозувального пристрою постійно подавали абразив.

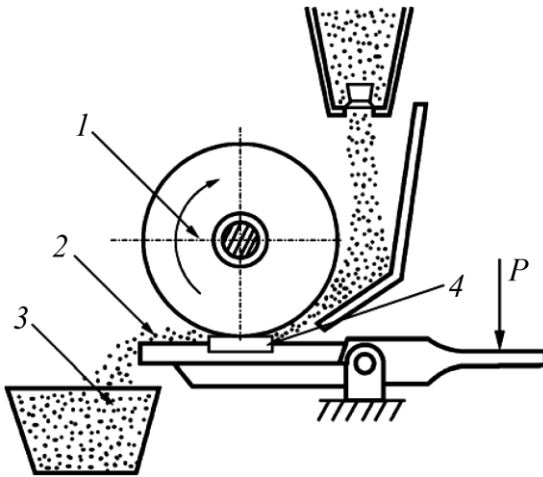


Рис. 4.1. Схема установки для дослідження зношування зразків незакріпленим абразивом: 1 – зношування зразків жорстко закріпленим гумовий диск; 2 – абразив; 3 – ємність для збирання абразивом; 4 – зразок.

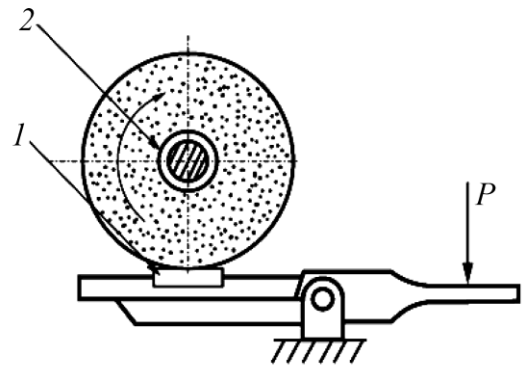


Рис. 4.2. Схема установки для дослідження зношування зразків жорстко закріпленим абразивом: 1 – зразок; 2 – абразивний круг.

Режим тертя: навантаження $P = 2,4$ Н, швидкість тертя 25 м/хв, абразив – фракціонований (розмір частинок 200...1000 мкм) та просушений пісок. Для порівняльних досліджень використали абразивний диск із електрокорунду середньом'якої твердості СМ-2 на керамічній зв'язці 7К15 діаметром 150 мм та шириною 8 мм (рис. 4.2).

Зернистість електрокорунду 250...315 мкм (25А, 25Н), лінійна швидкість тертя 100 м/хв, навантаження в зоні лінійного контакту 15 Н. Знос оцінювали за втратою маси зразків з похибкою до $2 \cdot 10^{-4}$ г.

Відомо, що зносостійкість матеріалу залежить від твердості, границі плинності, статичної тріщиностійкості та здатності матеріалу до деформаційного зміцнення. Рівень зношування визначає співвідношення H_a/H_M (твердості абразиву H_a та досліджуваного матеріалу H_M) [154]. За співвідношення $H_a/H_M >$

1,4 інтенсивність зношування не залежить від твердості абразиву. Загалом для суцільних матеріалів швидкість зношування

$$\omega = \frac{(\sigma_T \cdot E \cdot \sqrt{F} \cdot n^2)}{K_{Ic}^2 \cdot \sqrt{H}}, \quad (4.1)$$

де σ_T – границя плинності; E – модуль Юнга; F – навантаження; n – коефіцієнт деформаційного зміцнення; K_{Ic} – статична тріщиностійкість; H – твердість.

Дослідження плазмових покриттів [155] системи нікель–алюміній, нікель–титан, а також зі самофлюсувальних сплавів виявили, що їх зносостійкість прямо пропорційна твердості.

Для визначення абразивної зносостійкості запропоновано використовувати взаємозв'язок між нею та границею плинності і пластичністю (відносне видовження) матеріалів [156, 157]. Однак з'ясували, що особливості хімічного складу і структури сплаву дають великий розкид даних навіть тоді, коли його показники міцності та пластичності однакові. Останнім часом зроблено спроби встановити кореляційні залежності між зносостійкістю та тріщиностійкістю K_{Ic} і описано зношування як руйнування матеріалу та утворення нових поверхонь шляхом зародження тріщин під статичним і циклічним навантаженнями. Ці закономірності особливо проявляються за абразивного зношування [158].

Для газотермічних покриттів закономірності зношування є набагато складнішими, ніж для суцільних матеріалів, оскільки у структурі покриттів (на відміну від суцільних матеріалів) є пори, міжламельні межі з оксидами, межі між шарами та оксидні включення різних розмірів, які суттєво впливають на їх зносостійкість. Зокрема, абразивна зносостійкість плазмового поруватого покриття, напиленого з порошку ПН70Ю30, з невисокою твердістю, суттєво вища, ніж твердішого та менш пористого покриття з порошку ПН65Т35 та сталі 45. Це зумовлено ефектом шаржування поруватого покриття абразивом. При цьому утворюється гетерогенна структура. Абразив, що застряг у порах, зміцнює поверхню та підвищує її зносостійкість [159].

В останні роки для ЕДН розроблено низку спеціальних ПД для захисту від абразивного та газоабразивного зношування різноманітних конструкцій. Випробування засвідчили, що покриття системи WC–Co досить зносостійкі, а з

підвищенням дисперсності карбідної фази у матриці їх зношування зменшується [160–162].

Результати досліджень абразивної зносостійкості електродугових прокриттів з трьох ПД (Sdandart Armacor M Fe₂₇Cr_{3,5}B₃Si, Sdandart Fe₂₇Cr₅C та Sdandart Fe₃₉Cr₅C) також підтверджують, що не лише мікротвердість, а саме структура покриттів визначає їх зносостійкість. Коли твердість абразиву вища, ніж покриттів, зносостійкість останніх не корелює з мікротвердістю і їх знос однаковий. Коли ж мікротвердість абразиву менша, ніж покриттів, тоді зносостійкість корелює з мікротвердістю. Покриття з ПД Fe₃₉Cr₅C, що має найнижчу мікротвердість з трьох досліджених, характеризується найнижчою зносостійкістю. За абразивного зношування менш поруваті і щільніші покриття є зносостійкішими [163, 164]. Покриттю з ПД Alpha-1880 [163], отриманому ЕДН за тиску повітря 0,55 МПа з допомогою систем розпилення Appleton, WI – Miller BP 400 Arc Spray System, також властива висока абразивна зносостійкість. Його твердість за Кноопом перевищує 18,8 ГПа. Покриття товщиною 1 мм має адгезію 58 МПа, а з 2 мм – 38...40 МПа. Його абразивна зносостійкість на рівні покриття (WC–Ni), отриманого надзвуковою газополуменевою металізацією.

Дослідження засвідчили, що електродуговим покриттям з ПД систем Fe–B, Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–Al, Fe–Cr–C, Fe–Cr–C–Al властива висока мікротвердість (H_u = 6...12 ГПа) і зносостійкість, оцінена за методикою Брінеля–Хаурта [67–69, 165]. Електродугові покриття з ПД ПП-МП-63 та ПП-ММ-65 системи Fe–Cr–C–Al мають у 5,5 рази вищу зносостійкість, ніж сформовані зі суцільного електродного дроту 06X19H9T [75]. Зносостійкість аморфізованих електродугових покриттів із ПД систем Fe–B і Fe–Cr–B, визначена за цією методикою, в 1,8–1,9 рази вища, ніж оплавленого із нікелевого самофлюсного сплаву ПГ-10Н-01, що є типовим зносостійким матеріалом [76]. Високу зносостійкість покриттів, яка досягає рівня газополумених та плазмових, сформованих з тих самих ПД, автори пов'язують з підвищеною їх когезивною міцністю та значним вмістом аморфної фази.

Досліджували плазмові композиційні покриття з Мо, які наносили на поршневі кільця [166–170] з додаванням порошоків алюміній-кремнієвих

сплавів [170–177], і виявили, що їх зносостійкість вища, ніж чистого Мо (і це попри суттєво більшу твердість Мо). На зносостійкість напиленого Мо впливають мікротріщини, які відсутні в композиційних покриттях. З додаванням до молібдену порошоків сплаву CuAl_2 [178], навпаки, підвищується і твердість покриття, і його зносостійкість [179–181]. Подібні результати одержані під час дослідження композиційних плазмових покриттів на основі NiCrB-Si сплавів з додаванням продуктів перероблення твердих сплавів [182, 183]. Встановлено, що зі збільшенням твердості $HV_{0,3}$ матричної фази (Ni-Cr-B-Si) від 400 до 900 інтенсивність зношування зменшується неістотно (на 10...20%). Причому мінімальний знос зафіксовано для $HV_{0,3} = 550$. Якщо під час напилювання перегріють поверхневі шари, між ними утворюються оксиди заліза, які за підвищених навантажень можуть спричинити його відшарування [167, 168]. За умов високої вологості зношування покриттів зменшується, оскільки товщина оксидів на поверхні збільшується [187–187].

Для захисту від зношування за наявності корозивного середовища запропоновано ЕДН нержавіючими сталями зі суцільних дротів та ПД діаметром 1,6 мм у нержавній оболонці зі шихтою на основі боридів титану (24...30 об. % TiB_2) [178, 187]. Виявили, що зносостійкість покриттів з ПД в 2,3–4,6 рази вища, ніж напилених нержавною сталлю. Їх мікротвердість $HV_{0,3}$ становила 1200...1400. Покриття, напилені у повітрі, мають більшу мікротвердість, ніж напилені в аргоні, що зумовлено розчиненням у покритті кисню та азоту та утворенням оксиду Cr_2O_3 та нітриду CrN . Зносостійкість покриттів суттєво підвищується, коли їх твердість стає вищою в 1,2 рази, ніж абразиву [188, 189]. Вона залежить від вмісту твердих ламелей, а не від середньої твердості покриття. Що більше в шихті ПД TiB_2 , то крупніші ламелі у покритті. Твердість дрібніших ламелей суттєво нижча ($HV_{0,3} = 700$).

Абразивна зносостійкість композиційного електродугового покриття із ПД Альфа-1800 з дисперсними включеннями боридів [190, 191] дещо поступається HVOF покриттю із $(\text{WC} + \text{Ni})$, але при цьому вища, ніж покриття $\text{HVOF} (\text{WC} + \text{Co})$. Мікротвердість покриття з Альфа-1800 вища, ніж покриття з $(\text{WC} + \text{Ni})$, і становить 14 проти 1,35 ГПа. З підвищенням температури випробувань зносо-

стійкість усіх досліджених покриттів зменшується. Загалом, зі збільшенням продуктивності напилювання (внаслідок підвищення струму від 100 до 350 А) зносостійкість всіх покриттів зростає вдвічі. За підвищення напруги горіння дуги від 29 до 37 В вона збільшується на 50%, а з ростом дистанції напилювання від 70 до 200 мм знижується на 50%. Абразивна зносостійкість зростає зі збільшенням у в'язкій матриці композиційного покриття металокерамічних частинок (понад 50%) [192–198].

Досліджували покриття з ПД зі шихтою на основі TiB_2 , які мають високі механічні характеристики: твердість за Кнуппом 18 ГПа та статичну тріщиностійкість $K_{Ic} = 8,0 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$. Матеріал оболонки – нержавна сталь [199]. За температури 1250°C залізо і TiB_2 утворюють квазібінарну евтектику. Залізо в розплаві взаємодіє із TiB_2 з формуванням твердих боридів заліза. Покриття напиляли за таких параметрів: $U = 26\dots30 \text{ В}$, $I = 100\dots300 \text{ А}$, $P = 0,6 \text{ МПа}$, $L = 150 \text{ мм}$. Зі збільшенням вмісту TiB_2 від 0 до 25...30 об. % зносостійкість покриттів зростає у 8 разів, проте за подальшого збільшення зменшується. Подібні результати отримали і інші автори [200, 201]. Досліджували електродугові покриття з ПД в нержавній оболонці (сталь 3042) зі шихтою TiB_2 , $(TiB_2 + Al_2O_3)$, а також у ніхромовій оболонці зі шихтою TiB_2 $(TiB_2 + Al_2O_3)$. Електродугові покриття мають високу зносостійкість (у 15 разів вищу, ніж сталь). Причиною цього дисперсні фази TiB_2 .

На основі отриманих експериментальних даних запропоновано визначати зносостійкість композиційних покриттів за формулою

$$\frac{1}{W} = \frac{f_1}{W_1} + \frac{f_2}{W_2}, \quad (4.2)$$

де $\frac{1}{W}$, $\frac{f_1}{W_1}$, $\frac{f_2}{W_2}$ – зносостійкість покриття, матриці та включень TiB_2 , f_1 – об'ємна частка нержавної матриці, f_2 – об'ємний вміст TiB_2 [199]. Експериментально виявили, що зі збільшенням об'ємної частки TiB_2 у ПД до 0,35, а також додаванням до шихти 10...12 мас. % Sn зносостійкість покриттів зростає, тоді як з додаванням 5...8 мас. % Al, Si, по 4 мас. % Ti і W знижується.

Позитивний вплив пластичних шихтових матеріалів підтверджено також у праці [202]. З додаванням порошку алюмінію (60 мас. %) до порошкової композиції зі скла для плазмового напилення твердість $HV_{0,3}$ покриттів підвищується від 300 до 900, а напруження розтягу при цьому трансформуються в напруження стиску.

Тверді частинки Al_2O_3 та SiC у порошковій суміші із чистого Al для плазмового напилення сприяють утворенню композиційних покриттів [204]. Зі збільшенням частки твердих компонентів від 0 до 50 об. % зношування покриття зменшується у 8 разів. Міцно зчеплені із матричною фазою оксиди у структурі покриття підвищують абразивну зносостійкість, оскільки при цьому формуються композиційні покриття [204]. Однак під час напилення вуглецевмісних покриттів інтенсивно вигоряє вуглець. При цьому зменшуються і середня твердість покриття, і його зносостійкість [205–207]. Під час напилювання стиснутим азотом оксидів у покритті з'являється менше, ніж за напилювання у повітрі, однак, вуглець вигоряє менше. При цьому покриття, напилені в азоті, мають підвищену середню твердість, а отже, вищу зносостійкість.

За шихту ПД для напилювання електродугових покриттів використовували також порошки інтерметалідів: $TiAl_3$, $(TiAl + Ti_3Al)$. Доведено, що зносостійкість знижується зі зменшенням вмісту алюмінію в інтерметаліді. Також ці ПД мають кращу зносостійкість, ніж ПД зі шихтою Cr_3C_2 [208].

4.1.1. Вплив параметрів напилювання та твердості на абразивну зносостійкість електродугових покриттів базової систем Fe–Cr–C–Al та Fe–Cr–B–Al

Вплив тиску струменя повітря. Встановили, що на опір зношуванню електродугових покриттів системи Fe–Cr–B–Al суттєво впливають параметри їх нанесення. Зокрема, покриття, сформовані за тиску повітря 0,65 МПа, мають приблизно у 1,5 рази більшу зносостійкість за тертя незакріпленим абразивом, ніж, сформовані за тиску 0,3 МПа. Зі збільшенням тиску повітря виникає дисперсніша структура покриття з більшою кількістю оксидів алюмінію та складних оксидів на основі оксиду заліза (рис. 4.3). При цьому мікротвердість і зносостійкість покриттів зростають (рис. 4.4). Крім того, у структурі покриттів,

отриманих за нижчого тиску струменя повітря (0,3 МПа), формуються значно більші за розміром пори, ніж в одержаних за тиску 0,65 МПа (рис. 4.3а, б).

За тертя гумовим диском з кварцовим піском (незакріпленим абразивом) отримали обернену залежність від тиску струменя повітря і з його зростанням зносостійкість зменшується (рис. 4.4). У цьому випадку реалізується інший механізм зношування і покриття руйнується внаслідок різання та (частково) багаторазового пластичного деформування абразивними частинками. Вищу зносостійкість матимуть пластичніші покриття.

Рис. 4.3. Вплив тиску струменя розпилювального повітря P на величину зносу W покриттів з ПД системи Fe–Cr–B–Al за випроб незакріпленим (1) та закріпленим (2) абразивом.

Режим напилювання:

$U = 32$ В, $I = 150$ А, $L = 100$ мм.

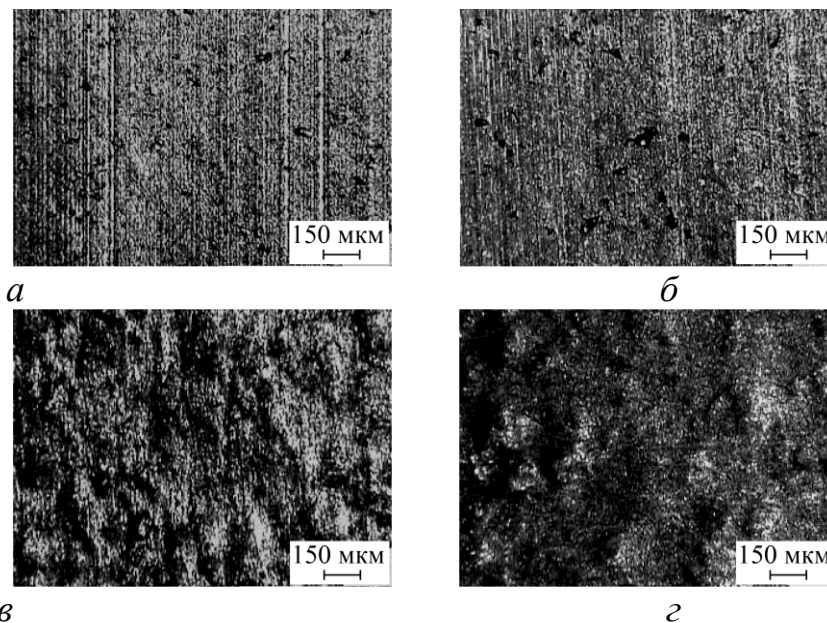
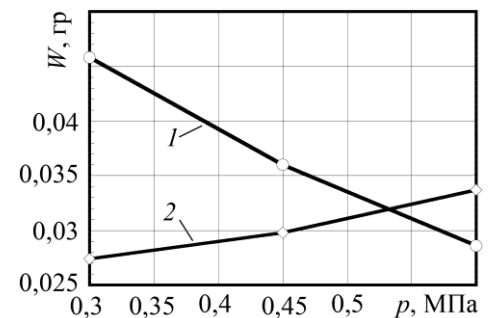


Рис. 4.4. Топографія поверхнь тертя зразків з покриттями з ПД системи

Fe–Cr–B–Al після випробувань закріпленим (а, б) та незакріпленим (в, г) абразивом. Режим напилювання:

$P = 0,6$ (а, в) і $0,3$ (б, г) МПа, $U = 32$ В, $I = 150$ А, $L = 100$ мм.

Покриття, сформовані за низького тиску розпилювального повітря (0,3 МПа), утворюються із крупних краплин розплаву ПД (300...500 мкм), які остигають і

кристалізуються на металевій підкладці довше, ніж дрібні краплини. Завдяки цьому релаксація напружень у них повніша і, як наслідок, напруження розтягу, що виникають у крупних краплинах, нижчі. Внаслідок багаторазового своєрідного «переорювання» поверхонь покриттів частинками абразиву мікротріщини в них зароджуються важче. Сліди тертя на їх поверхні від зношування гумовим диском свідчать про те, що в дрібнодисперсних покриттях руйнування відбувається переважно вздовж меж ламелей, а в крупнодисперсних – здебільшого по тілу ламелей з рівномірнішим розташуванням пошкоджень (рис. 4.4z).

Зі збільшенням твердості покриттів з ПД Х6Р(2...4)Ю6 до $HV_{0,3}$ 800 (внаслідок росту в них вмісту В або С) їх абразивна зносостійкість зростає за випробувань закріпленим і незакріпленим абразивом, а з подальшим підвищенням твердості різко зменшується (рис. 4.5).

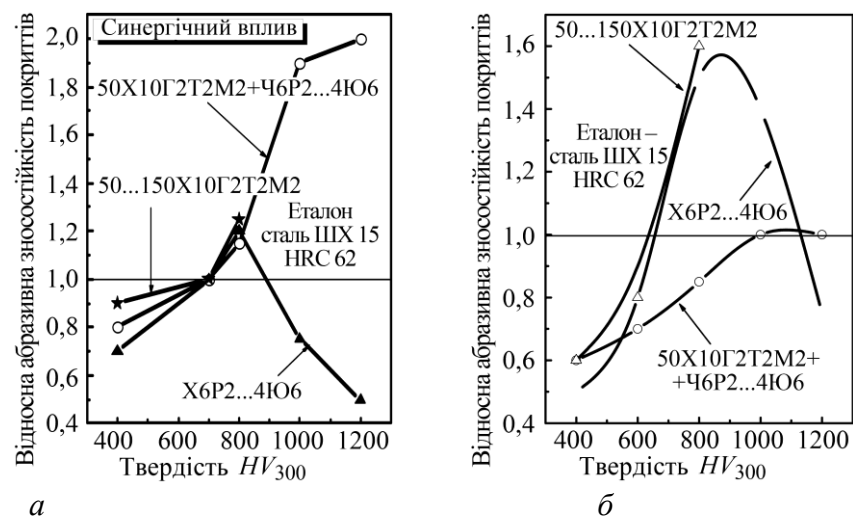
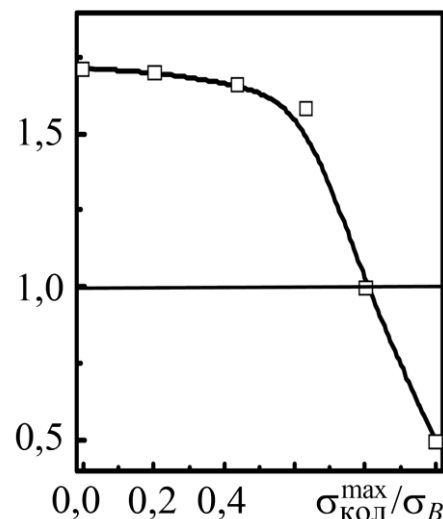


Рис. 4.5. Вплив твердості $HV_{0,3}$ на відносну абразивну зносостійкість покриттів під час тертя закріпленим (а) і незакріпленим (б) абразивом.

Такий характер зміни зносостійкості зумовлений тим, що за зростання твердості покриттів понад $HV_{0,3}$ 800 збільшується співвідношення $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}} / \sigma_B$. Коли $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}} / \sigma_B > (0,75 \dots 0,85)$, у покриттях виникають мікротріщини, через що стрімко знижується зносостійкість (рис. 4.6). У цьому випадку покриття зношується шляхом росту вже готових тріщин, що виникли вздовж меж розділу і по тілу ламелей. За використання двох різнорідних дротів (ПД Х6Р2...4Ю6 + ПД 50Х10Г2Т2М2) забезпечується синергійне зростання когезивної міцності, зменшення залишко-

вих напружень розтягу у покритті, що спричиняє суттєве підвищення зносостійкості покриттів за абразивного зношування закріпленим абразивом.

Рис. 4.6. Вплив співвідношення $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}} / \sigma_B$ на відносну абразивну зносостійкість покриттів під час тертя незакріпленим абразивом.



4.1.2. Вплив структурної мікрогетерогенності на зношування покриттів

Встановили, що зі збільшенням МГ абразивна зносостійкість покриттів за випробувань закріпленим абразивом зростає, а під час випробувань незакріпленим зменшується (рис. 4.7а). Це зумовлено різними механізмами зношування. Зокрема, закріплений абразив рівномірно зношує всю поверхню покриття, а зносостійкість забезпечують тверді ламелі в його структурі. Тому у цьому випадку більша зносостійкість покриття реалізується за його високої МГ, яка забезпечує низьке напруження розтягу та зменшення величини $\sigma_{\text{кол}}^{\text{max}} / \sigma_B$.

Незакріплений абразив у першу чергу зношує м'які та пластичні ламелі покриття. При цьому тверді ламелі втрачають зв'язок із матрицею покриття та викришуються. Тому гетерогенні покриття з високим коефіцієнтом $K_{\text{МГ}}$, які мають і тверді, і пластичні складники (ламелі), виявляють низьку зносостійкість. Зі зниженням МГ зносостійкість покриттів зростає. Водночас зі зменшенням $K_{\text{МГ}} < 0,2$ у такому покритті одночасно зростають залишкові колові напруження розтягу. З їх досягненням рівня ~ 100 МПа у покритті виникає мережа мікротріщин і руйнування відбувається шляхом їх росту та викришування цілих ламелей. Зносостійкість при цьому суттєво знижується [209].

Залежно від режимів напилювання у покритті формуються ламелі різної товщини. Зі збільшенням товщини ламелей зносостійкість покриттів знижується за

випробувань закріпленим абразивом та зростає за випробувань незакріпленим (рис. 4.7б). Що менша товщина ламелей, то більше міжламелярних меж, які є слабким місцем за випроб незакріпленим абразивом. У цьому випадку зношування інтенсифікується саме вздовж меж ламелей.

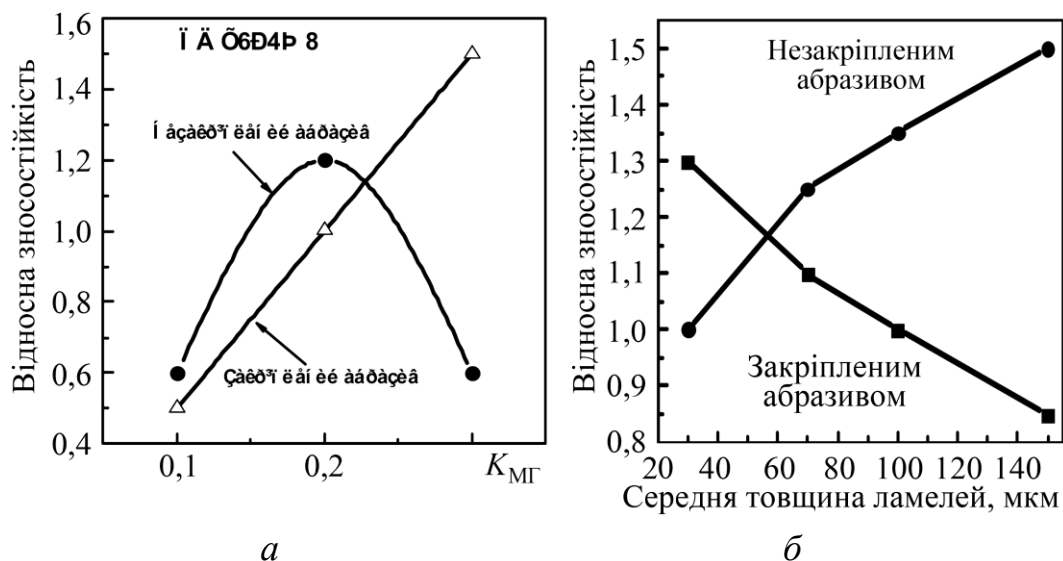


Рис. 4.7. Вплив коефіцієнта КМГ (а) та середньої товщини ламелей (б) на відносну абразивну зносостійкість покриттів під час тертя закріпленим і незакріпленим абразивом.

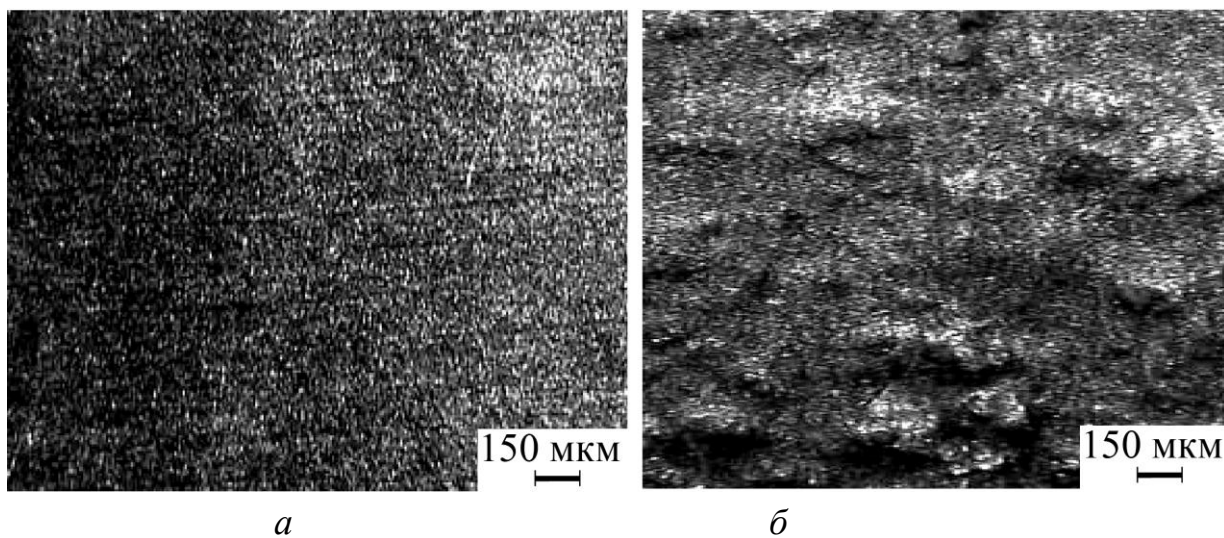


Рис. 4.8. Топографія поверхонь тертя сталі У8 (а) та покриття ПД Х6Р4Ю8 (б) після випробувань незакріпленим абразивом.

Порівнюючи топографію поверні в плямі тертя, утвореної за випробувань незакріпленим абразивом (рис. 4.8), слід зауважити, що на поверхні сталі, а також наплавлених матеріалів є характерні однаково орієнтовані подряпини від абразиву та рівномірне зношування. [210, 211]. Водночас всім покриттям (більше гетерогенним) властиві виступи та заглибини на поверхні тертя та нерівномірне зношування. Визначальними для рельєфу зони зношування покриттів є розмір

ламелей, їх хімічна неоднорідність, яка спричиняє неоднорідність за твердістю, та кількість міжламелярних меж.

4.1.3. Порівняння розроблених покриттів з покриттями із ПД провідних фірм світу за абразивною зносостійкістю

Порівняли за абразивною зносостійкістю покриття із ПД, розроблені у ФМІ та напилені ПД провідних фірм світу (таких, як TAFA, Praxair, Castolin, EnDoTec DO) зі суттєво вищим вмістом у шихті дороговартісних компонентів легування (вольфраму, молібдену, ніобію та ванадію) (табл. 4.1). За еталон для порівняння використали гартовану сталь ШХ15 (HRC 62...65).

Таблиця 4.1

**Позначення та хімічний склад ПД, розроблених у ФМІ
(ФМІ-6 та ФМІ-10) та вироблених провідними фірмами світу**

Позначення	Марка ПД	Компонентний склад ПД
ФМІ-6	ФМІ-6	X6P3Ю8
ФМІ-10	ФМІ-10	50X6M2T2 + X6P3Ю12
95	Praxair and TAFA 95MXC	X29P4Г2C2
140	TAFA 140 MXC	400X25 P5 M6 B15 B12 Г3 C2
390	EnDoTec DO * 390N	500 X20 P5 M10 B10 B10 Г5C2
509	Castolin-EuTronic® Arc 509	X30M15Ю4

Порівняння за зносостійкістю покриттів з ПД після випробувань закріпленням абразивом. Встановили, що за цих випробувань зносостійкість покриттів із різномірних ПД (50X6M2T2 + X6P4Ю12) на 20% перевищує властиву найкращим з ПД провідних виробників світу (позначені як 140 і 390 на рис. 4.9). Це зумовлено тим, що, застосовуючи два різномірні дроти, вдалось одержати покриття з високою МГ, низьким рівнем залишкових напружень розтягу (на відміну від покриттів, напиленних зарубіжними ПД) та високою твердістю.

Крім того, якщо цими найкращими зарубіжними ПД вдається отримати покриття, зносостійкість яких у 2,5 рази вища, ніж гартованої сталі ШХ15, то з двох різномірних ПД (ФМІ-10) одержали покриття зносостійкість яких утричі вища, ніж для прийнятого еталона (рис. 4.9).

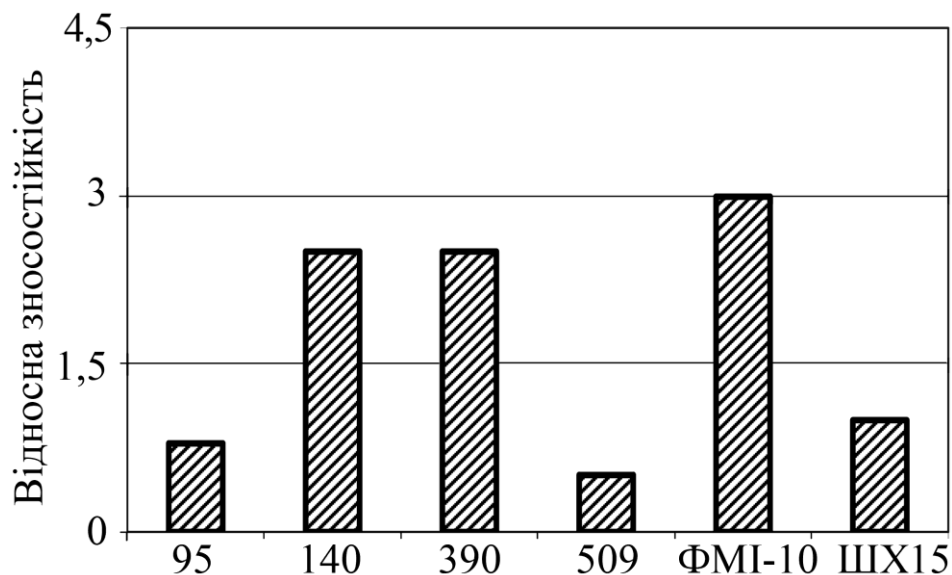


Рис. 4.9. Порівняння за зносостійкістю ПД провідних фірм світу (позначення див. у табл. 4.1), розробленого у ФМІ (ФМІ-10) та гартованої сталі ШХ15 (HRC 62...65) за випробувань закріпленим абразивом.

Це дає підстави стверджувати, що напилюванням двома різномірними дротами, компонентний склад шихти яких обґрунтовано за серією експериментальних досліджень, можна отримати покриття, які за зносостійкістю під час випроб закріпленим абразивом кращі за іноземні аналоги. І це при тому, що вони дешевші, оскільки вміст дорогих елементів легування в складі їх шихти значно нижчий.

Порівняння за зносостійкістю покриттів з ПД після випробувань незакріпленим абразивом. Встановили, що найвищу зносостійкість під час досліджень незакріпленим абразивом має покриття з ПД EnDoTec DO * 390N, шихта якого містить значну кількість карбідів вольфраму, ванадію та ніобію (рис. 4.10). Вона більш ніж утричі вища, ніж сталі ШХ15.

Зносостійкість покриття ФМІ-6 має майже вдвічі нижчу зносостійкість, але при цьому залишається найкращим, порівняно з покриттями з усіх інших ПД. Тут слід пам'ятати, що кількість елементів легування у шихті розробленого ПД набагато менша проти закордонних, що є суттєвою його перевагою. Суттєво дешевший ПД ФМІ-6 має в 1,8 рази вищу зносостійкість, ніж сталь ШХ15, яку забезпечують дисперсні бориди Fe_2B , Cr_2B та інтерметаліди Al_3Fe .

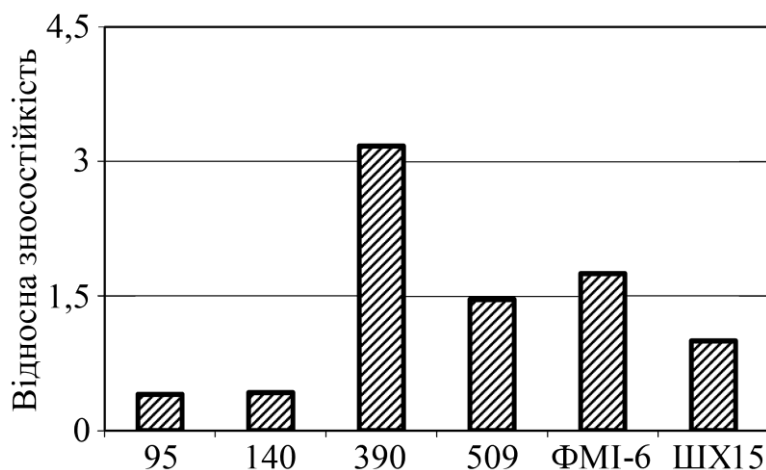


Рис. 4.10. Порівняння за зносостійкістю ПД провідних фірм світу (позначення див. у табл. 4.1), розробленого у ФМІ (ФМІ-6) та гартованої сталі ШХ15 (HRC 62...65) за випробувань незакріпленим абразивом.

4.2. Зносостійкість покриттів за умов граничного тертя

Трибологічні дослідження виконували за схемою тертя “диск–контртіло” на установці СМЦ-2 за контактних навантажень 2...28 МПа. Швидкість ковзання 0,67 м/с. Випробовували “диск” (зовнішній діаметр $\varnothing = 42 \pm 0,02$ мм), на який наносили електродугові покриття з ПД різного складу, та “контртіло” з внутрішнім діаметром відповідного розміру. Зразки “диск” виготовляли зі сталі 40ХН, а “контртіло” – із бронзи БРС-30 у вигляді пруткового прокату. Коефіцієнт взаємного перекриття зразків (співвідношення між площами контактування) становив 0,125. Далі робочі поверхні зразків плазмоелектролітно оксидували і шліфували до необхідного розміру та досягнення шорсткості поверхні $R_a = 0,3$ мкм. Під час нанесення електродугових покриттів на “диск” зовнішній діаметр становив 40 мм. Після нанесення покриттів зразки проточували, піддавали плазмоелектролітному оксидуванню та шліфували до необхідного розміру.

Під час досліджень “диск” частково занурювали у ванну з мастилом (дизельне мастило марки М10). Момент тертя заміряли безконтактним індуктивним перетворювачем сигналів, змонтованим на валу установки. Температуру в околі зони контакту (на відстані 0,5 мм від неї) заміряли хромель-алюмелевою термопарою. Через кожні 0,2 с сигнал від термопари надходив на аналого-цифровий перетворювач і фіксувався пам’яті персонального комп’ютера.

Зношування зразків визначали за втратою їх маси з похибкою до $\pm 2 \cdot 10^{-4}$ г. Перед початком випробувань та після кожного етапу тертя їх очищали в бензині та ацетоні (упродовж 10 хв у кожному середовищі) за допомогою ультразвуку на установці Bandelin Sonorex та висушували.

Дослідження трибологічних властивостей (зокрема, коефіцієнта тертя f) сталевих автомобільних валів, металізованих суцільним сталевим дротом (0,45% С) і неметалізованих, за умов змащування і без нього виявило, що для напиленої сталі коефіцієнт f на 5...30% нижчий, ніж для гартованої [87]. Схоплення між сталевим валом і підшипником починається за питомого навантаження, яке у 4 рази нижче, ніж після використання електродугової металізації, а з припиненням подавання мастила схоплення відбувається вже через 2,5...3 год, тоді як металізований вал продовжував обертатися впродовж 22,5 год і схоплення було не таке різке. У графітізованому мастилi вал працював без схоплювання впродовж 100 год після припинення подавання мастила.

Покриття, напилені суцільними вуглецевими дротами, за умов сухого тертя руйнуються дуже швидко. Зокрема, покриття зі сталі 45 зношується приблизно в 2,5 рази інтенсивніше, ніж звичайна сталь тієї ж марки [212]. При цьому відбувається навіть не звичайне поступове зношування, а руйнування покриття вздовж меж ламелей, покритих плівкою оксидів, які послаблюють зв'язок між частками напиленого металу.

Зносостійкість деталей, металізованих сталевим дротом, визначає вміст вуглецю у вихідному матеріалі. Зокрема, зносостійкість покриття зі сталі У10 в 1,9 разів вища, ніж зі сталі 45, тому для відновлення деталей машин доцільніше використовувати дріт зі сталі У10. За напилювання олов'янистою бронзою БрОЦ 4-3 (91,12 мас. % Cu; 3,40 % Sn і 3,40 % Zn) зносотривкість покриття підвищується в 1,66 рази, а спряженого вала зі сталі 45 (HRC 52) – в 1,43 рази [55].

Позитивно на зносостійкість покриттів за умов граничного тертя впливає їх поруватість, яка сприяє акумулюванню мастила в порах і поліпшує умови змащування. Поруватість електродугових покриттів може перевищувати 10%. Незважаючи на те, що частина пор закривається під час механічного оброблювання поверхні покриття (внаслідок зминання матеріалу), поруватість

все ще залишається значною і сприяє поглинанню мастила. Кількість мастила, сорбованого будь-якою поверхнею покриття (за винятком шліфованої), в середньому складає 1,2% від маси напиленого шару. Після шліфування здатність покриття поглинати мастило зменшується і становить вже 0,25% від маси напиленого шару, оскільки під час шліфування пори частково закриваються. Мастило всмоктується у пори і накопичується в них. Це сприяє постійному підтримуванню на поверхні покриття плівки з мастила, а під час експлуатації реальних деталей створює на їх поверхні своєрідний буфер з мастила, що суттєво знижує коефіцієнт тертя. Поглинання мастила покриттями залежить від режимів їх формування, товщини шару, а також подальших технологічних операцій [213–216].

Під час вивчення механізму зношування електродугового покриття визначали величину зносу, коефіцієнт тертя та об'ємну температуру зразків як функцію прикладеного навантаження та швидкості ковзання [213]. Виявили, що за низьких навантажень (< 20 Н) та швидкостей ковзання (< 1 м/с) переважає окиснювальне зношування покриття і на поверхні тертя формується фрагментарна ($< 20\%$ площі контактування) оксидна плівка Fe_2O_3 . За жорсткіших режимів (швидкості ковзання > 1 м/с і невисоких навантажень < 20 Н) на поверхні тертя утворюються оксидні плівки мішаного типу Fe_2O_3 , FeO та Fe_3O_4 , які вкривають вже близько 50% площі контактування. Знос покриття при цьому мінімальний. За високих навантажень (> 20 Н) і низьких швидкостей ковзання (< 1 м/с) домінує механізм зношування шляхом подрібнення ламелей, руйнування та окиснення поверхневих шарів. При цьому знос стає суттєвим. За сталого прикладеного навантаження, але змінної швидкості ковзання і, навпаки, змінного навантаження, але сталої швидкості ковзання коефіцієнт тертя зменшується, а об'ємна температура зразків зростає. Таким чином, для електродугових покриттів дієвим є не один, а декілька механізмів зношування, які в кожному випадку визначає інтенсивність енергетичного впливу на зону тертя [213].

Отже, попри відмінності, пов'язані з будовою покриттів (їх поруватість та ламелярна структура), за здатністю чинити опір тертю та зношуванню покриття і традиційні металургійні матеріали подібні. Процеси, що відбуваються під час тертя та зношування електродугових покриттів задовільно пояснює структурно-енергетична теорія [215], згідно з якою тертя розглядають як перетворення зовнішньої механічної енергії в енергію внутрішніх процесів у матеріалі, а закономірності цього перетворення визначає структурно-фазовий склад матеріалу. Наслідком тертя є зношування матеріалу, яке оцінюють динамічною рівновагою утворення та руйнування на поверхні тертя тонкого робочого шару матеріалу з т. зв. вторинною структурою (ВС) [214]. Тому під час створення нових зносостійких електродугових покриттів слід керуватися двома основними правилами. Треба розробляти матеріали зі структурою, здатною поглинати зовнішню енергію і розсіювати її шляхом зворотних фазових і структурних перетворень, або з відносно термостабільною структурою, яка розсіює енергію тепловими полями [216].

Існує суттєва відмінність граничного тертя від інших видів, яка полягає в тому, що середовище виконує роль не лише шару, що змащує і розділяє поверхні контактування, але містить хімічні сполуки та елементи, які беруть участь у структурних перетвореннях у покритті під час тертя. При цьому реалізуються різноманітні фізичні, хімічні, електрохімічні та механічні процеси, утворюються продукти зношування, хімічний та фазовий склад яких відрізняється від вихідних матеріалів пар тертя [214–216].

Тертя є динамічним процесом і властивості матеріалу та його структура у поверхневих шарах постійно змінюються, в результаті чого виникають ВС. На їх утворення і властивості відчутно впливають дифузійні процеси, що відбуваються у тонких шарах під впливом високих локальної температури, тиску і деформації. Як результат, елементи легування шляхом дифузії можуть перерозподілятися під час тертя, оскільки інтенсивність дифузійних процесів при цьому зростає у 10^5 – 10^9 разів. Це призводить до утворення під поверхнею тонкого шару (біля 10 мкм), хімічний та фазовий склад якого відрізняється від основного матеріалу [217]. У ньому можуть виникати дрібнодисперсні суміші компонентів, що входять до

складу вихідних речовин, а також і нові фази (карбіди, нітриди, сульфіди, оксиди, тверді розчини взаємодіючих елементів), які і надають робочому шару нових властивостей.

У низці публікацій [67, 70, 68, 73, 77, 218–220] порівняно зносостійкість покриттів з ПД на залізній та нікелевій основах за умов граничного тертя. Зокрема, покриття з ПД систем Fe–V₄C, Fe–V, Fe–Cr–V та Fe–Cr–V₄C, отриманих різними методами розпилювання (газополуменевим, ЕДН та надзвуковим газополуменевим з імітуванням роботи реальної трибопари типу “поршневе кільце–циліндр”). Покриття випробовували на універсальній машині тертя УМТ-1 у мастилі М6/10В за змащування крапельним методом. Оцінювали зносостійкість електродугових і газополуменевих покриттів, одержаних із гнучкого шнура системи Fe–V, а також покриттів зі суцільного дроту зі сталі 65Г, електролітично осадженого хрому та дифузійного покриття з порошку Cr₇C₃. Виявили, що за малих навантажень (до 4 МПа) у парі з контртілом із чавуну СЧ НМД-НВ 235 ($R_a = 2,5$ мкм) електродуговим покриттям властивий найвищий коефіцієнт тертя, який зі зростанням навантаження (до 8...12 МПа) знижується. Відзначено також, що за всіх досліджених питомих навантажень електродугові покриття з ПД системи Fe–V мають найвищу, а системи Fe–V₄C – найнижчу зносостійкість.

Для покриттів з ПД систем Fe–Cr–V та Fe–Cr–V₄C виявили таку ж закономірність зміни коефіцієнта тертя та зношування залежно від навантаження, як і для покриттів з ПД системи Fe–V₄C. Такий результат пов’язують з різним вмістом (до 30%) у покриттях аморфної фази [29].

Під час дослідження зносостійкості покриття з ПД (75% Cr₃C₂ + 25% NiCr) за граничного тертя (схема “диск–кулька”) і постійного навантаження встановили, що коефіцієнт тертя знижується від 0,9 до 0,4 зі зростанням швидкості ковзання від 0,1 до 2 м/с [98]. Зносостійкість, як і коефіцієнт тертя, залежить не лише від прикладеного навантаження, матеріалу контртіла, але і від типу і дисперсності ВС, що утворюються у приконттактній зоні внаслідок тертя.

Досліджено трибологічні характеристики покриттів з ПД систем Fe–Cr–V–Al з відносно термостабільним фазовим складом, а також з ПД Fe–Cr–C–Al з

фазовими перетвореннями під час тертя [221]. Покриття випробовували на установці СМЦ-2 за схемою “диск–контртіло” та умов граничного тертя ковзання в мастилі М14В2. Для пришвидшення досліджень в окремих випадках до мастила додавали 1% абразиву (кварцового піску) дисперсністю до 40 мкм. Знос зразків з електродуговим покриттям “диск” оцінювали з похибкою до ± 1 мкм. Оскільки покриття поруваті, то метод зважування був непридатним для оцінювання зносу, бо в порах залишається достатня кількість мастила та продуктів зношування. Знос зразків “колодка” оцінювали за втратою маси з похибкою до $\pm 2 \cdot 10^{-4}$ г.

Електродугові покриття з ПД систем Fe–Cr–B–Al та Fe–Cr–C–Al порівнювали за зносостійкістю зі сталлю 45 (HRC 52...53) та з покриттями, одержаними розпиленням суцільного дроту зі сталі У8, плазовими покриттями з порошку ПГ-19Н-01, а також наплавленими вуглецевим дротом (0,7% С) [222]. Виявили, що за умов граничного тертя найвищу зносостійкість мають електродугові покриття з ПД систем Fe–Cr–B–Al та Fe–Cr–C–Al з додаванням 1,3 мас. % графіту за їх роботи у парі із колодкою з бронзи БрС-30 з додаванням до мастила абразиву. Їх знос менший, ніж еталона зі сталі 45, і приблизно в 4 рази менший, ніж покриттів зі суцільного високовуглецевого дроту зі сталі У8, плазового покриття з порошку ПГ-19Н-01, а також покриття, наплавленого вуглецевим дротом. Мінімальний знос контртіла із бронзи БрС-30 зафіксовано у парі з покриттям з 1,3 мас. % вуглецю.

Під час випробування у парі з контртілом із алюмінієвого сплаву АМО найменший знос зафіксовано для покриттів з 1,1 мас. % вуглецю. З підвищенням його кількості зношування і покриття, і контртіла інтенсифікується. Плазові покриття із порошку ПГ-19Н-01, напилене суцільним дротом зі сталі У8 та наплавлене вуглецевим дротом 50Г2 у парі з АМО, зношуються найбільше.

Низький коефіцієнт тертя та висока зносостійкість забезпечує висока дисперсність покриттів. Трибологічні властивості покриттів залежать від розміру, форми та міцності зчеплення частинок TiC зі залізною матрицею [223–225], а також від щільності покриттів [226, 227].

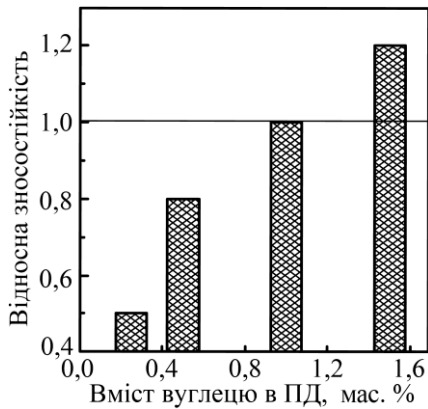


Рис. 4.11. Вплив вмісту вуглецю в ПД системи Fe–Cr–C–Al на зносостійкість покриттів за умов граничного тертя.

Зносостійкість покриттів з ПД системи Fe–Cr–C–Al за вмісту 6 мас. % Cr та зі зростанням вмісту C від 0,25 до 1,0 мас. % збільшується вдвічі внаслідок підвищення твердості $HV_{0,3}$ від 300 до 650 та появи в їх структурі великої кількості (до 70%) метастабільного аустеніту (рис. 4.10). За подальшого збільшення вмісту C до 1,5 мас. % зносостійкість покриття зростає ще на 20%.

Зносостійкість покриттів з ПД систем Fe–Cr–C–Al та Fe–Cr–V–Al вивчали за схеми граничного тертя-ковзання пари (диск з покриттям–контртіло бронза БРС-30) в мастилі M10Г2 з додаванням кварцового піску. Встановили, що за середніх питомих навантажень (до 14 МПа) отримані покриття мають вищу зносостійкість, ніж еталон (сталь 45, HRC 52) [228, 229].

За незмінності вмісту вуглецю у покриттях (1,0 мас. %) зі збільшенням кількості Cr в них від 3 до 10 мас. % їх зносостійкість зростає в 1,6 рази (рис. 4.12).

За вмісту до 2 мас. % Al зносостійкість покриттів підвищується на 12%, а понад 2 мас. % – знижується і стає гіршою, ніж еталона – сталі 45 (рис. 4.12).

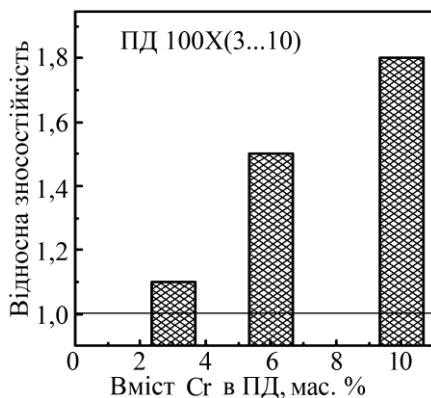


Рис. 4.12. Вплив вмісту хрому в ПД системи Fe–Cr–C–Al на зносостійкість покриттів за умов граничного тертя.

Для покриттів з ПД системи Fe–Cr–V–Al за незмінного вмісту Cr (6 мас. %) зі збільшенням кількості V від 1,0 до 3,0 мас. % зносостійкість зростає у 3,2 рази, а за його вмісту понад 3,0 мас. % – знижується (рис. 4.13). Причиною цього є виникнення в них мережі мікротріщин під час шліфування.

Тоді як за вмісту алюмінію 4,0 мас. % зносостійкість покриттях вища, ніж еталона, внаслідок зменшення кількості мікротріщин у них під час шліфування (рис. 4.14). За його вмісту понад 4 мас. % зносостійкість залишається практично незмінною. За високих питомих навантажень (понад 10...14 МПа) в парі тертя (електродугове покриття бронза) бронзове контртіло катастрофічно зношується. При цьому у мастилi з'являються продукти зношування у вигляді дрібної (субмікронних розмірів) стружки бронзи. Причому інтенсивне зношування контртіла може проявитися і відразу (після декількох годин експлуатації), і після тривалої експлуатації.

Як свідчить практика експлуатації відновлених ЕДН деталей машин, тип мастила суттєво впливає на час до виникнення такого зношування. Як правило, зі застосуванням синтетичних мастил питомі навантаження, за яких проявляється катастрофічне зношування контртіла, суттєво зростають. Про причини, які інтенсифікують зношування контртіла в парі тертя з напиленим газотермічним, а тим більше електродуговим покриттям, в літературі не повідомляють. Тоді не можна виробити рекомендацій, спрямованих на усунення цих негативних проявів [230, 231].

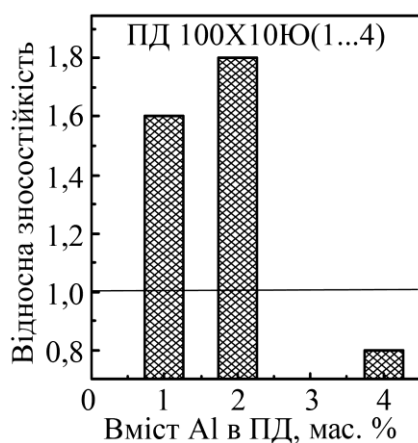


Рис. 4.13. Вплив вмісту алюмінію в ПД системи Fe–Cr–C–Al на зносостійкість покриттів за умов граничного тертя.

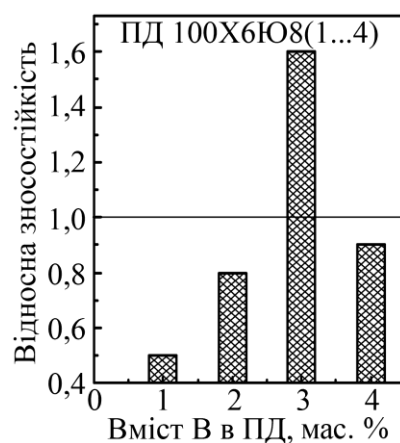


Рис. 4.14. Вплив вмісту бору в ПД системи Fe–Cr–B–Al на зносостійкість покриттів за умов граничного тертя.

4.2.1. Причини катастрофічного зношування контртіла в парі з покриттям із ПД за граничного тертя

Електродугові покриття, що працюють у парі з контртілом за умов граничного тертя, механічно обробляють шліфуванням до необхідного розміру деталей.

Шорсткість шліфованої поверхні напиленого покриття із ПД суттєво більша, ніж шліфованої поверхні гартованої сталі (рис. 4.15).

Після шліфування та полірування зразків з неоднорідним за складом покриттям (за структурними складниками покриття практично відповідає композиту) їх поверхня стає гладкою з виступами над нею (рис. 4.16). За граничного тертя, коли питоме навантаження перевищує 10...14 МПа і товщина граничної плівки мастила стає меншою за висоту виступів, останні починають виконувати роль різців, що постійно знімають з контртіла мікростружку, спричиняючи його катастрофічне зношування.

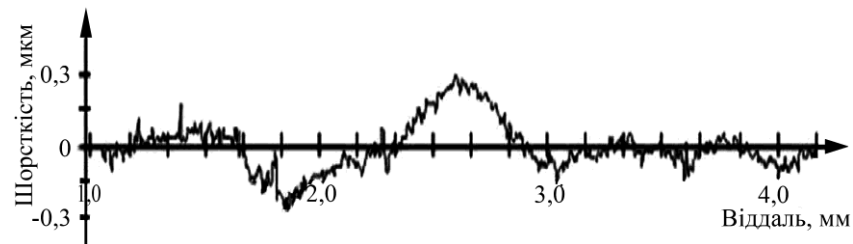


Рис. 4.15. Шорсткість поверхні зразків із сталі 45 (HRC 50...52) після шліфування та полірування.

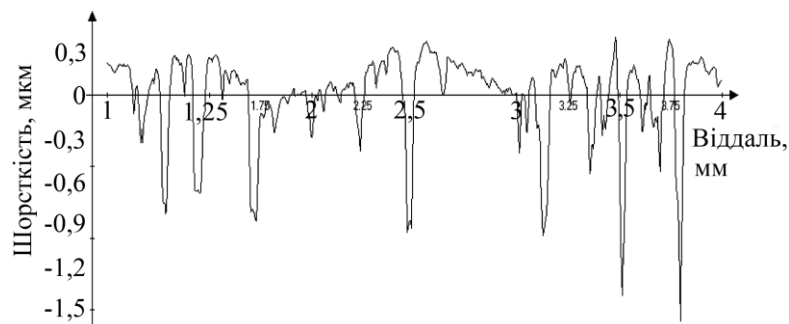


Рис. 4.16. Шорсткість поверхні зразків зі сталі 45 (HRC 50...52) з покриттям із ПД на основі ферохрому після шліфування та полірування.

Із технології оброблювання різальним інструментом відомо [232], що характер взаємодії абразивного зерна (для покриття – це виступи карбідів або оксидів над поверхнею) з поверхнею контртіла (в нашому випадку – бронза) залежить від співвідношення h/p (де h – глибина врізання абразивного виступу в поверхню контртіла під час тертя, а p – радіус закруглення виступу). Коли $h/p < 0,02$, відбувається тільки пружна взаємодія виступу з поверхнею контртіла з подальшим відновленням деформованого шару. Якщо ж $0,02 < h/p < 0,7$, на поверхні контртіла утворюються сліди у вигляді доріжок з пластичним витисканням металу до їх країв. Коли ж $h/p > 0,7$, то формується мікростружка. На

покриттях з ПД (шихта – ферохром з графітом), на поверхні яких після шліфування виникають виступи із карбідів та оксидів заліза (рис. 4.17), мікростружка утворюється за питомого тиску понад 12 МПа.

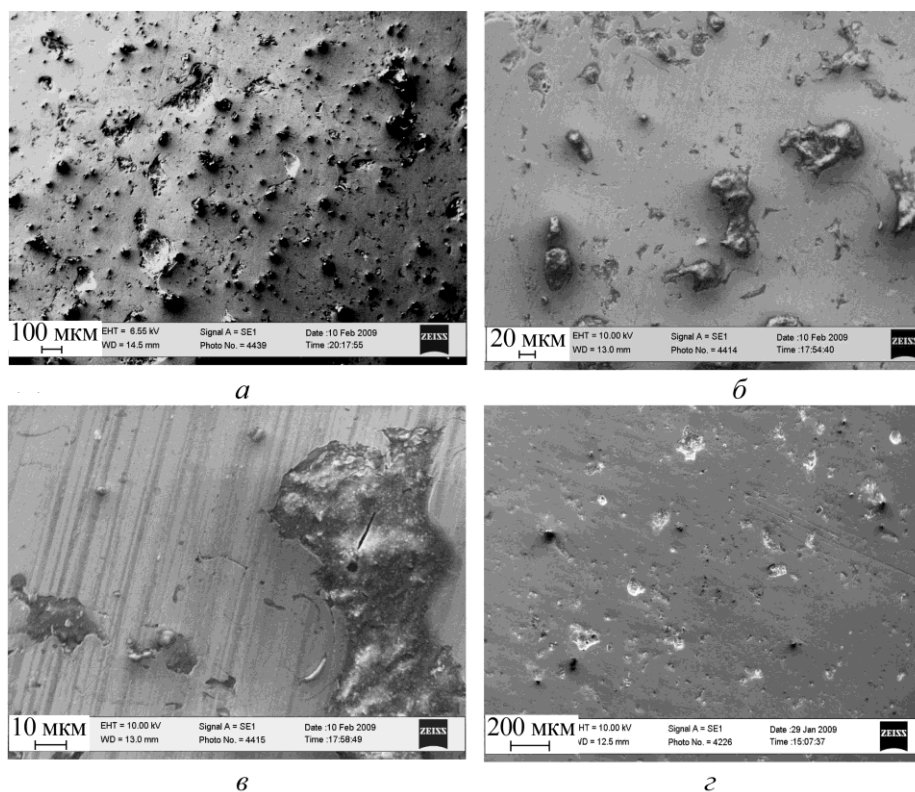


Рис. 4.17. Мікровиступи, утворені карбідами на полірованій поверхні зразків із покриттями з ПД на основі ферохрому ФХ-800 з діаметрами порошку 300 мкм (а–в) та 50 мкм (г).

Встановили, що мікровиступи на поверхні покриття можуть утворювати оксиди алюмінію, оксиди заліза, леговані алюмінієм, та карбіди заліза, леговані хромом та іншими елементами. Додавання до шихти ПД сильних карбідотвірних компонентів, зокрема Мо, W, V, сприяє збільшенню кількості та висоти мікровиступів. Як правило, виступають над шліфованою поверхнею карбіди, що входили до складу шихти ПД, які під час плавлення не повністю розчинились у розплаві сталеві оболонки.

Бориди заліза та хрому краще змочуються розплавленим алюмінієм та розплавом сталеві оболонки та формують легкоплавкі евтектики із залізом. Тому бориди, які містять шихту ПД, як правило, швидко та повністю розчиняються і внаслідок кристалізації ламелей практично не утворюють мікровиступів на металевій поверхні. Порошок карбідів вищої дисперсності ефективно усуває мікровиступи, зумовлені неповним розчиненням карбідів. По-

рошок ферохрому з частками менших розмірів швидше розчиняється в розплаві оболонки, утворюючи гомогенний розплав. Зокрема, зі зменшенням діаметра порошку ферохрому від 300 до 50 мкм кількість мікроставів зменшується в десятки разів (рис. 4.17а, з).

4.2.2. Технологічні методи усунення дефектів на поверхнях шліфованих покриттів

Різальні крайки, створювані гострими берегами мікротріщин у покриттях, що виникають під час шліфування, запропоновано усувати, знижуючи залишкові напруження у покриттях. Технологічно цього досягали шляхом підігрівання сталеві підкладки перед напилюванням до 200...250°C, або формування матричної фази мартенситу у структурі покриттів та використання двох різнорідних дротів. У цих випадках у покриттях виникають низькі залишкові напруження розтягу (10...40 МПа), або навіть стиску (10 МПа), що унеможливорює виникнення мікротріщин під час шліфування покриттів.

Для усунення різальних крайок від виступів частинок карбідів та боридів над поверхнею шліфованих покриттів обґрунтовано доцільність зменшити розміри тугоплавких компонентів шихти ПД від 300 до 100 мкм та підвищити напругу горіння дуги від 30 до 38 В. Це пришвидшує повне розчинення цих тугоплавких компонентів у розплаві ПД і запобігає утворенню виступів. Під час виготовлення ПД протягують через ряд філе'єр. Діаметр дроту при цьому зменшується від 4,0 до 1,8 мм, а його шихта – ущільнюється. Що більше м'яких та пластичних складників у шихті ПД, то більша можливість для ущільнення. Зокрема, зі збільшенням у шихті вмісту м'якого та пластичного порошку алюмінію об'єм, що припадає на порожнини, зменшується. Зокрема, для шихти ПД, що містить 15 мас. % порошку алюмінію, порожнини займають 10% об'єму (рис. 4.17а, б). Зі збільшенням його вмісту до 60 мас. % він зменшується до 2% (рис. 4.17в, г). Відповідно знижується вміст у шихті повітря, а отже, і кисню.

Вміст оксидів, а отже, і мікроставів зменшується також зі збільшенням напруги горіння дуги під час напилення покриття (рис. 4.17г). Ефективно усувають оксиди (великі за розміром) у покритті такі компоненти шихти ПД, яким термодинамічно вигідніше взаємодіяти з киснем повітря (зокрема, титан,

магній та графіт, ізобарно-ізотермічний потенціал реакцій окиснення яких є суттєво від'ємніший, ніж заліза).

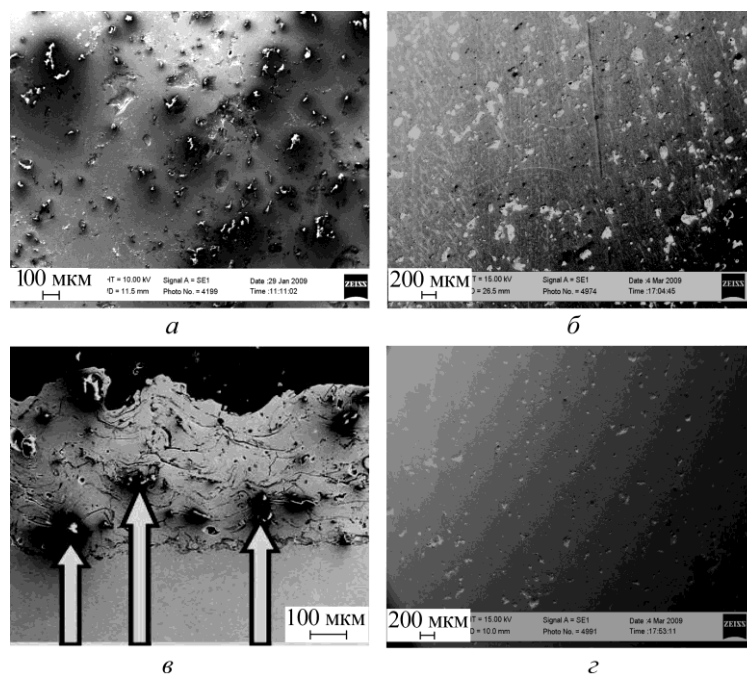


Рис. 4.18. Мікровиступи, утворені оксидами на полірованій поверхні (*a*, *б*, *г*) та поперечному перерізі (*д*) покриття з ПД на основі ферохромбору ФХБ-2 за вмісту алюмінію у шихті 15 (*a*) і 60 (*б–г*) мас. % та за напруги горіння дуги 32 (*a–в*) і 40 (*г*) В.

У зоні плавлення ПД (рис. 4.19*a*) магній та титан, які мають високу пружність парів, випаровуються та утворюють оксиди, забираючи кисень із зони плавлення. Оскільки оксиди магнію та титану утворюються із парової фази, то в зоні плавлення ПД вони дуже дрібні (1...2 мкм завбільшки, рис. 4.19*б*). У структурі ж покриття вони стають дещо більшими, але за розміром не перевищують 8 мкм (рис. 4.20). Коли кисень у зоні плавлення ПД зв'язаний (в оксидах), то азот (з повітря), який залишається, взаємодіє з титаном, хромом та алюмінієм з формуванням карбонітридів та оксинітридів (рис. 4.19). Термодинамічний аналіз підтверджує, що азот із повітря може взаємодіяти з титаном, хромом, алюмінієм або магнієм з утворенням нітридів тільки тоді, коли кисень з повітря зв'язаний в оксидах, утворення яких термодинамічно вигідно. Таким чином, за наявності у шихті ПД магнію або титану великі оксиди алюмінію або легованого оксиду заліза перетворюються в дрібні включення оксидів, карбідів та нітридів. При цьому шорсткість поверхні шліфованого та полірованого покриття суттєво зменшується (рис. 4.21).

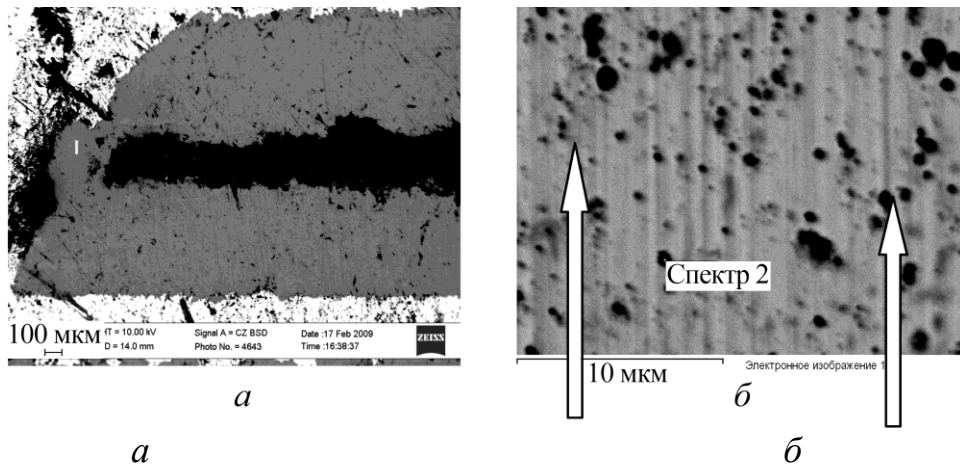


Рис. 4.19. Структура ПД з 5 мас. % титану у шихті в зоні плавлення I на його поперечному перерізі (а) та за вищої роздільної здатності (б).

Елемент	Мас. %
C	5,1
N	5,4
Ti	29,4
Cr	19,5
Mn	0,0
Fe	40,6
Разом	100,0

Елемент	Мас. %
N	5,2
O	5,4
Al	3,8
Ti	26,1
Cr	14,6
Mn	5,0
Fe	39,9
Разом	100,0

Рис. 4.20. Типова структура покриття з ПД 5 мас. % титану в шихті, в якій ідентифікують оксиди, карбіди та нітриди.

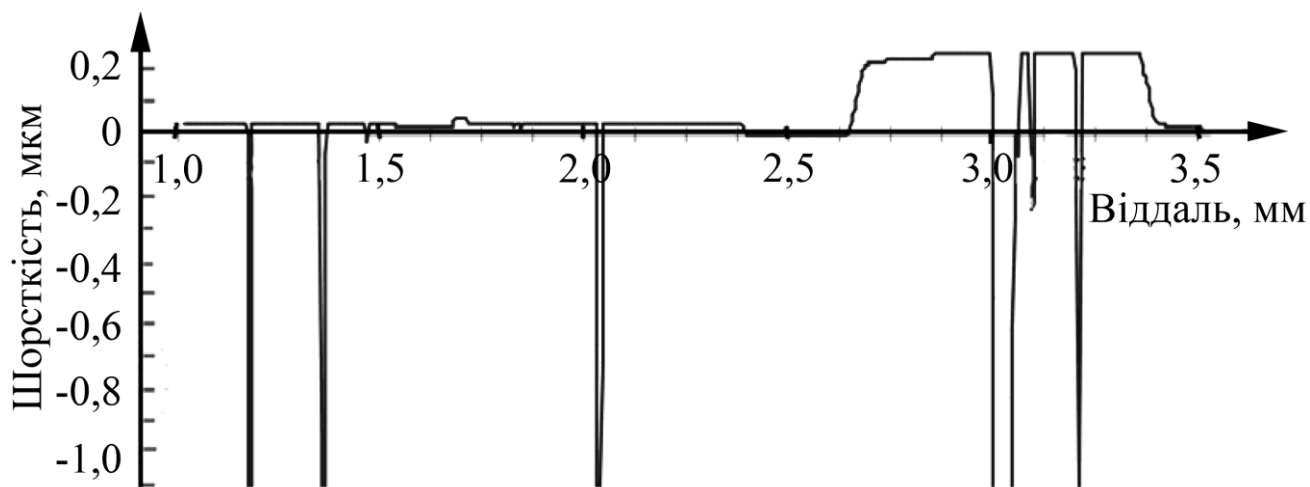
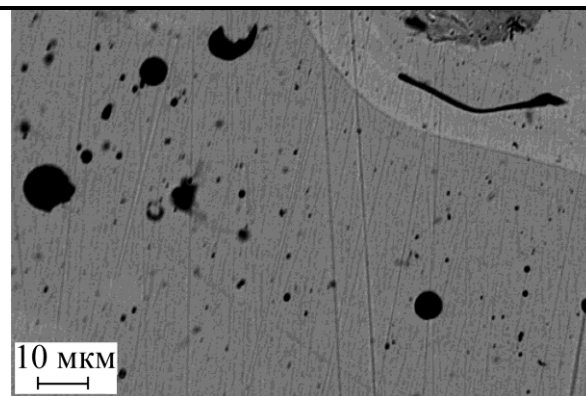


Рис. 4.21. Шорсткість поверхні покриття з ПД на основі ферохрому, до шихти якого додатково додавали 5 мас.% титану.

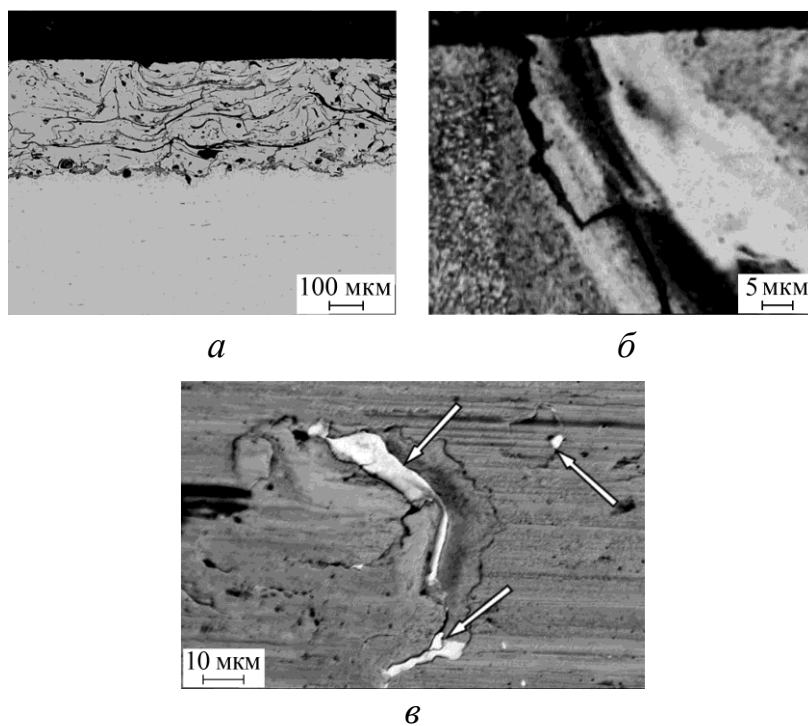


Рис. 4.22. Виникнення тріщин у покритті з ПД після шліфування. Стрілками вказано частинки бронзи БрС-30, зрізані берегами тріщини в покритті із ПД після випробувань пари тертя «покриття – БрС-30» за умов граничного тертя у мастилі М-10Г2К та питомого навантаження 14 МПа.

Напруження розтягу сприяють формуванню в покриттях мікротріщин під час шліфування (рис. 4.22а). Під дією колових залишкових напружень розтягу тріщини поглиблюються і віддаль між їх берегами на поверхні покриття зростає (береги тріщин розходяться внаслідок їх підростання). Причому, що більше розкриття тріщин, то більше вони можуть виконувати роль різців (рис. 4.22б).

За умов граничного тертя і високих питомих навантажень такі різці знімають мікростружку з контртіла (рис. 4.22в), що викликає катастрофічне його зношування, збільшення зазору між парами тертя понад допустиму норму і, як наслідок, вихід агрегату із ладу.

Встановили, що найвищі залишкові напруження розтягу (150 МПа) виникають у покриттях, матричною фазою яких є аустеніт. Якщо ж у покритті нею є ферит, то напруження розтягу знижуються до 70 МПа. Найнижчі ж виникають у покриттях з матричною фазою мартенситу (40 МПа).

Через наявність у матричній фазі дисперсних виділень карбідів, боридів або інтерметалідів напруження розтягу зростають. Зокрема, у покритті з ПД, шихта якого містила 2 мас. % бору, матричною фазою якого був ферит з включенням

30% (за об'ємом) дисперсних (завбільшки 200 нм) боридів $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, напруження розтягу зростають від 70 до 100 МПа [233].

Підігрівання деталі перед напилюванням суттєво знижує напруження розтягу. Зокрема, за нагрівання до 250°C напруження розтягу у покритті з феритною матрицею, що містить 30% боридів $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, знижується від 100 до 30 МПа. Імовірність виникнення тріщин у покритті після шліфування деталей при цьому істотно знижується, тому катастрофічне зношування контртіла за граничного тертя відбувається за суттєво вищих питомих навантажень.

4.2.3. Структурна самоорганізація поверхневого шару електродугових покриттів за граничного тертя

Як свідчать експериментальні результати висока зносостійкість та низький коефіцієнт тертя зумовлені структурним пристосуванням. Якщо саморганізація поверхневого шару призводить лише до появи зміцнювальних і зносостійких фаз, то при цьому зносостійкість зростає, але коефіцієнт тертя є досить високим. А якщо одночасно зі зміцнювальними фазами виділяється тверде мастило (наприклад, графіт), то висока зносостійкість поєднується з низьким коефіцієнтом тертя.

Такий механізм можливий тоді, коли вдається сформувати у структурі покриття метастабільні фази, зокрема залишковий аустеніт, легований алюмінієм ферит та легований хромом мартенсит. Таку структуру покриттів можна створити ЕДН ПД з шихтою на основі ферохрому та 10...15 мас. % алюмінію. Алюміній розподіляється в ламелях нерівномірно. Його вміст змінюється в межах 1,5...2,5 мас. %. В місцях, де алюмінію менше 2 мас. %, відбувається мартенситне перетворення і утворюється легований мартенсит (≈ 10 мас. % Cr, ≈ 1 C, ≤ 2 Al), а де більше 2 мас. % мартенситне перетворення не відбувається і утворюється легований ферит.

Методами малокутової рентгенографії встановили (табл. 4.2), що в поверхневих шарах покриттів на глибині 0,5...1 мкм у приконтактній зоні в парі з контртілом із бронзи БрС-30 після випробувань за умов граничного тертя під контактним навантаженням понад 7 МПа відбувається явище структурного

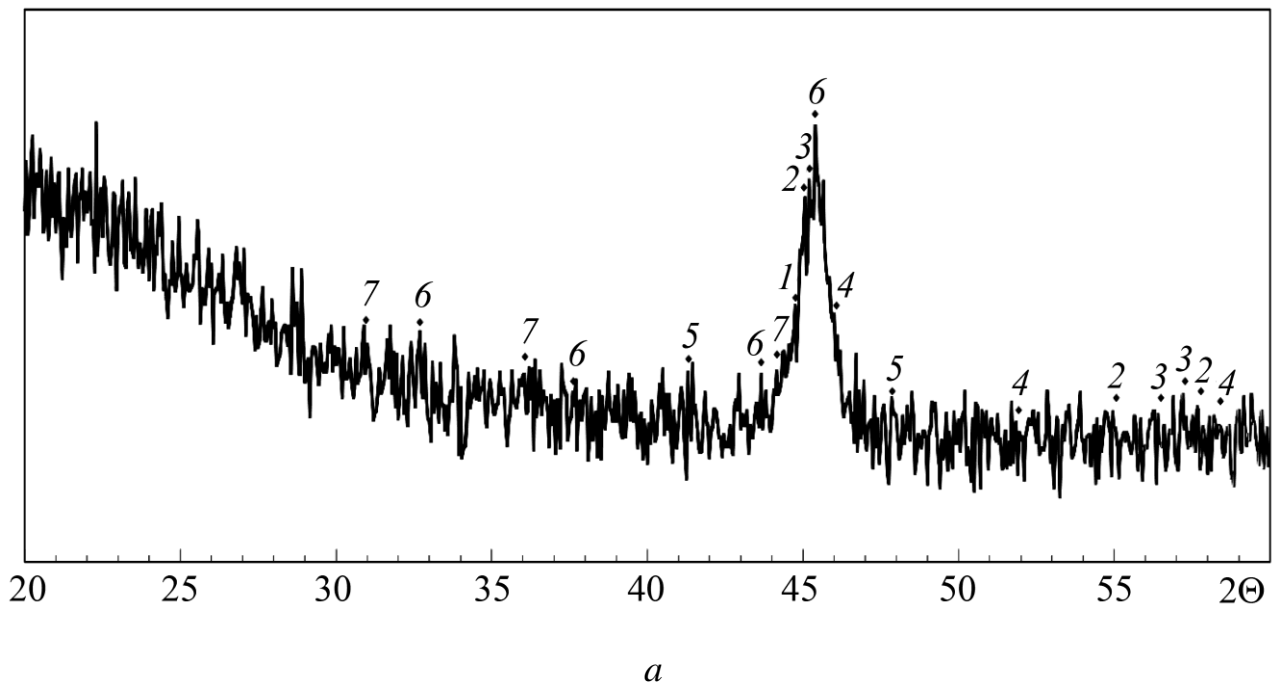
пристосування, яке проявляється такими змінами фазового складу покриттів [234–238].

В однофазному покритті з матричною фазою стабілізованого фериту (для прикладу, в покритті з ПД Х6Ю6Р3) із матричної фази фериту виділяються дисперсні бориди $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$ розміром 50...100 нм.

У двофазному покритті з матричною фазою аустеніт + мартенсит (для прикладу, в покритті з ПД 150 Х6) у результаті нагрівання приконтатної зони до 400°C із аустеніту виділяються спеціальні карбіди $(\text{Fe}, \text{Cr})_{23}\text{C}_6$, аустеніт збіднюється хромом і під час охолодження до кімнатної температури відбувається мартенситне перетворення.

У трифазному покритті з ПД 150Х6Ю2Т2 з матричною фазою мартенсит + аустеніт + ферит нанорозмірні виділення графіту (завбільшки 10...20 нм), які містяться у фериті, створюють на поверхні тертя суцільну плівку графіту.

Ці механізми самоорганізації поверхневого шару підтверджує металографічний аналіз поверхні тертя, де виявлені виділення дисперсних фаз різної природи, та рентгенофазовий дифрактограм цих виділень (рис. 4.23 і 4.24).



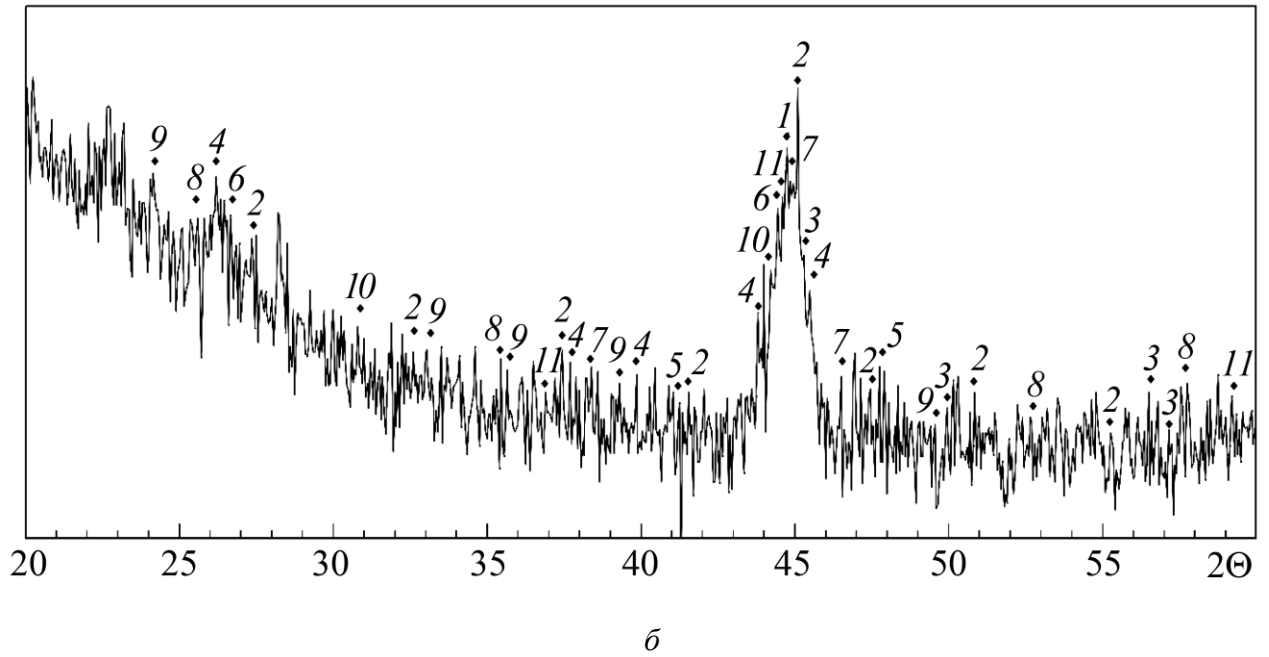


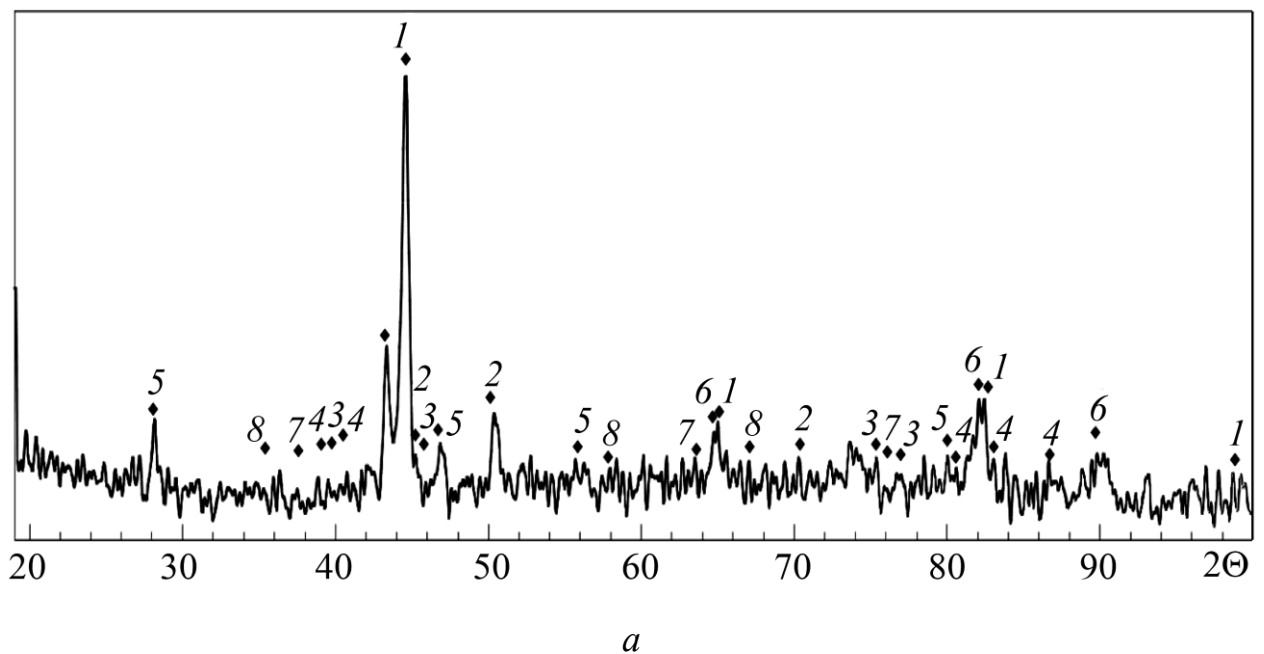
Рис. 4.23. Дифрактограми поверхні покриття з ПД Х6Ю8РЗ після її шліфування (а) та тертя з абразивом у мастилі М14В2 за граничного тертя (б) під питомим навантаженням $P = 7$ МПа.

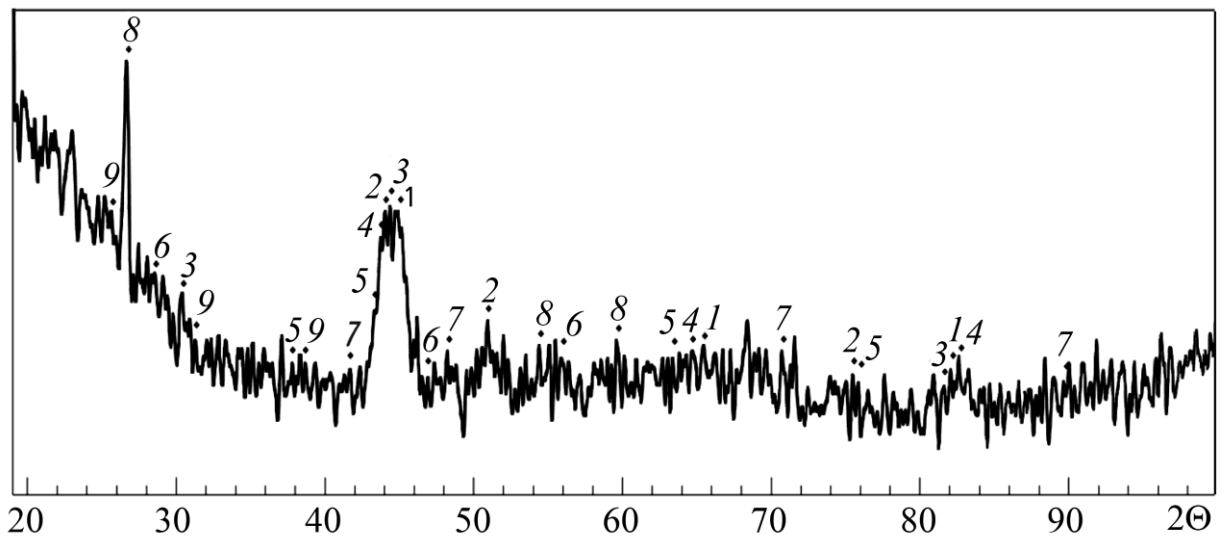
(а: 1 – Fe_{α} ; 2 – FeB; 3 – Fe_2B ; 4 – $Fe_3(C, B)$; 5 – $(Fe, Al)_4N$; 6 – $\delta-Al_2O_3$;

7 – Fe_2O_3 (Cr_2O_3, Al_2O_3);

б: 1 – Fe_{α} ; 2 – FeB; 3 – Fe_2B ; 4 – $Fe_3(C, B)$; 5 – $(Fe, Al)_4N$; 6 – Fe_3Al ;

7 – CrB; 8 – $\delta-Al_2O_3$; 9 – Fe_2O_3 ; 10 – $Fe_2O_3(Cr_2O_3, Al_2O_3)$; 11 – $FeAl_2O_4$).





б

Рис. 4.24. Дифрактограми поверхні покриття з ПД 100Х6Ю2Т2 після її шліфування (а) та тертя з абразивом у мастилi М14В2 за граничного тертя (б) під питомим навантаженням $P = 7$ МПа.

(а: 1 – Fe_{α} ; 2 – Fe_{γ} ; 3 – $FeCr$; 4 – $(Fe, Cr)_{23}C_6$; 5 – графіт; 6 – FeO ;

7 – Cr_2O_3 ; 8 – Al_2O_3 ;

б: 1 – Fe_{α} ; 2 – Fe_{γ} ; 3 – $FeAl$; 4 – Cr ; 5 – CrN ; 6 – CaF_2 ; 7 – $(Fe, Cr)_{23}C_{6x}$;

8 – графіт; 9 – Al_2O_3).

Графітна плівка на контактних поверхнях тертя зменшує коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування пари тертя. Оптимальний вміст фериту у структурі трифазного покриття становить 20...30% (рис. 4.25).

Покриття з трифазною структурою з ПД 150Х6Т2Ю2 мають низький коефіцієнт тертя (на рівні 0,015...0,02) аж до питомих навантажень 22 МПа. Зі збільшенням питомого навантаження понад 22 МПа коефіцієнт тертя починає зростати, і пара тертя стає непридатною до експлуатації.

Механізми самоорганізації поверхневого шару підтверджують результати металографічного аналізу поверхонь тертя, на яких виявлено дрібнодисперсні виділення різних за природою фаз.

Їх дифрактограми, отримані за результатами рентгенофазового аналізу, узагальнені в табл. 4.2.

З утворенням плівки графіту на поверхнях тертя зменшуються коефіцієнт тертя та інтенсивність зношування пари тертя. Оптимальний вміст фериту у структурі трифазного покриття обмежується діапазоном 20...30%. Така

структура забезпечує покриттю найкращі трибологічні характеристики за умов граничного тертя.

Таблиця 4.2

Фазовий склад покриттів з ПД після напилювання та випробувань за умов граничного тертя з проявами самоорганізації структури поверхневих (на глибині 0,5...1 мкм) шарів покриттів

Склад ПД	Склад покриттів після напилювання		Склад приконтактної зони покриттів після тертя	
	2	3	4	5
X6Ю8P3	Fe _α (ферит)	основна фаза	Fe _α (ферит)	основна фаза
	(FeCr) ₂ B	Незначна кількість	(FeCr) ₂ B	Значна кількість
	Fe ₂ O ₃	Сліди	Fe ₂ O ₃	Сліди
150X6	Fe _γ (аустеніт)	Основні фази Fe _γ / Fe _α = 3/2	Fe _γ (аустеніт)	Основні фази Fe _γ / Fe _α = 1/1
	Fe _α (мартенсит)		Fe _α (мартенсит)	
	(FeCr) ₂₃ C ₆	Сліди	(FeCr) ₂₃ C ₆	Значна кількість
	Fe ₂ O ₃		С (графіт)	Сліди
		Fe ₂ O ₃		

1	2	3	4	5
150X6Ю2Т2	Fe _γ 50% (аустеніт)	Основні фази	Fe _γ 20% (аустеніт)	Основні фази
	Fe _α 30% (мартенсит)		Fe _α 60% (мартенсит)	
	Fe _α 20% (ферит)		Fe _α 20% (ферит)	
	(FeCr) ₂₃ C ₆	Сліди	(FeCr) ₂₃ C ₆	Значна кількість
	Fe ₂ O ₃		С (графіт)	
			Fe ₂ O ₃	Сліди
		TiN		

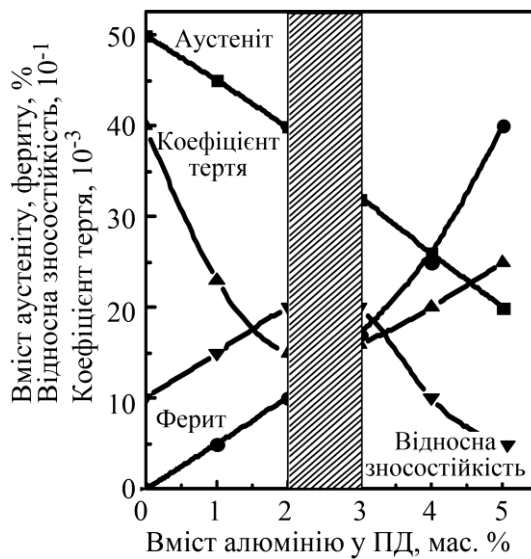


Рис. 4.25.

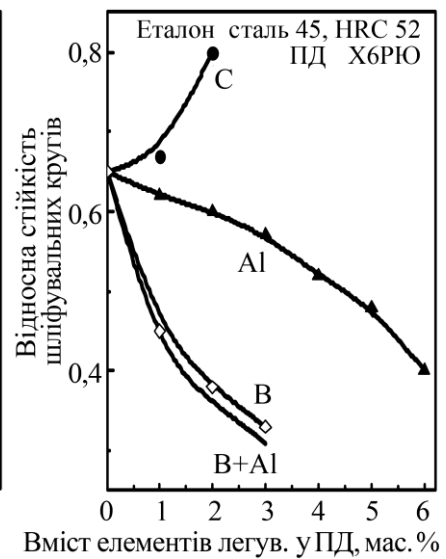


Рис. 4.26.

Рис. 4.25. Вплив вмісту алюмінію в ПД на трибологічні характеристики покриттів з трифазною структурою за граничного тертя під питомим навантаженням $P = 7$ МПа.

Рис. 4.26. Вплив елементів легування у ПД на стійкість шліфувальних кругів.

Трифазна структура покриття формується за додавання до складу шихти ПД алюмінію, який стабілізує ферит. За діаметра порошку 40 мкм алюміній блокує

сплавлення шихти та оболонки ПД через тугоплавкі оксиди алюмінію на поверхні дрібних часточок алюмінієвого порошку. Це спричиняє сильну МГ покриття. Тому вже за вмісту в ПД 2...3 мас. % алюмінію у покритті утворюється 10...20% феритної фази (рис. 4.25).

Важливе значення для напилених з ПД покриттів має їх здатність до оброблювання шліфуванням, яке залежить від їх компонентного складу. Встановлено, що з додаванням до шихти ПД бору та алюмінію стійкість кругів для шліфування суттєво зменшується, тоді як зі збільшення вуглецю, навпаки, підвищується (рис. 4.26).

4.3. Вибір складу шихти ПД під конкретні умови експлуатації покриттів

Склад шихти ПД вибирають із урахуванням чинників, перелічених у табл. 4.3. Серед них твердість, складнощі під час механічного оброблення, відносна абразивна зносостійкість, коефіцієнт тертя, адгезія та когезія покриття, залишкові колові напруження та вартість покриття.

Таблиця 4.3

Ранжування покриттів з ПД для деталей, призначених для експлуатації за граничного тертя, за їх характеристиками

Порівняльні характеристики	Компонентний склад ПД			
	X6Ю8P3	50X6T2M2Ю2	X6Ю6P3T2 + 50X6T2M2Ю2	X6Ю6P3T2+ 65Г
1	2	3	4	5
$HV_{0,3}$	800 (1)*	600 (3)	1000 + 600 (1)	1000 + 350 (3)
Показник складності шліфування $V, \text{см}^3$	10 (3)	50 (1)	30 (2)	30 (2)
Відносна абразивна зносостійкість (еталон сталь ШХ15, HRC 62)	1,3 (2)	0,9 (3)	2,0 (1)	1,6 (2)
Коефіцієнт тертя f	0,025 (3)	0,015 (1)	0,018 (2)	0,018 (2)

1	2	3	4	5
Адгезія $\sigma_{зч}$, МПа	45 (1)	35 (3)	40 (2)	40 (2)
Когезія σ_B , МПа	120 (3)	200 (1)	210 (2)	210 (2)
Залишкові колові напруження $\sigma_{кол}^{max}$, МПа	70 (3)	40 (1)	60 (2)	60 (2)
Вартість дроту, грн/кг	35 (3)	30 (2)	35 (3)	20 (1)
Сумарна кількість балів	(20)	(16)	(17)	(17)

* У дужках вказаний бал покриття (порівняно з іншими аналізованими покриттями) за рибальною шкалою.

Вибір складу шихти ПД залежить від того, який з чинників (або їх набір) є найважливішим для конкретного елемента конструкції або лімітує технологічний процес відновлення таких деталей. Наприклад, якщо деталь не особливо відповідальна, то можна використовувати два різнорідні дроти, один з яких є суцільним. За достатньо високих показників зносостійкості ціна такого покриття найнижча. Коли слід забезпечити найвищу адгезивну міцність покриття до поверхні деталі, то слід вибрати ПД Х6Ю8РЗ. Але при цьому необхідно враховувати, що механічне оброблення таких покриттів (особливо шліфування) найтрудомніше.

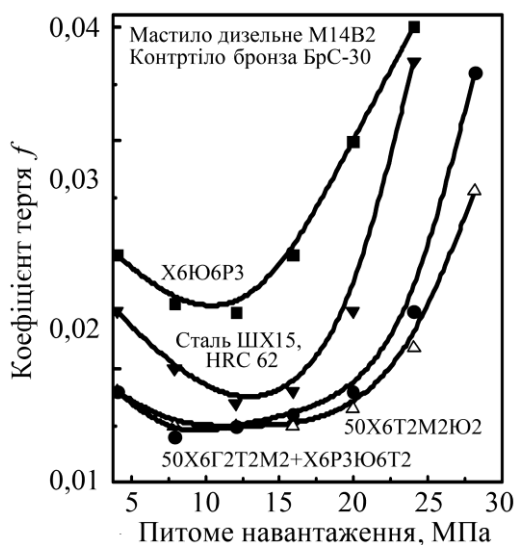


Рис. 4.27. Зміна коефіцієнта тертя f в мастилі М14В2 залежно від питомого навантаження для пар тертя покриттів (ПД) – бронза (БрС-30).

На основі аналізу показників роботоздатності покриттів, нанесених з використанням різних ПД, розроблено та оптимізовано склади ПД для покриттів, які експлуатуватимуться за умов абразивного зношування та граничного тертя (рис. 4.27).

Матричною фазою покриття з ПД Х6Ю8Р3 є стабільний ферит з дрібними (нанорозмірними) включеннями боридів $(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{B}$. Функціональні характеристики покриттів: твердість $HV_{0,3}$ 700, висока зносостійкість за умов абразивного зношування та граничного тертя, когезивна і адгезивна міцність відповідно 130 і 45 МПа, залишкові колові напруження розтягу 60 МПа. Роботоздатність за умов граничного тертя зберігається до питомого навантаження 18 МПа.

Матричною фазою покриття з ПД 50Х6Т2М2Ю2 є мартенсит. Твердість покриття $HV_{0,3}$ 450, середня зносотійкість за умов граничного тертя, низький коефіцієнт тертя в мастилі М14В2, когезивна і адгезивна міцність відповідно 160 і 35 МПа, низькі залишкові колові напруження розтягу 10 МПа. Роботоздатність за умов граничного тертя зберігається до питомого навантаження 24 МПа.

За використання різнорідних ПД (Х6Р3Ю6Т2 + 50Х6Г2Т2М2) у парі твердість покриття $HV_{0,3}$ 600, висока зносостійкість за абразивного зношування та граничного тертя, низький коефіцієнт тертя в мастилі М14В2, когезивна та адгезивна міцність відповідно 200 та 40 МПа, залишкові колові напруження розтягу 50 МПа.

РОЗДІЛ 5

ЖАРОТРИВКІСТЬ ПОКРИТТІВ

5.1. Методика виготовлення зразків із покриттями та визначення опірності покриттів до газової корозії

Циліндрично-конічні заготовки (рис. 5.1) виконали у вигляді секції з п'яти зразків, які піддавали абразивноструминній обробці корундом, та на твірні поверхні напиляли електродугове покриття товщиною 1 мм. Секцію напилених зразків розрізали по конічних частинах на п'ять зразків. Торці зразків повторно піддавали струминній обробці корундом та напиляли покриття товщиною 1 мм.

Така методика дає можливість рівномірно наносити покриття та уникати гострих граней, на яких газова корозія найбільш інтенсивна. Після витримання зразків упродовж різного часу за температури 300; 400; 500; 550; 600 та 700°C їх зважували і визначали зміну маси за пройдений проміжок часу [239].

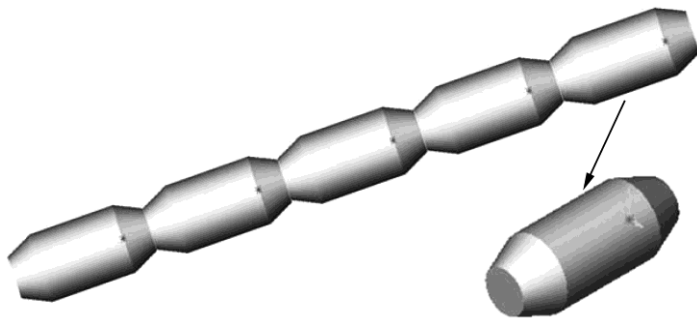


Рис. 5.1. Зразки для визначення жаротривкості електродугових покриттів.

За результатами виконаних експериментів будували кінетичні криві окиснення покриттів у координатах зміна маси час експозиції.

Фактичну площу, з якою взаємодіє кисень у пористому електродуговому покритті, визначали так:

Окиснені зразки досліджували на електронному мікроскопі.

Зображення поперечного перерізу покриття ділили на шість прямокутних частин для встановлення його середньої площі окиснення.

У кожній частині покриття визначали довжину меж між оксидами, які утворилися під час високотемпературних витримок, та тілом металевих ламелей.

Розраховували їх довжину між оксидами та ламелями в одному прямокутнику.

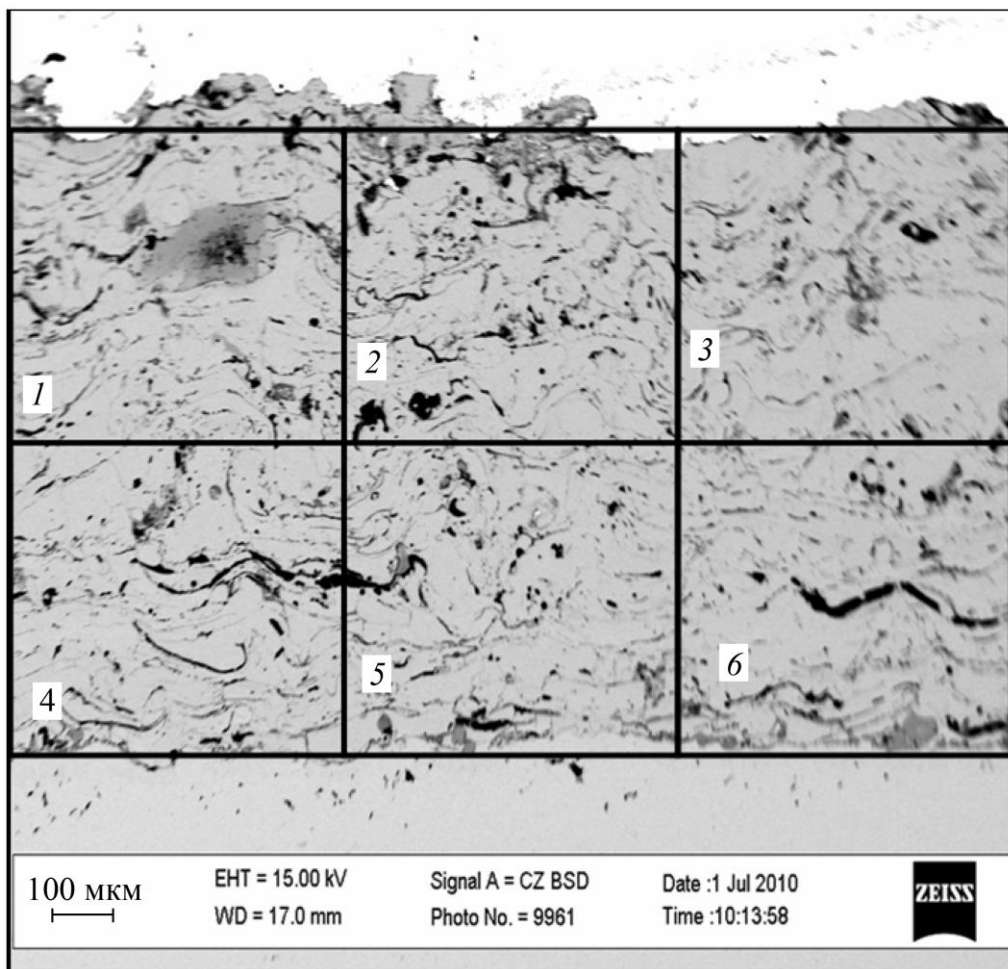


Рис. 5.2. Визначення внутрішньої площі окиснення електродугового покриття: 1–6 – сектори для досліджень площі міжламелярного окиснення покриття методом січних.

Шляхом металографічних досліджень – знаходили рівень окиснення ламелей в одиниці об'єму покриття і порівнювали її з площею окиснення сталі такого ж об'єму.

За фактичною площею окиснення сталі та покриття з'ясували причини інтенсивнішого окиснення ЕДП.

5.2. Кінетика окиснення та морфологія оксидних плівок на покриттях базової системи Fe–Cr–B–Al

Щоб з'ясувати вплив вмісту бору у покриттях з ПД та режимів нанесення на їх абразивне зношування при 550°C (робоча температура поверхні радіаційної стінки котла ТЕС), випробували зразки зі сталі 20 з покриттями завтовшки 1 мм з ПД системи Fe–Cr–B–Al (ПД №2 у табл. 5.1), сформованими за різного тиску розпилювального повітря ($P = 0,3; 0,45$ та $0,65$ МПа) на установці для

досліджень на абразивне зношування нежорстко закріпленими частинками за підвищеної температури (див. рис. 2.9).

Таблиця 5.1

Розрахований вміст елементів у складі шихти ПД

№ за/п	Вміст хімічних елементів, мас. %					
	Cr	B	Al	C	Si	Fe
1	5,0	2,0	8,0	–	0,25	84,75
2	5,0	2,5	8,0	–	0,3	84,20
3	5,0	3,6	8,0	0,4	0,3	82,70

Високі швидкості охолодження розплавлених частинок (10^{-3} °C/c) під час розпилювання розплаву ПД сприяють формуванню пересичених твердих розчинів або навіть аморфних металевих сполук. Встановили, що матричною фазою покриттів із ПД з борвмісною шихтою є твердий розчин Cr, Al у α -Fe, Fe₂B та сліди оксидів (Al₂O₃, Fe₂O₃ та Cr₂O₃) (табл. 5.2).

Таблиця 5.2

Результати фазового аналізу покриттів з ПД після нагрівання

№ ПД з табл. 7.1	Фазовий склад покриттів	
	без високотемпературного впливу	після витримування покриттів 1 год при 550°C
№2	Твердий розчин Cr, Al у α -Fe, сліди Fe ₂ O ₃ , Cr ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃	Твердий розчин Cr, Al у α -Fe, Fe ₂ B, Fe ₃ Al, сліди B ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ , Cr ₂ O ₃ , Al ₂ O ₃

За нагрівання покриттів до температури 550°C і витримування за цих умов упродовж 1 год їх фазовий склад майже не змінюється. Зокрема, у складі борвмісних покриттів (з ПД №1) з'являється алюмінід заліза Fe₃Al та оксид бору B₂O₃, який розташовується вздовж меж ламелей та в мікропорожнинах – місцях, де є кисень (рис. 5.3).

Після напилювання покриття всередині ламелей практично відсутні виділення, оскільки в їх структурі переважає пересичений твердий розчин N, C та Al у α -Fe.

Після їх витримання при 550°C упродовж 1 год всередині ламелей з'являється значна кількість нанорозмірних (діаметром 10...50 нм) виділень нітридів (рис. 5.3).

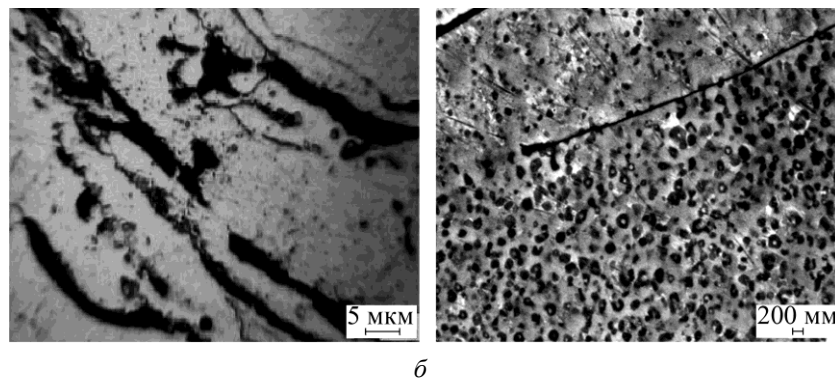


Рис. 5.3. Структура електродугового покриття, одержаного з ПД № 2 (див. табл. 5.2), без високотемпературного впливу (а) та після витримання 1 год при 550°C, виділення боридів Fe₂B (б).

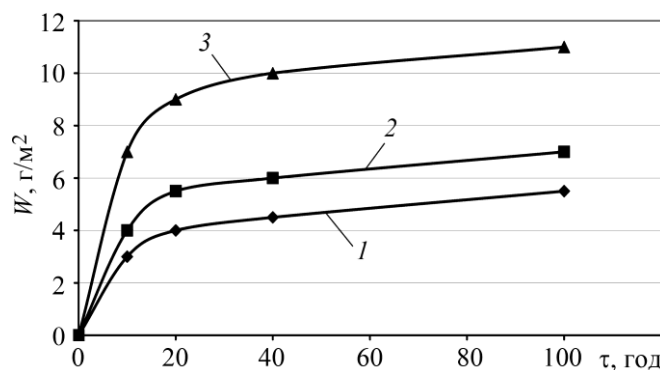


Рис. 5.4. Кінетичні діаграми окиснення зразків зі сталей 08X13 (1), 12X18N10T (2) та сталі 20 з покриттям із ПД (№ 2, табл. 7.3) (3) за температури 700°C.

Кінетичні криві окиснення суцільних матеріалів (сталей 08X13, 12X18N10T) та сталі 20 з покриттями товщиною 1 мм з ПД вказують на те, що впродовж перших 20 год покриття окиснюється в 2–3 рази швидше, ніж суцільні матеріали (рис. 5.4), а в подальшому швидкість окиснення стабілізується на рівні нержавних сталей. Пришвиджене окиснення в перші години зумовлене тим, що у покриттях розчиняється у 10 разів більше кисню і вони мають пори (5...10%), через які він може проникати аж до металу підкладки. Упродовж випробувань відбувається також внутрішнє окиснення покриттів: у порах, уздовж меж ламелей та в мікротріщинах. Як тільки внутрішній кисень вичерпується, мікропорожнини вздовж меж ламелей заростають оксидними плівками, що

ускладнює подальший його доступ, і тому лише поверхня напиленого покриття продовжує далі окиснюватися.

Якщо у покритті під час його нанесення виникають магістральні мікротріщини, то після окиснення за робочої температури кисень починає проникати у шар покриття поблизу підкладки, якому через швидшу кристалізацію властива більша поруватість. Це спричиняє його руйнування та фрагментацію біля підкладки (рис. 5.5б, в). Якщо мікротріщини не виходять на зовнішню поверхню, то не руйнують покриття [240–241] (рис. 5.6).

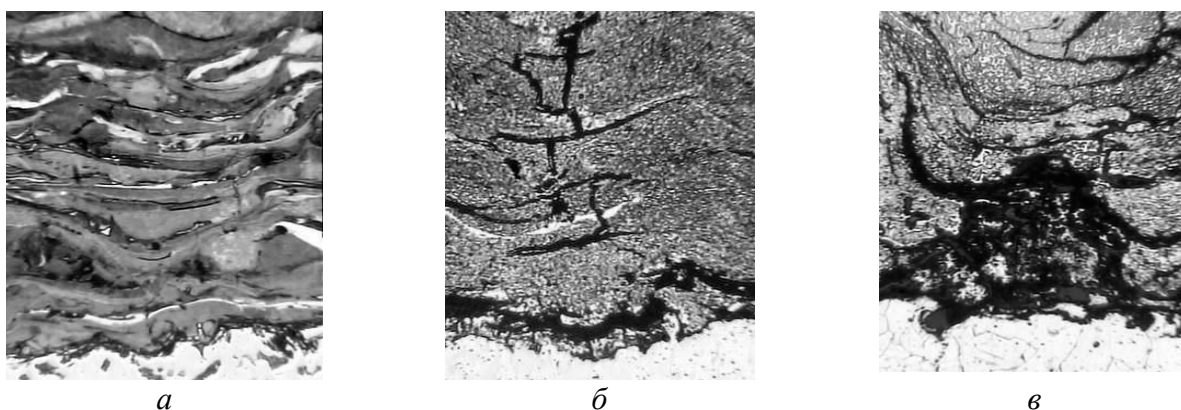


Рис. 5.5. Мікроструктура покриття з ПД № 2 у вихідному стані (а) та після витримувannya впродовж 50 (б) і 100 (в) год при 700°C.

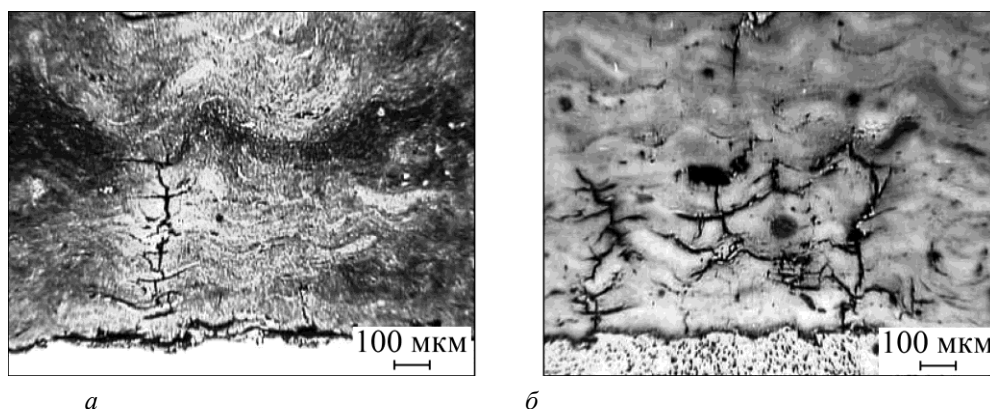


Рис. 5.6. Мікроструктура покриття з ПД № 3 до (а) та після (б) його витримувannya впродовж 100 год при 700°C.

Для борвмісних покриттів № 1–3 (згідно з табл. 5.3) зі збільшенням вмісту бору від 2,0 до 3,6 мас. % мікротвердість H_{μ} зростає від 4500 до 9000 МПа (табл. 7.5). Водночас їх міцність на розрив зменшується від 140 за 2 мас. % В до 80 МПа за 3,6 мас. % В у шихті ПД. Підвищення мікротвердості H_{μ} покриттів зумовлено збільшенням вмісту боридів Fe_2B і FeB у їх структурі (табл. 5.2).

**Характеристики когезивної міцності покриттів з ПД
за кімнатної температури**

№ за/п	Без високотемпературного впливу на покриття		Після витримування покриттів 1 год при 550°C
	σ_B , МПа	H_μ , МПа	H_μ , МПа
1	140	4500	4700
2	100	6000	6200
3	80	7000	7500

Під час напилювання в електродугових покриттях формуються невеликі (30...90 МПа) залишкові напруження розтягу. Проте міжламелярні межі із оксидних фаз зумовлюють їх надзвичайно низьку пластичність. З підвищенням вмісту бору зменшується кількість м'яких структурних складників у покритті, через що залишкові напруження розтягу релаксують. Тому мікротріщини виникають насамперед між ламелями покриття і, як наслідок, зменшується його міцність на розрив (табл. 5.3).

За витримування покриттів при 550°C впродовж 1 год їх мікротвердість дещо підвищує (табл. 5.3), що зумовлено формуванням у їх структурі легованого хромом бориду FeCrB та впорядкованої фази Fe₂Al.

5.2.1. Вплив легувальних елементів на кінетику окиснення покриттів

В електродугових покриттях за підвищених температур пришвидшуються дифузійні процеси, що зумовлює інтенсивне окиснення і формування оксидних плівок між ламелями та на поверхні покриття різної морфології.

При 300 і 400°C приріст маси у покриттях 1; 2 та 5 значно більший, ніж у сталі 12X1МФ (рис. 5.7 і 5.8). Це спричинено різною фактичною площею окиснення зразків із покриттями та зі сталі, поверхня яких контактує з повітрям і в 20–25 разів більша, ніж у сталі, внаслідок міжламелярних та наскрізних пор у покритті (рис. 5.9).

Крім того, у покритті з ПД Х6Р3Ю2 є сітка мікротріщин, через що додатково збільшується площа покриття, яка бере участь в окисненні. За температури випробовувань вище 400°C тривкість до окиснення всіх покриттів стає суттєво вищою, ніж сталі. Зокрема, покриття системи Fe–Cr–В–С–Al залежно від їх МГ, підвищують жаротривкість сталі 12Х1МФ за температури випробувань 500...700°C у 10–20 разів. Внаслідок збільшення гетерогенності покриття з 0,1 до 0,3 опірність окисненню зменшується втричі. Для покриттів з ПД систем Fe–В–С–Al–W, Fe–Cr–В–Al–Mg та Fe–Cr–В–Al (14% Al) (рис. 5.7) за температури випробувань 300 та 400°C опір окисненню менший у сталі, що зумовлено підвищеною хімічною неоднорідністю їх ламелей.

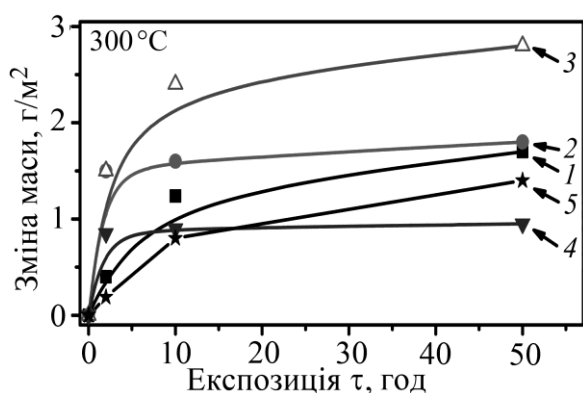


Рис. 5.7. Кінетичні криві окиснення ЕДП за температури 300°C:

- 1 – Х6Р3Ю2;
- 2 – Х6Р3Ю14;
- 3 – Х6Р3Ю6Mg2;
- 4 – 70В6Р3Ю6;
- 5 – сталь 12Х1МФ.

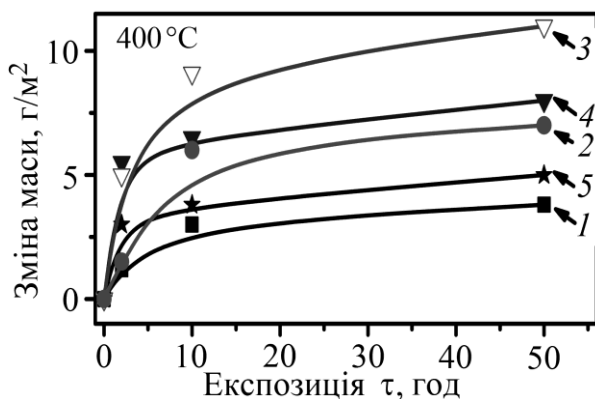


Рис. 5.8. Кінетичні криві окиснення ЕДП за температури 400°C:

- 1 – Х6Р3Ю2;
- 2 – Х6Р3Ю14;
- 3 – Х6Р3Ю6Mg2;
- 4 – 70В6Р6Ю6;
- 5 – сталь 12Х1МФ.

Приріст маси покриттів за подальших витримок при 500 та 600°C є меншим, ніж сталі (рис. 5.9 і 5.10). Це спричинено вичерпанням внутрішнього кисню та формуванням продуктів газової корозії між ламелями покриття, за винятком покриття з додатком магнію, що зумовлено високою МГ ламелей. В окремих ламелях цього покриття вміст хрому та алюмінію 1,5 та 0,5 мас.%. за їх середніх значень 6 мас. %.

Рис. 5.9. Кінетичні криві окиснення

ЕДП за температури 500°C:

1 – Х6РЗЮ2; 2 – Х6РЗЮ14;

3 – Х6РЗЮ6Mg2;

4 – 70В6Р6Ю6;

5 – сталь 12Х1МФ.

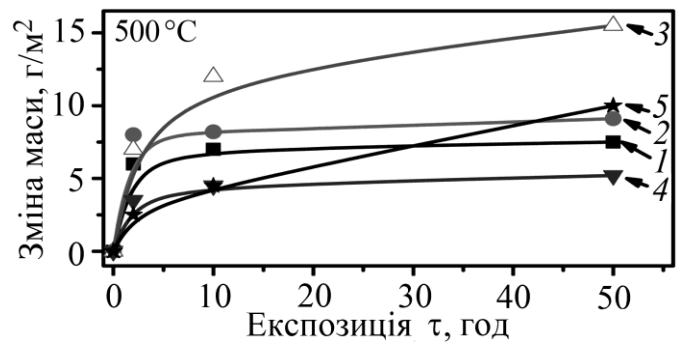


Рис. 5.10. Кінетичні криві окиснення

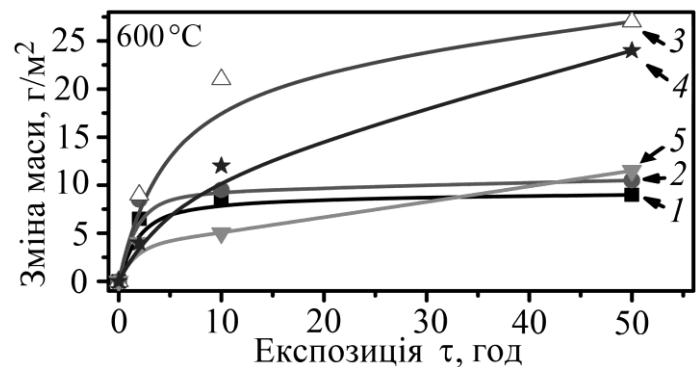
ЕДП за температури 600°C:

1 – Х6РЗЮ2; 2 – Х6РЗЮ14; 3 –

Х6РЗЮ6Mg2;

4 – 70В6Р6Ю6;

5 – сталь 12Х1МФ.



Як встановлено раніше, з підвищенням температури впродовж тривалого витримування ЕДП, пори та мікротріщини у покриттях заповнюються продукти газової корозії, формуються внутрішні міжламелярні та зовнішні поверхневі оксидні плівки.

Доступ кисню зі середовища до покриття та сталевій основи суттєво сповільнюється, площа покриття, що контактує з повітрям, зменшується. Таким чином, поверхнева оксидна плівка, яка утворилася, гальмує дифузійні процеси проникнення аніонів окиснювача та катіонів окисника. Далі газова корозія протікає практично на поверхні покриття.

За температури випробувань понад 600°C тривкість до окиснення всіх покриттів суттєво вища, ніж сталі (рис. 5.10). Зокрема, під час експозиції при 700°C жаротривкість ЕДП у 10–15 разів вища, ніж незахищені сталі 12Х1МФ (рис. 5.11).

За цих температур внаслідок дифузії легувальних елементів, в першу чергу алюмінію, зменшується хімічна неоднорідність ламелей покриття, а мікротріщини в ньому заповнюються оксиди, леговані алюмінієм та хромом.

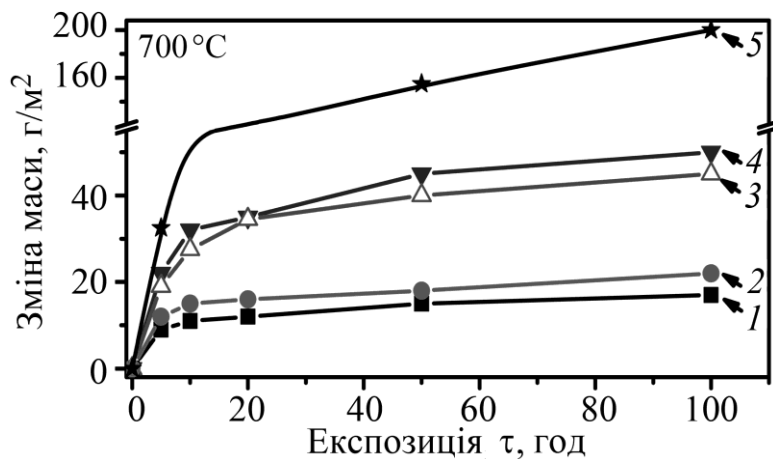


Рис. 5.11. Кінетичні криві окиснення ЕДП за температури 700°C:
 1 – X6P3Ю2;
 2 – X6P3Ю14;
 3 – X6P3Ю6Mg2;
 4 – 70B6P6Ю6;
 5 – сталь 12X1MФ.

Таким чином, внаслідок формування на поверхні електродугових покриттів суцільних оксидних плівок, а також міжламельних плівок різного хімічного складу, які заповнюють всі міжламельні проміжки, їх жаротривкість підвищується.

5.2.2. Структура покриттів після окиснення при 600°C

На відміну від суцільних компактних матеріалів, електродугові покриття, які є пористими, під час довготривалих експозицій за підвищених температур окиснюються з поверхні (рис. 5.12а), всередині покриття – міжламельні проміжки (рис. 5.12б), а також на межі покриття та сталеві підкладки (рис. 5.12в, г) [242].

Упродовж тривалої експозиції при 600°C всі міжламельні проміжки та мікротріщини заростають продуктами газової корозії (рис. 5.12а–в) [243]. Через мікротріщини або наскрізні пори у покриттях кисень надходить до меж між покриттям та сталеві основою, де формує оксидну плівку (рис. 5.12в, г). Мікротріщини та міжламельні проміжки у структурі покриття швидко заповнюються продуктами газової корозії і в подальшому стають малопроникними для кисню (рис. 5.12г). Доступ кисню до поверхні сталеві основи припиняється і площа покриття, яка контактує з кисеньвмістним середовищем, суттєво зменшується. В цьому випадку оксидна плівка, яка утворилася на межі між покриттям та основою (рис. 5.12в), більше не росте у товщину й не викликає відшарування покриття від сталеві основи (рис. 5.12г).

Якщо у покритті під час наплення або термоциклів внаслідок різних значень КТР покриття та сталеві основи виникають поодинокі або магістральні

мікротріщини, то ширина їх більша, ніж міжламельярного проміжку (рис. 5.12г). Кисень проникає через мікротріщини до основи, внаслідок чого утворюється товста оксидна плівка між покриттям та основою, яка із часом може викликати відшарування покриття від основи, особливо під час нагріву та охолодження (рис. 5.12д).

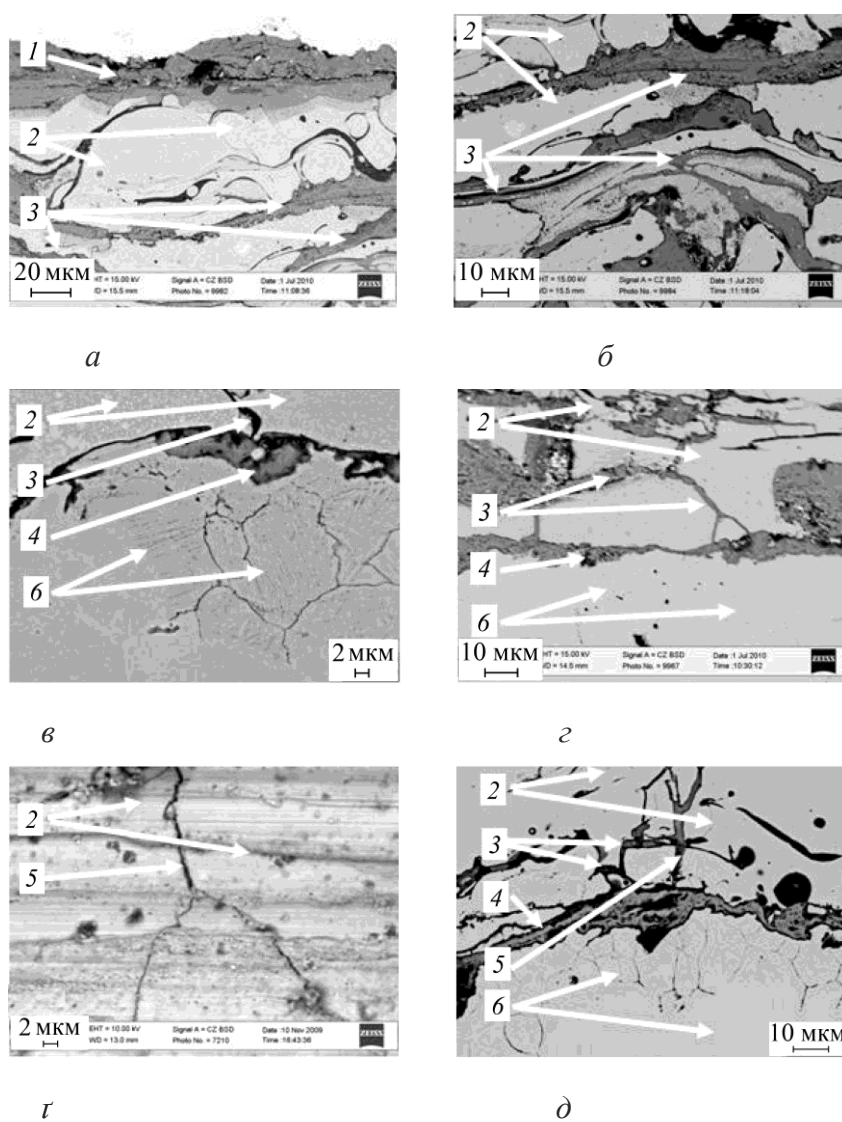
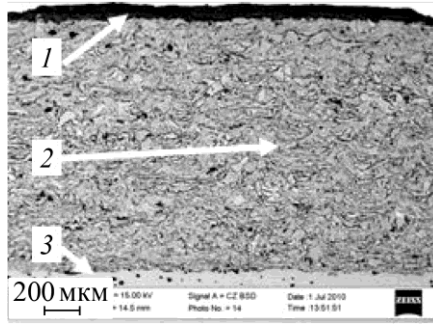
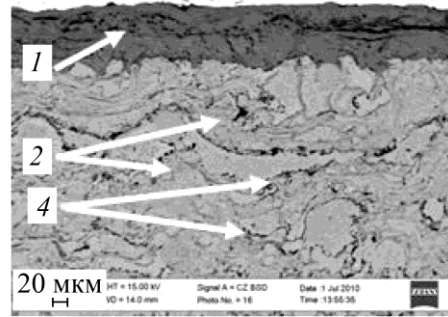


Рис. 5.12. Структура електродувових покриттів Х6РЗЮ2 після експозиції 1500 год при 600°C:

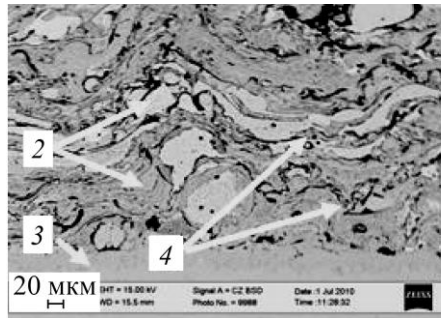
- 1 – оксидна плівка на поверхні ЕДП; 2 – ламелі покриття; 3 – міжламельярні оксидні плівки; 4 – оксидна плівка на межі основа–покриття;
5 – магістральна мікротріщина; 6 – сталева основа.



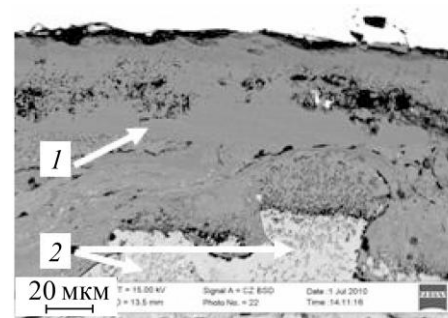
a



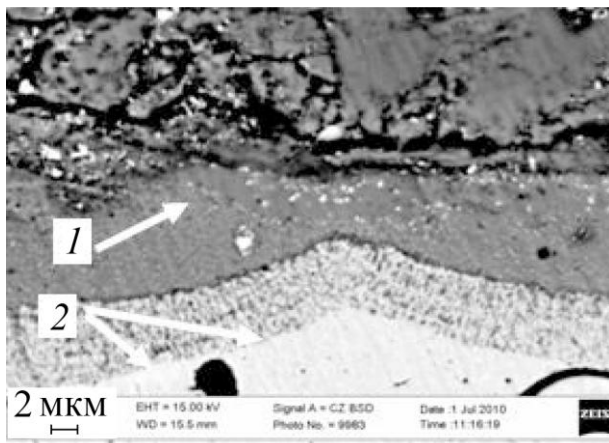
б



в



г



д

Рис. 5.13. Структура електродугового покриття

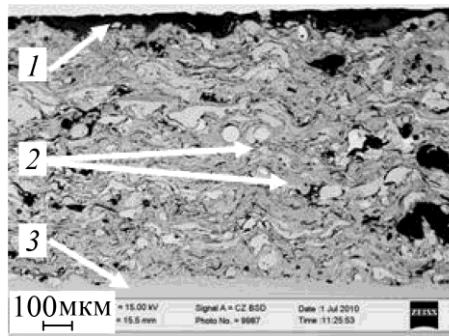
без мікро тріщин з

ПД 70В6РЗЮ6:

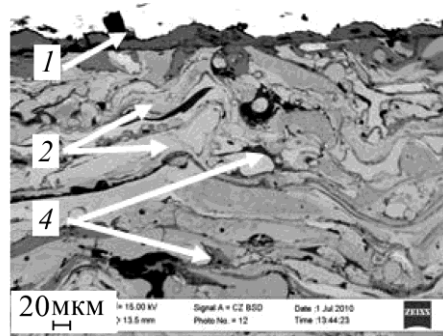
1 – оксидна плівка на поверхні ЕДП;

2 – ламелі покриття; *3* – сталева основа; *4* – міжламелярні оксидні плівки.

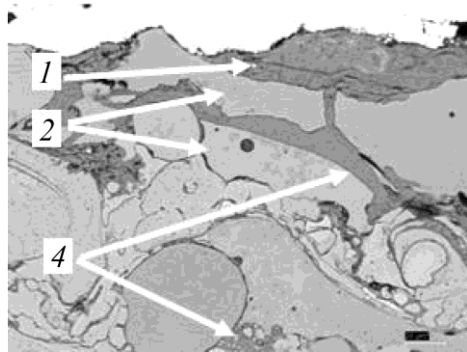
Якщо у покритті після напилення відсутні мікротріщини, то кисень із атмосфери не надходить до межі між покриттям та сталеву основу (рис. 5.13*a*). За наявності мікротріщин розміром до 5 мкм міжламелярні проміжки за довготривалих експозицій окиснюються лише киснем, який знаходиться в порах та між ламелями покриття (рис. 5.13*б, в*). Це спричиняє формування на поверхні гомогенних за хімічним складом покриттів суцільної товстої плівки, яка блокує доступ атмосферного кисню у покриття міжламелярними проміжками (рис. 5.12*a*).



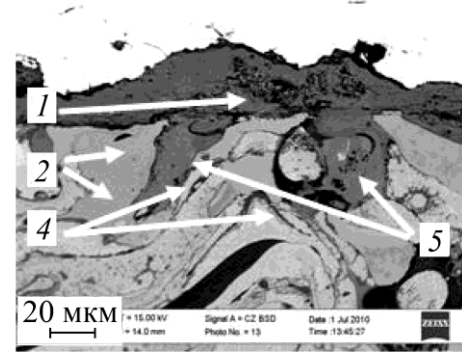
a



б



в



г

Рис. 5.14. Структура гетерогенного ЕДП ПД Х6РЗЮ6Mg2:

1 – оксидна плівка на поверхні ЕДП; *2* – ламелі покриття; *3* – сталева основа; *4* – міжламелярні оксидні плівки; *5* – оксидні плівки, які врастають у тіло покриття.

На поверхні гетерогенних за хімічним складом покриттів оксидна плівка більшої товщини, зокрема на ламелях, де малий вміст легувальних елементів, в першу чергу хрому та алюмінію (рис. 5.14*а–в*) [244]. На відміну від гомогенних покриттів (рис. 5.13*а, б*), оксидна плівка на гетерогенних нерівномірна за товщиною (рис. 5.14*в, г*).

На високолегованих ламелях покриття тонку оксидну плівку важко виявити металографічним аналізом, так як її товщина, менше 1..3 мкм (рис. 5.14*в, д*). Вона швидше росте вглиб покриття по ламелях, збіднених легувальними елементами – хромом та алюмінієм і, як анкерами, міцно зв'язується з покриттям (рис. 5.14*г*).

Товщина оксидної плівки у покритті із сталевого дроту 15X1МФ (рис. 5.15*а*) більша, ніж на суцільній сталі за підвищених температур (рис. 5.15*б*). На сталевій поверхні оксидна плівка швидко втрачає стійкість і відшаровується.

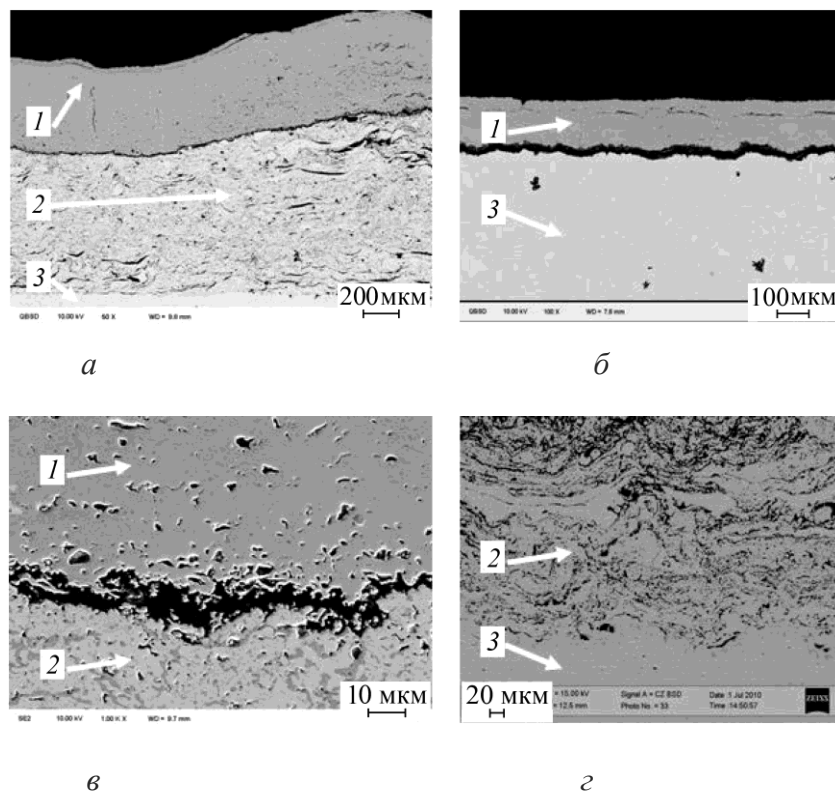


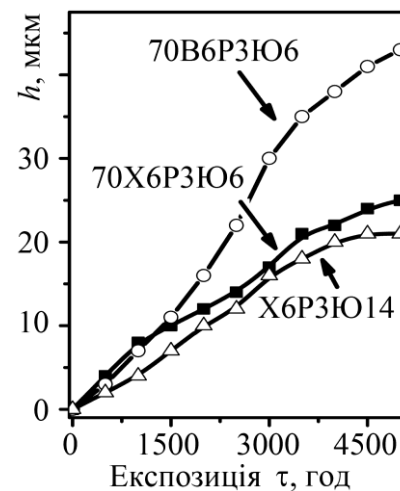
Рис. 5.15. Структура покриття із ПД 15Х1МФ:
 1 – оксидна плівка на поверхні напиленого покриття;
 2 – напилене покриття; 3 – сталева основа.

На поверхні напиленого покриття зі сталевого дроту формується оксидна плівка великої товщини, що зумовлено інтенсивним окисненням його малолегованих ламелей (рис. 5.15а, в). Внаслідок швидкого міжламелярного окиснення малолегованого покриття зі сталі та утворення у ньому міжламелярних оксидів окиснення між покриттям та сталеву основу відсутнє (рис. 5.15г).

Зі збільшенням часу випробувань від 1500 до 5000 год при 600°C товщина суцільної оксидної плівки (рис. 5.15а) і надалі зростає (рис. 5.16). За її товщини на поверхні покриття від 45 до 60 мкм кисень крізь неї та покриття не проникає до сталевій основі (рис. 5.13а–в; 5.14), хоч кількість міжламелярної оксидної фази збільшується незначно (табл. 5.4).

На поверхні покриттів упродовж довготривалих експозицій (5000 год за 600°C) утворюються оксидні плівки різного хімічного складу. Металографічними дослідженнями встановили, що зі збільшення вмісту легувальних елементів у покритті підвищується вміст оксидів (табл. 5.5).

Рис. 5.16. Вплив експозиції при 600°C на товщину поверхневої оксидної плівки покриттів.



Таблиця 5.4

Вміст оксидної фази у покритті

Марка ПД	Вміст кисню (мас. %)		
	після напилення	після експозиції 1500 год, 600°C	після експозиції 5000 год, 600°C
X6P3Ю14	2..4	6,9	7,3
70X6P3Ю6	2,2...4,2	6,3	6,6
70B6P3Ю6	1,8...3,6	8,1	8,40

Таблиця 5.5

Вміст елементів в оксидній плівці

Елементи,мас. %	X6P3Ю2	70X6P3Ю6	X6P3Ю14	X6P3Ю6Mg2	70B6P3Ю6
O	14,9	15,55	17,08	24,73	31,32
Al	12,71	16,47	20,29	7,98	0,58
Si	0,77	1,25	–	1,3	–
Cr	10,97	4,97	3,98	3,93	–
Mg	–	–	–	0,73	–
W	–	–	–	–	10,92
Fe	56,24	66,17	58,65	61,28	56,82

У покритті з малим вмістом алюмінію (X6P3Ю2) формуються оксидні плівки на основі шпінелей, леговані хромом та алюмінієм. У покритті із вмістом

вольфраму 70В6Р3Ю6 – оксиди практично без алюмінію, проте з підвищеним вмістом вольфраму. У гетерогенних покриттях, що містять магній Х6Р3Ю6Mg₂, зафіксовано понижений вміст алюмінію в оксидному шарі. Це пов'язано із тим, що на ламелях із невеликою кількістю легувальних елементів утворюються оксиди нелегованого заліза.

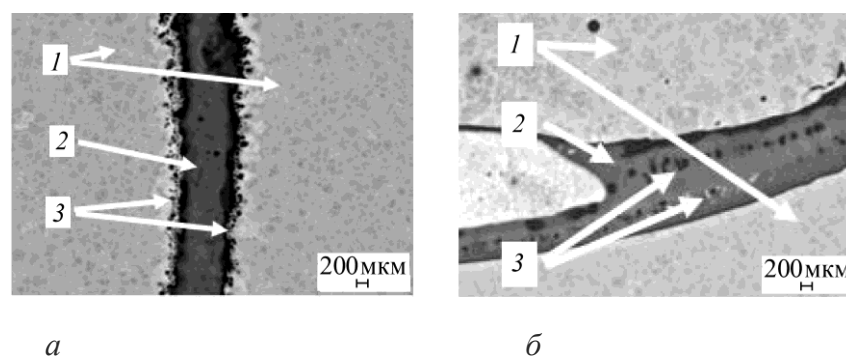


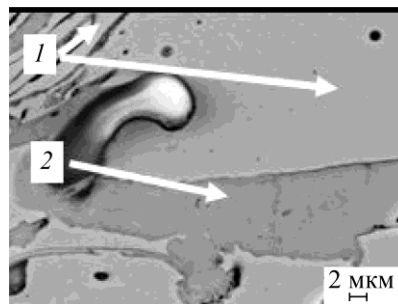
Рис. 5. 17. Дифузійна пористість покриттів з ПД Х6Р3Ю2:

1 – ламелі покриття; 2 – міжламелярна оксидна плівка; 3 – пори (сліди нерівномірної дифузії).

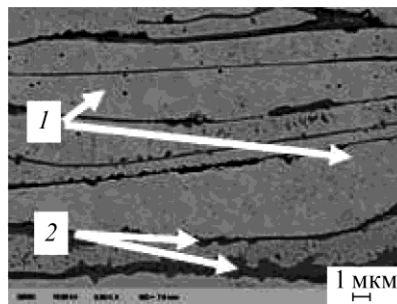
Міжламелярні оксидні плівки за тривалих експозицій (більше 5000 год), зростаючи в об'ємі, заповнюють весь міжламелярний простір, не залишаючи вільного простору між ламелями покриття (рис. 5.17). Якщо швидкість дифузії компонента із матричного сплаву в оксид вища, ніж кисню, то на межі оксид–металева матриця у ламелі утворюються пори Керкендала внаслідок нерівномірної дифузії двох компонентів, наприклад, алюмінію та кисню в оксиді (рис. 5.17а). Якщо швидкість дифузії кисню в оксиді вища, ніж легувального елемента у ламелі, то оксид росте на межі оксид–матриця і в цьому випадку утворюються пори в оксиді (рис. 5.17б). Це відбувається на ламелях покриття з підвищеним вмістом хрому.

У багатьох випадках виникають оксидні прошарки без пор (рис. 5.18а, б), що спричинено рівномірним окисненням межі ламель–міжламелярний прошарок, а також киснем із міжламелярного прошарку.

Оксидні плівки товщиною менше 1...2 мкм та великої протяжності (100...200 мкм), що підвищує довжину ламелі, найчастіше неперервно переходять у міжламелярний простір інших ламелей та мають високу міцність, утворюючи жорсткий каркас у покритті, що повинно б збільшувати когезивну міцність покриття (рис. 5.18б).



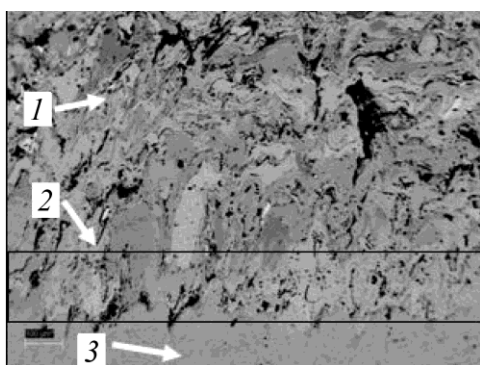
a



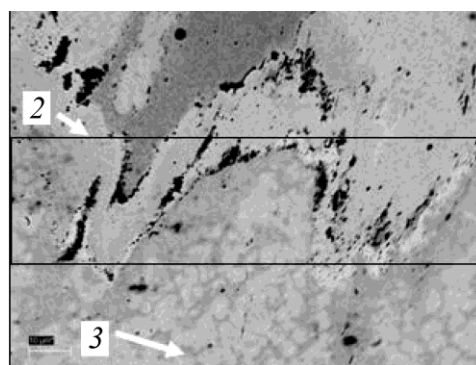
б

Рис. 5.18. Мікроструктура внутрішнього окиснення ЕДП з ПД Х6РЗЮ14:

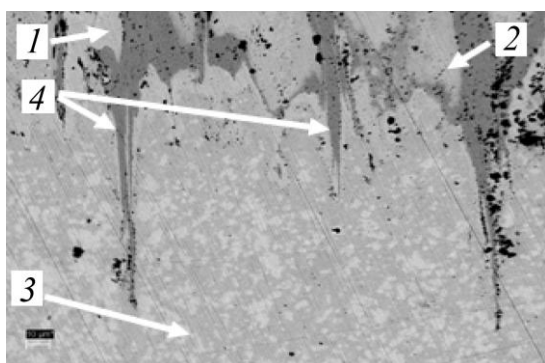
1 – ламелі покриття; *2* – міжламелярна оксидна плівка.



a



б



в

Рис. 5.19. Структура покриття (*1*)

з ПД Х6РЗЮ14:

2 – ламелі покриття після дифузії;

3 – сталева основа; *4* – “анкерний” зв’язок ЕДП з основою.

За швидкого нагріву в покритті з підвищеним вмістом алюмінію формуються напруження стиску. Це зумовлено його більшим КТР, ніж сталевій основі. У цьому випадку відбувається дифузійне течіння ламелей покриття та їх приварювання між собою і до сталевій основі (рис. 5.19*а*). Такий процес сприяє утворенню дифузійної зони між покриттям та сталевією основою (рис. 5.19*б, в*). Алюміній як дифузійно активний елемент проникає вглиб основи на 100 мкм (рис. 5.19*в*). В цих умовах руйнується ламелярна будова, типова для електродугових покриттів, у нижньому шарі, який прилягає до основи.

5.2.3. Вплив мікрогетерогенності покриттів на кінетику їх окиснення та морфологію оксидних плівок

Покриття системи Fe–Cr–B–Al підвищують жаротривкість маловуглецевої сталі 12Х1МФ за температури 400...700°C у 10-30 разів (залежно від МГ покриття). Зі зростанням МГ жаротривкість покриття зменшується. Зокрема, зі збільшенням коефіцієнта $K_{МГ}$ покриття від 0,1 до 0,3 опір окисненню при 700°C падає втричі (рис. 5.20).

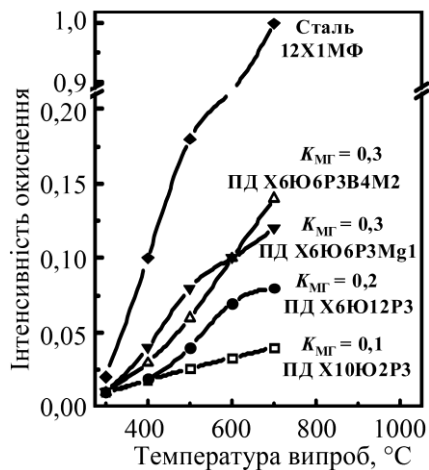


Рис. 5.20. Вплив температури випробувань на жаротривкість (база випробувань 100 год) та інтенсивність окиснення покриттів залежно від їх коефіцієнта $K_{МГ}$.

За тривалої (тисячі годин) експозиції за температури понад 500°C через дифузію елементів легування зменшується мікронеоднорідність ламелей покриття. Мікротріщини в покритті заповнюються оксидами заліза, легованими алюмінієм та хромом. Тривкість до окиснення покриттів все відчутніше визначатиме вміст елементів легування у покритті і менше – його МГ. Після витримування 100 год при 700°C на поверхні всіх досліджених покриттів з ПД формуються продукти високотемпературної корозії різного хімічного складу. Зокрема, за результатами рентгеноструктурного та спектральних аналізів, встановили, що на ламелях з високим вмістом алюмінію під час високотемпературного витримування утворюються тонкі монолітні плівки легованого алюмінієм гематиту $(Fe, Al)_2O_3$, а з підвищеним вмістом хрому – в основному плівки гематиту у формі монолітних скупчень, легованого хромом $(Fe, Cr)_2O_3$.

На ламелях, збіднених алюмінієм та хромом, формуються голкоподібні оксиди заліза Fe_2O_3 (рис. 5.21) або вюститу FeO , який з'являється лише на нелегованих ламелях після експозиції за температури понад 575°C.

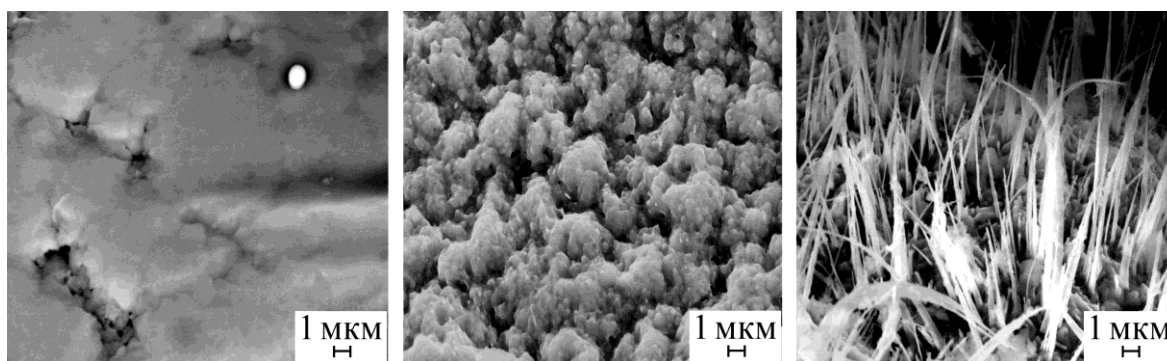
Вюстит - це твердий розчин з дефіцитом атомів заліза де швидкість окиснення максимальна. Ріст оксидної плівки супроводжується збільшенням її

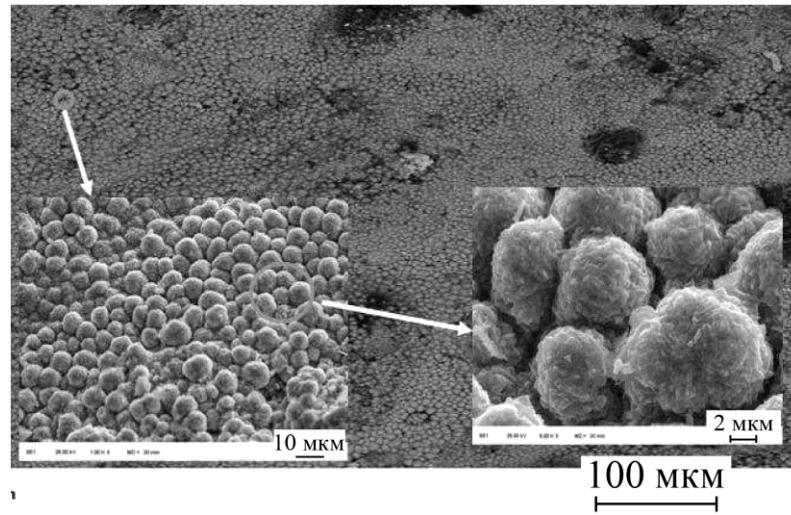
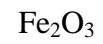
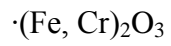
об'єму (рис. 5.22), при цьому виникають значні напруження стиску, які викликають мікротріщини в оксидній плівці (рис. 5.22в) та її відшарування.

За високої МГ покриття товста оксидна плівка з'являється лише на тих його ділянках, де недостатньо елементів легування (зокрема, алюмінію та хрому) (рис. 5.22б). Якщо покриття є достатньо гомогенним, то утворюється суцільна оксидна плівка по всій поверхні покриття (рис. 5.22а), яка, однак, досить неоднорідна за хімічним складом.

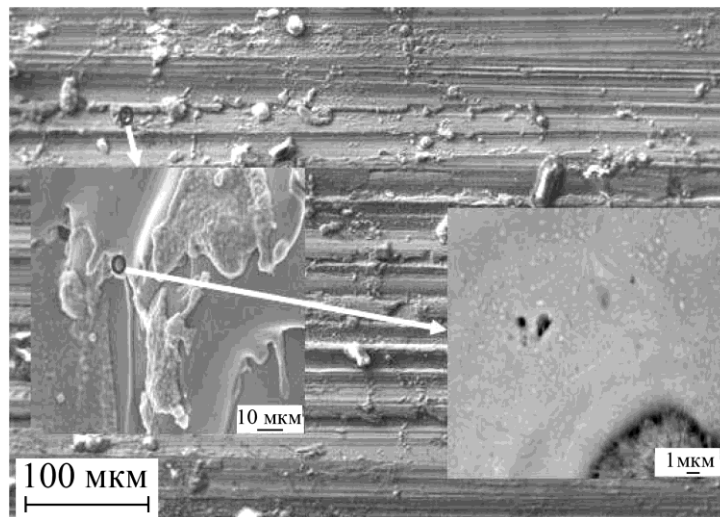
На внутрішніх поверхнях мікротріщин також утворюються оксидні плівки, леговані хромом або алюмінієм. За час витримки більше 100 год вони повністю заповнюють простір між берегами мікротріщин та стають в подальшому непроникними для кисню. В початковий час, поки міжламелярні межі та мікротріщини не заповнились оксидними плівками, кисень проникає до сталевій основи та формує оксидну плівку між покриттям та основою. Ця плівка складається із двох частин. Верхня, що межує із покриттям – оксиди алюмінію або легований алюмінієм або хромом вюстит, а нижня, що прилягає до сталевій основи – нелегований вюстит.

МГ покриттів чітко проявляється на поверхні покриття після високотемпературної витримки. На поверхні з високою МГ на ламелях, збіднених елементами легування, утворюються оксиди на основі заліза Fe_2O_3 у вигляді окремих купин, які швидко ростуть та збільшуються в об'ємі (рис. 5.23а,б). На інших ламелях, які леговані алюмінієм або хромом, виникають тонкі оксидні плівки, які практично не зростають або мало зростають в об'ємі. Внаслідок МГ покриттів поряд можуть утворюватися оксидні плівки різного хімічного складу (рис. 5.23в, г).



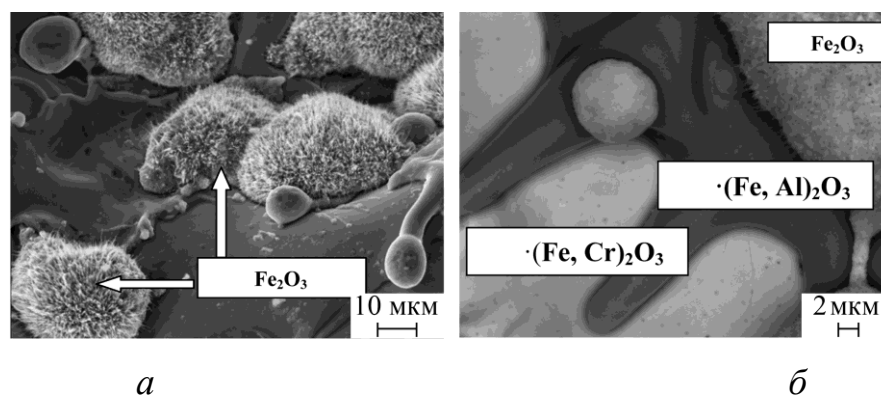


Морфологія оксиду гематиту, легованого хромом ($\cdot(\text{Fe}, \text{Cr})_2\text{O}_3$)



Морфологія оксиду гематиту, легованого алюмінієм ($\cdot(\text{Fe}, \text{Al})_2\text{O}_3$)

Рис. 5.21. Морфологія оксидних плівок різної хімічної природи, що утворюються на поверхні напиленого покриття з ПД під час його витримання 100 год при 700°C .



a

б

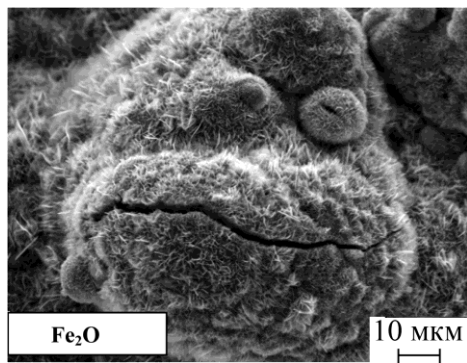
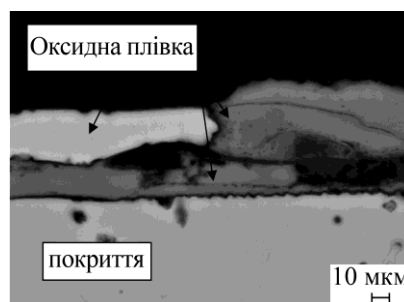
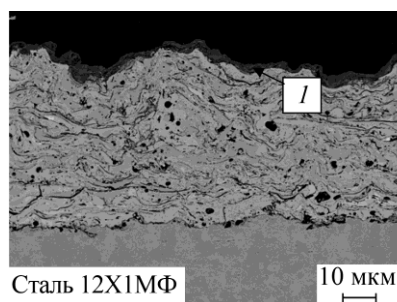


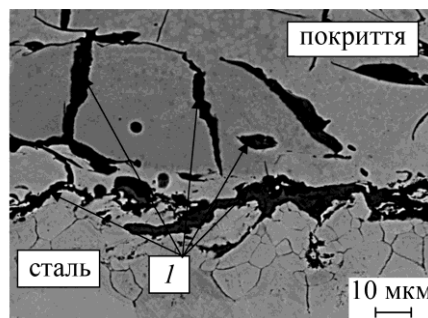
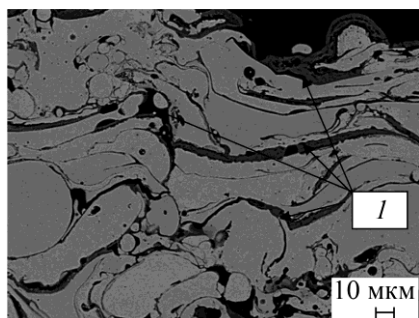
Рис. 5.22. Характер і морфологія утворених оксидних фаз на поверхні покриття за його витримання 100 год при 700°C.

в



а

б



в

г

Рис. 5.23. Характер утворення оксидних фаз у покритті за витримання 100 год при 700°C.

Стрілками вказані – оксидні плівки (I).

Під час тривалого витримання за підвищених температур покриття із ПД перебувають під дією залишкових напружень розтягу. При цьому зростає ширина міжламелярних меж у покритті та розкриваються вже готові мікротріщини, що виникли під час напилювання, або новоутворені. Металографічним аналізом структури покриттів після витримання при 600°C встановили, що ширина міжламелярних меж, або мікротріщин залежить від мікротвердості покриттів та від їх МГ за вмістом елементів легування (рис. 5.24).

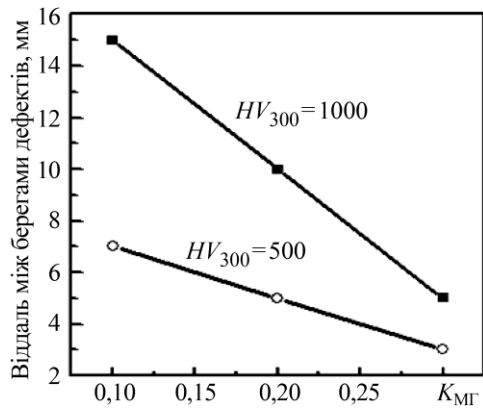


Рис. 5.24. Вплив коефіцієнта $K_{МГ}$ на середню віддаль між берегами тріщиноподібних дефектів у структурі покриттів залежно від їх твердості після випробувань на жаротривкість при 600°C .

Зі збільшенням твердості та зменшенням МГ покриттів збільшується кількість дефектів типу мікротріщин та зростає віддаль між берегами цих тріщин в їх структурі. Запропоновано емпіричну формулу, яка дає можливість визначати час до заліковування дефектів типу тріщин у структурі покриття:

$$\tau = \frac{\rho \cdot \delta}{q}, \quad (5.1)$$

де ρ – питома маса оксиду; δ – середня віддаль між берегами тріщиноподібних дефектів у покриттях; q – інтенсивність окиснення за конкретної температури (рис. 5.24)


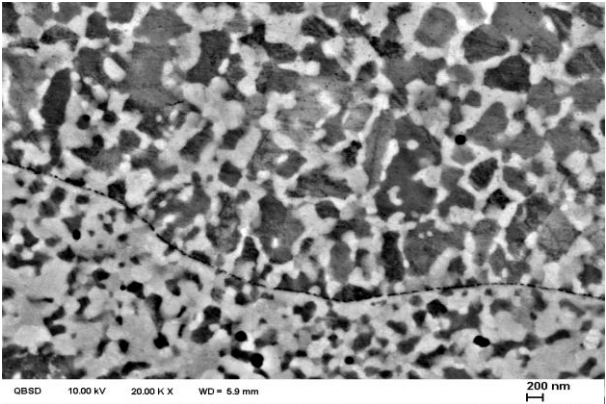
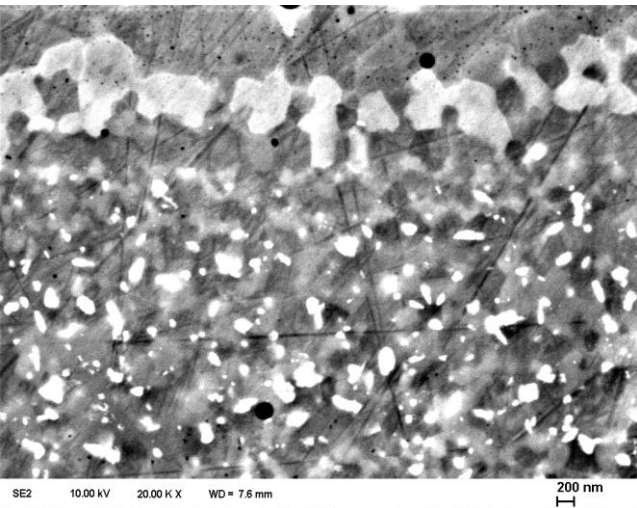
Що більша інтенсивність окиснення покриття та менші за розмірами мікротріщини, то швидше вони заповняться оксидами і стануть непроникними для кисню.

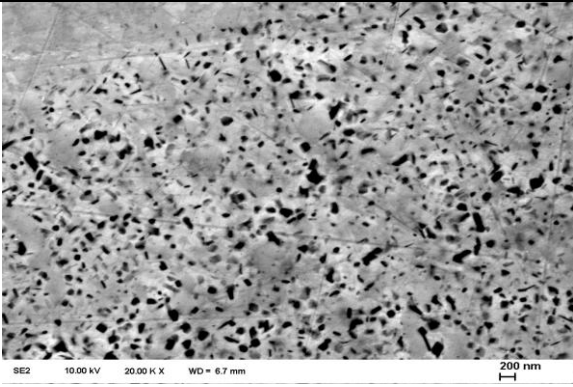
5.2.4. Високотемпературне дисперсійне зміцнення покриттів базової системи Fe–Cr–B–Al

Витримування покриттів упродовж 100 год навіть при 550°C призводить до виділення в їх структурі додаткової кількості дисперсних фаз: інтерметалідів (Fe_3Al , Ni_3Al , Fe_7W_6), боридів (Fe_2B , CrB) та нітридів CrN (залежно від системи легування ПД). Проте вони настільки дрібні, що їх важко ідентифікувати рентгеноструктурним аналізом [245–247].

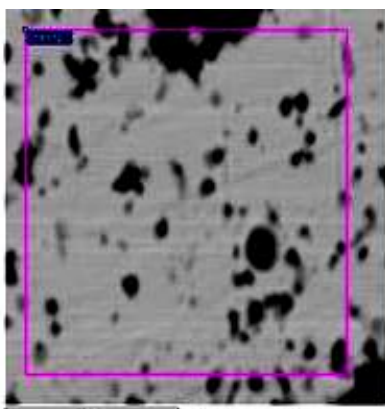
Витримування 100 год при 700°C супроводжується інтенсивнішим виділенням цих дисперсних фаз, а також збільшенням їх розмірів. Їх морфологію наведено в табл. 5.6.

Морфологія дисперсних фаз, утворених у структурі покриттів
після витримування 100 год при 700°C

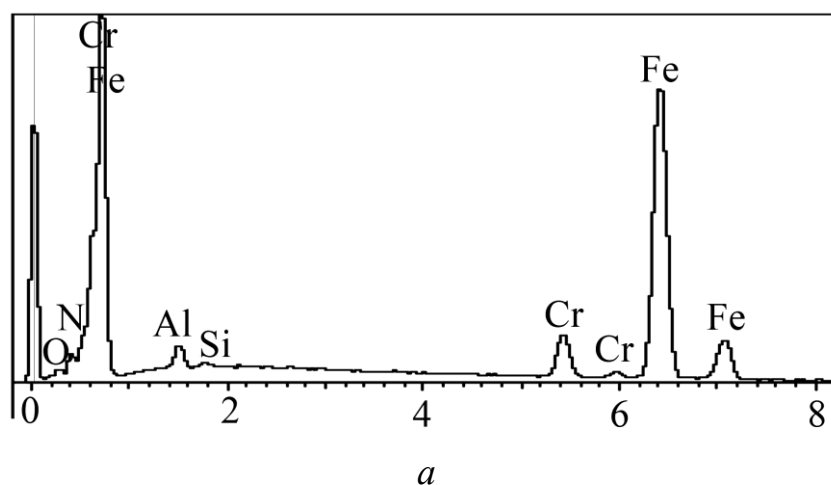
Тип покриття	Мікроструктура покриттів з ПД	Основні дисперсні фази
1	2	3
Fe-Cr-B-Al		(Fe,Cr)B, Fe ₂ B, Al ₃ Fe
Fe-Cr-B-Al-Ni		(Fe,Cr)B, Fe ₂ B, Ni ₃ Al
Fe-Cr-B-Al-W		(Fe,Cr)B, Fe ₂ B, Fe ₇ W ₆

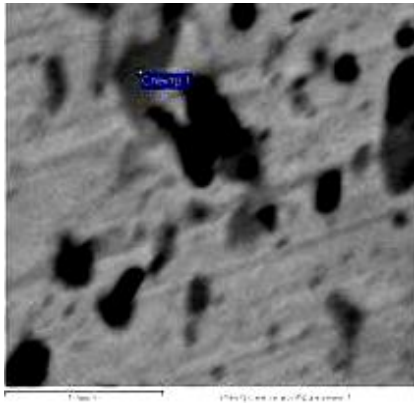
1	2	3
Fe-Cr-B-Al-Mg		Fe_2B , CrN, $(\text{Fe,Cr,Al})\text{N}$

Методами рентгеноструктурного та спектрального аналізів встановили, що у покриттях з ПД Х10РЗЮ2 та Х6РЗЮ12 виділяються бориди $(\text{Fe,Cr})\text{B}$ та інтерметалід Al_3Fe завбільшки 100...400 нм. У покриттях з ПД Х6РЗЮ6Н4 – додатково інтерметаліди Ni_3Al , розміром 100...300 нм.

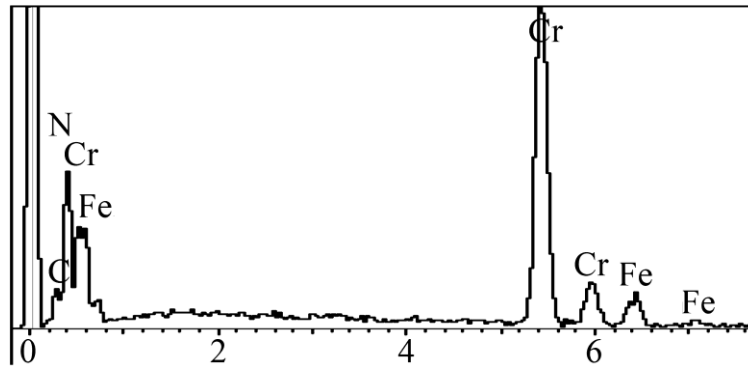


Елемент	C	N	Al	Si	Cr	Fe
Мас. %	2,06	4,26	1,29	0,21	6,55	85,63

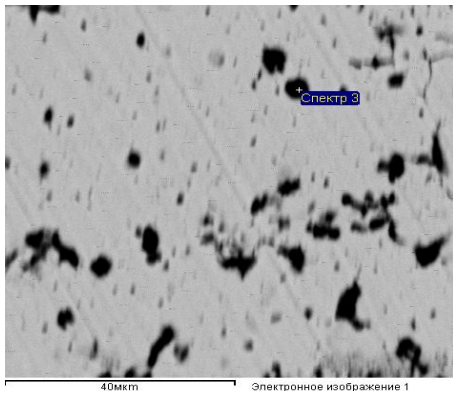




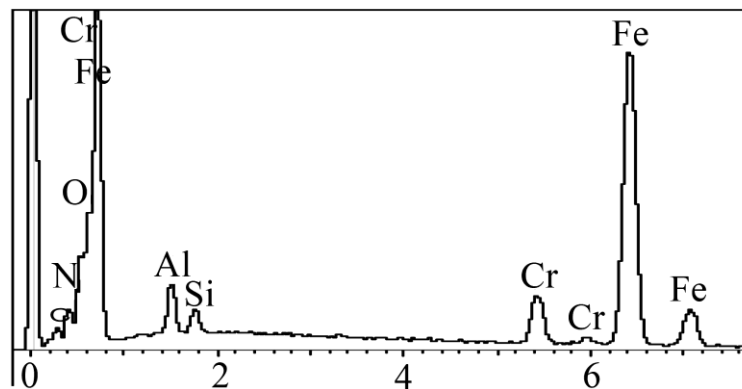
Элемент	C	N	Cr	Fe
Мас.%	5,58	26,12	60,06	8,24



б



Эле- мент	C	N	O	Al	Si	Cr	Fe
Мас.%	2,97	6,01	4,53	2,37	1,12	6,91	76,09



в

Рис. 5.25. Морфологія виділень та спектральний аналіз елементів у покритті з ПД Х6РЗЮ6Мg2 (×1000):

a – загальний аналіз з ПД; *б, в* – аналіз включень.

У покриттях з ПД Х6РЗЮ6Мg2 поряд з боридами виділяються інтерметаліди

Fe_3Al (світлі частинки) (рис. 5.25б) завбільшки 100...500 нм. У покриттях з ПД X6P3Ю6Mg2 – бориди та нітриди CrN , $(\text{Fe,Cr,Al})\text{N}$ (чорні цяточки) (рис. 5.25в). Додавання магнію у шихту сприяє засвоєнню значної кількості азоту з повітря під час розпилювання розплаву ПД. Як свідчить спектральний аналіз, інтегральний вміст азоту у покритті становить 4,3 мас. % (рис. 5.25). Водночас після напилювання у ньому не виявлено виділень нітридів навіть за високої роздільної здатності (за збільшення у 25000 разів).

Після витримування при 800°C розміри нітридів збільшуються до 5 мкм і можна оцінити їх хімічний склад та морфологію. Нітриди хрому мають неправильну форму та вміст азоту 20...26 мас. % (рис. 5.25, світліші виділення). Також утворюються нітриди заліза, леговані хромом і алюмінієм, та нітриди хрому, леговані залізом і хромом (рис. 5.25). Нітридів алюмінію у структурі покриття не зафіксовано.

Після витримування при 550°C мікротвердість $HV_{0,3}$ ламелей з великим вмістом дисперсних фаз (інтерметаліди Fe_3Al) зростає від 600...800 до 1000...1200, а мікротвердість ламелей з підвищеною кількістю хрому та бору знижується від 7400 до 6100 МПа. Це спричинено зменшенням залишкових напружень та зростанням розмірів боридів від 100 до 300 нм.

Мікротвердість ламелей з високим вмістом алюмінію підвищується від 3,9 до 5,9 ГПа внаслідок виділення інтерметаліду Fe_3Al . Витримування при 700°C призводить до зменшення твердості покриттів внаслідок зростання розмірів дисперсних фаз (боридів, карбідів та інтерметалідів) і лише мікротвердість покриття, яке містить азот, зростає. Це зумовлено тим, що довготривале витримування при 700°C сприяє лише інтенсивнішому виділенню дисперсних фаз нітридів алюмінію та хрому, але не зумовлює до зростання їх розмірів. Зокрема, якщо розмір боридів та інтерметалідів внаслідок такого витримування збільшується до 200...400 нм, то розмір нітридів залишається в межах 50...100 нм.

У вихідному стані найбільша різниця між максимальним та мінімальним значеннями мікротвердості $HV_{0,3}$ зафіксована для покриття з ПД X6P3Ю6Mg2 та X6P3Ю12 , а мінімальна – для покриття з ПД X6P3Ю6H4 (табл. 5.7).

Це зумовлено різною МГ покриттів. Дрібнодисперсний порошок алюмінію блокує сплавлення шихти та оболонки і тому МГ такого покриття висока ($K_{MG} = 0,3$). Додавання до шихти ПД нікелю сприяє утворенню між компонентами шихти та сталеву оболонкою легкоплавких евтектик, знижує гетерогенність розплаву під час плавлення ПД, зменшуючи значення K_{MG} до 0,05. З підвищенням температури понад 550°C гетерогенність за мікротвердістю всіх покриттів (за винятком покриття з ПД Х6РЗЮ6Н4) зменшується. Це пояснюється тим, що за підвищених температур через дифузійну активність концентрація алюмінію в усіх ламелях вирівнюється, що зумовлює вирівнювання мікротвердості покриттів. І лише в покритті з ПД Х6РЗЮ6Н4 алюміній утворює стабільний інтерметалід Ni_3Al , який ускладнює дифузюю алюмінію між ламелями і тому гетерогенність за мікротвердістю тут зберігається і за високої температури.

Таблиця 5.7

Мікротвердість покриттів з ПД різних систем легування після високотемпературної експозиції 100 год

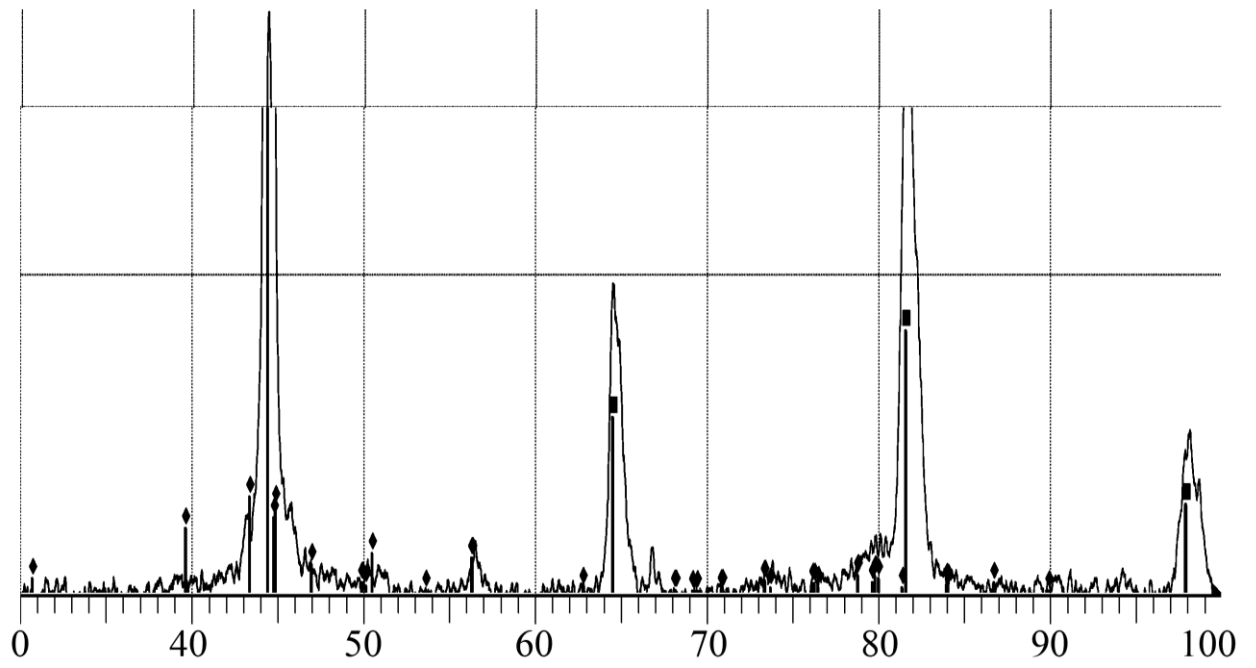
Компонентний склад ПД	Мікротвердість покриття		
	мінімальна	максимальна	середня
У вихідному стані			
Х6РЗЮ12	422	820	611
Х6РЗЮ6Mg2	400	900	630
Х6РЗЮ6Н4	853	1050	876
40Х6РЗЮ6В4	850	1130	1103
Після експозиції при 550°C			
Х6РЗЮ12	525	910	649
Х6РЗЮ6Mg2	450	930	650
Х6РЗЮ6Н4	800	1050	702
40Х6РЗЮ6В4	950	1210	1040
Після експозиції при 700°C			
Х6РЗЮ12	400	500	443
Х6РЗЮ6Mg2	400	500	470
Х6РЗЮ6Н4	620	820	593
40Х6РЗЮ6В4	550	730	643

За температури випробувань 550°C максимальне дисперсійне зміцнення покриття забезпечують виділення карбідів Fe_7W_6 , а понад 550°C – інтерметалідів Ni_3Al .

Фазовий аналіз покриттів з ПД системи Х6РЗЮ12 у вихідному стані та після їх високотемпературного витримування 100 год виявив (рис. 5.26), що у вихідному стані в спектрі є лише піки твердого розчину на основі α -Fe і складнолегованого бориду $Fe_{1,1}Cr_{0,9}V_{0,9}$, а після витримування при 550°C якісних змін не відбулося, лише чіткіше і частіше виявляються піки бориду $Fe_{1,1}Cr_{0,9}V_{0,9}$. Однак після витримування при 700°C, крім заліза, з'являються піки гематиту Fe_2O_3 , бориду Fe_2V та інтерметалідних сполук з нестехіометричним складом $Al_{58,5}Cr_{10,3}Fe_{31,2}$ та Al_3Fe .

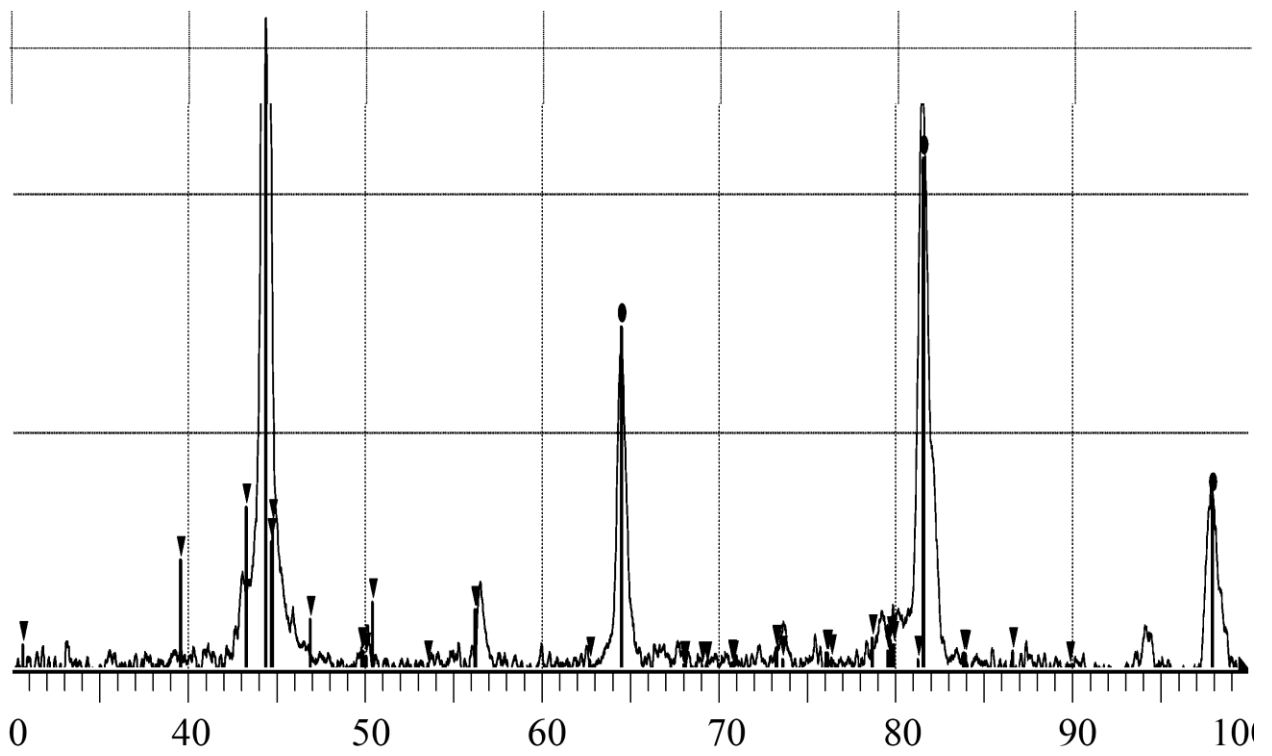
На рентгенограмі покриття з ПД 40Х6РЗЮ6В4 у вихідному стані виявили лише піки заліза (рис. 5.27). Після його витримування впродовж 100 год при 550°C додатково з'являються піки $Fe_{1,1}Cr_{0,9}V_{0,9}$. Після витримування за 700°C, окрім заліза, – піки гематиту Fe_2O_3 , боридів Fe_2V , $Cr_{1,65}Fe_{0,35}V_{0,96}$ та інтерметалідних сполук з нестехіометричним складом $Al_{3,2}Fe$ і Fe_7W_6 .

На рентгенограмі покриття з ПД Х6РЗЮ6Н4 у вихідному стані ідентифікували лише піки твердого розчину хрому та нікелю в залізі та невелику кількість боридів заліза Fe_2V і вюститу, легovanого оксидом нікелю α - $FeO_{0,95}NiO_{0,5}$ (рис. 5.28). Після витримування покриття 100 год при 550°C на рентгенограмі додатково з'являються піки гематиту Fe_2O_3 та інтерметаліду $Al_{3,2}Fe$. Вюститна фаза зникає. Після витримування при 700°C ніяких якісних змін у ньому не відбулося. Однак у структурі покриття чітко фіксуються виділення сполук неправильної форми (найтемніші виділення) розміром менше 200 нм, у яких спектральним аналізом не виявлено вмісту бору, але є підвищений вміст алюмінію, нікелю та хрому. Оскільки діаметр площі, з якої виконували спектральний аналіз, становить 2 мкм, тобто в десять раз більший, ніж діаметр виділень і захоплює матричну фазу на основі заліза, то ці виділення можна ідентифікувати як інтерметалід Ni_3Al (рис. 5.29).



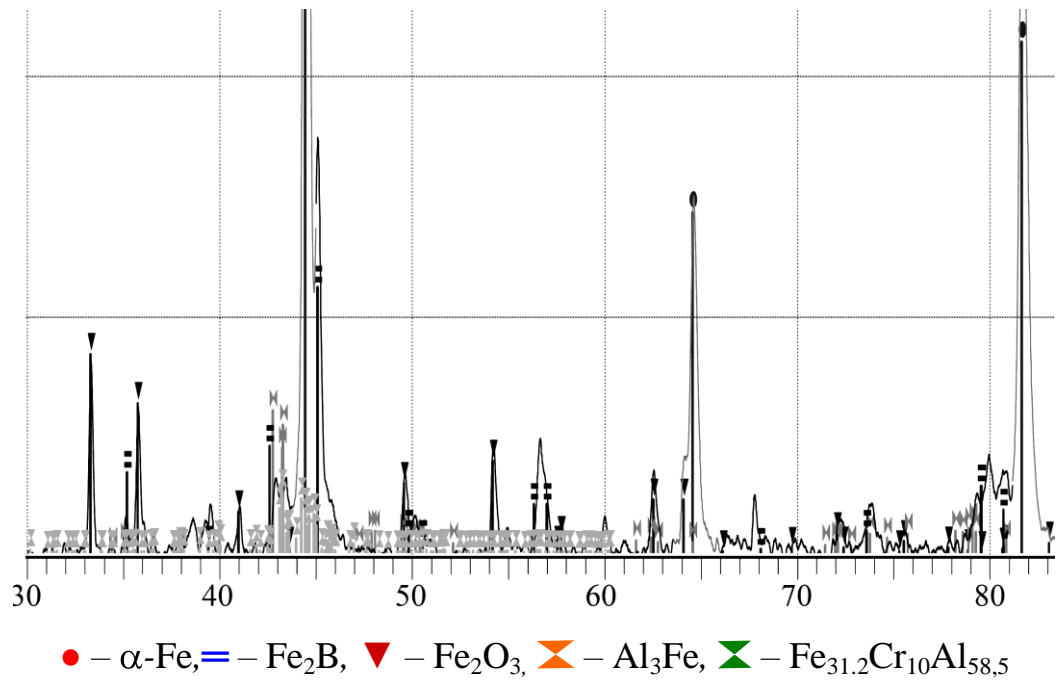
■ - α -Fe, ▼ - $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$

a



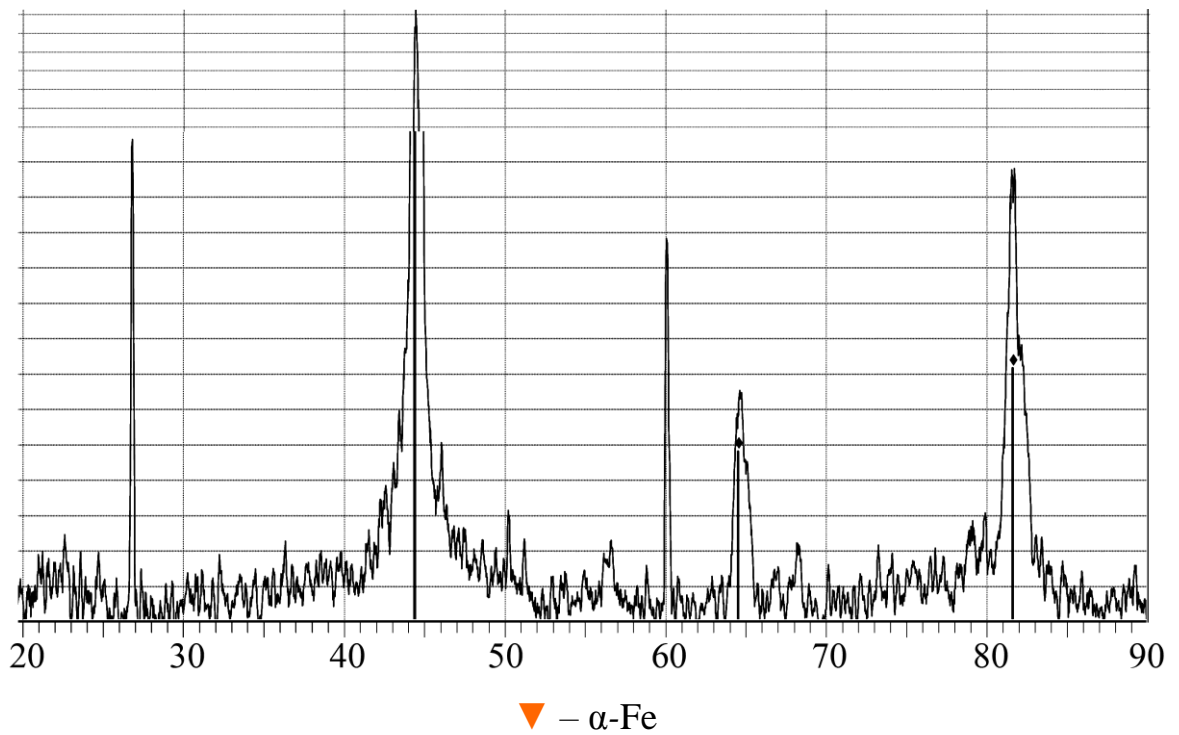
● - α -Fe, ▼ - $\text{Fe}_{1.1}\text{Cr}_{0.9}\text{B}_{0.9}$

b



b

Рис. 5.26. Рентгенограми покриття з ПД Х6РЗЮ12 у вихідному стані (*a*), після витримання 100 год при 550 (*b*) і 700 (*в*) °С.



a

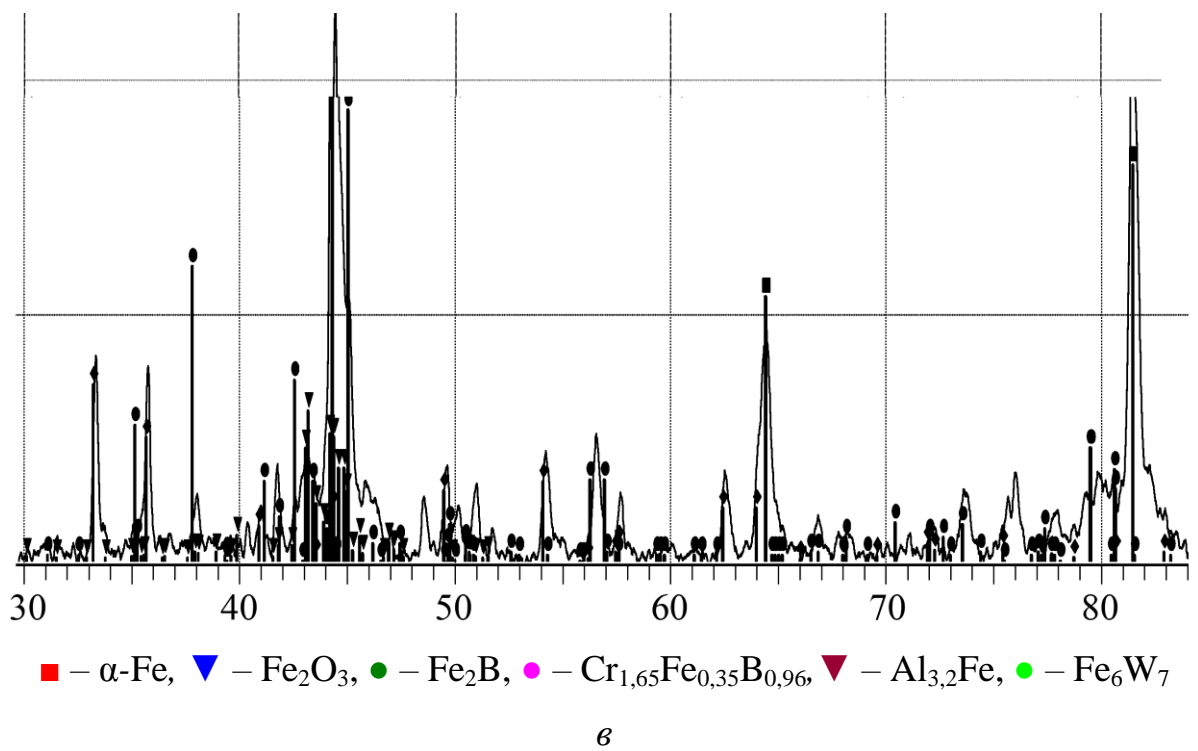
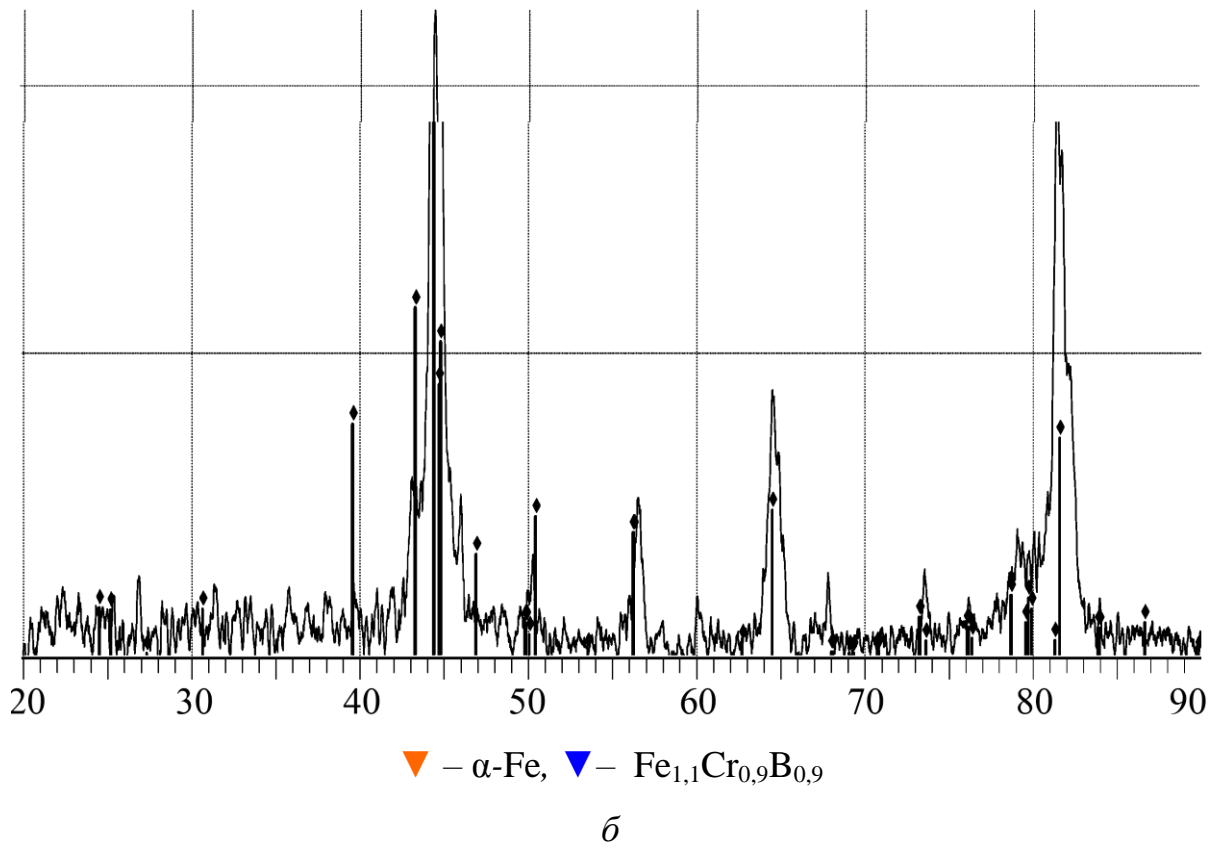
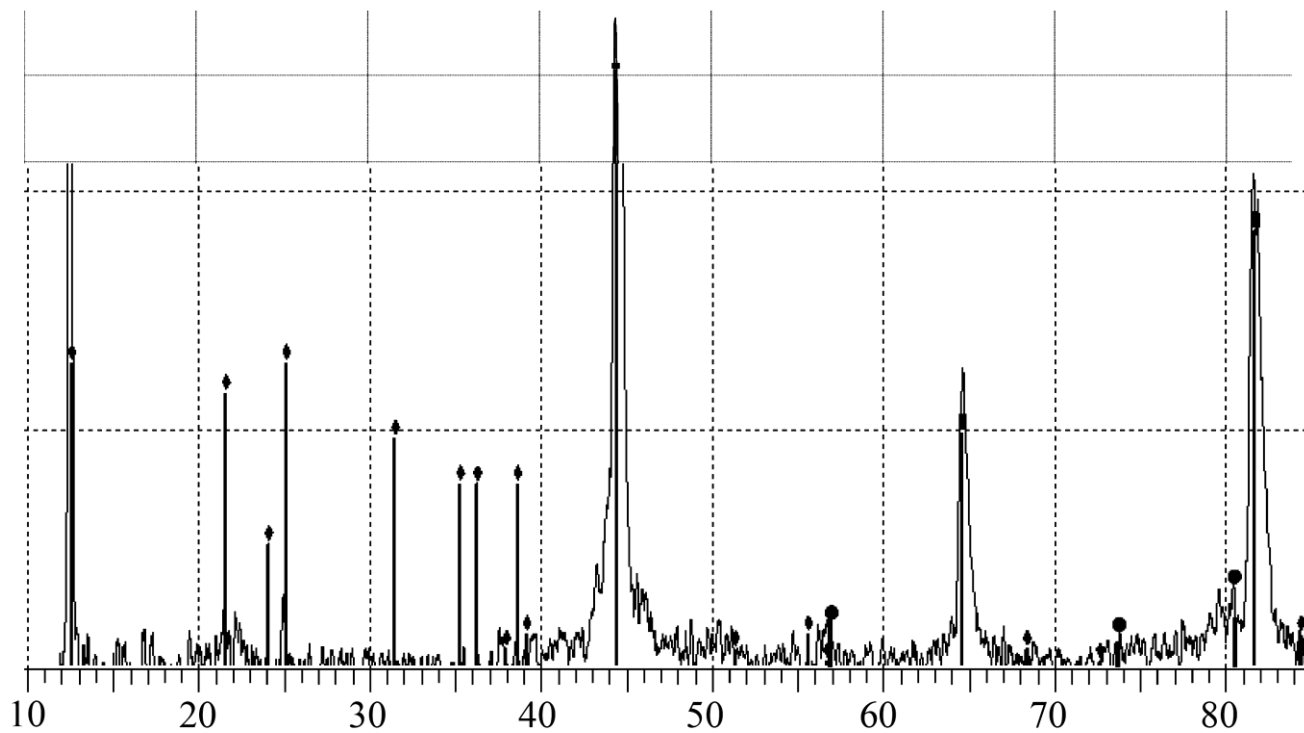
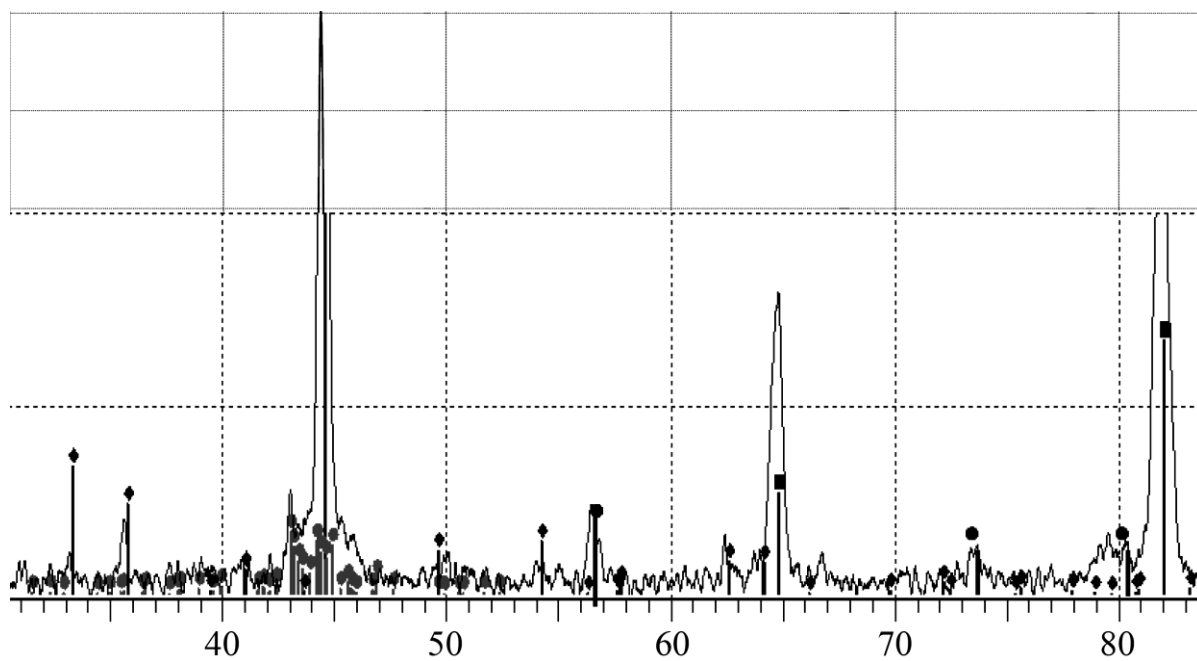


Рис. 5.27. Рентгенограми покриття з ПД 40Х6РЗЮ6В4 у вихідному стані (*a*), після витримування 100 год при 550 (*b*) і 700 (*в*)°С.



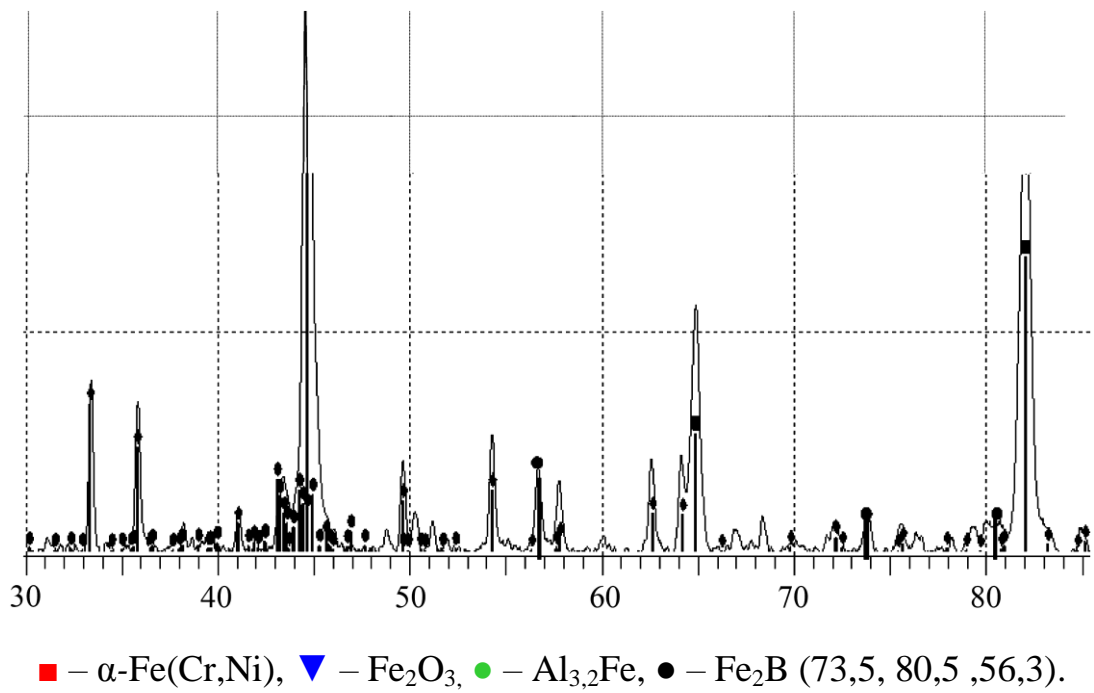
■ – α -Fe(Cr), ▼ – $\text{FeO}_{0,95}, \text{NiO}_{0,5}$, ● – Fe_2B .

a



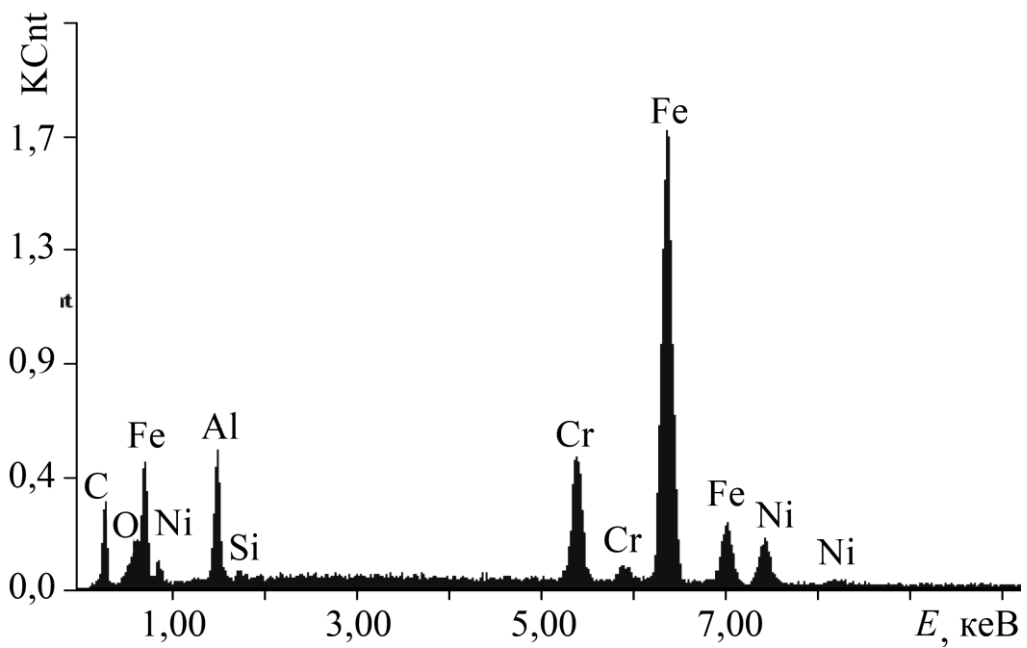
■ – α -Fe(Cr,Ni), ▼ – Fe_2O_3 , ● – $\text{Al}_{3,2}\text{Fe}$, ● – Fe_2B

b



б

Рис. 5.28. Рентгенограми покриття з ПД Х6РЗЮ6Н4 у вихідному стані (а) та після витримування 100 год при 550 (б) і 700 (в) °С.



Елемент	O	Al	Cr	Fe	Ni
Мас. %	03,49	12,68	11,29	60,96	11,57

Рис. 5.29. Спектральний аналіз темних виділень у структурі покриття з ПД Х6РЗЮ6Н4, ідентифікованої як інтерметалід Ni_3Al .

5.3. Високотемпературна абразивна та газоабразивна зносостійкість покриттів

5.3.1. Методика визначення абразивної зносостійкості електродугових покриттів за підвищених температур

Для дослідження абразивного зношування покриттів нежорстко закріпленими частинками за підвищених температур розробили установку (рис. 5.30), що містить електропіч 1, яка нагріває абразив до температури 1000°C з похибкою $\pm 5^\circ\text{C}$.

На кришці печі 2 закріплено електродвигун 3. До його ротора прикріплено штангу 7, на якій гвинтом 8 зафіксовано зразки 4. У керамічний тигель 5 засипають кварцовий пісок зернистістю 2...3 мм. Обертаючись у піску, зразки 4 зношуються. Їх знос визначали за втратою маси з похибкою до $2 \cdot 10^{-4}$ г.

На головках зразка виконували двосторонні фаски, передбачені технологією нанесення покриттів на циліндричні деталі, щоб мінімізувати вплив крайового ефекту, що може викликати відривання покриття (рис. 5.31). Покриття товщиною 1 мм наносили на головку зразка.

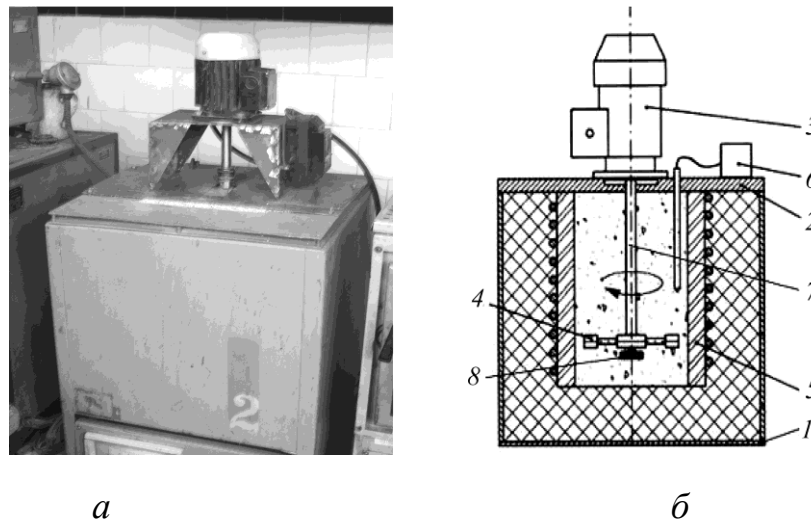


Рис. 5.30. Загальний вигляд (а) та схема (б) установки для дослідження зразків на абразивне зношування нежорстко закріпленими частинками за підвищених температур: 1 – електропіч; 2 – кришка; 3 – електродвигун; 4 – зразки; 5 – керамічний тигель; 6 – прилад, що регулює температуру; 7 – штанга; 8 – гвинт.

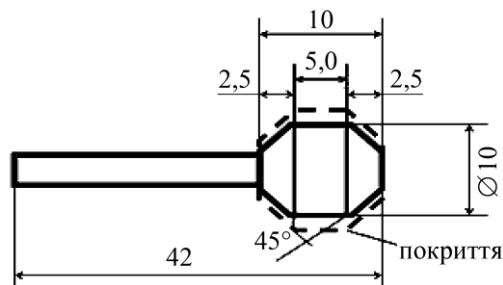


Рис. 5.31. Зразок для дослідження на абразивне зношування.

Електродвигун потужністю 140 Вт за швидкості обертання 1350 хв^{-1} забезпечив максимальну лінійну швидкість обертання зразка 5,7 м/с. Моделювали максимальну швидкість частинок, яка може досягатися у котлі теплової електростанції.

5.3.2. Високотемпературна абразивна зносостійкість електродугових покриттів

Тиск повітря під час дугового напилювання відіграє важливу роль. Зокрема, з його зростанням від 0,3 до 0,65 МПа диспергувальна здатність струменя повітря підвищується. Розмір найбільших краплин розплаву ПД зменшується в 7 разів (від 500 до 70 мкм). Водночас суттєво зростає їх швидкість (від 30 до 120 м/с). Це спричиняє значний напір розплавлених крапель у момент їх удару об поверхню, дає можливість усувати адсорбовані шари та оксидні плівки і призводить до суттєвого зростання когезії покриттів.

Зокрема, за підвищення тиску повітря від 0,3 до 0,65 МПа когезія покриття зростає більш ніж удвічі (від 55 до 120 МПа). Водночас залишкові напруження розтягу у покритті підвищуються від 35 до 80 МПа (рис. 5.32). Очевидно, що ці напруження та когезивна міцність покриттів впливатимуть на його зносостійкість.

Результати, наведені на рис. 5.32б, свідчать, що зі зростанням тиску повітря зносостійкість ($1/W$) покриттів збільшується і за кімнатної, і за підвищеної температур. Причому знос покриттів суттєво менший при 550°C , ніж при 20°C .

Зростання зносостійкості покриттів за підвищених температур, вочевидь, зумовлене зменшенням у них залишкових напружень розтягу внаслідок їх

релаксації та утворенням на поверхні покриття тонких твердих оксидних плівок Al_2O_3 та Cr_2O_3 .

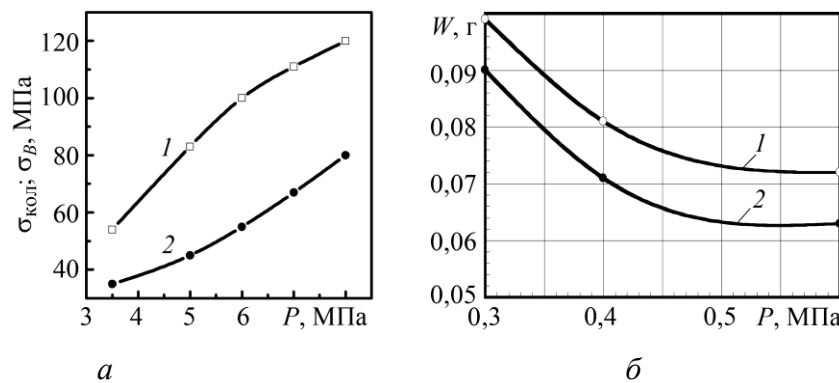


Рис. 5.32. Вплив тиску розпилувального повітря P на когезивну міцність σ_B покриття з ПД Х6РЗЮ8 за випробувань одноосьовим розтягом (1а), залишкові колові напруження $\sigma_{\text{кол}}$ у ньому (2а) та його знос у річковому піску за кімнатної температури (1б) та при 550°C (2б).

Режим напилювання: $U = 32$ В, $I = 150$ А, $L = 100$ мм.

Серед борвмісних покриттів найбільшу абразивну зносостійкість за кімнатної та підвищеної (550°C) температур зафіксували для покриття № 1, вміст бору в якому 2,0 мас. % (рис. 5.33).

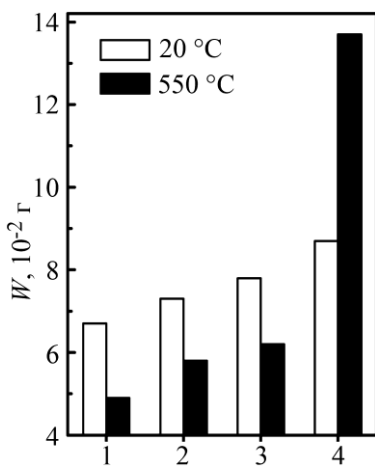


Рис. 5.33. Знос електродугових покриттів (1–3, табл. 7.4) та сталі 20 (5) за температури 20 (білі стовпчики) та 550°C (чорні).

Очевидно, що зносостійкість напилених покриттів визначають три чинниками: залишкові напруження, міцність на розрив та мікротвердість. З підвищенням вмісту бору мікротвердість у покритті і залишкові напруження розтягу зростають, проте одночасно зменшується його міцність на розрив. Тому зрозуміло, що максимум зносостійкості покриття відповідатиме середнім значенням мікротвердості та максимальній когезивній міцності. За підвищеної температури характер зносу покриттів не змінюється, але зносостійкість всіх борвмісних покриттів підвищується.

Зносостійкість сталі 20 суттєво нижча, ніж досліджених покриттів. Це пов'язано насамперед із її низькою мікротвердістю (1800 МПа) та формуванням на поверхні оксидів заліза, які є менш твердими, ніж оксиди Cr_2O_3 , та Al_2O_3 [248].

5.3.3. Методика визначення газоабразивної зносостійкості покриттів за підвищених температур

Для дослідження газоабразивної зносостійкості електродугових покриттів за підвищених температур спроектували і виготовили випробувальну установку (рис. 5.34) [249, 250].

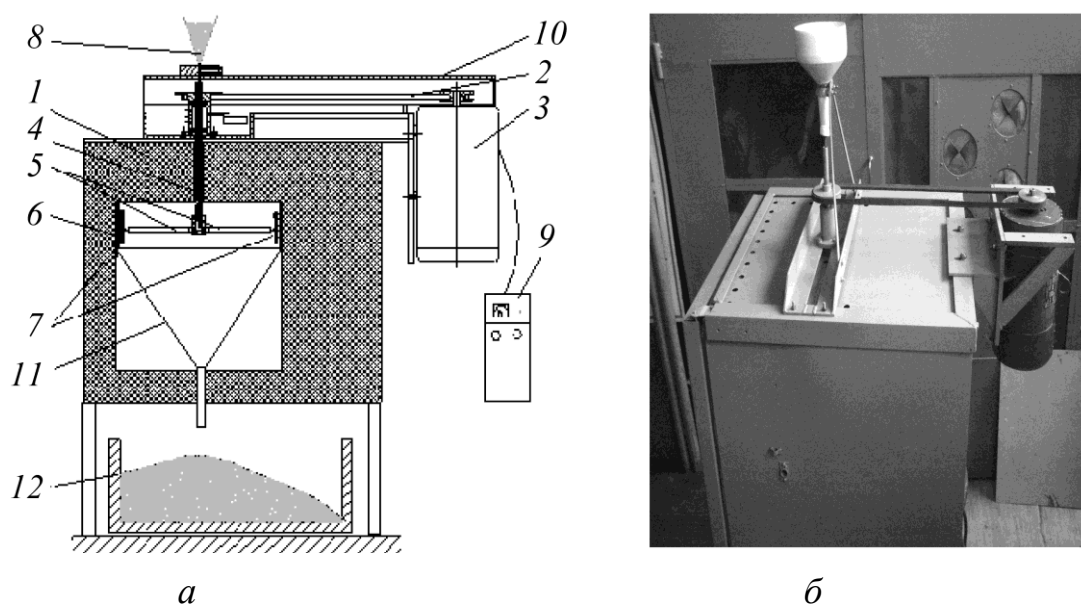


Рис. 5.34. Принципова схема (а) та загальний вигляд (б) установки для оцінювання газоабразивного зношування покриттів за підвищених температур:

1 – корпус; 2 – пасова передача; 3 – електродвигун постійного струму;
4 – трубка подавання абразиву; 5 – трубки; 6 – оправка для кріплення зразків; 7 – зразки; 8 – абразив; 9 – блок управління; 10 – захисний кожух; 11 – конус для усунування відпрацьованого абразиву з камери установки; 12 – ємність для абразиву.

Просіяний та просушений при 300°C упродовж 2 год абразив (річковий пісок зернистістю 200 мкм) з ємності 8 через внутрішню трубку рівномірно подавали до вузла (рис. 5.35), який обертався із заданою частотою. Відцентрові сили, які виникають під час обертання трубок 5, пришвидшують рух абразиву до швидкості, яка відповідає швидкості обертання на кінцях трубки 5.

Дослідні зразки кріпили на кільці-оправці (рис. 5.36а), яку після цього розташовували в камері для випробувань (рис. 5.36б).

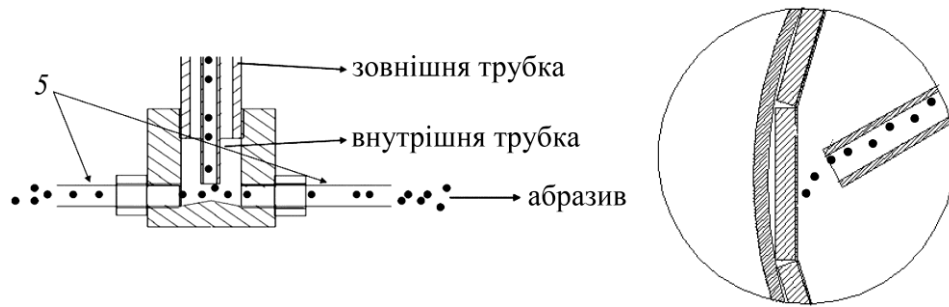


Рис. 5.35. Вузол подавання абразиву.

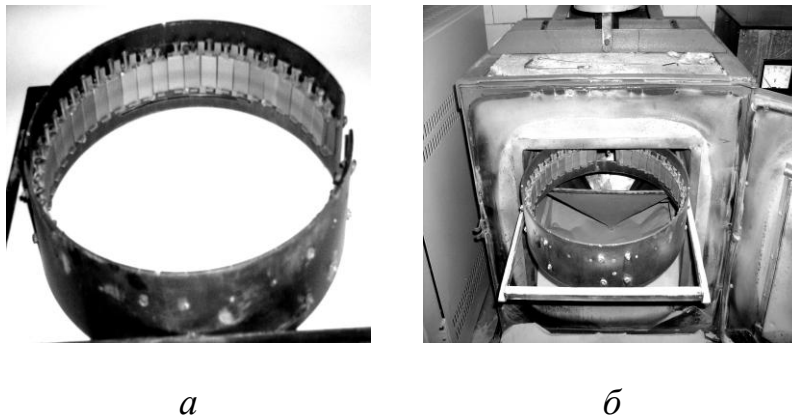


Рис. 5.36. Оправка для кріплення зразків (а) та її розміщення у випробувальній камері установки для оцінювання газоабразивного зношування покриттів за підвищених температур (б).

Кут атаки абразиву визначали експериментально методом затінення або отвором у пластині, або краєм зразка (рис. 5.37). Встановили, що кут атаки абразиву до поверхні зразка становить 60° , коли трубка для подавання абразиву пряма (рис. 5.38а). Перегини на трубках під кутом 30° забезпечують кут атаки абразиву до поверхні зразка 30° (рис. 5.38б), а під кутом $180-90^\circ$ (рис. 5.38в).

Швидкість вилітання абразиву з трубок регулювали у межах $18...38$ м/с за допомогою електродвигуна постійного струму 3 та блоку регулювання 9 (див. рис. 5.34а) і її визначали за формулою:

$$V = \omega \cdot 2 \cdot \pi \cdot R, \quad (5.2)$$

де ω – частота обертання ротора двигуна постійного струму;
 R – радіус трубки. Частоту обертання ротора заміряли тахометром.

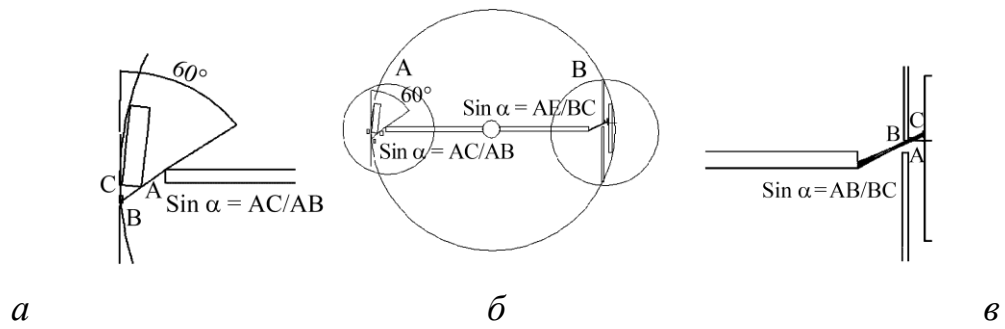


Рис. 5.37. Визначення кута атаки абразиву методом затінення:
a – краєм зразка, *б* – отвором у пластині.

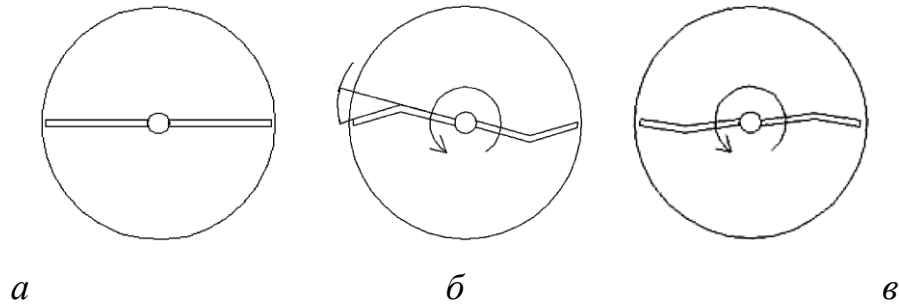
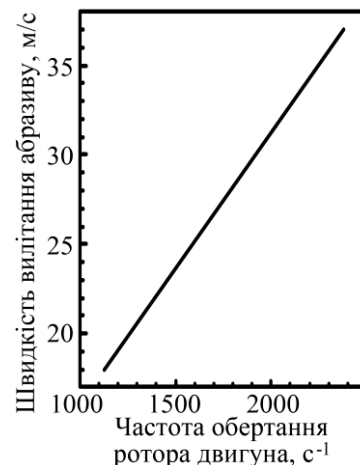


Рис. 5.38. Розташування трубок для подавання абразиву за кута атаки абразиву до поверхні зразка 60° (*a*), 30° (*б*) та 90° (*в*).

За результатами виконаних оцінок побудували залежність швидкості вилітання частинок абразиву з трубок від частоти обертання ротора електродвигуна (рис. 5.39).

Зразки для дослідження абразивної зносостійкості за підвищених температур розмірами 40×20×6 (по 4 зразки кожного з досліджуваних покриттів) промивали спиртом в ультразвуковій ванні та просушували за температури 200°C упродовж 60 хв. Після цього їх зважували на електронній вазі з похибкою до $2 \cdot 10^{-4}$ г, закріплювали на обручі-оправці, яку ділили на чотири секції (рис. 5.37*a*), щоб розрахувати середній знос по колу. Вибравши кут атаки абразиву та зафіксувавши трубки для подавання абразиву, обруч-оправку розташовували у випробувальній камері, фіксували її та зачиняли двері електропечі. Ввімкнувши блок управління 9 (рис. 5.34*a*), встановлювали частоту обертання ротора електродвигуна, яка відповідає заздалегідь вибраній швидкості абразиву. Для цього використовували залежність між ними (рис. 5.39). Вмикали піч і за досягнення заданої температури засипали підготовлений абразив в ємність.

Рис. 5.39. Залежність швидкості абразиву від частоти обертання двигуна.



Після випробувань піч охолоджували, обруч-оправку зі зразками витягували, зразки знімали, мили їх в ультразвуковій ванні, просушували при 200°C упродовж 60 хв та зважували. За втратою маси зразків судили про абразивну зносостійкість досліджуваних покриттів.

5.3.4. Високотемпературна газоабразивна зносостійкість електродугових покриттів

Електродугові покриття з ПД за умов роботи нагрівних елементів ТЕС зазнають абразивного зношування [251]. Попередніми дослідження встановлено, що зі збільшенням вмісту алюмінію у покритті на його поверхні формуються оксидні плівки різної морфології, які визначатимуть опір зношуванню.

Досліджували вплив вмісту алюмінію та бору у покриттях на їх опір газоабразивному зношуванню та встановили, що оптимальний вміст у ПД бору 2,5...3 мас %, а алюмінію 10...14 мас. % (рис. 5.40).

Зі збільшенням вмісту бору твердість покриття із ПД Х6Ю6Р (0...4) зростає від 350 до 1000 НV (рис. 5.40а). Під час напилення підвищуються також напруження розтягу у покриттях, що зумовлює утворення сітки мікротріщин за вмісту бору більше 3%, тому зносостійкість покриттів спочатку зростає, а далі із його збільшенням знижується (рис. 5.40а).

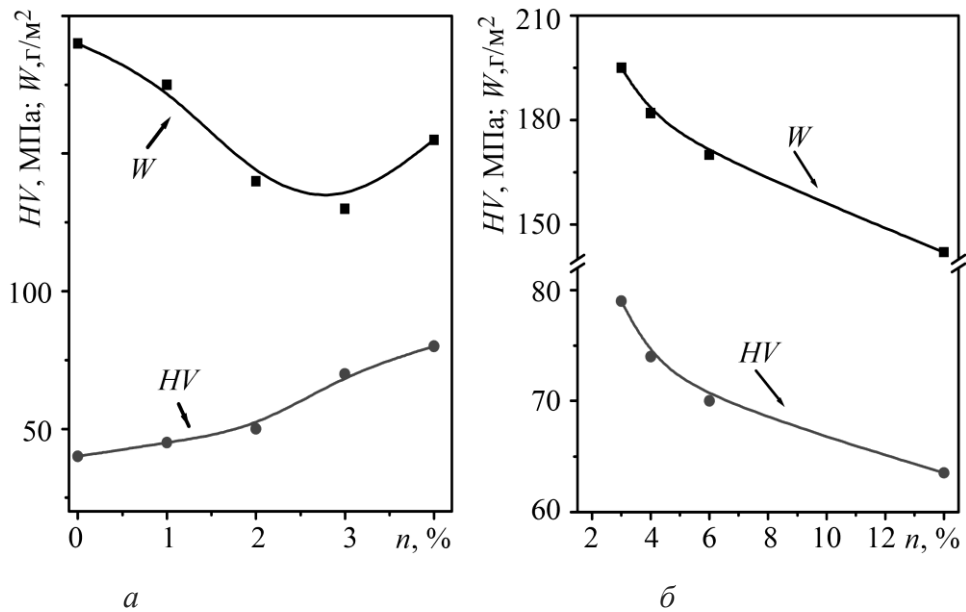


Рис. 5.40. Вплив вмісту бору (а) і алюмінію (б) у ПД на мікротвердість та втрату маси покриттів під час газоабразивного зношування.

Із підвищенням вмісту алюмінію в ЕДП зменшується мікротвердість покриття, що спричинено зростанням його гетерогенності. Високо- та слабологовані ламелі сприяють релаксації залишкових напружень у пластичні ламелі, внаслідок чого тріщини у покритті не утворюються і зростає опір газоабразивному зношуванню.

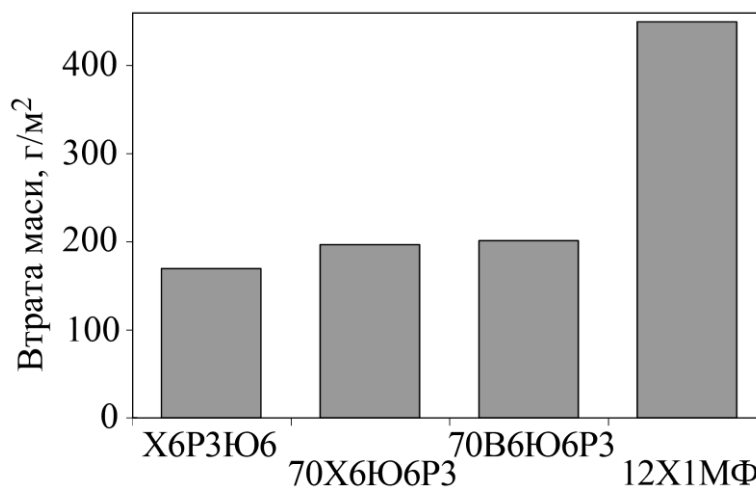


Рис. 5.41. Вплив боровмісного компонента шихти ПД на газоабразивну зносостійкість.

Після заміни у шихті ПД боровмісного компонента готової лігатури ФХБ-2 на композицію Cr + B₄C зносостійкість погіршується лише на 15%, тому такі шихтові компоненти можуть бути взаємозамінними (рис. 5.41).

Після заміни хрому на вольфрам газоабразивна зносостійкість покриттів не підвищується. Встановили, що за тривалих витримок при 500...700°C твердість покриттів зростає внаслідок виділення у структурі дисперсних фаз боридів заліза та інтерметаліду Fe_7W_6 , а не через виділення боридів вольфраму з твердістю 2400 HV. Крім того, на поверхні покриттів, легованих вольфрамом, утворюються товстіші та пухкіші за морфологією оксидні плівки порівняно із плівками, легованими хромом. Зносостійкість таких оксидних плівок менша, ніж на основі хрому із алюмінієм (рис. 5.42).

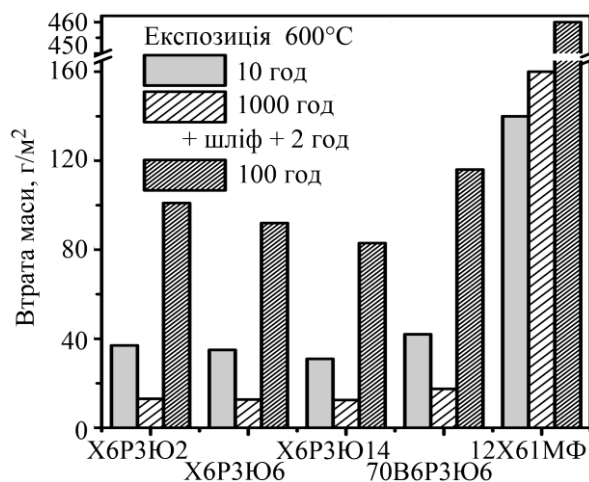


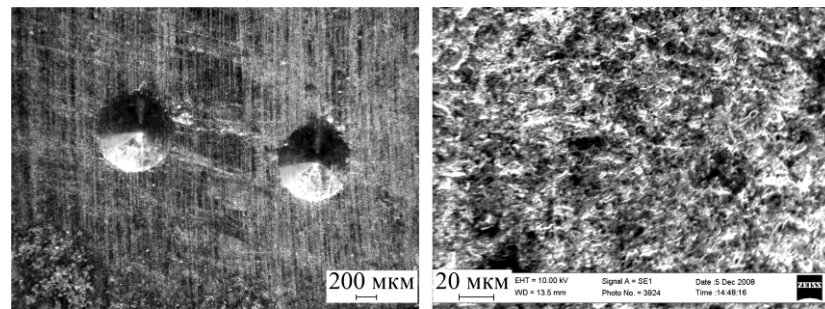
Рис. 5.42. Вплив внутрішнього окиснення та морфології поверхневих оксидних плівок на опір газоабразивному зношуванню покриттів із ПД.

Щоб встановити вплив зовнішнього, внутрішнього міжламельного окиснення та морфології оксидних плівок на газоабразивну зносостійкість при 600°C (рис. 5.42), проводили попередню витримку зразків при цій же температурі, впродовж:

- 10 год;
- 1000 год + шліфування поверхні + 2 год витримки;
- 100 год.

Випробовування на газоабразивну зносостійкість засвідчили, що найбільший опір зношуванню має покриття із ПД Х6РЗЮ14. Під час наплення у ньому формуються найменші внутрішні напруження розтягу першого роду, які не релаксують шляхом зародження мікротріщин. Мікротвердість такого покриття є

на рівні 600...700 HV, що зумовлює його поведінку, як пластичного матеріалу (рис. 5.43).



a

б

Рис. 5.43 Характер зношування покриття після напилення:

a – вигляд з поверхні після дослідження на твердість HRC;

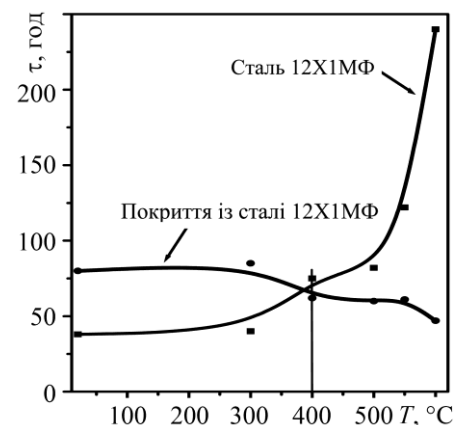
б – газоабразивне зношування поверхні.

Після експозиції 1000 год та зняття поверхневої оксидної плівки зносостійкість покриттів суттєво зростає. Найбільше – для покриття із ПД Х6РЗЮ14 внаслідок формування тонких оксидних плівок між його ламелями, легованих алюмінієм $(Fe, Al)_2O_3$.

Виявили, що абразивна зносостійкість оксидних плівок на поверхні покриттів суттєво більша, ніж оксидної плівки на сталі. Проте найбільш зносостійке покриття із ПД Х6РЗЮ14, що спричинено морфологією плівки $(Fe, Al)_2O_3$, яка формується міцною та монолітною і добре зв'язана із покриттям, що спричинено окисненням малолегованих ламелей з поверхні.

Рис. 5.44. Вплив структури матеріалу на опір абразивному зношуванню за кімнатних та підвищених температур.

Щоб встановити вплив міжламелярного окиснення покриттів на зносостійкість, досліджували напилений та ненапилений матеріал (сталь 12Х1МФ) однакового складу (рис. 5.44). Визначали газоабразивну зносостійкість зразків зі сталі 12Х1МФ та із цієї ж сталі з



напиленням покриттям зі суцільного дроту 15X1МФ товщиною 650...700 мкм після шліфування поверхні.

За випробовувань при температурах від кімнатної до 400°C газоабразивна зносостійкість покриття суттєво менша. Це зумовлено тим, що ламелі покриття розділені оксидними плівками та пустотами (пористість покриття 8...10%) та містять напруження розтягу, які відсутні у сталевому зразку. За температури випробовувань вище 400°C зносостійкість сталі суттєво зменшується, а покриття – зростає. Така поведінка сталі спричинена формуванням на її поверхні оксидної плівки, яка за своєю морфологією голкоподібна і слабо зв'язана із поверхнею, що зумовлює її низький опір зношуванню.

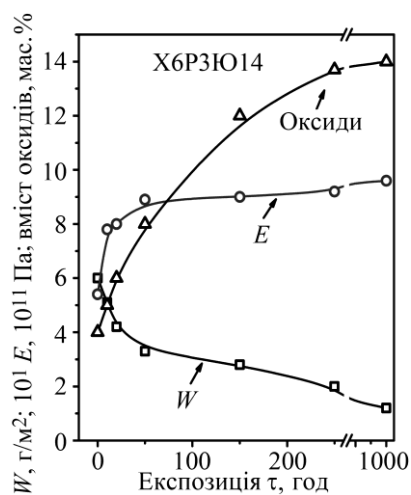


Рис. 5.45. Вплив температури випробування на газоабразивну зносостійкість ЕДП.

Однак газоабразивна зносостійкість залежить також і від морфології оксидної плівки, що формується на поверхні покриття [252]. На поверхні покриттів із вмістом алюмінію 14 мас. % утворюється монолітна оксидна плівка $(FeAl)_2O_3$, яка забезпечує в 2,5–4 рази вищу зносостійкість, ніж на сталі 12X1МФ, та на 30% більшу, ніж для покриття із ПД Х6РЗЮ2 (рис. 5.45).

За кімнатної температури газоабразивний знос досліджених покриттів більший на 30...100%, ніж для сталі 12X1МФ, що зумовлено такими чинниками:

слабкими межами між ламелями в покритті (порівняно зі суцільним матеріалом), на яких формуються крихкі оксидні плівки та порожнини, що служать зародками тріщин (рис. 5.46);

суттєвими напруженнями розтягу (до 90 МПа), що виникають у покриттях після їх напилення та сприяють зародженню мікротріщин (рис. 5.46а);

зменшення напруження розтягу зі зростанням температури випробовувань вище 400°C, які сформувались під час напилення покриттів.

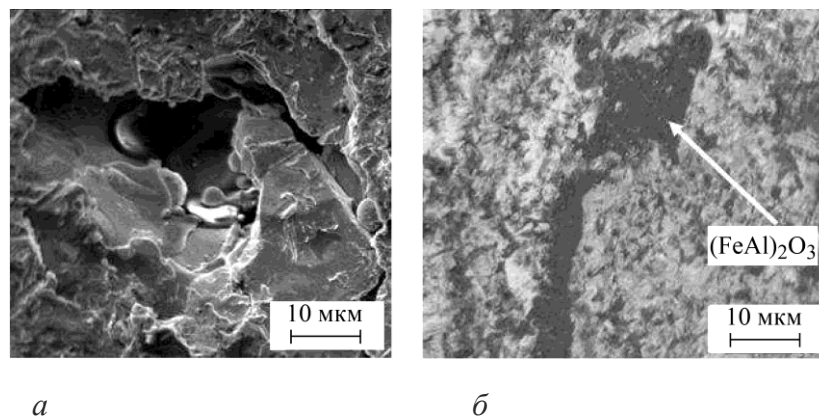


Рис. 5.46. Руйнування покриття шляхом викришування ламелей та міжламелярних оксидів: *a* – викришування ламелі, 20°C; *б* – міжламелярна межа, заповнена оксидом, під час нагрівання при 550°C.

Витримка покриттів за температури 600°C сприяє подальшому зменшенню напружень розтягу та формуванню напружень стиску (рис. 5.45) внаслідок внутрішнього міжламелярного окиснення. Це позитивно впливає на опір покриттів газоабразивному зношуванню, який суттєво падає для окисненого покриття порівняно із неокисненим (рис. 5.47).

Кількість міжламелярних оксидів у покритті Х6РЗЮ14 під час витримки 1000 год при 600°C зростає від 4 до 14 мас. % (рис. 5.48). Зі зменшенням напружень розтягу тріщиностійкість та газоабразивна зносостійкість покриття внаслідок формування напружень стиску підвищуються (рис. 5.47). Зі зростанням кількості оксидів модуль пружності покриття з ПД Х6РЗЮ14 збільшується в 1,5 рази (рис. 5.48).

На інтенсивність газоабразивного зношування впливає морфологія оксидної плівки, що формується на поверхні покриття. Газоабразивна зносостійкість покриття із ПД Х6РЗЮ14, на поверхні якого за підвищених температур утворюється монолітна оксидна плівка гематиту, легована алюмінієм $(\text{FeAl})_2\text{O}_3$, вища, ніж покриття із ПД Х6РЗЮ2, на поверхні якого пухкіша оксидна плівка гематиту, легована хромом $(\text{FeCr})_2\text{O}_3$.

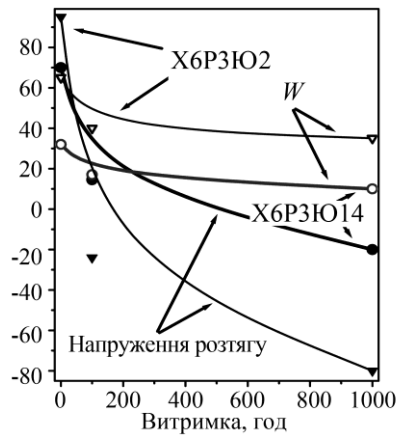


Рис. 5.47.

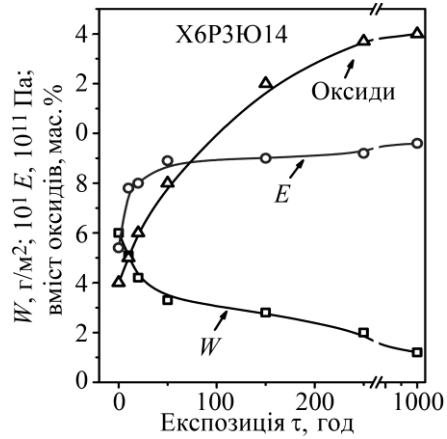


Рис. 5.48.

Рис. 5.47. Вплив часу експозиції покриттів при 600°C на опір газоабразивному зношуванню та напруження.

Рис. 5.48. Вплив експозиції ЕДП за температури 600°C на кількість оксидів, модуль пружності та опір газоабразивному зношуванню.

Через зміну структури та механічних характеристик покриттів суттєво зменшується втрата маси під час випробовувань на газоабразивне зношування зі збільшенням часу експозиції при 600°C.

Зносостійкість покриттів зростає [253] зі збільшенням тривалості їх витримування за підвищеної температури (рис. 5.49).

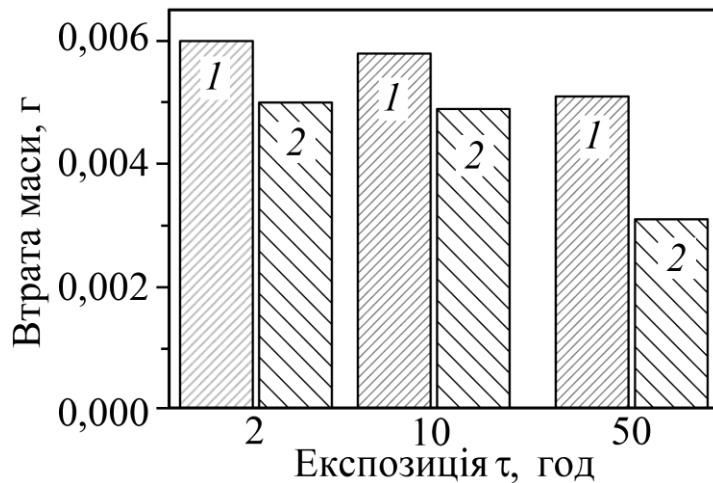


Рис. 5.49. Вплив часу експозиції зразків з покриттями системи Х6РЗЮ6Mg2 (1) та ПД Х6РЗЮ6 (2) на газоабразивний знос при 550°C за швидкості частинок абразиву 18 м/с.

Підвищення опору зношуванню зі збільшенням бази витримувань зразків для покриттів з ПД Х6РЗЮ6Mg2 зумовлено виділенням в їх структурі дрібнодисперсних фаз, які суттєво поліпшують твердість за високої температури, а також трансформацією напружень розтягу у напруження стиску.

Порівнювали зносостійкість покриттів із ПД Х6РЗЮ14 та покриттів таких зарубіжних фірм, як TAFA 95MXC та EnDoTec DO 390N (рис. 5.50).

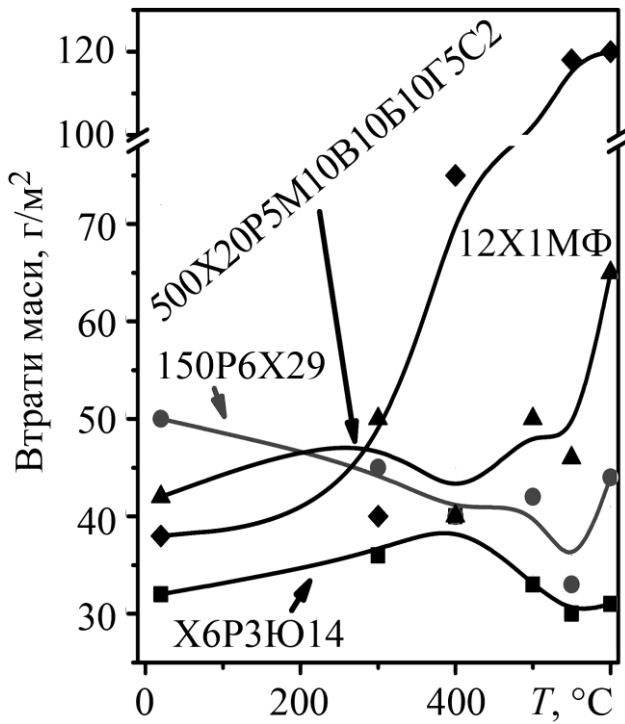


Рис. 5.50. Вплив температури на газоабразивну зносостійкість мало- та високолегованих ЕДП.

Покриття з ПД TAFA 95MXC та EnDoTec DO 390N містять велику кількість елементів легування (особливо хрому), що забезпечує їм високу тривкість до окиснення за підвищених температур. В них також підвищений вміст бору та вуглецю, що

забезпечує високу твердість на рівні 1100...1200 HV. Це спричиняє виникнення мікротріщин у покриттях під час їх напилення. Високий вміст хрому суттєво сповільнює внутрішнє міжламельярне окиснення, через що напруження розтягу зменшуються або трансформуються у напруження стиску, як це відбувається у запропонованих нами менш легованих хромом покриттях.

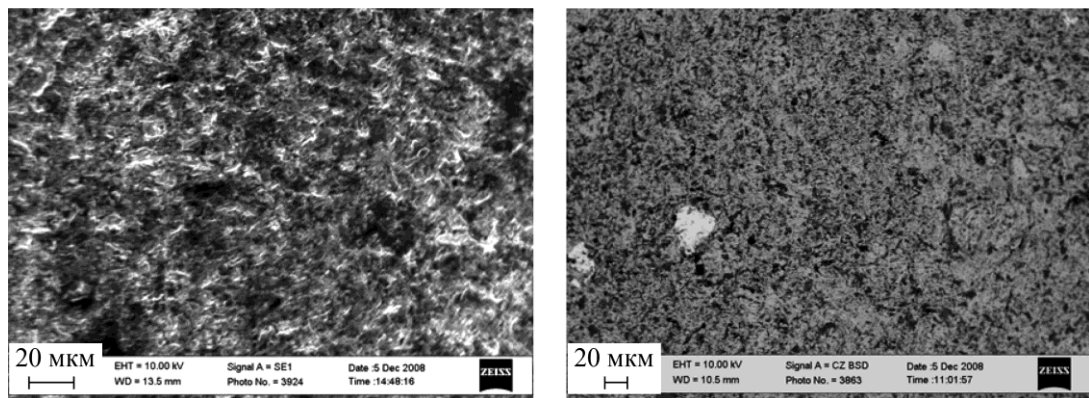
Покриття із ПД забезпечують високу зносостійкість за двох умов:

- у шихту ПД слід ввести такі елементи легування, які у структурі покриттів викликають дисперсійне тверднення;
- необхідно гарантувати оптимальний вміст хрому та алюмінію у покритті, щоб створити передумови для інтенсивного внутрішнього міжламельярного окиснення і, як наслідок, досягти трансформації напружень розтягу в напруження стиску, щоб сформувати на поверхні покриття суцільну міцну оксидну плівку.

Порівняльними випробуваннями встановили, що електродугове покриття з оптимальним вмістом легувальних елементів має вищий опір до газоабразивного зношування за кімнатних та підвищених температур, на відміну від покриттів з великою їх кількістю.

5.3.5. Механізм газоабразивного зношування покриттів

Сталь 12Х1МФ, твердість якої не перевищує 350 *HV*, зношується шляхом втомного руйнування поверхневих ламелей покриття внаслідок пластичної деформації, через багаторазове зіткнення абразивних частинок, а також мікрорізання абразивними частинками поверхні (рис. 5.51*а*). На поверхні сталі після випробувань на газоабразивне зношування чітко видно заглибини, що виникли після відшарувань часточок сталі, яка вибрала запас пластичної деформації, та мікроборозенки від різання абразивом, що має гострі кути.

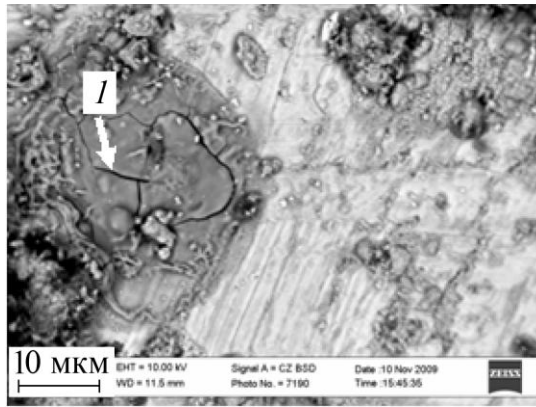


а *б*

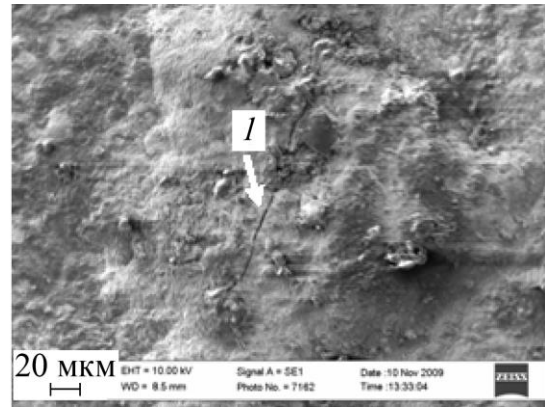
Рис. 5.51. Характер руйнування сталі 12Х1МФ за кімнатних (*а*) та підвищених (*б*) температур.

За підвищених температура на поверхні сталі утворюється оксидна плівка нелегованого гематиту. Під час удару абразиву окиснена поверхня сталі викришується невеликими ділянками, а тіло сталі руйнується так, як і при кімнатній температурі (рис. 5.51*б*).

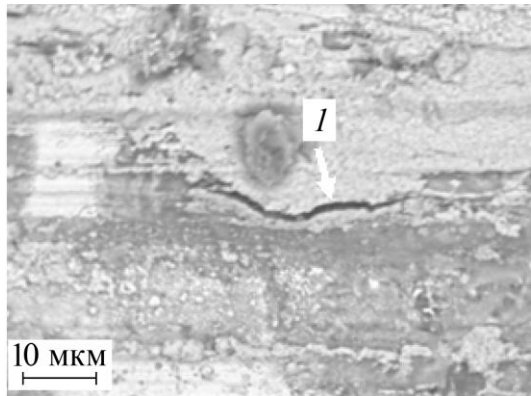
Внаслідок формування напружень розтягу у покриттях після наплення міжламельні оксиди руйнуються через ерозійне зношування, яке у композиційних матеріалах може відбуватися шляхом утворення радіальних, поперечних мікротріщин та мікротріщин Герца [254], ріст тріщин ініціює абразив, що зумовлює викришування цілих ламелей покриття (рис. 5.51*а*, 5.46*а*).



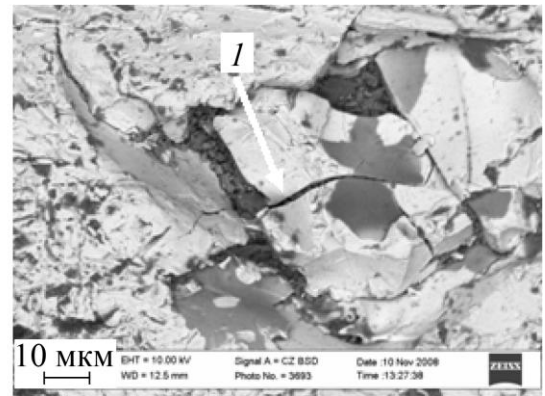
a



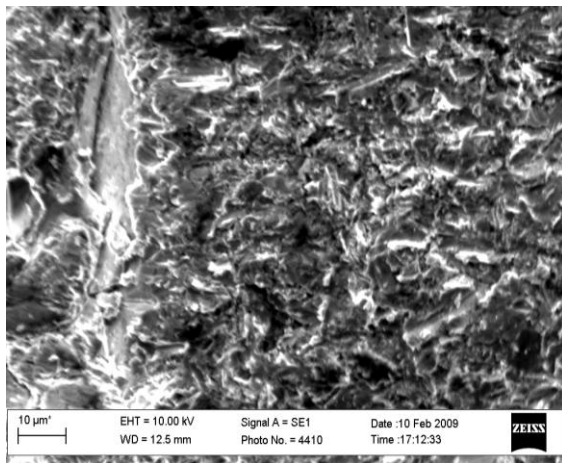
б



в



г

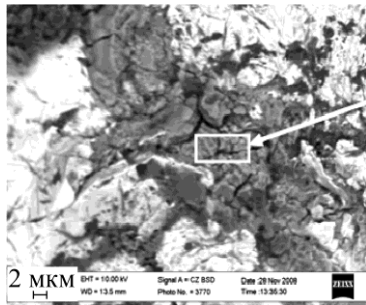


д

Рис. 5.52. Характер руйнування покриттів під час абразивного зношування за підвищених температур: *a* – утворення мікротріщини в оксиді покриття при 600°C; *б* – зародження мікротріщини у покритті внаслідок дії абразиву; *в* – міжламелярна тріщина у покритті по межі ламелей через нагрів та охолодження; *г* – фрагментація ламелі під дією абразиву; *д* – мікрорізання поверхні лемелі абразивом. Стрілкою вказана мікротріщина (*I*).

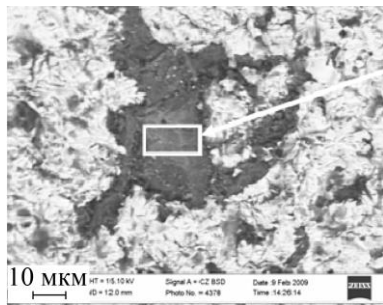
Радіальні тріщини, які утворюються у покритті під дією абразиву, орієнтуються головню перпендикулярно до його поверхні, а поперечні – паралельно. Радіальні знижують границю міцності, а поперечні ростуть у зоні пластичної деформації, виходять на поверхню і викликають руйнування покриттів шляхом відколювання цілих ламелей. Такий же механізм руйнування у ламелях, твердість яких перевищує 800 *HV*. Під час напилання, нагріву та охолодження

гомогенних у структурі покриттів утворюється сітка мікротріщин, які ініціюють їх руйнування. Під дією абразиву готові мікротріщини у тілі оксидів (рис. 5.52а) та ламелей (рис. 5.52б), а також між ламелями (рис. 5.52в) починають рости з поверхні покриття в його середину. Руйнування такого покриття відбувається шляхом відколювання цілих ламелей (рис. 5.52г), а пластичніших ламелей – внаслідок поверхневого мікрорізання частинками абразиву (рис. 5.52г).



Елемент	Мас. %
О К	49,93
Si К	2,94
Fe К	47,13
Разом	100,00

a



Елемент	Мас. %
О К	37,53
Al К	16,09
Fe L	46,37
Разом	100,00

б

Рис. 5.53. Характер зношування міжламелярних оксидів гематиту (*a*) та гематиту, легованого алюмінієм (*б*).

За температури випробувань вище 500°C у покритті суттєво знижуються напруження розтягу і відбувається їх трансформація у напруження стиску, утворюються міжламелярні оксиди, що заповнюють всі мікропустоти у покритті, а також мікротріщини. Кількість оксидної фази у покритті після витримки 1000 год за 600°C знаходиться в межах 12...14% та залежить від вмісту легувальних елементів. Таким чином, напилене покриття стає композитним, в якому оксидна фаза перебуває у стиснутому стані, що підвищує його зносостійкість. Однак зносостійкість оксидів на основі нелегованого гематиту, які утворилися під час напилення, менша, ніж оксидної фази на основі гематиту, легованої алюмінієм та

хромом (див. рис. 5.42). Це підтверджують дослідження поверхні зношування (рис. 5.53а).

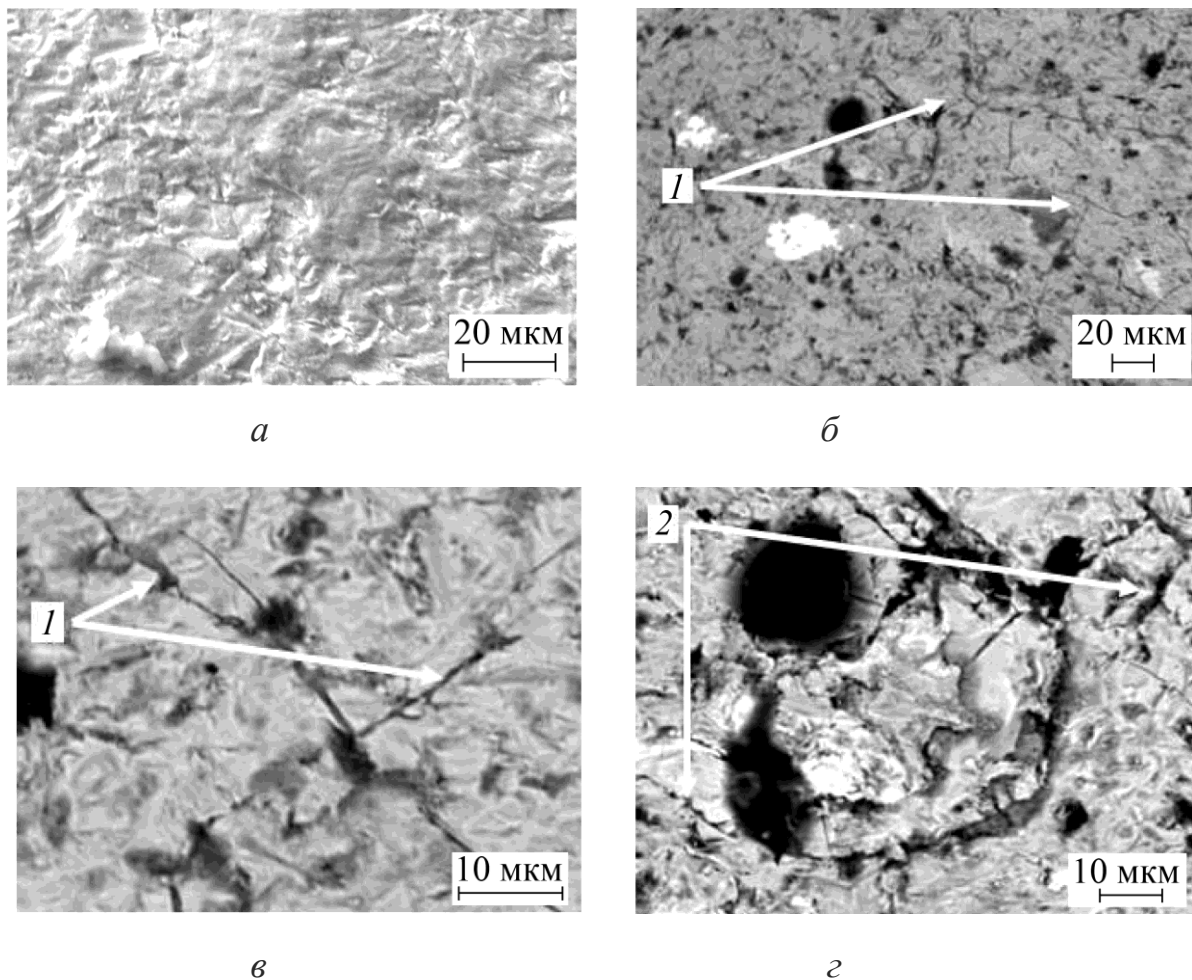


Рис. 5.54 Характер руйнування високолегованих ЕДП:
1 – мікротріщини; 2 – мікропорожнини між ламелями покриття.

Легований гематит, який утворився під час експозиції, руйнується важче, про що свідчить відсутність мікротріщин на ньому (рис 5.53б). На високолегованих покриттях з ПД 500X20P5M10B10B10Г5C2 та 150P6X29, твердість яких перевищує 1100 *HV*, руйнування ламелей та оксидної фази під дією абразиву відбувається внаслідок їх викришування без пластичної деформації (рис. 5.54а). Крім цього, в таких покриттях після напилення є сітка мікротріщин (рис 5.54б, в), що додатково пришвидшує фрагментацію ламелей та їх руйнування.

Внаслідок високого вмісту в покриттях легувальних елементів, зокрема хрому, міжламелярне окиснення при температурах випробувань до 600°C відбувається дуже слабо, міжламелярні пустоти тривалий час не заповнюються продуктами

газової корозії (рис. 5.54г) і напруження розтягу не зменшуються. Ці причини ініціюють викришування цілих ламелей покриття та зменшують опір абразивному зношуванню.

РОЗДІЛ 6

ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ З ПІДВИЩЕНОЮ КОРОЗІЙНОЮ СТІЙКІСТЮ

6.1. Методика дослідження корозійних властивостей ЕДП

Корозійні процеси вивчали за відомою методикою [255], використовуючи прилади ПИ-50-1 та IPC-Pro (рис. 6.1), у потенціодинамічному режимі.



Рис. 6.1. Загальний вигляд потенціостата та електрохімічних комірок.

Для потенціостата IPC-Pro застосовували програму IPC 2000, яка обслуговує програмно-апаратний комплекс “Потенціостат IPC-Pro + ПК IBM PC”.

Досліджували в електрохімічній комірці (рис. 6.2).

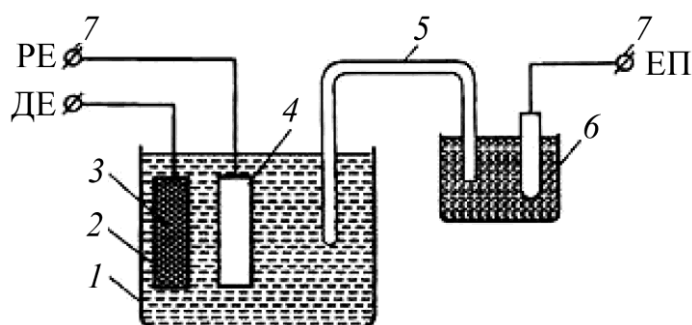


Рис. 6.2. Схема установки для поляризаційних досліджень: 1 – поляризаційна комірця; 2 – розчин електроліту; 3 – допоміжний електрод (ДЕ); 4 – робочий електрод (РЕ); 5 – капіляр Хабера–Лугіна;

6 – електрод порівняння (ЕП); 7 – відповідні клеми потенціостата.

Випробовували у кислому дощі та 3%-му водному розчині NaCl. Електродні потенціали досліджуваних зразків, які були робочими електродами, у корозивних середовищах вимірювали відносно насиченого хлоридсрібного електрода порівняння. Допоміжним служила платинова сітка. Швидкість розгортки потенціалу 2 мВ/с.

Струми корозії визначали графоаналітичним методом, екстраполюючи лінійні ділянки поляризаційних кривих на потенціал корозії (рис. 6.3).

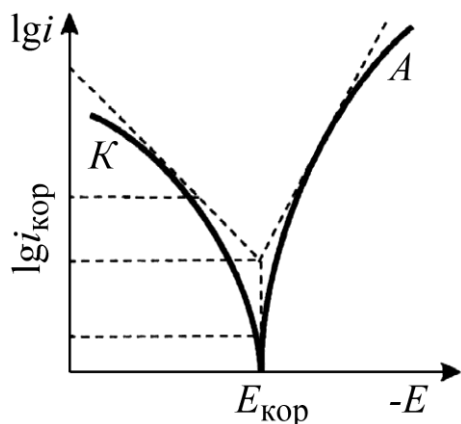


Рис. 6.3. Схема визначення струму корозії за поляризаційними кривими.

До досліджуваних поверхонь зразків приклеювали комірки, які заповнювали корозивним середовищем (рис. 6.4).

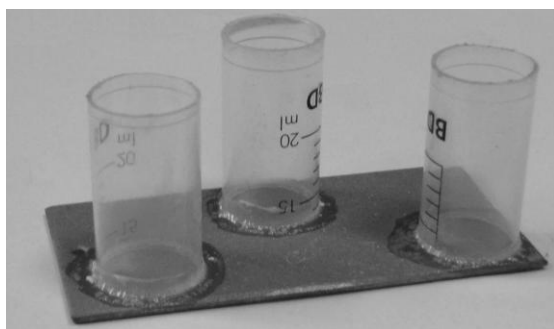


Рис. 6.4. Зразки для корозійних випроб.

6.1.1. Методика дослідження локальних електрохімічних характеристик методом рухомої краплі

Мікроелектрохімічну гетерогенність покриттів і основного металу визначали за методом рухомої краплі (рис. 6.5) [256, 257], суть якого у безперервному скануванні поверхні зі швидкістю 10 мкм/с за допомогою рухомої краплі електроліту, що витікає зі спеціального капіляра із внутрішнім діаметром 15...20 мкм, який заповнювали розчинами як низькопровідного електроліту МЕХ (0,045% H_2SO_4 + 0,14% H_2O_2 + $5 \cdot 10^5\%$ $\text{K}_2\text{Cr}_2\text{O}_7$) (опір електроліту в капілярах 630 МОм), так і 3%-им розчином NaCl. Під час досліджень записували поверхневий

потенціал ΔE , градієнт якого власне і свідчить про хімічну МГ сканівної поверхні (рис. 6.6).

Вимірювали електродний потенціал поверхні зразка неперервно від моменту занурення його у розчин й до закінчення дослідження.

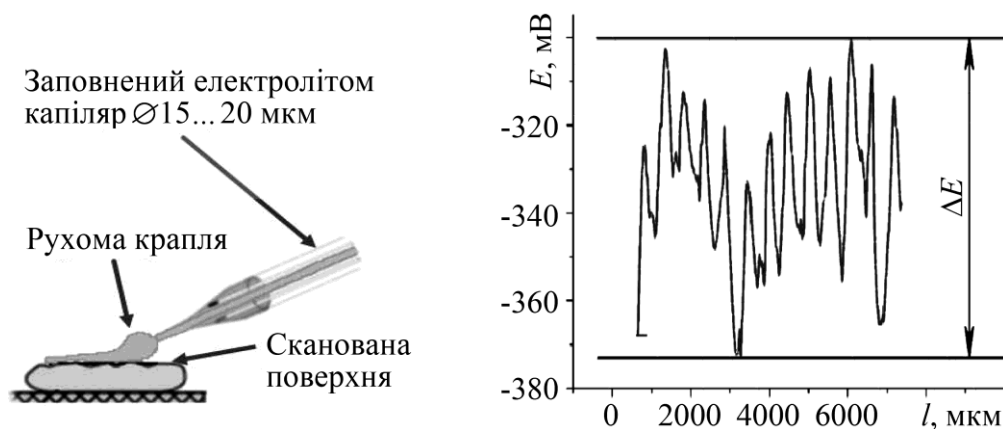


Рис. 6.5. Схема електрохімічних досліджень методом рухомої краплі.

Рис. 6.6. Мікроелектрохімічна гетерогенність.

6.1.2. Методика побудови діаграми розподілу кількості краплин залежно від їх розміру

Розмір краплин ПД після наплення в снігову мішень визначали графоаналітичним методом за допомогою спеціалізованої програми Image Pro. Алгоритм визначення полягає ось у чому.

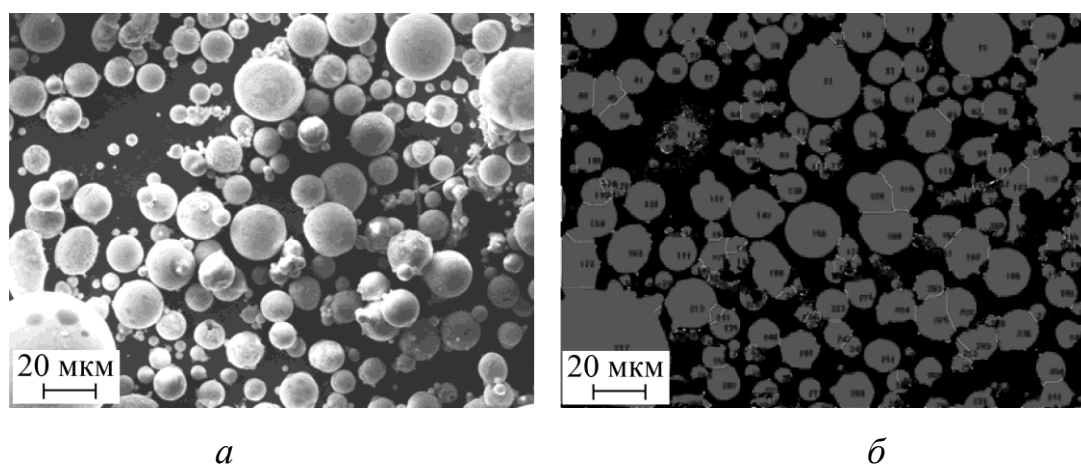


Рис. 6.7. Електронне зображення краплин з ПД, вловлених у снігову мішень: *а* – вихідне; *б* – оброблене за допомогою програми Image Pro.

За допомогою електронного мікроскопа ZEISS EVO 4XVP робили електронне зображення закристалізованих краплин (рис. 6.7*а*).

Далі за допомогою програми Image Pro налаштовували колір зображення до чіткого розмежування кольору краплин та його фону (рис. 6.7). Після цього автоматично обчислювали кількість краплин на електронному зображенні та їх розмір, який визначали автоматичним вимірюванням поперечного розміру краплин у трьох напрямках за автоматично побудованою діаграмою розподілу кількості краплин від їхнього розміру.

6.1.3. Методика визначення поруватості електродугових покриттів

Їх поруватості визначали найбільш поширеним і достатньо точним методом гідростатичного зважування [258, 259]. Встановлювали відкриту поруватість ЕДП. Досліджували зразки покриттів, відділених від основи. Для цього їх зважували у повітрі на електронних аналітичних терезах марки KERN ABJ 220 4M з похибкою до 0,0001 г, і визначали масу зразка $M_{\text{вих}}$. Далі зразки 30 хв просочували гасом за ГОСТ 4753-49 через велику його проникну здатність. Після цього їх просушували 10 хв. Далі повторно зважували – визначали масу гасу в порах M_0 . Густина гасу, необхідну для розрахунків, приймали рівною $\rho_{\text{гасу}} = 0,85 \text{ г/см}^3$. Різниця $M_{\text{вих}}$ та M_0 рівна масі гасу в порах ЕДП:

$$M_{\text{гасу}} = M_{\text{вих}} - M_0 \quad (6.1)$$

Далі знаходимо об'єм гасу в порах, оскільки він і буде об'ємом відкритих пор у зразку ЕДП:

$$V_{\text{гасу}} = \frac{M_{\text{гасу}}}{\rho_{\text{гасу}}} \quad (6.2)$$

За допомогою бюретки встановлювали об'єм зразків покриттів $V_{\text{ЕДП}}$ шляхом занурювання їх у дистильовану воду (ГОСТ 6709-72). Відкриту поруватість знаходили за формулою

$$P = \frac{V_{\text{гасу}}}{V_{\text{ЕДП}}} \cdot 100\% \quad (6.3)$$

6.2. Структура електродугових покриттів базової системи Fe–Cr–B–C–Al з підвищеним вмістом хрому

Під час ЕДН дуга плавить електродні ПД, а розплав, який утворюється при цьому, розпилюється повітряним струменем на краплини. Краплини набирають швидкість у повітряному струмені, а зіткнувшись зі сталеву основою, деформуються та закріплюються на поверхні основи, формуючи ламелі за співвідношення довжини до товщини як 5–7 до 1. Так формується ЕДП. Краплини, які утворюються під час диспергування розплаву зі суцільних електродних дротів, мають однаковий хімічний склад, який може відрізнятися від хімічного складу дроту, з якого їх напилюють, внаслідок вигорання вуглецю, випаровування елементів, які мають високу пружність дисоціації парів (Cr, Mn та Zn), а також переходу Cr, Ti, Al та Fe в оксиди.

Краплини, які виникають під час плавлення ПД, на відміну від краплин, отриманих зі суцільного дроту, мають неоднаковий хімічний склад, який залежить від повноти сплавлення шихтових матеріалів та сталеві оболонки. Слід відмітити, що під час ЕДН на торці ПД виникає розплав, який існує дуже короткий проміжок часу (частинки секунди), внаслідок цього відсутні умови для утворення загальної ванни із розплаву шихти та оболонки, як це відбувається під час зварювання, тому в багатьох випадках за ЕДН розплав шихти та оболонки повністю не взаємодіє, не сплавляється, або ж сплавляється частково. Зона розплаву ПД невелика за розміром і неоднорідність розплаву зберігається навіть на її кінці, звідкіля краплини відриваються. Тому всім ЕДП властива хімічна неоднорідність – гетерогенність, яку можна регулювати як електродними матеріалами, так і параметрами напилення. Для оцінювання ступеня гетерогенності ЕДП користувалися коефіцієнтом $K_{\text{МГ}}$.

Експериментально встановили, що під час ЕДН покриттів сплавлення шихти ПД та його сталеві оболонки може бути трьох типів:

Шихта (тугоплавкі карбіди, оксиди, нітриди) не встигає розплавитись або розплавляється частково та не встигає сплавитись із розплавом сталеві оболонки (рис. 6.9). У цьому випадку утворюється гетерогенне покриття із

ламелей, сформованих окремо зі сталеві оболонки з включеннями часточок тугоплавкої шихти. Ламелі, сформовані зі сталеві оболонки (маловуглецевої сталі 08 кп), не містять легувальних елементів. Такі гетерогенні покриття не можна використовувати як корозійностійкі.

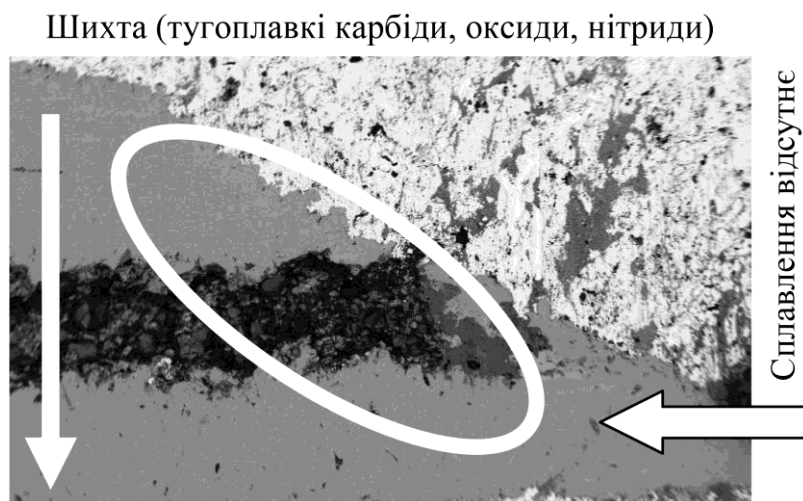


Рис. 6.8. Поздовжній переріз оплавленого торця ПД.

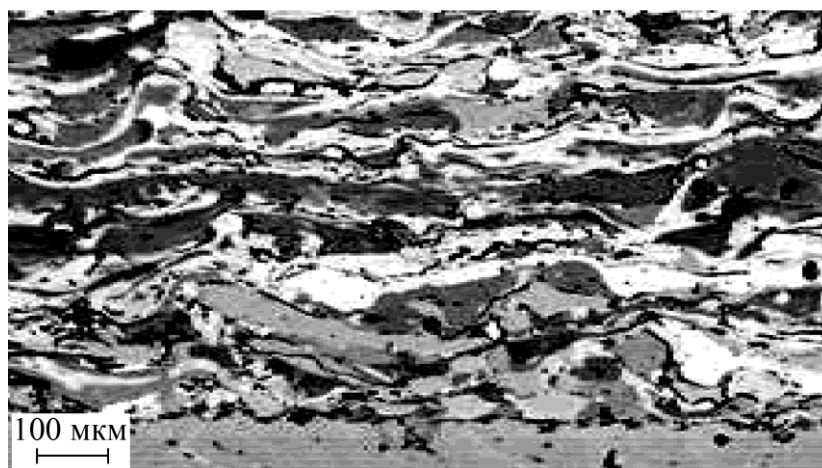


Рис. 6.9. Мікроструктура гетерогенного ЕДП.

Шихта розплавлюється повністю та лише частково сплаплюється із оболонкою (деякі тугоплавкі компоненти не змочуються та не розчиняються у розплаві сталеві оболонки) (рис. 6.10). У цьому випадку також утворюється сильно гетерогенне покриття, де в окремих ламелях немає достатньої кількості легувальних елементів (особливо Cr).



Рис. 6.10. Поздовжній переріз оплавленого торця ПД.

Компоненти шихти сплавляються між собою та оболонкою ще за 3...4 мм до торця ПД (рис. 6.11).



Рис. 6.11. Поздовжній переріз оплавленого торця ПД.

У цьому випадку утворюється достатньо гомогенний розплав, який диспергує з утворенням краплин, близьких за вмістом легувальних елементів (рис. 6.12).

Щоб забезпечити підвищену корозійну тривкість ЕДП, слід досягнути високої гомогенності їх мікроструктури з рівномірним розподілом основного корозійнотривкого легувального елемента – хрому.

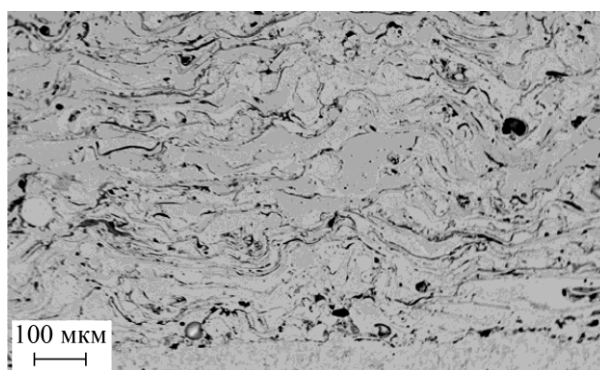
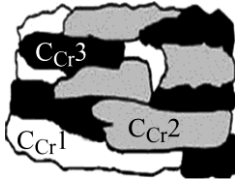
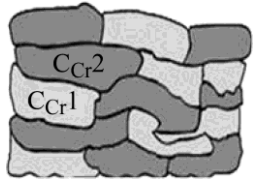
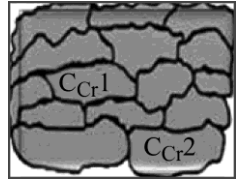
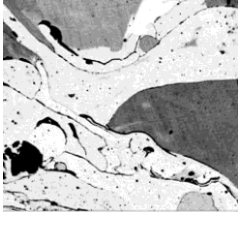
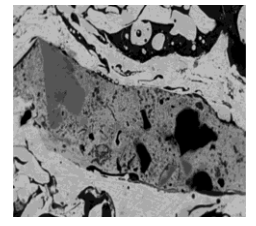
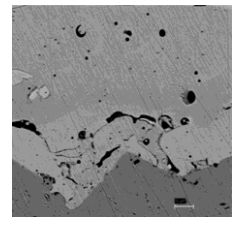


Рис. 6.12 Мікроструктура гетерогенного ЕДП.

Припустили, що $K_{MГ}(Cr)$ ЕДП з підвищеною корозійною тривкістю повинен знаходитись в межах 0,05...0,1 (табл. 6.1), а їх мікроструктура відповідати третьому типу ПД, в якому реалізується взаємодія сплавлених шихти та оболонки ПД, взяті за основу під час створення ЕДП з підвищеною корозійною тривкістю.

Таблиця 6.1

Можливі структури ЕДП залежно від їхнього $K_{MГ}$

$K_{MГ}$	0,99...0,3	0,3...0,1	0,1...0,05
	$C_{Cr1} < C_{Cr2} < C_{Cr3}$	$C_{Cr2} > C_{Cr1}$	$C_{Cr1} \approx C_{Cr2}$
Моделі структур			
Типи структур			

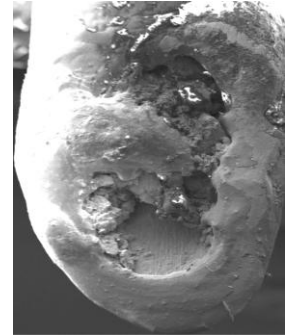
C_{CrX} – середній вміст Cr у ламелі ЕДП.

Основними компонентами шихти ПД для напилення зносостійких та одночасно корозійнотривких (гомогенних за хімічним складом) покриттів вибирали дешеві феросплави: високовуглецевий ферохром ФХ800 ($T_{пл} = 1550^{\circ}C$) та ферохромбор ФХБ-1 ($T_{пл} = 1900^{\circ}C$), а також хром ($T_{пл} = 1907^{\circ}C$). Використовуючи їх у ПД $\varnothing 1,8$ мм (найуживаніші для ЕДН), можна отримати ЕДП, з високим вмістом вуглецю (1,4 мас. %), бору (3,5 мас. %) та хрому (22 мас. %), а отже, забезпечити високу твердість та зносостійкість. Однак ці феросплави досить тугоплавкі і під час напилення покриттів із ПД не встигають повністю сплавитись із сталеву оболонкою, тому формуються досить гетерогенні покриття. Це добре ілюструє торець ПД (шихта – 100 мас. % ФХ

800) (рис. 6.13) після закінчення ЕДН. На зображенні чітко видно, що шихта та оболонка не сплавляються між собою.

При цьому в окремих ламелях < 12 мас. % Cr , хоча інтегральний його вміст у покритті > 12 мас. %, через що ці покриття не корозійнотривкі у нейтральних водних середовищах.

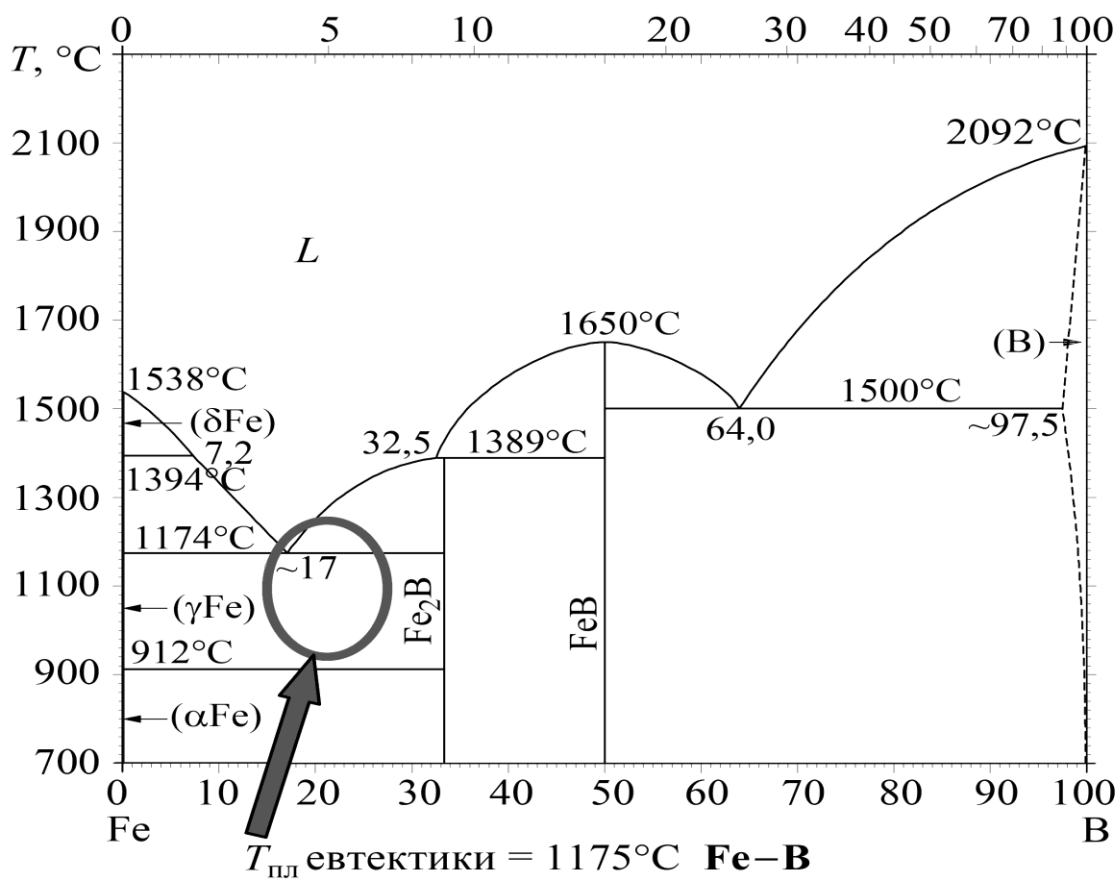
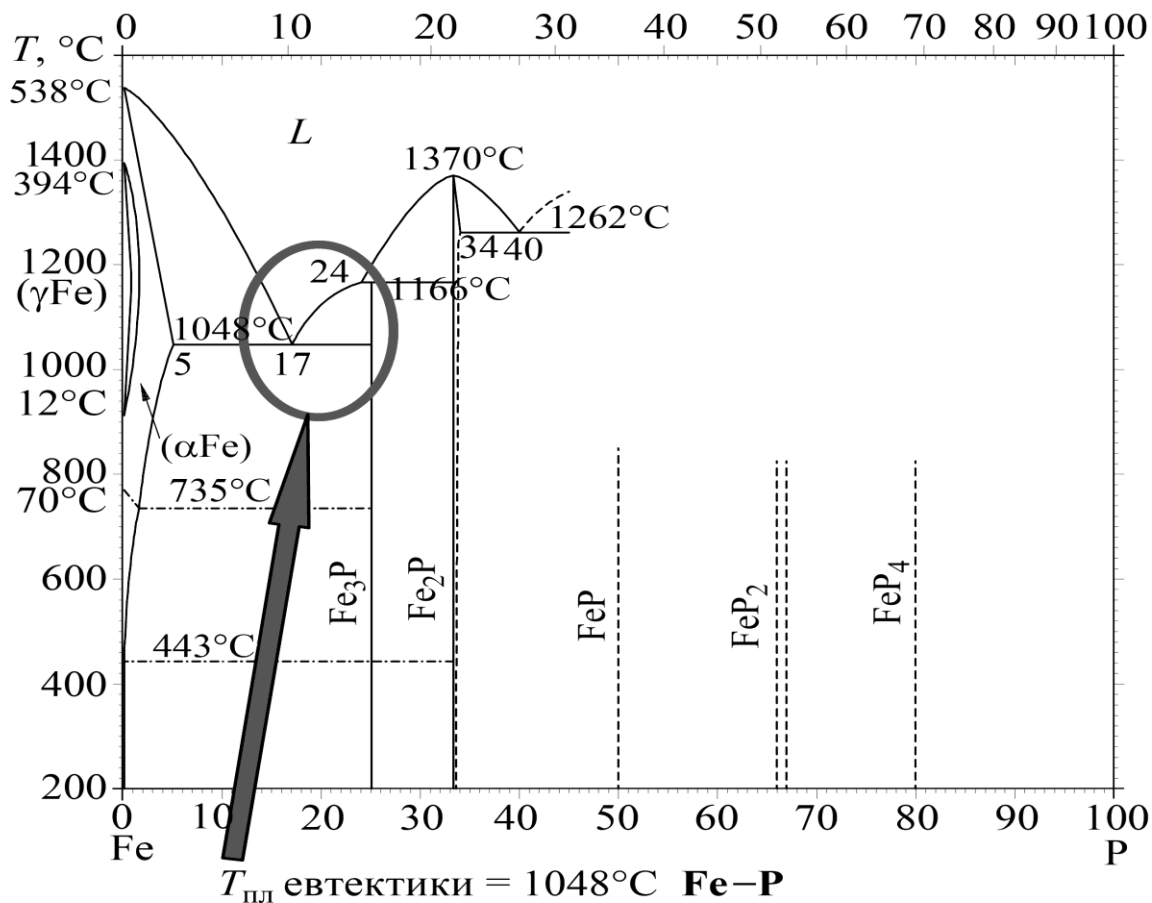
Рис. 6.13 Вигляд торця дроту ПД
(шихта – 100 мас. % ФХ 800); $\times 25$.

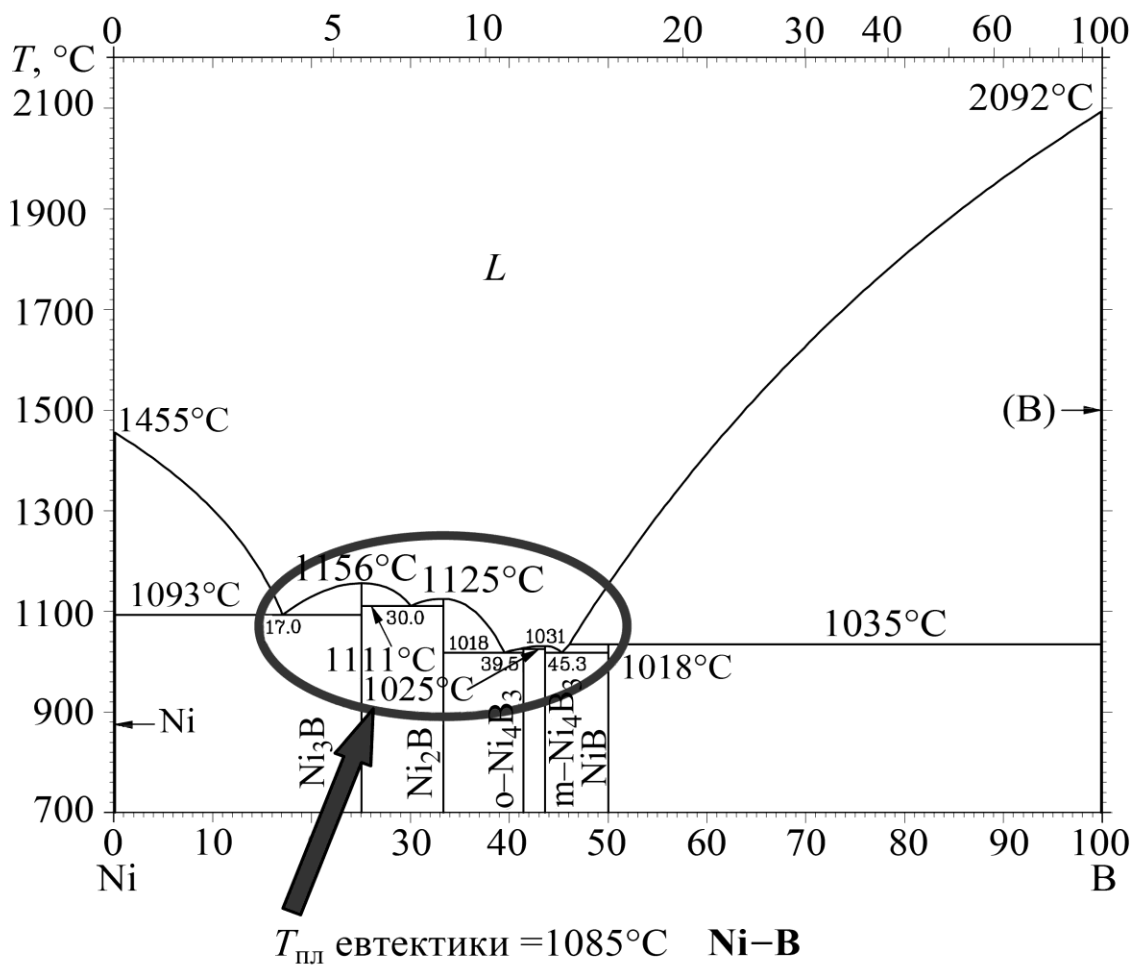
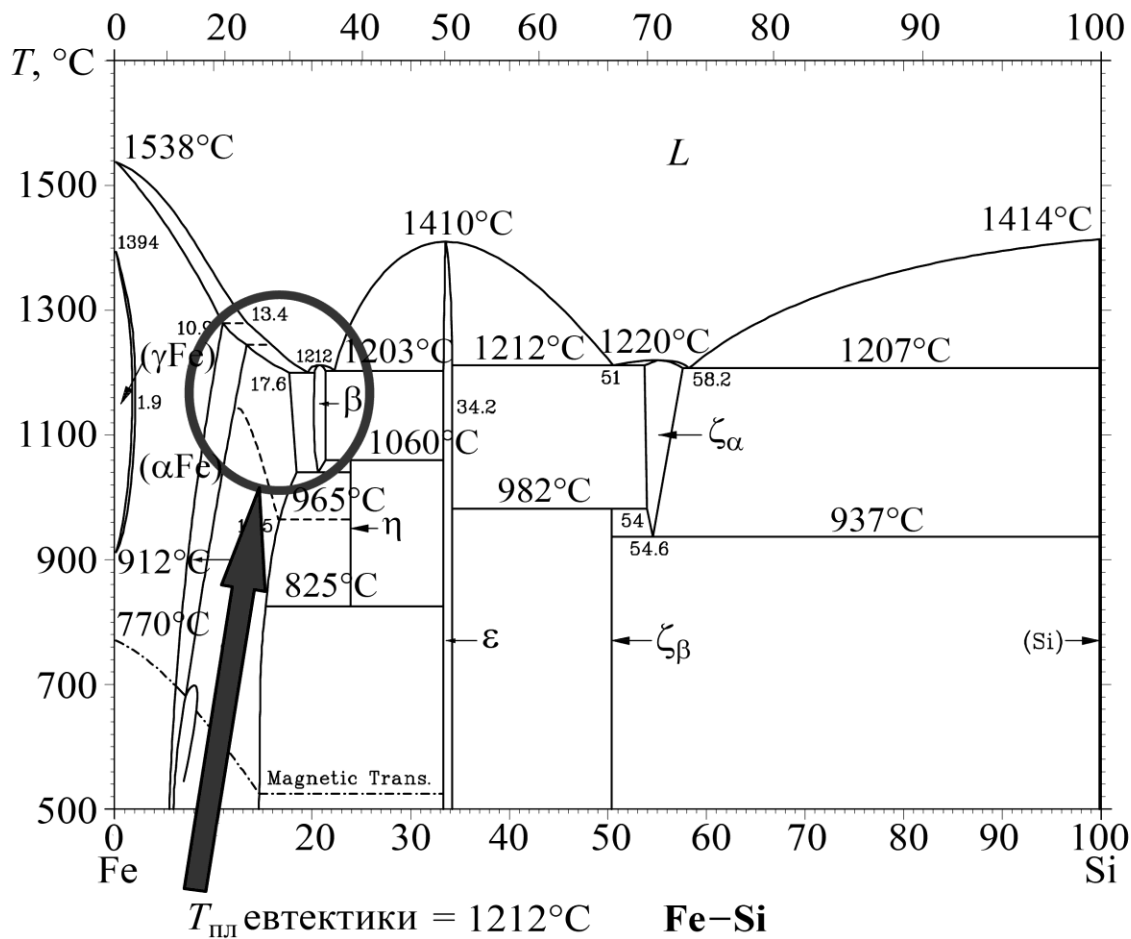


Для підвищення повноти сплавлення компонентів шихти ПД між собою та його сталеву оболонкою запропоновано у шихту вводити такі компоненти, які мають низьку температуру плавлення, здатні взаємодіяти із тугоплавкими компонентами шихти з утворенням низькотемпературних евтектик. Крім цього, такі шихтові компоненти повинні мати самофлюсні властивості, тобто переводити тугоплавкі оксиди Cr_2O_3 ($T_{пл} = 2435^{\circ}C$), Al_2O_3 ($T_{пл} = 2050^{\circ}C$) у легкоплавкі сполуки.

Як такі легувальні компоненти шихти ПД вибирали дешеві та недефіцитні феросплави: ферофосфор, феротитан, ферокремній, сіліко-марганець та самофлюсний сплав нікельхромбор (ПГ-10Н-01), структурні діаграми яких наведено на рис. 6.14.

Всі показані феросплави, які утворюють легкоплавкі евтектики із залізом оболонки або між собою, позначені стрілкою.





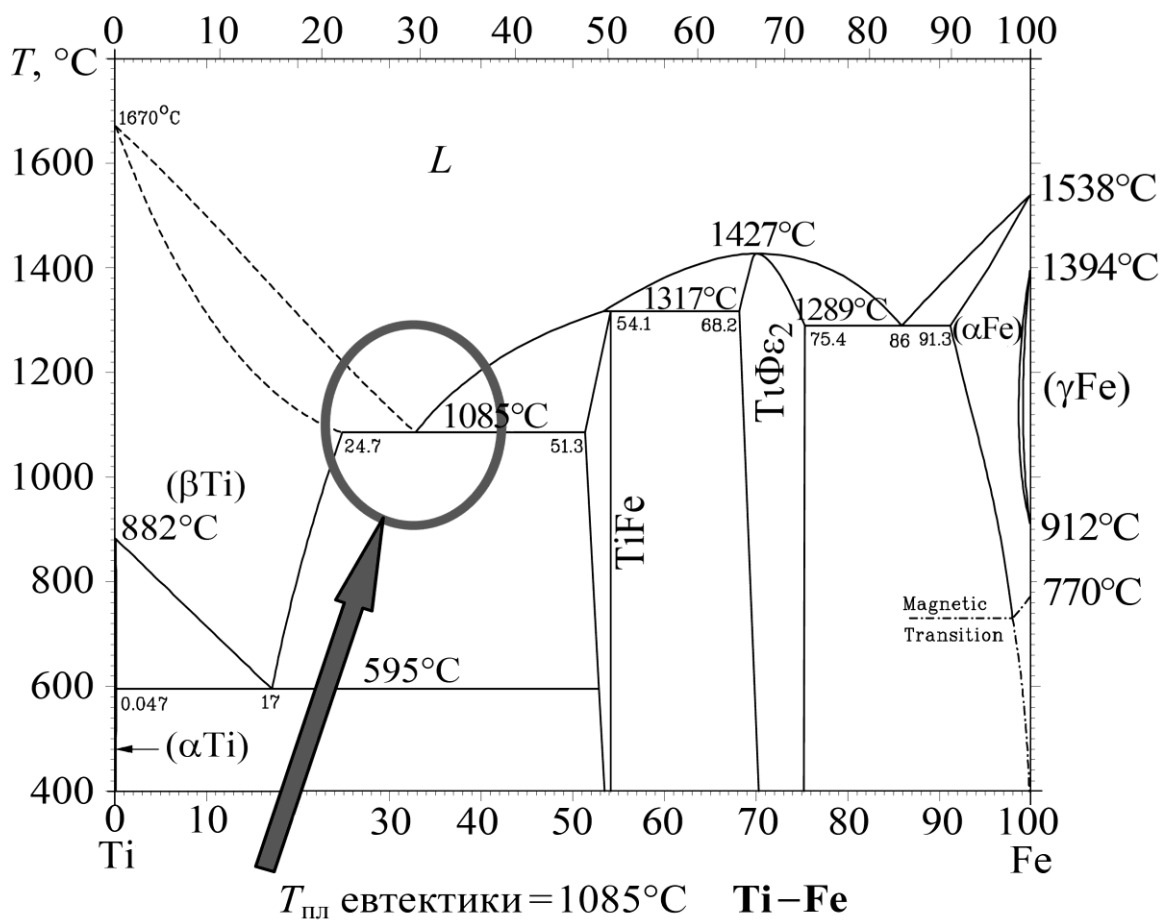
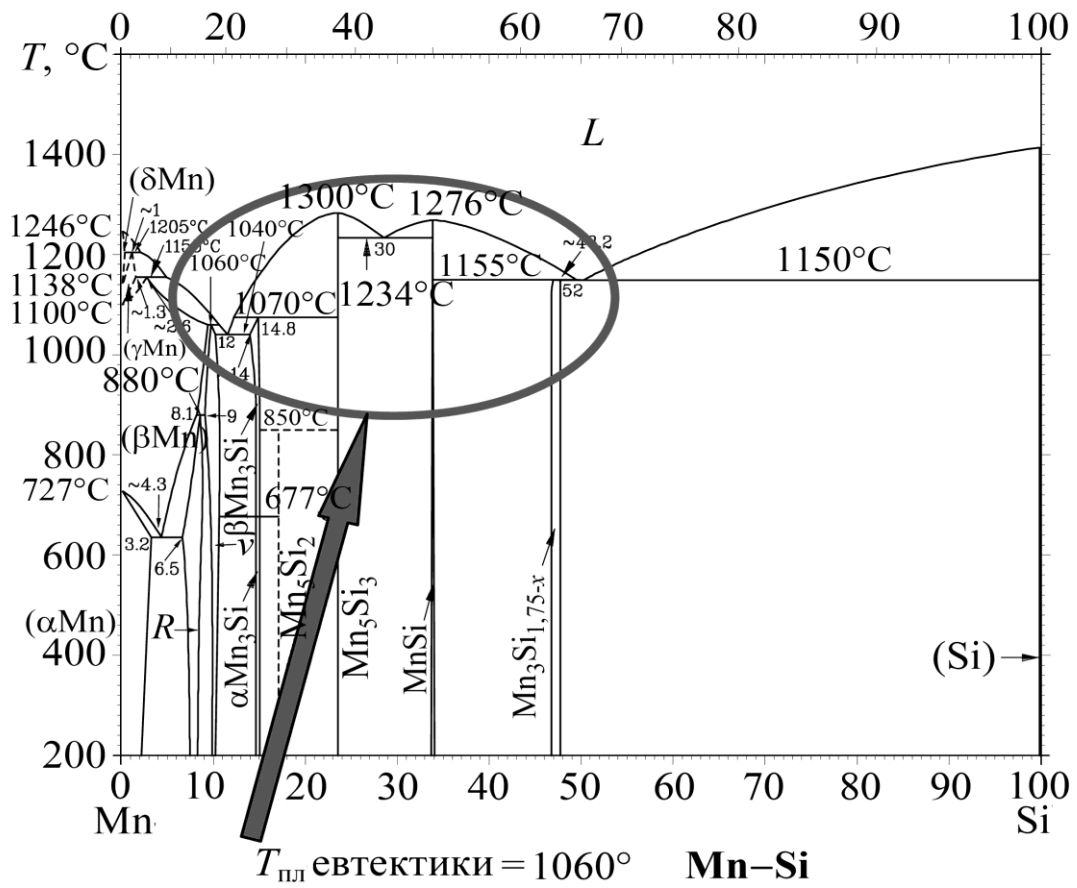


Рис. 6.14. Діаграми стану компонентів шихти ПД.

Плавлення шихти ПД зумовлено також виділенням джоулевого тепла внаслідок проходження струму його оболонкою. Тому зі збільшенням вильоту електродів в електрометалізаторі більше виділятиметься джоулевого тепла і тим далі від дуги сплавлятимуться між собою шихтові компоненти ПД та його оболонка. Однак за тугоплавкої шихти ПД цього не спостерігається (рис. 6.15). Без додатку у шихту ПД140X14 сплаву ПГ-10Н-01 ферохром у шихті встигає частково оплавитись лише на торці і слабо розчиняється у розплаві сталевій оболонки.

Таке покриття формується із ламелей, в яких вміст С та Сг різко відрізняється. Значення $K_{\text{мг}}(\text{Cr})$ такого покриття не менше 0,2. Це означає, що концентрація Сг в середньому коливається в межах 20 мас. % від середньої в покритті. Тобто, якщо у покритті середній вміст Сг знаходиться на рівні 13 мас. % (що достатньо для забезпечення корозійної тривкості – перший поріг Тафеля), то в багатьох ламелях він буде на 20% менший (10,4 мас. %), що є недостатньо, щоб забезпечити корозійну тривкість покриття в нейтральних водних середовищах.

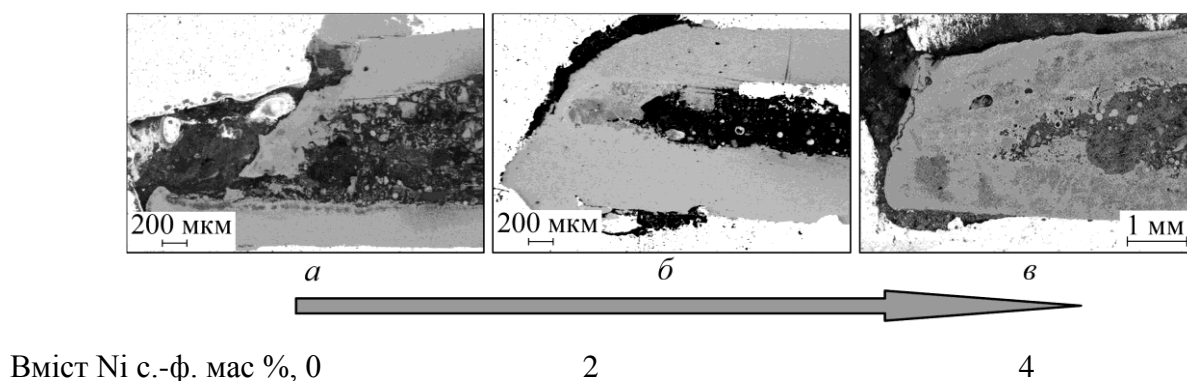


Рис. 6.15 Вплив вмісту Ні самофлюсу на розмір зони сплавлення шихти та оболонки ПД 140X14 (самофлюсу 0...4 мас. %).

Якщо ж у шихту ПД 140X14 (шихта – ФХ800) додати 2 мас. % самофлюсівного (с.-ф.) сплаву (ПГ-10Н-01), то збільшення розмірів зони сплавлення буде помітно неозброєним оком на поздовжньому шліфі торця ПД (рис. 6.15б). З подальшим підвищенням кількості с.-ф. сплаву до 4 мас. % розміри зони сплавлення також збільшуються і сплавлення вже настає за 3...5 мм від дуги (рис. 6.16). Евтектичне плавлення призводить до утворення все

більшої кількості легкоплавкого розплаву, який розчиняє тугоплавкі компоненти – ферохром, ферохромбор, хром, а також оболонку ПД зі середини (рис. 6.16 і 6.17).

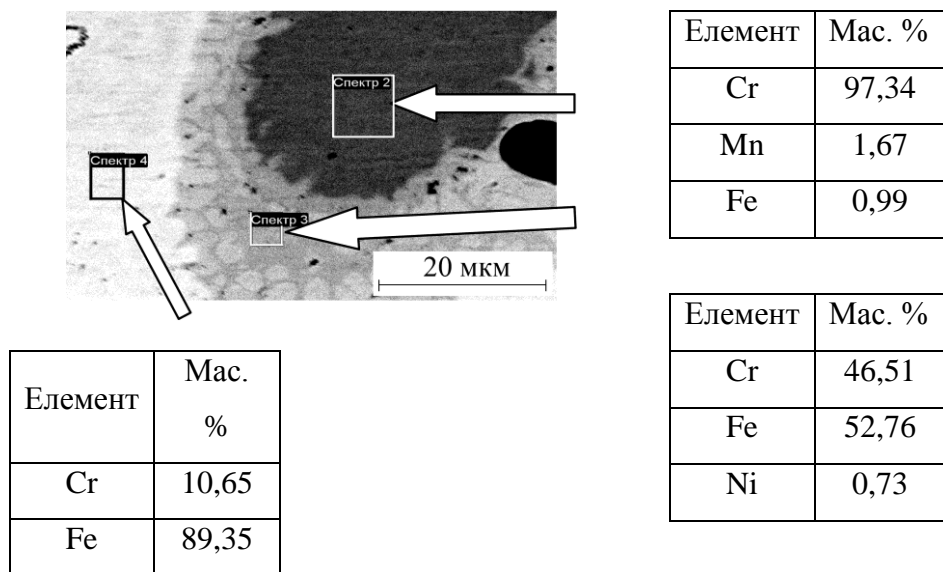


Рис. 6.16 Розчинення хрому під час плавлення шихти ПД.

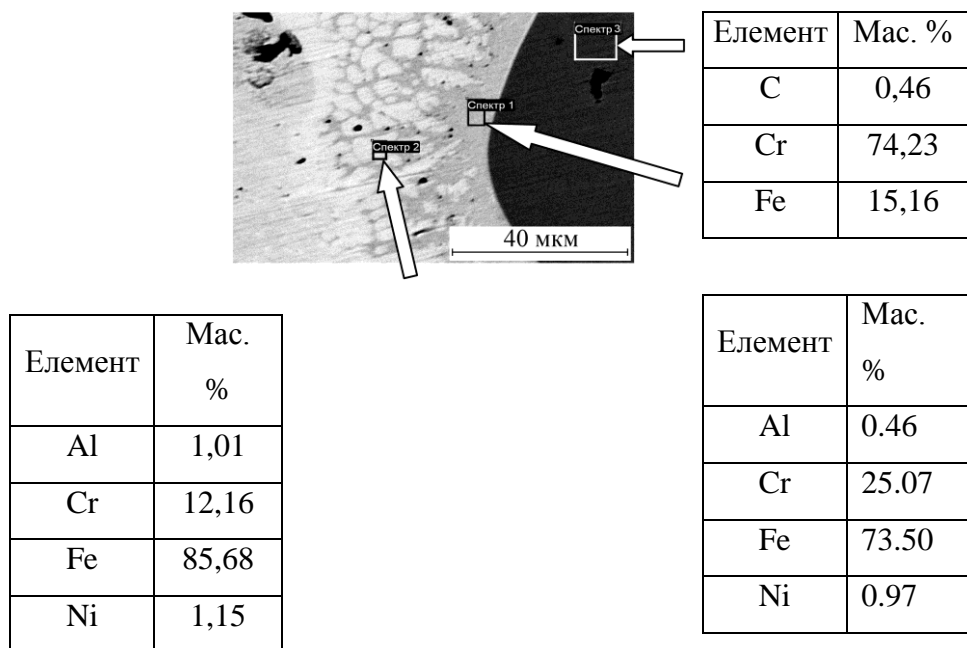


Рис. 6.17. Розчинення ферохрому під час плавлення шихти ПД.

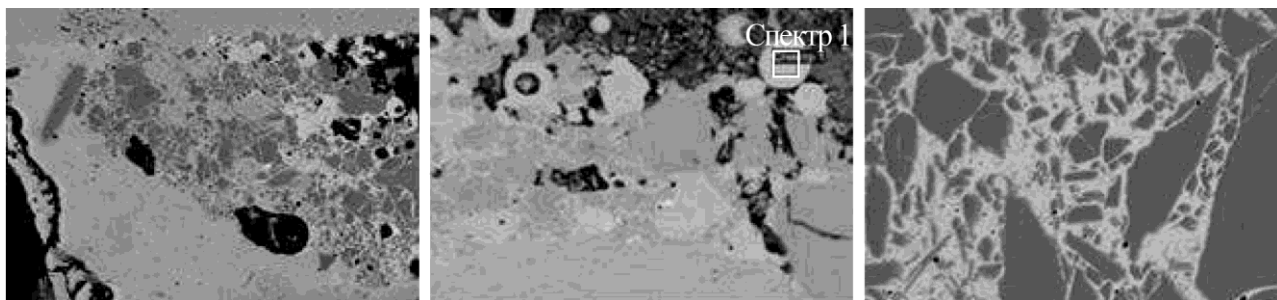


Рис. 6.18. Структура поперечного перерізу ПД.

Фрактограми поперечного перерізу ПД після напилення свідчать (рис. 6.18), що частинки карбіду хрому інтенсивно розчиняються у розплаві, утвореному з нікелевого с.-ф. та сталеві оболонки. У ньому містяться дрібнодисперсні часточки оксидів, переважно Cr, а за присутності у шихті Al – оксиди Al.

У дузі шихтові матеріали та оболонка практично повністю сплавляються у гомогенний розплав, з якого формуються однорідні за хімічним складом краплини. Це добре ілюструє також вигляд торця ПД після ЕДН (рис. 6.19 **Ошибка! Источник ссылки не найден.**). Як бачимо, шихта та оболонка повністю сплавляються та утворюють однорідний розплав. Таким чином, додаток сплаву ПГ-10Н-01 у шихту ПД забезпечує формування достатньо гомогенних за вмістом хрому покриттів. За вмісту 4 мас. % сплаву ПГ-10Н-01 коефіцієнт $K_{MГ}(Cr)$ зменшується від 0,2 до 0,05.

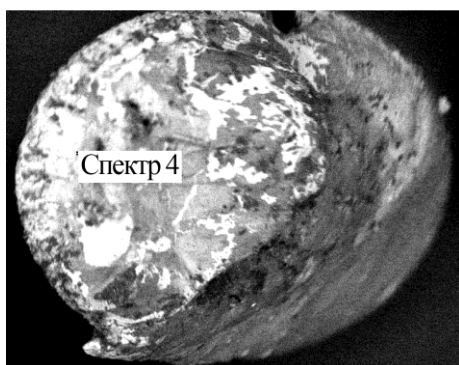


Рис. 6.19 Вигляд оплавленого торця ПД (шихта – 96 мас. % ФХ800 + 4 мас % ПГ-10Н-01); x25.

Подібно, як і сплав ПГ-10Н-01, впливають такі компоненти, як ферофосфор, ферокремній, силікомарганець та феротитан. Серед цих елементів найвідчутніше зменшують мікрогетерогенність ЕДП сплави (ПГ-10Н-01) та силікомарганець.

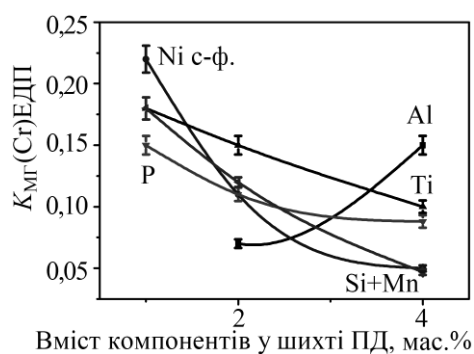
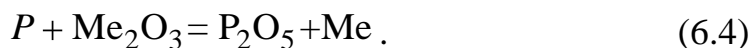


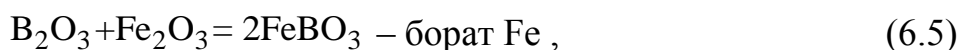
Рис. 6.20 Вплив легувальних елементів шихти ПД на коефіцієнт $K_{MГ}$.

Всі частинки шихти, розмір яких не перевищує 200 мкм, мають навколо себе сформовану тугоплавку оксидну плівку $T_{пл} Cr_2O_3 = 2435^\circ C$, $T_{пл} Al_2O_3 = 2050^\circ C$,

$T_{\text{пл}} \text{SiO}_2 = 1700^\circ\text{C}$, $T_{\text{пл}} \text{TiO}_2 = 1640^\circ\text{C}$, $T_{\text{пл}} \text{Fe}_2\text{O}_3 = 1566^\circ\text{C}$, $T_{\text{пл}} \text{Fe}_3\text{O}_4 = 1538^\circ\text{C}$, $T_{\text{пл}} \text{FeO} = 1377^\circ\text{C}$, яка перешкоджала сплавленню компонентів шихти та оболонки. Фосфор, який знаходиться у ферофосфорі, під час плавлення ПД активно взаємодіє із оксидами Fe та Cr з утворенням чистого металу та легкоплавкішого фосфорного ангідриду:



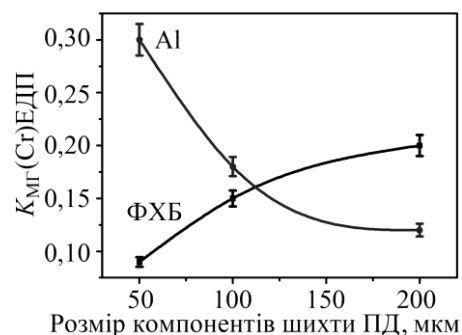
На поверхні боровмісних феросплавів за підвищених температур утворюється борний ангідрид, який з оксидами Cu, Zn, Ni, Fe та Cr формує порівняно легкоплавк борати [260] ($T_{\text{пл}} \text{FeBO}_3 = 800^\circ\text{C}$, $T_{\text{пл}} \text{TiBO}_3 = 780^\circ\text{C}$), метаборати та інші складні сполуки за рівняннями:



Легкоплавкі фосфати та борати на поверхні частинок шихтових матеріалів спричиняють повніше сплавлення дрібнодисперсної шихти під час напилення покриттів із ПД.

Алюміній у шихту ПД вводили, щоб збільшити адгезивну та когезивну міцність покриттів. На відміну від евтектичних феросплавів він підвищує коефіцієнт $K_{\text{МГ}}(\text{Cr})$.

Рис. 6.21 Залежність коефіцієнта $K_{\text{МГ}}(\text{Cr})$ покриттів від розміру шихтових компонентів.



Частинки порошку Al вкриті природною тугоплавкою оксидною плівкою $\text{Al}_2\text{O}_3 = 2050^\circ\text{C}$. У

зоні плавлення ПД вона ускладнює утворення гомогенного розплаву. Зі зменшенням діаметра частинок Al у шихті ПД кількість оксидної фази на їх поверхні збільшується і, як наслідок, МГ покриття зростає (рис. 6.21). І, навпаки, менші за розмірами частинки феросплавів (або карбідів чи боридів) знижують МГ покриттів, що зумовлено швидшим та повнішим їх розчиненням у розплаві

сталевій оболонці. Фосфор та бор не утворюють із оксидами Al легкоплавкі сполуки, тому кількість Al у шихті ПД слід обмежувати, а розмір його порошку збільшувати.

6.2.1. Основні реакції, які відбуваються у шихті ПД за електродугового наплення покриттів

Під час наплення покриттів ПД ще за 3...4 мм до дуги нагрівається до температури вище 1000°C, де легкоплавкі компоненти починають плавитися (рис. 6.22а), його температура постійно зростає до температури дуги 2200°C, де він повністю розплавляється. У цій зоні компоненти шихти інтенсивно окиснюються киснем повітря, яке знаходиться у порах шихти (рис. 6.22в).

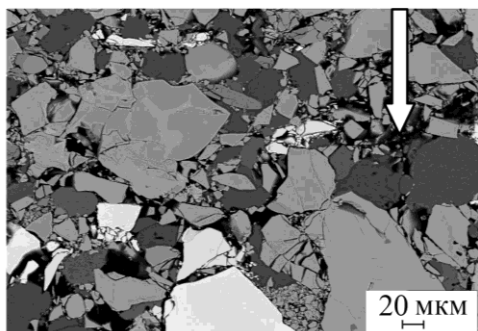
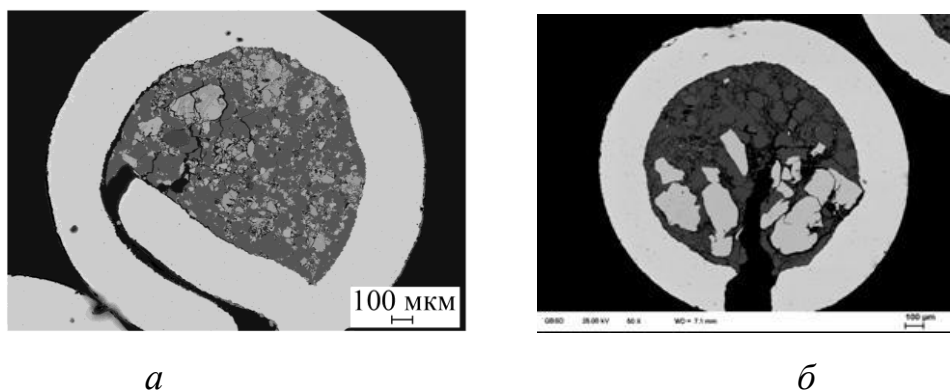
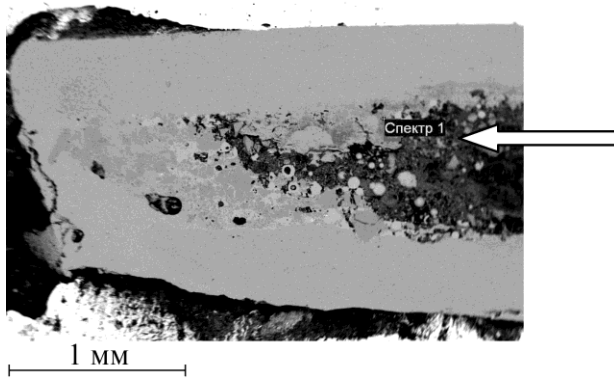


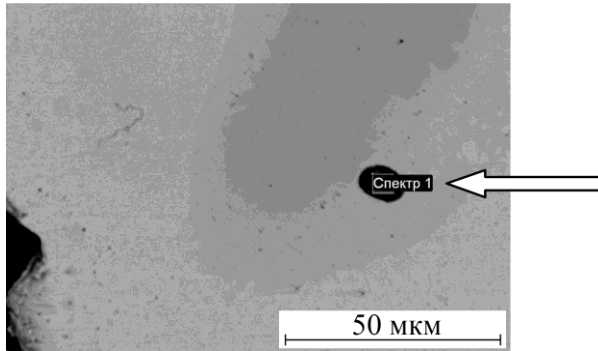
Рис. 6.22. Поперечний переріз замка ПД:
а – внапустку, б – встик, в – шихта.

Повітря, а також і волога у шихту можуть надходити внаслідок неправильної конструкції ПД (рис. 6.22а, б), що сприяє підвищеному вмісту оксидної фази у покритті.

При цьому утворюються переважно оксиди Fe, особливо Cr (рис. 6.23), що призводить до суттєвого зменшення його вмісту у твердому розчині покриття, а отже, втрати корозійної тривкості.



Елемент	Мас. %
O	15,88
Si	8,60
Cr	19,26
Fe	54,20
Ni	2,06



Елемент	Мас. %
O	43,85
Al	9,26
Si	13,73
Ti	0,81
Cr	22,99
Mn	7,55
Fe	1,81

Рис. 6.23 Утворення оксидів Fe та Cr за 2...3 мм до торця ПД.

Таблиця 6.2

Основні реакції, які відбуваються під час ЕДН ПД

Ділянка I	Ділянка II	Ділянка III
$4\text{Cr} + 3\text{O}_2 = 2\text{Cr}_2\text{O}_3$ $4\text{Fe} + 3\text{O}_2 = 2\text{Fe}_2\text{O}_3$	$\text{Ti} + \text{O}_2 = \text{TiO}_2$ $4\text{Al} + 3\text{O}_2 = 2\text{Al}_2\text{O}_3$ $\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 2\text{Cr} + \text{Al}_2\text{O}_3$ $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 2\text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ $1/2 \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Si} + \text{Al} =$ $= \text{FeSi} + 1/2 \text{Al}_2\text{O}_3$ $3/2 \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Si} + 3 \text{Al} =$ $= \text{Cr}_3\text{Si} + 3/2 \text{Al}_2\text{O}_3$	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 2\text{Cr} + \text{Al}_2\text{O}_3$ $\text{Fe}_2\text{O}_3 + 2\text{Al} = 2\text{Fe} + \text{Al}_2\text{O}_3$ C + $\text{O}_2 = \text{CO}_2$ $1/2 \text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Si} + \text{Al} =$ $= \text{FeSi} + 1/2 \text{Al}_2\text{O}_3$ $3/2 \text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Si} + 3 \text{Al} =$ $= \text{Cr}_3\text{Si} + 3/2 \text{Al}_2\text{O}_3$

Термодинамічні параметри реакцій для шихти ПД (Fe–Cr–B–Al)

№ за/п	Реакції	ΔH_{800} ,	ΔG_{800} ,	ΔH_{1200} ,	ΔG_{1200} ,
		кДж/(моль·В)			
12	$\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Fe}$	-550,8	-542,2	-562,3	-521,9
13	$\text{Cr}_2\text{O}_3 + \text{Al} = \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{Cr}$	-360,9	-331,9	-375,9	-313,1

Термодинамічні параметри реакцій для шихти ПД (Fe–Cr–Al–Si)

№ за/п	Реакції	$\Delta H_{800,}$	$\Delta G_{800,}$	$\Delta H_{1200,}$	$\Delta G_{1200,}$
		кДж/(моль·В)			
6	$1/2 \text{ Fe}_2\text{O}_3 + \text{Si} + \text{Al} =$ $= \text{FeSi} + 1/2 \text{ Al}_2\text{O}_3$	-360,2	-364,1	-367,2	-364,2
8	$3/2 \text{ Cr}_2\text{O}_3 + \text{Si} + 3 \text{ Al} =$ $= \text{Cr}_3\text{Si} + 3/2 \text{ Al}_2\text{O}_3$	-948,4	-882,6	-978,9	-840,7

Додаток у шихту ПД порошку алюмінію та феротитану послаблює утворення оксидів Cr (рис. 6.24, ділянка I) та призводить до формування оксидів Ti та менше – Al.

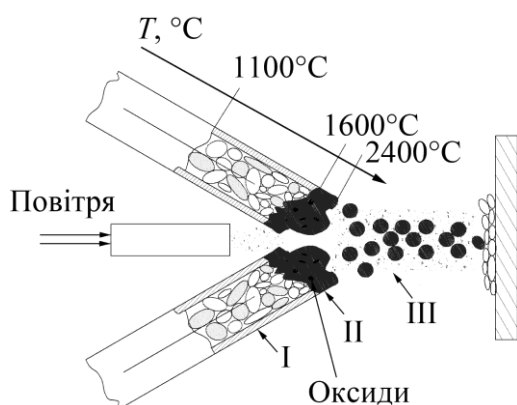


Рис. 6.24 Схема плавлення ПД під час ЕДН.

Це відбувається внаслідок більшої спорідненості Ti та Al до кисню, ніж Cr (рис. 6.25).

Ізобарно-ізотермічний потенціал під час утворення оксидів Ti та Al за температури плавленні ПД суттєво менший, ніж за формування оксидів Fe та Cr (рис. 6.25). Тобто реакції утворення оксидів Ti та Al термодинамічно вигідніші, ніж оксидів Fe та Cr. Проте деяка частина Cr встигає перетворитись в оксидну форму на ділянці I (рис. 6.24). У розплаві, що виникає на торці ПД (ділянка II), який існує частинки секунди перш ніж повітряний струмінь диспергує його на краплини, інтенсивно протікають екзотермічні алюмотермічні реакції відновлення оксидів Fe та Cr алюмінієм (табл. 6.2).

На ділянці III (рис. 6.24) у краплинах, що утворились та летять до напилюваної поверхні, продовжуються екзотермічні алюмотермічні реакції, а також інтенсивно взаємодіє вуглець із киснем повітря з утворенням CO₂ (табл.

6.1). Вуглекислий газ формує навколо краплин захисну атмосферу, яка захищає їх від інтенсивного окиснення легувальних елементів.

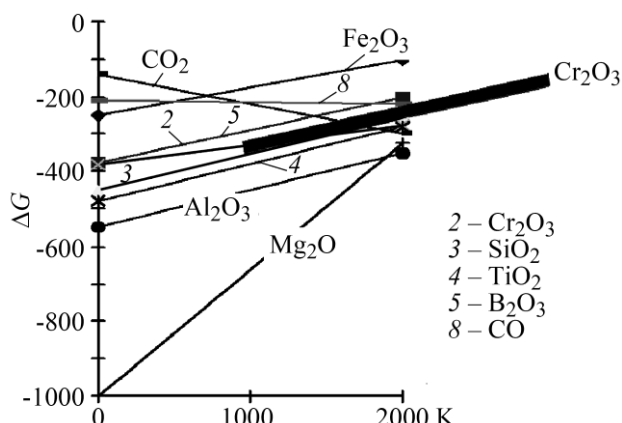


Рис. 6.25. Ізобарно-ізотермічний потенціал оксидоутворення:

2 – Cr_2O_3 ; 3 – SiO_2 ; 4 – TiO_2 ; 5 – B_2O_3 ; 8 – CO .

6.2.2. Вплив компонентів шихти ПД та тиску повітряного струменя на розмір диспергованих краплин та хімічний склад їх оксидної плівки

Під час напилення електродугових покриттів розплав, який виникає за плавлення ПД у дузі, диспергується струменем повітря на краплини різного розміру. Розмір краплин залежить від тиску повітряного струменя та шихтових матеріалів ПД. Виявили (рис. 6.26), що додаток 4 мас. % с.-ф. сплаву ПГ-10Н 01 у шихту ПД на основі високовуглецевого ферохрому ФХ800 зменшує максимальний розмір краплин від 400 до 100 мкм за тиску розпилювання 0,3 МПа.

Це зумовлено тим, що у першому випадку ферохром не встигає повністю розплавитись під час напилення та існує у розплаві оболонки у вигляді тугоплавких частинок, що ускладнює диспергування розплаву. З додаванням у шихту на основі ферохрому легкоплавкого евтектичного сплаву ПГ-10Н 01 відбувається повніше евтектичне плавлення порошку ферохрому у шихті та утворення легкоплавкого розплаву із ПД, який диспергується повітряним струменем на дрібніші краплини.

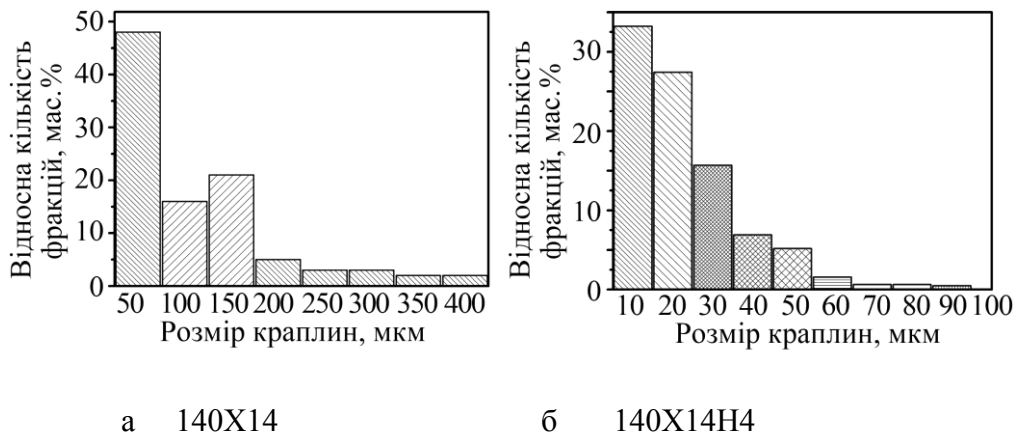


Рис. 6.26 Розподіл крапель розплаву ПД за розмірами залежно від виду шихти ПД за тиску розпилу 0,3 МПа: а – ФХ800; б – ФХ800 + ПГ-10Н 01.

Ошибка! Источник ссылки не найден. Рис. 6.26, 6.27 та 6.28 свідчать про зміни розміру краплин. Зі збільшенням тиску повітряного струменя до 0,65 МПа їх розмір суттєво зменшується, а під час використання ПД із додатком евтектичного сплаву ПГ-10Н 01 – ще відсутніше.

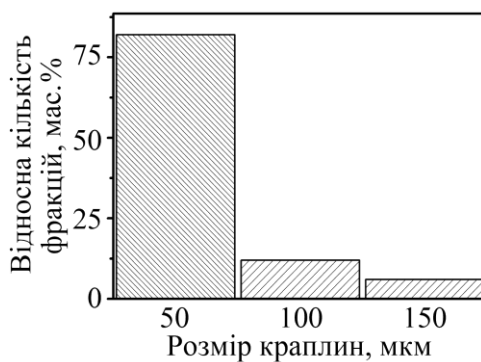


Рис. 6.27.

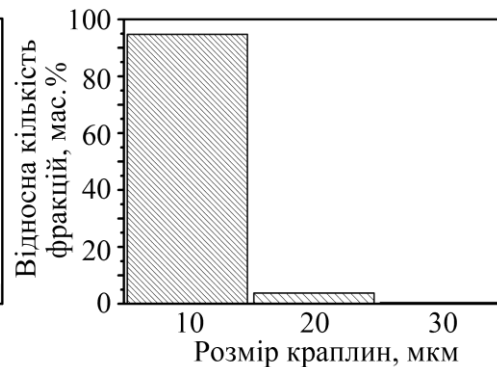
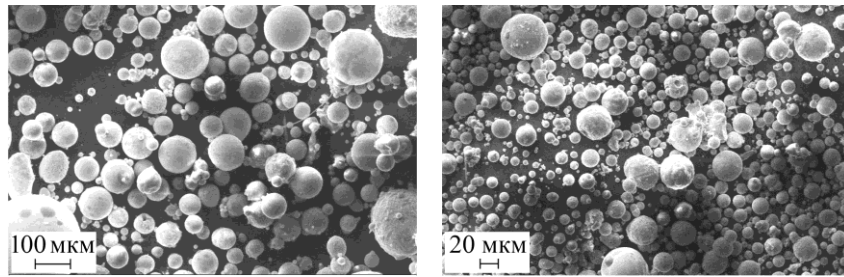


Рис. 6.28.

Рис. 6.27. Розподіл розміру крапель розплаву з ПД 140X14 залежно від виду шихти ФХ800 за тиску розпилювання 0,65 МПа.

Рис. 6.28. Розподіл розміру крапель розплаву 140X14H4 залежно від виду шихти за тиску розпилювання 0,65 МПа: а – ФХ800; б – ФХ800 + ПГ-10Н 01.

Зокрема, максимальний розмір краплин під час диспергування ПД140X14 становить 150 мкм, а ПД140X14H4 – 30 мкм. Такі ж мінімальні розміри, не більше 50 мкм (рис. 6.27 і 6.28), мають краплини (рис. 6.29), дисперговані із розплаву ПД 75X14ФФ2Ю2 на основі ферохрому та ферохромбору з додатком ферофосфору та ПД 140X24РЗГС2Ю з додатком ферокремнію і силікомарганцю, за тиску повітряного струменя 0,65 МПа.



140X14 0,65 МПа

140X14H4 0,65 МПа

Рис. 6.29. Мікрофотографії краплин, вловлених у снігову мішень.

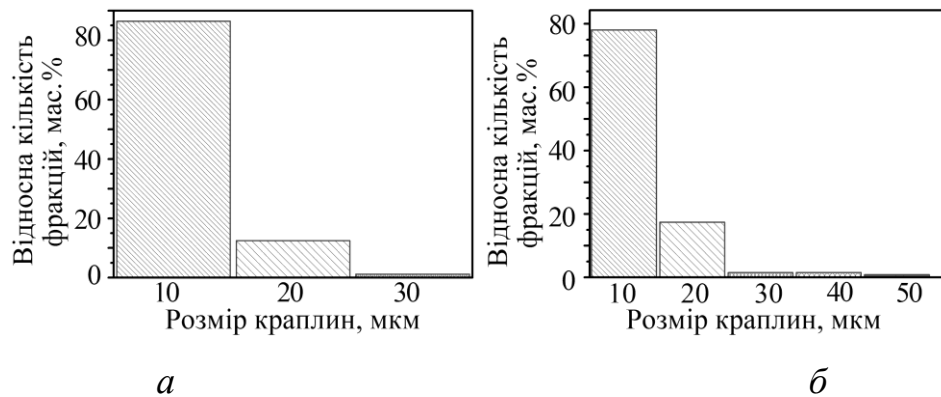
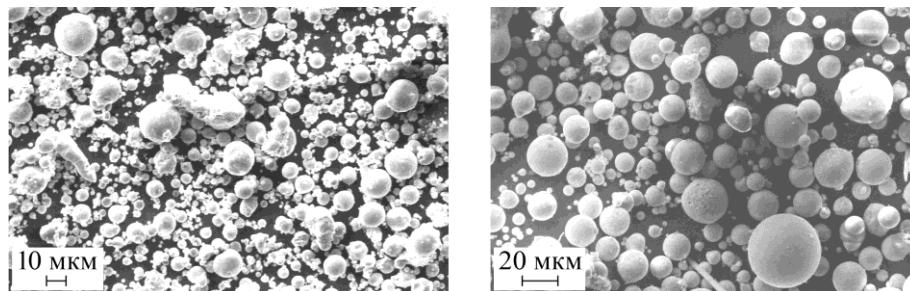


Рис. 6.30. Розподіл крапель за розмірами за тиску розпилу 0,65 МПа:

a – ПД 140X24P3ГC2Ю; *б* – ПД 75X14ФФ2Ю2.



a 140X24P3ГC2Ю

б ПД 75X14ФФ2Ю2

Рис. 6.31. Мікрофотографії краплин, вловлених у снігову мішень.

Досліджували також ПД із нержавною оболонкою. Експериментально встановили, що зі заміною оболонки із нелегованої сталі 08 кп на нержавну 3Х13 максимальний розмір краплин не збільшується (рис. 6.30 і 6.31). Спектральним аналізом на поверхні поперечних шліфів краплин, вловлених у снігову мішень, зафіксували оксидну плівку різної товщини, а також краплини, сформовані із оксидної фази, розміри яких досягають 50 мкм. Оксиди, утворені на краплинах зі ПД зі шихтою на основі ферохрому, містять разом із залізом різну кількість хрому – від 20 до 40 мас. %.

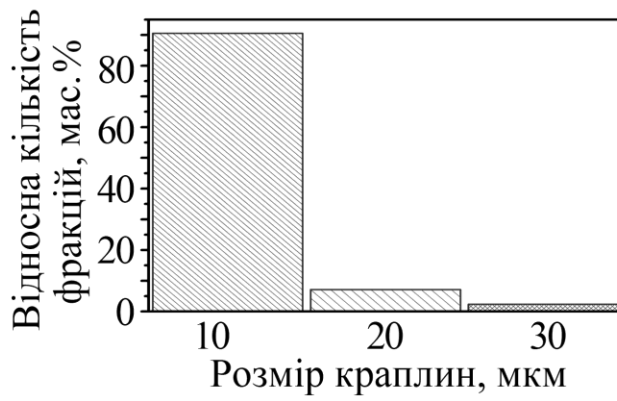


Рис. 6.32. Розподіл краплин за розмірами ПД 20X18P3T2H2.

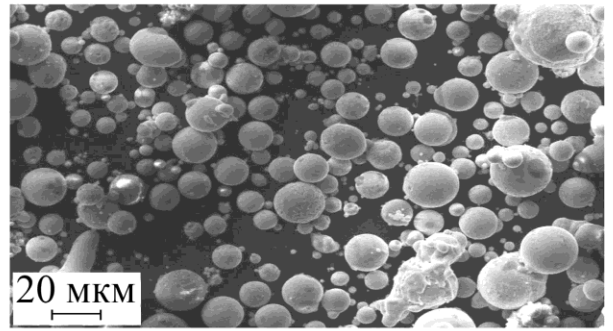
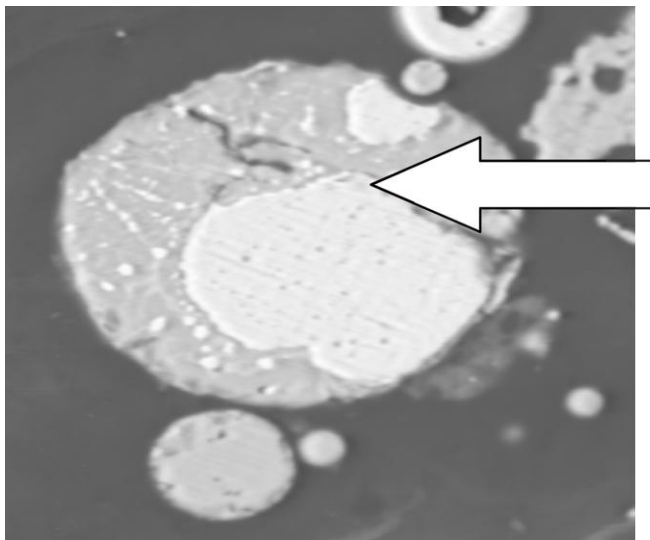
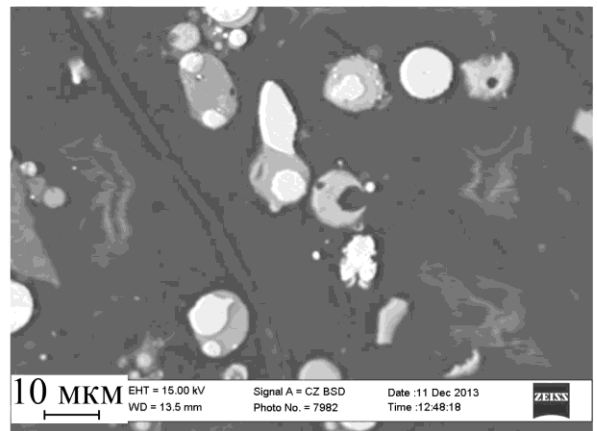
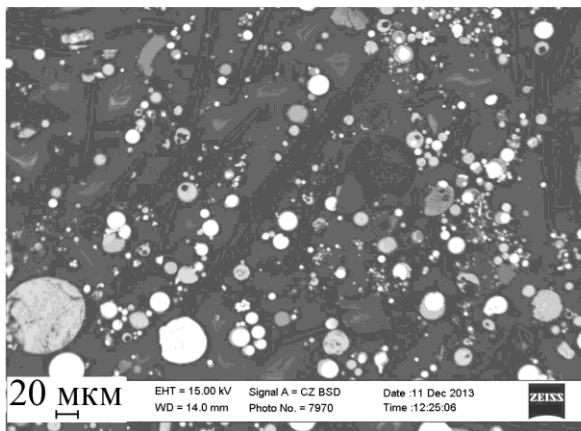


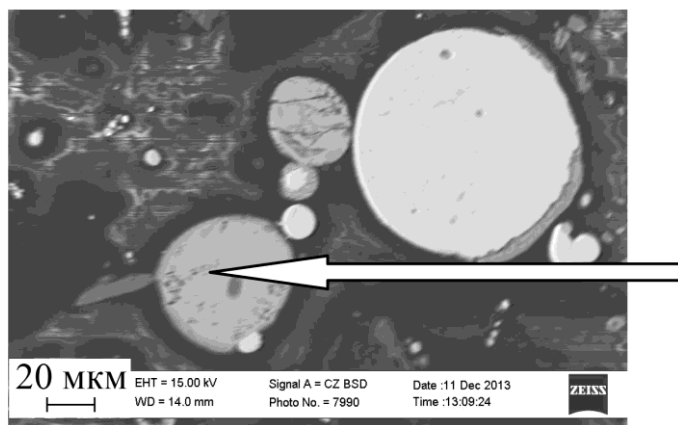
Рис. 6.33. Мікрофотографії краплин, вловлених у снігову мішень, з ПД 20X18P3T2H2.



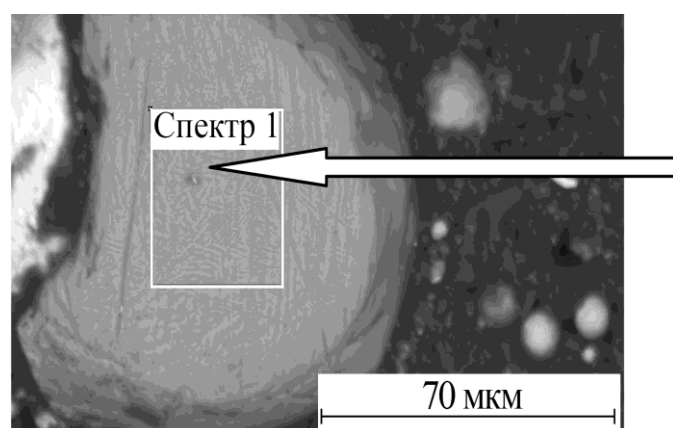
Елемент	Мас. %
O	30,57
Al	0,38
Cr	29,25
Fe	39,80

Рис. 6.34. Вигляд краплин, диспергованих при тиску

0,65 МПа,
із ПД140X14H4.



Елемен т	Мас. %
O	33,16
Al	0,44
Si	0,40
Ti	1,89
Cr	43,35
Fe	20,76



Елемен т	Мас. %
O	47,09
Al	10,82
Si	0,81
Ti	32,01
Cr	7,67
Fe	1,60

Рис. 6.35. Вигляд краплин, диспергованих за тиску 0,65 МПа із ПД 140X14Н4.

З додатком у шихту ПД феротитану з'являються краплини, оточені плівкою практично із оксиду титану (рис. 6.35), хоча краплина містить 16 мас. % Cr. Це свідчить про те, що через наявність у шихті ПД 2 мас.% Ti повністю блокується формування оксидів хрому на поверхні краплини, яка транспортується до напилюваної поверхні у потоці стисненого повітря. Включення ферохрому, які є в оксидній плівці із оксиду титану, свідчать, що під час польоту оксиди Cr та Fe, які формуються на поверхні краплин, відновлюються титаном до Fe та Cr. Однак феротитан не має самофлюсівних властивостей.

Це означає, що оксиди титану є тугоплавкими та не дають можливості повністю гомогенізувати розплав ПД, який формується під час напилення покриттів. За наявності у шихті ПД одночасно Al, Ti та нікелевого самофлюсу (ПД 140X14Н2Т2Ю) оксидна фаза складається із Al та Ti у різній пропорції або із практично чистого оксиду Ti (рис. 6.36).

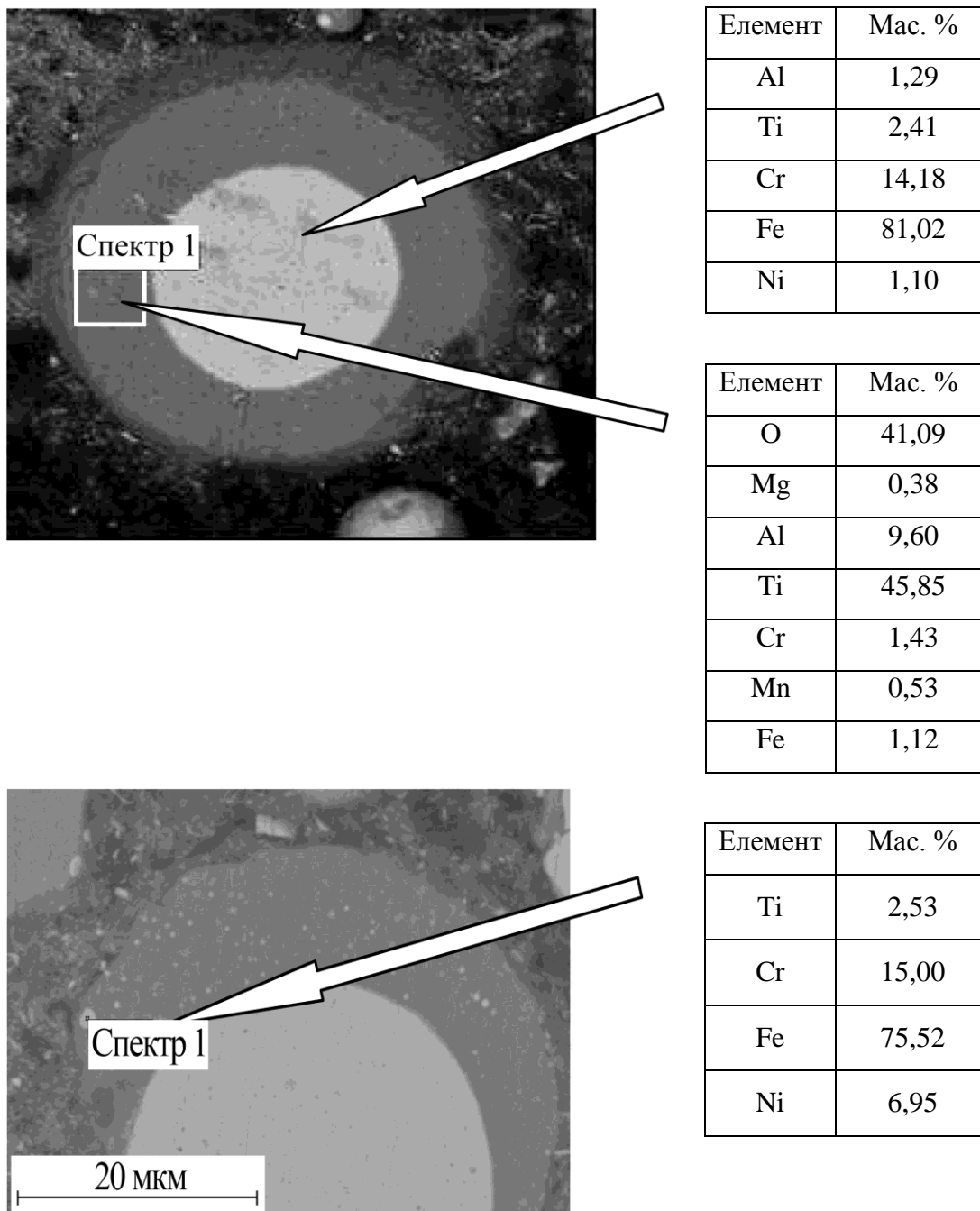


Рис. 6.36. Вигляд краплин, диспергованих із ПД 140X14Н2Т2Ю.

6.2.3. Вплив легувальних елементів на структуру, мікрогетерогенність та фазовий склад дослідних електродугових покриттів

Прогнозований фазовий стан досліджуваних покриттів з ПД визначали, використовуючи відому структурну діаграму Потака–Сагалеви́ча (рис. 6.37), запропоновану для півкількісного оцінювання фазового складу литва звареного, наплавленого металу або ЕДП [141]. Під час застосування електродугових покриттів з ПД враховували те, що їм властива істотна МГ на макро- і мікро-рівнях, а також те, що частина елементів вигорає та переходить в оксидну фазу

під час ЕДН. Виконували рентгенофазовий аналіз. У табл. 6.2 наведено марки досліджуваних ПД та визначені коефіцієнти $K_{MG}(Cr)$.

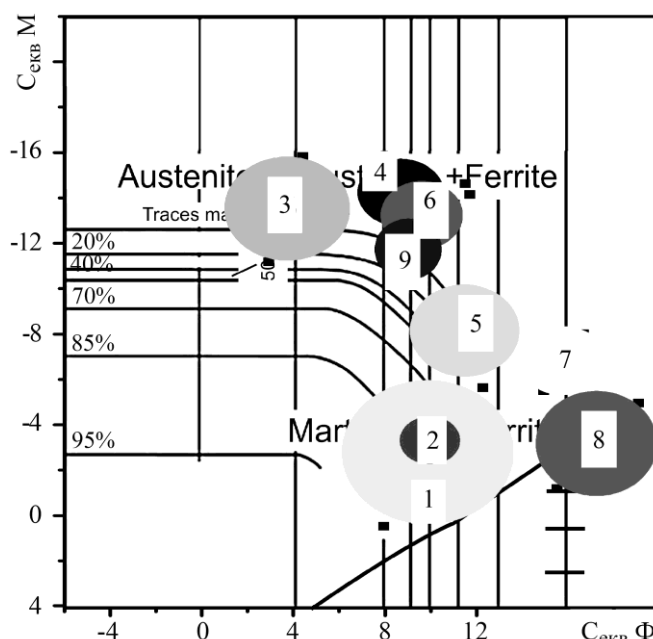


Рис. 6.37. Структурна діаграма Потака–Сагалевича, позначено області прогнозованого фазового складу досліджуваних ЕДП (див. табл. 6.3).

Таблиця 6.3

**Марки досліджуваних ПД та коефіцієнт мікрогетерогенності
отриманих ЕДП**

Порядковий номер	Марка ПД	$K_{MG}(Cr)$
1	140X14	0,2
2	140X14H2	0,08
3	140X14H2T2Ю	0,05
4	75X16ФФ	0,22
5	75X14ФФ2Ю2	0,05
6	70X18P3	0,09
7	140X24P3ГC2Ю	0,05
8	140X14P3HTЮ2	0,05
9	20X18P3T2Ю	0,09
10	20X18P3T2H2	0,08

Реальну кількість алюмінію та титану в твердому розчині покриттів, а також в оксидах, що утворилися, визначали за запропонованими формула [141], а результати обчислень наведені в табл. 6.4.

Таблиця 6.4

Визначення кількості легувальних елементів, які переходять в оксидну фазу та засвоюються твердим розчином (т. р.) у покритті та хромових еквівалентів ферито- та мартенситоутворення СеквФ, СеквМ

ЕДП	$K_{МГ}$	Вміст, у мас. %					СеквФ	СеквМ
		вуглецю	алюмінію в т.р.	алюмінію в оксидах	титану в т. р.	титану в оксидах		
140X14	0,2	0,74	–	–	–	–	6	–10
140X14H2T2Ю	0,05	0,74	1,4	0,4	0,6	0,7	10	–14

Електродугові покриття із ПД мають типову для газотермічних покриттів ламелярну будову. Ламелі – сильно zdeформовані закристалізовані краплини, які відрізняються одна від одної вмістом легувальних елементів на величину $K_{МГ}(Cr)$ для конкретного ЕДП, яка прямо залежить від компонентного складу шихти ПД.

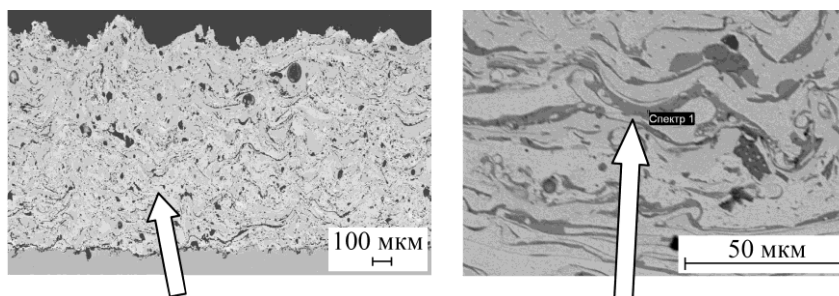
Структура покриття із ПД 140X14 зі шихтою 100%-го високо- вуглецевого ферохрому ФХ-800 складається із ламелей, які різко відрізняються за концентрацією Cr (табл. 6.5), при цьому коефіцієнт МГ становить 0,2 (табл. 6.3). Оксидна фаза у такому покритті складається із оксидів хрому, легованих залізом (рис. 6.38).

Таблиця 6.5

Хімічний склад ламелей ЕДП з ПД 140X14

Елемент	Вміст елемента, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	13,97	11,47	14,57	11,01	14,60	12,91	11,05	14,90	14,45	13,32	13,23

Матрична фаза цього покриття – залишковий аустеніт із невеликою кількістю (до 5%) мартенситу та фериту (рис. 6.38). Його хімічний склад та розподіл елементів по ламелях наведено у табл. 6.5.



Елемент	Мас. %
O	30,08
Cr	48,60
Fe	21,31

Елемент	Мас. %
O	7,80
Cr	13,62
Fe	78,58

Рис. 6.38. Мікроструктура ЕДП з ПД 140X14.

Покриття із ПД 140X14H2 на основі високовуглецевого ферохрому із додатком самофлюсівного сплаву ПГ-10Н 01 складається із ламелей, які менше відрізняються за вмістом легувальних елементів, особливо за Cr. Коефіцієнт $K_{MГ}(Cr)$ такого ЕДП не перевищує 0,08, однак, у покритті все таки зустрічаються ламелі, в яких вміст Cr знаходиться на межі (в 12 мас. %), за якою вони втрачають корозійні властивості. Матрична фаза цього покриття – залишковий аустеніт із невеликою кількістю (до 20%) мартенситу (рис. 6.38). Хімічний склад ламелей цього ЕДП наведено у табл. 6.6. Дифрактограма ЕДП зображена на рис. 6.39.

Таблиця 6.6

Хімічний склад ламелей ЕДП з ПД 140X14H2

Елемент	Вміст елемента, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	13,95	16,49	15,30	14,53	12,00	15,13	14,94	14,83	12,67	15,48	14,53
Ni	1,67	2,13	1,64	1,50	1,42	1,57	1,70	1,88	1,62	1,50	1,66

Покриття, одержане із ПД 140X14H2, містить велику кількість кисню (рис. 6.40), а його оксидна фаза – велику кількість Cr та Fe. Нікель у складі оксидів не виявили.

Додаток у склад шихти ПД 140X14Н2Т2Ю одночасно феротитану та алюмінію, призводить до суттєвого зменшення МГ, $K_{МГ}(Cr) = 0,05$ (див. табл. 6.3).

Причому додаток пластичного порошку Al дає можливість збільшити коефіцієнт заповнення шихтою порошкового дроту, і, як результат, підвищити вміст Cr у покритті (від 14,5 до 15,2 мас.% (табл. 6.7).

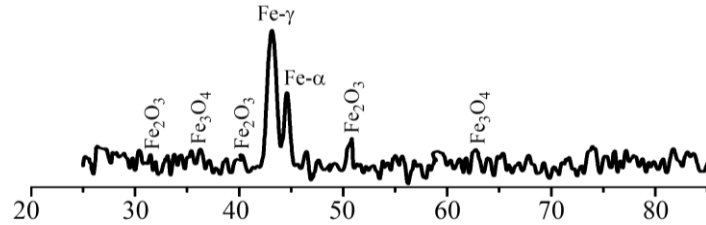
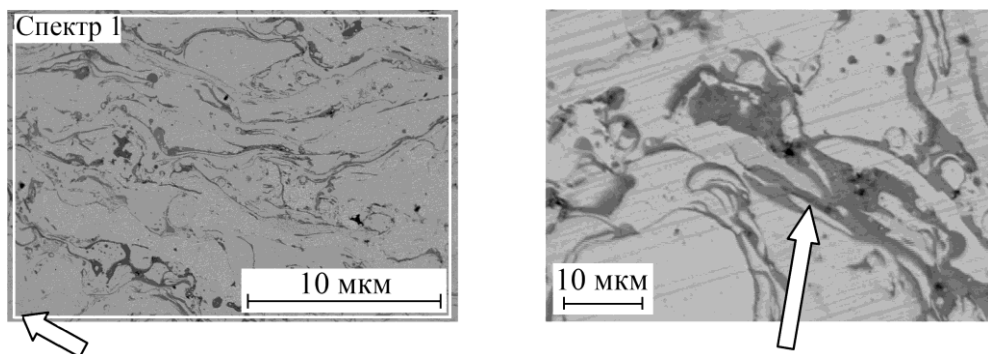


Рис. 6.39. Дифрактограма ЕДП з ПД 140X14Н2.



Елемент	Мас. %
O	5,58
Cr	14,31
Fe	78,40
Ni	1,64

Елемент	Мас. %
O	21,09
Cr	37,14
Fe	41,77

Рис. 6.40. Мікроструктура ЕДП з ПД 140X14Н2.

Таблиця 6.7

Хімічний склад ламелей ЕДП з ПД 140X14Н2Т2Ю

Елемент	Вміст елемента, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	15,4	16,2	14,8	14,5	16,9	14,5	15,6	15,1	14,2	15,0	15,22
Al	2,13	1,75	1,76	1,36	1,86	1,80	2,66	1,83	2,64	0,07	1,79
Ni	0,68	0,61	0,70	0,74	0,65	0,76	0,59	0,65	0,83	0,69	0,69
Ti	1,40	1,25	1,28	1,12	1,24	1,23	1,31	1,28	1,17	1,11	1,24

Легувальні елементи, зокрема Cr, Ti, Al та Ni, розподіляються в ламелях рівномірно, що має забезпечувати високу корозійну тривкість покриття у нейтральних середовищах. Матрична фаза покриття: 60% залишкового аустеніту, 30% фериту та незначна кількість (до 10%) мартенситу. Його дифрактограма наведена на рис. 6.41.

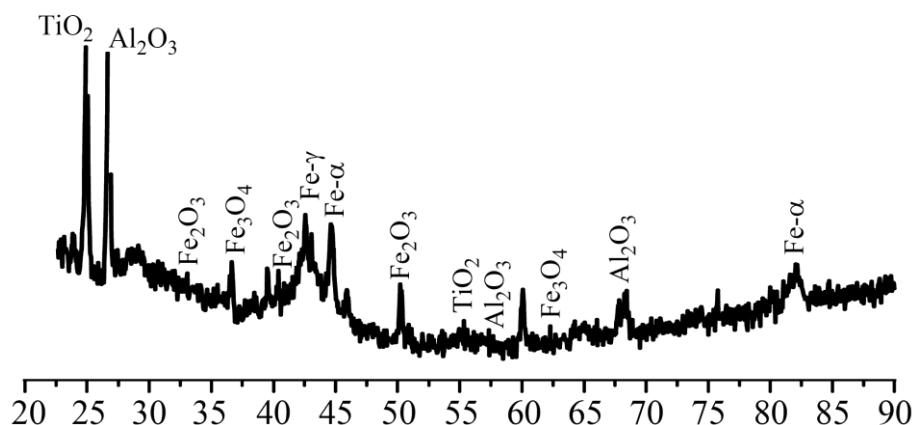


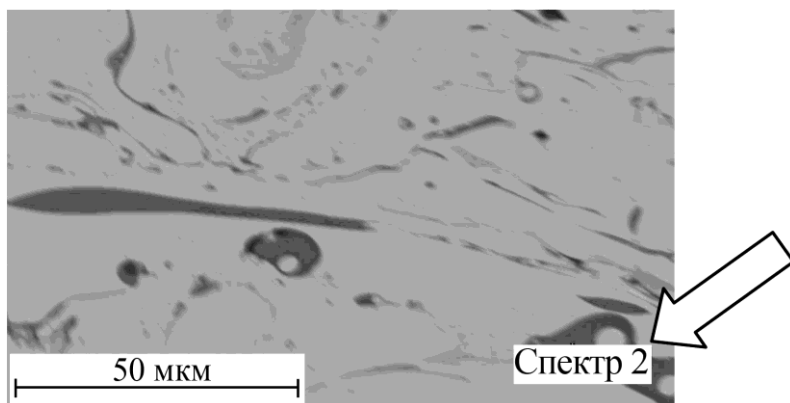
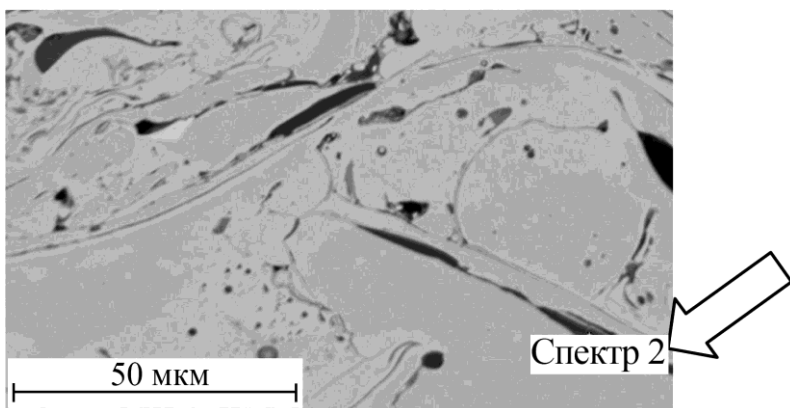
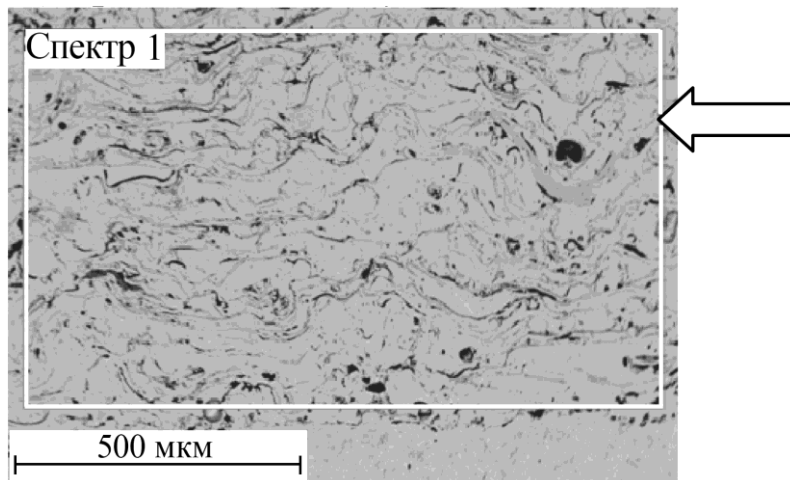
Рис. 6.41. Дифрактограма ЕДП з ПД 140X14N2T2Ю.

Кількість кисню у покритті суттєво зменшується із 5,6 до 3,2 мас. % (рис. 6.42). Оксидна фаза складається переважно із оксиду алюмінію та невеликої кількості оксиду титану. Вміст хрому в оксидах незначний, тому оксиди хрому практично відсутні (рис. 6.42).

Розподіл елементів на поперечному перерізі покриття (табл. 6.8) свідчить, що в місцях підвищеного вмісту кисню завжди є більша кількість лише Al та Ti. Хром у цих місцях практично відсутній.

Це свідчить про ефективний захист алюмінієм та титаном розплавлених краплин у повітряному струмені від окиснення їх поверхні та забезпечення алюмо- та титановідновних реакцій із відновлення оксидів хрому та заліза, які утворилися під час початкового оплавлення ПД.

ЕДП з ПД 75X16ФФ на основі високовуглецевого ферохрому із додатком ферофосфору дуже гетерогенне, $K_{\text{МГ}}(\text{Cr}) = 0,22$ (див. табл. 6.3). У його структурі присутні багато оксидів (7,8% кисню), які практично не містять фосфору (рис. 6.43). Хімічний склад цього ЕДП наведено у табл. 6.9.



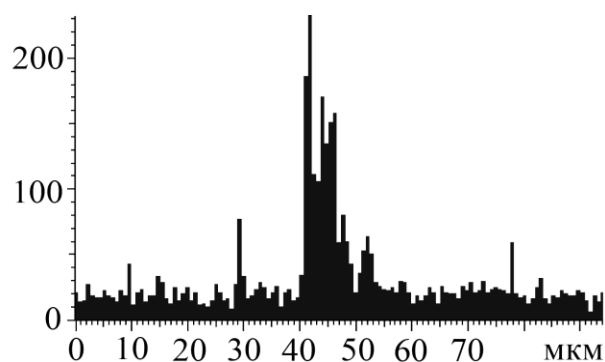
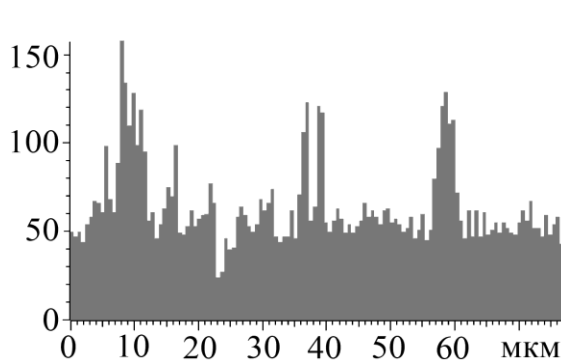
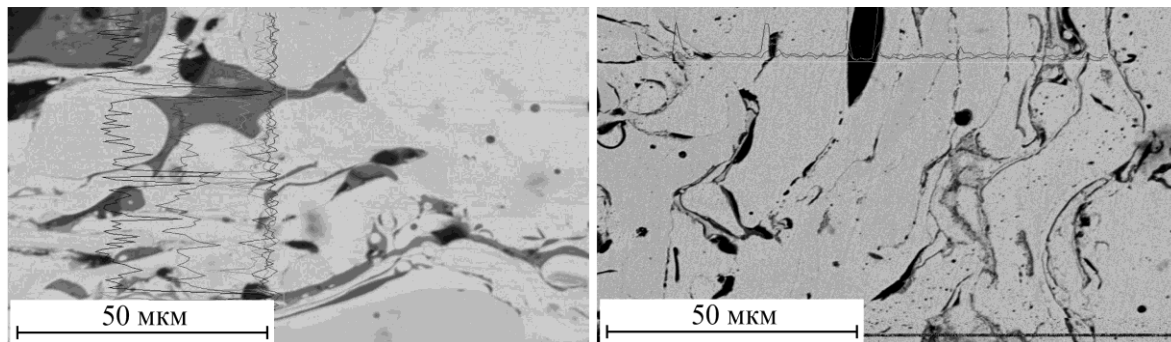
Элемент	Мас. %
O	3.20
Al	2.33
Si	0.31
Ti	1.30
Cr	14.60
Fe	77.38
Ni	0.88

Элемент	Мас. %
O	45.82
Al	36.48
Ti	14.28
Cr	1.14
Fe	2.28

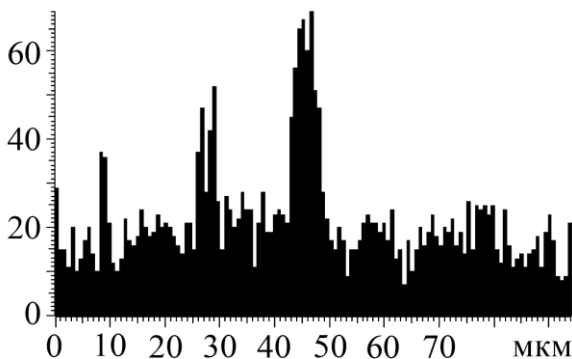
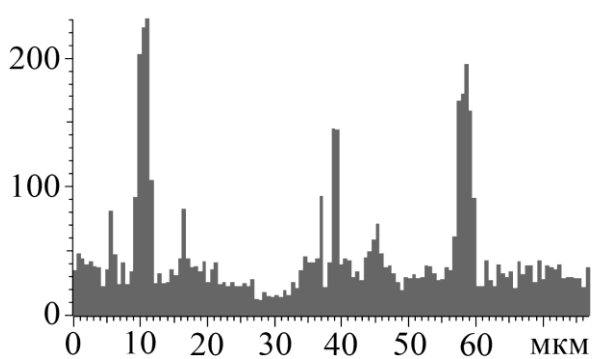
Элемент	Мас. %
O	45.90
Mg	0.74
Al	45.35
Ti	4.81
Cr	1.29
Fe	1.91

Рис. 6.42. Структура ЕДП з ПД 140X14H2T2Ю.

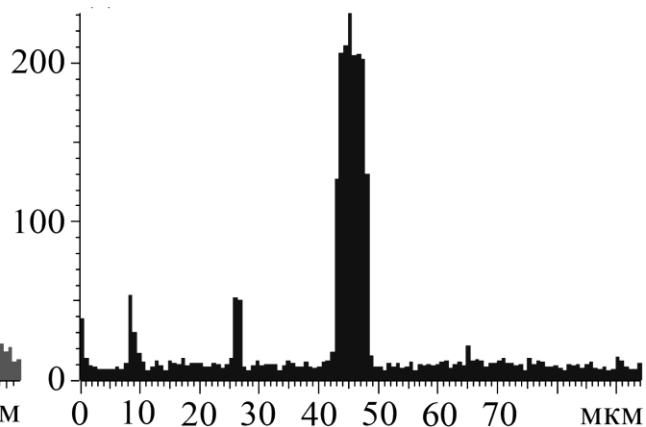
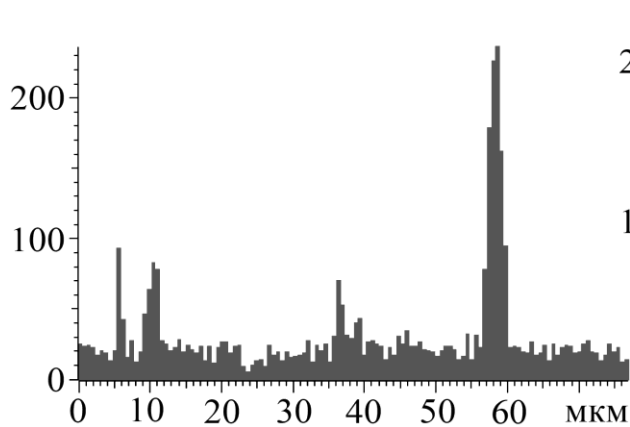
Розподіл легувальних елементів у ЕДП з ПД 140Х14Н2Т2Ю



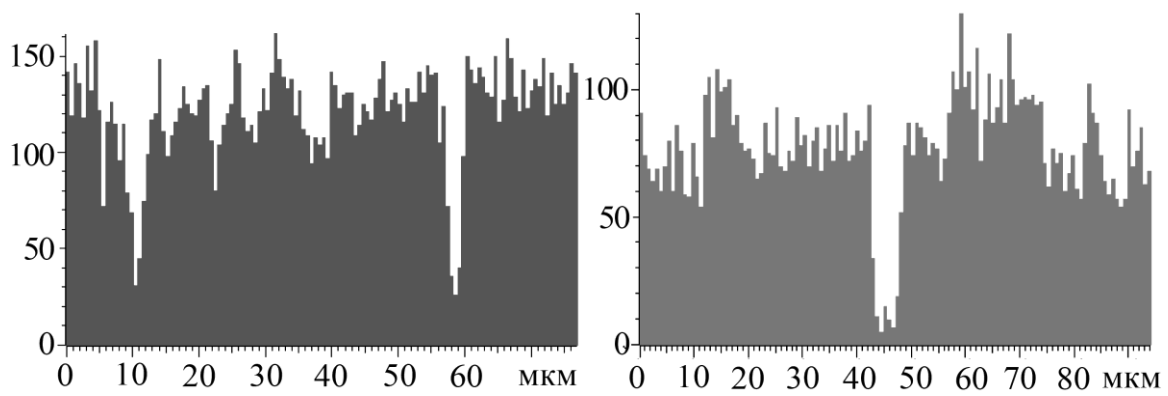
Розподіл O₂



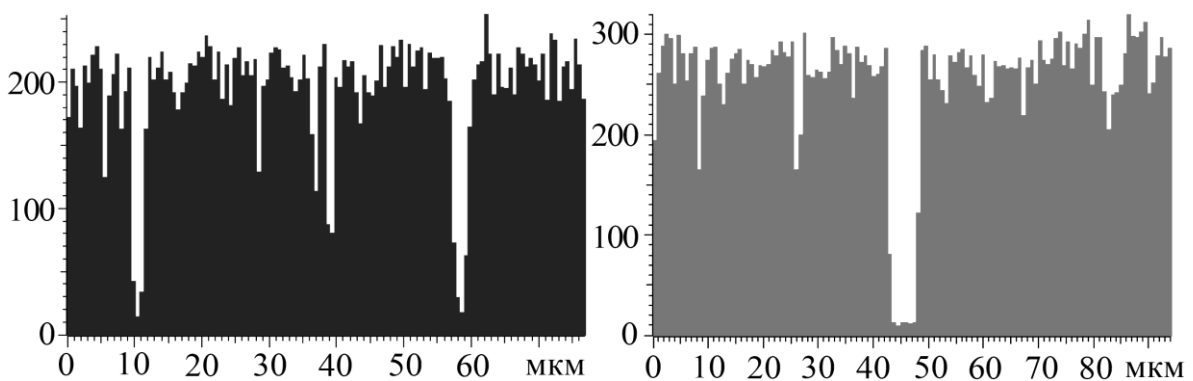
Розподіл Ti



Розподіл Al



Розподіл Cr



Розподіл Fe

Таблиця 6.9

Хімічний склад ламелей ЕДП з ПД 75X16ФФ

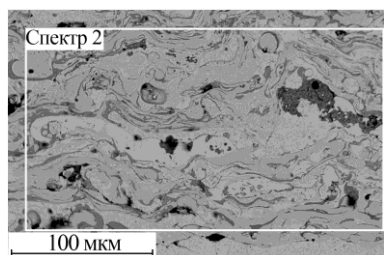
Елемент	Вміст елемента, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	7,06	14,29	16,99	8,38	8,91	14,66	12,36	15,75	16,23	9,44	12,41

Оксиди ЕДП з ПД 75X16ФФ містять лише Cr та Fe (рис.6.43). Очевидно, що реакція відновлення фосфором оксидів хрому за такого швидкого процесу, як напилення, не відбувається або перебігає із випаровуванням цих оксидів.

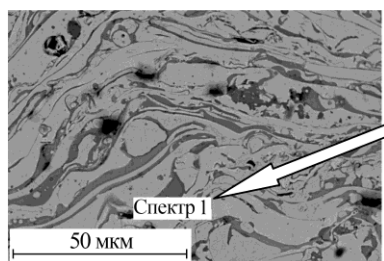
Додаток у шихту ПД 75X14ФФ2Ю2 одночасно до 2 мас. % ферофосфору та порошку алюмінію суттєво зменшує його МГ (K_{MG} зменшується від 0,2 до 0,05, див. табл. 6.3), призводить до незначного зниження вмісту кисню, причому переважна кількість оксидів у ньому складається із оксиду алюмінію або хрому (рис. 6.43).

Матрична фаза покриття – ферит з незначною кількістю аустеніту та великою кількістю дрібнодисперсних фосфідів Fe_2P , розмірами не більше 500 нм (рис. 6.44). Дифрактограма цього ЕДП зображена на рис.6.45. Хімічний склад наведений у табл. 6.10.

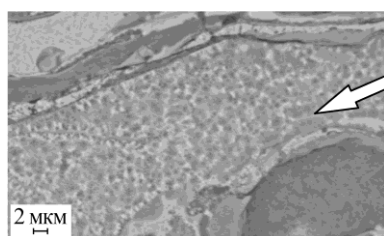
Покриття із ПД 70X18P3 зі шихтою на основі ферохромбору та ферохрому має значну МГ ($K_{MG}(Cr) = 0,09$; табл. 6.3) за високого вмісту Cr (табл. 6.11). Матрична фаза покриття – мартенсит з дрібнодисперсними виділеннями боридів ферохрому (рис. 6.44).



Елемент	Мас. %
O	7,79
Al	0,41
P	1,43
Cr	12,92
Fe	77,45



Елемент	Мас. %
O	28,86
Al	0,71
Cr	16,99
Fe	53,44



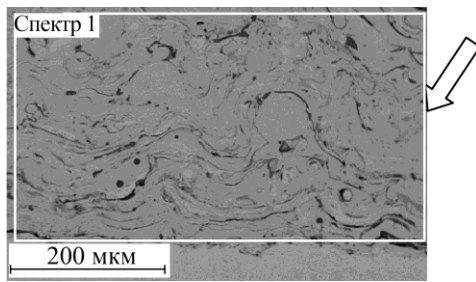
Виділення фосфідів заліза Fe_2P

Рис. 6.43. Структура ЕДП з ПД 75X16ФФ.

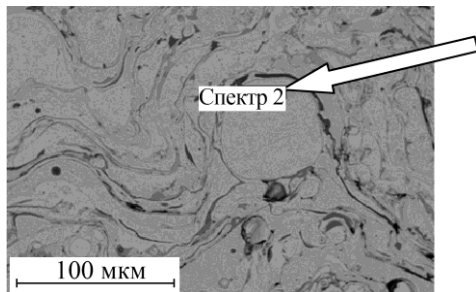
Таблиця 6.10

Хімічний склад ламелей ЕДП з ПД 75X14ФФ2Ю2

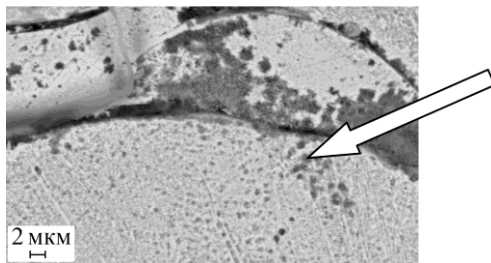
Аналіз. елемент	Вміст елемента, мас. %										Середнє знач.
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	13,5	13,8	13,4	12,6	13,3	13,7	12,5	12,1	13,1	14,3	13,23
Al	1,85	2,17	1,87	2,14	2,04	1,92	2,08	2,12	2,09	1,64	1,99
P	1,91	1,62	1,76	1,77	1,63	1,73	1,79	1,67	1,66	1,74	1,73



Элемент	Мас. %
O	6,02
Al	1,99
P	1,41
Cr	13,75
Fe	76,83



Элемент	Мас. %
O	46,13
Al	42,58
Cr	8,98
Fe	2,31



Фосфиды Fe_2P

Рис. 6.44 Структура ЕДП з ПД 75X14ФФ2Ю2.

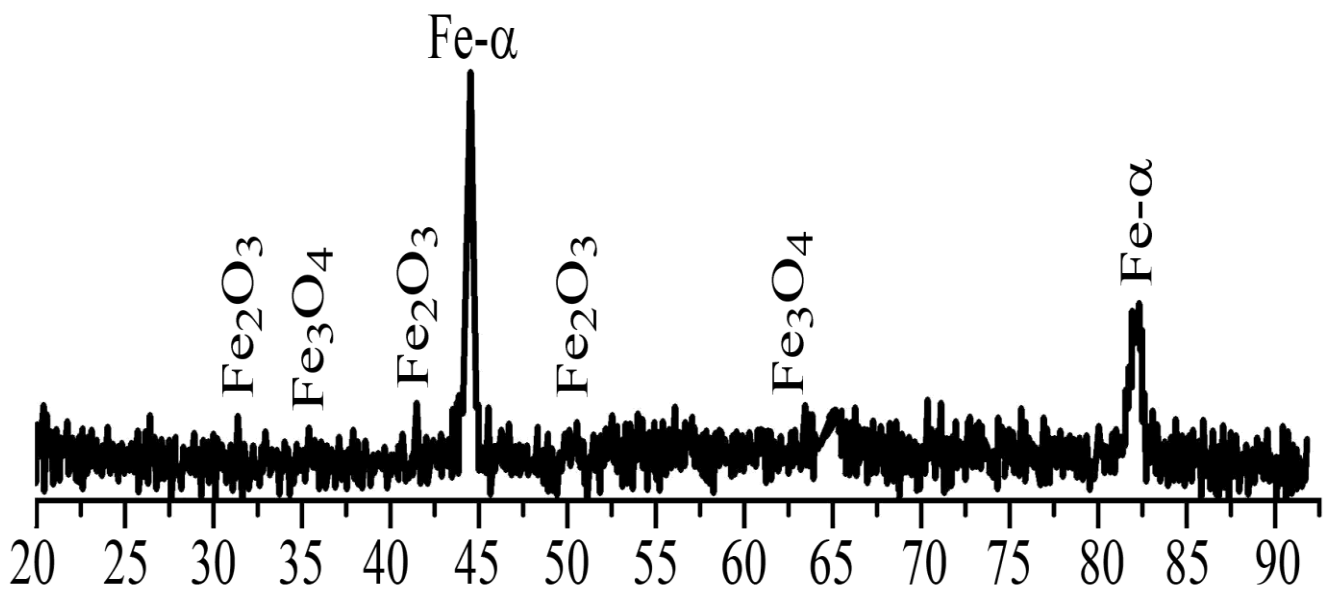
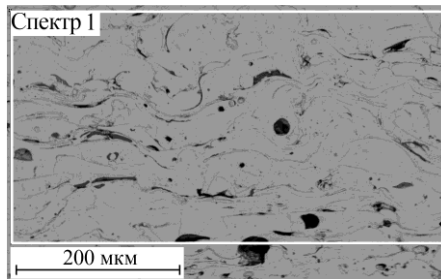


Рис. 6.45 Дифрактограма електродугового покриття з ПД 75X14ФФ2Ю2

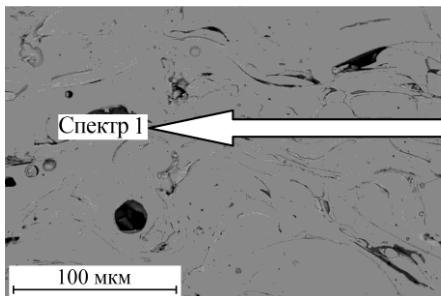
Хімічний склад ламелей ЕДП з ПД 70X18P3

Елемент	Вміст елемента, мас. %										Середнє значення
	Номер ламелі на аналізованій ділянці										
	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	
Cr	18,97	15,75	13,92	19,70	17,38	16,88	19,54	18,13	15,99	19,95	17,62

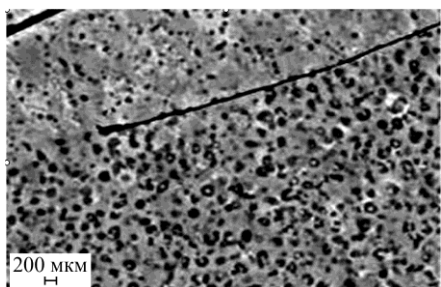
Бор у складі ферохромбору суттєво знижує вміст оксидної фази у покритті – до 3,0 мас. %. Спектральний аналіз свідчить про наявність в оксидних включеннях практично повністю алюмінію із невеличкими домішками кремнію, хрому та марганцю (рис. 6.46). Хоча Al у вигляді порошку не входить у шихту ПД, однак, він знаходиться у феросплаві ФХБ-1.



Елемент	мас. %
O	3.08
Al	0.46
Si	0.35
Cr	17.86
Fe	78.25

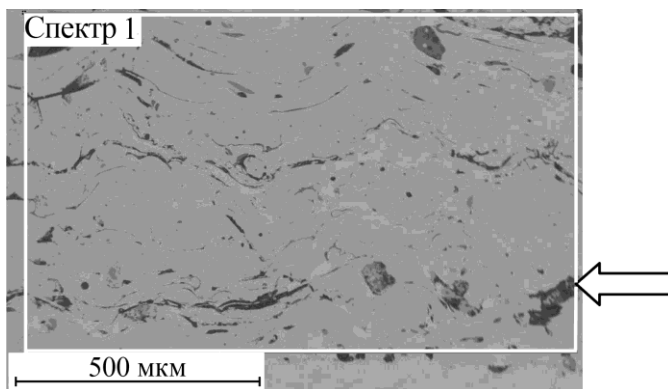


Елемент	мас. %
O	46.88
Al	38.13
Si	5.51
Cr	5.57
Mn	1.11
Fe	2.80

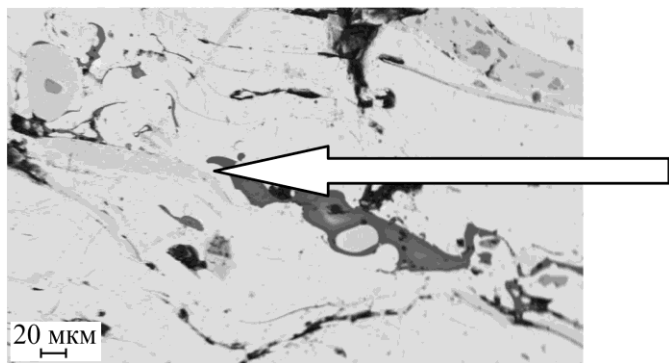


Чорні цятки – бориди FeCrB

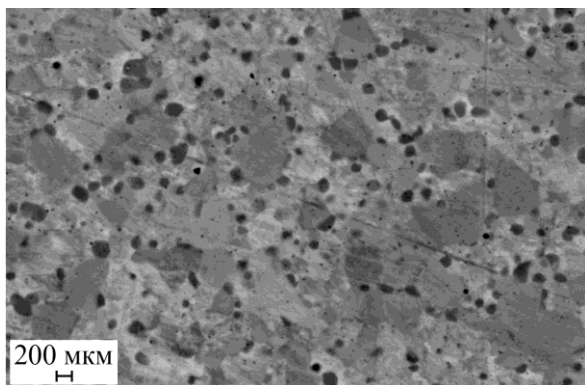
Рис. 6.46. Структура ЕДП з ПД 70X18P3.



Елемент	мас. %
O	3.0
Al	1.03
Si	1.62
Cr	24.13
Mn	0.87
Fe	69.35



Елемент	мас. %
O	46.94
Al	43.45
Si	0.87
Cr	2.44
Mn	0.95
Fe	5.35



Чорні цятки – бориди FeCrV

Рис. 6.47. Структура ЕДП з ПД 140Х24Р3ГС2Ю.

Легування шихти ПД 140Х24Р3ГС2Ю хромбором та силі комарганцем призводить до мінімальної гетерогенності покриття ($K_{\text{МГ}} = 0,05$) (табл. 6.3), суттєвого зменшення кількості оксидної фази, хоча оксидна фаза кремній та марганець практично не містить. Матрична фаза покриття складається із 70% аустеніту та 30% фериту (рис. 6.47) із мікродисперсними включеннями боридів ферохрому FeCrV діаметром до 100 нм. Дифрактограма цього ЕДП зображена на рис. 6.48.

Також, очевидно, можливі включення і боратів Ті – TiVO_3 , які складно ідентифікувати через накладання піків (рис. 6.48 і 6.49), та FeVO_3 , піки яких знаходяться за малих кутів дифракції [261].

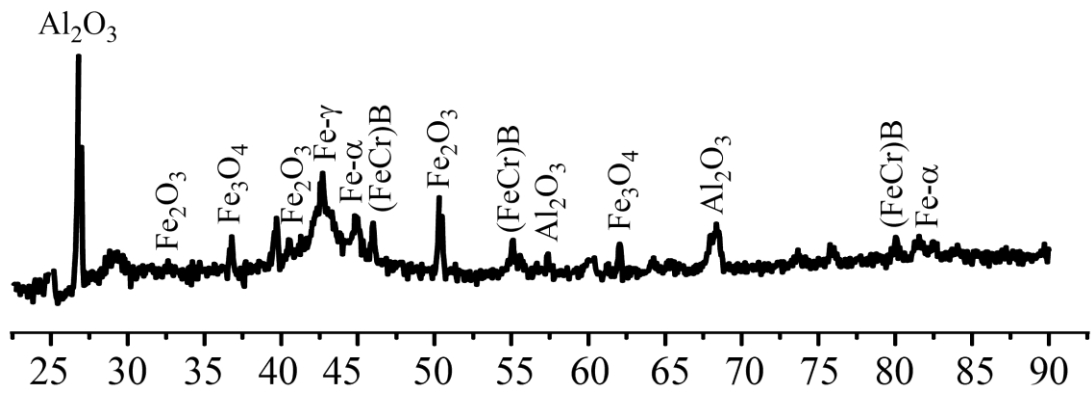


Рис. 6.48. Дифрактограма ЕДП з ПД 140X24P3Г2С2Ю.

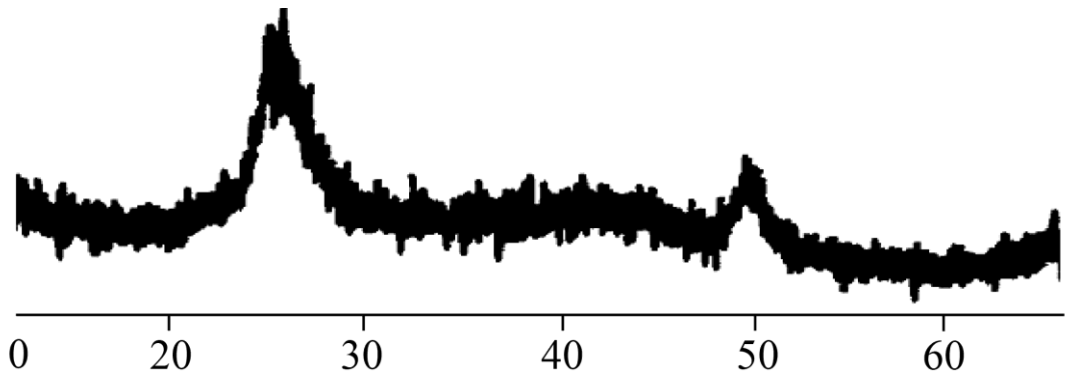
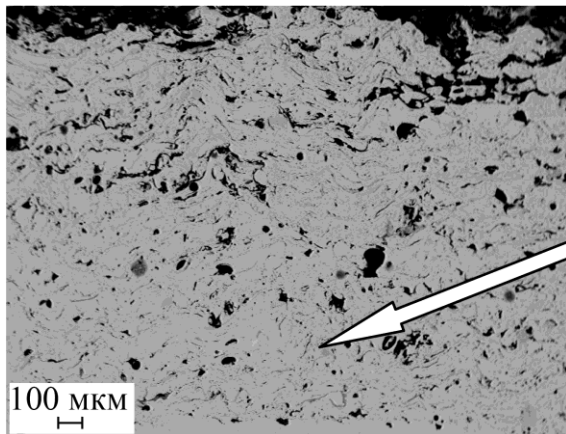
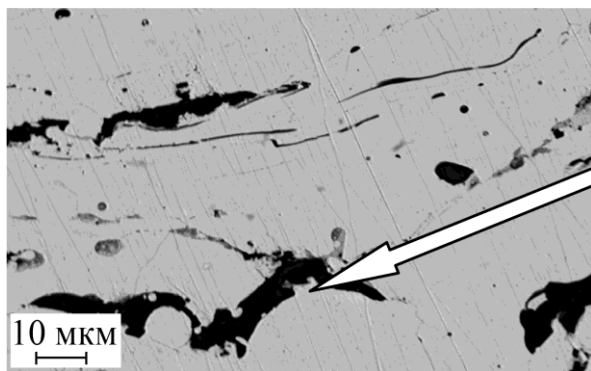


Рис. 6.49. Дифрактограма борату $TiBO_3$ [266].



Елемент	Мас. %
O	3,08
Al	1,56
Si	0,35
Cr	14,77
Fe	80,24



Елемент	Мас. %
O	49,18
Al	46,72
Cr	1,71
Fe	2,39

Рис. 6.50. Структура ЕДП з ПД 140X14P3НТЮ2.

Оксиди містять незначну кількість Cr, Fe, Si та Mn, решта Al. Звідси випливає, що за присутності Al у шихті ПД під час утворення та польоту краплин, сформованих із розплаву ПД, відбуваються алюмотермічні реакції із відновлення оксидів заліза, марганцю, хрому та кремнію, окрім титану, та виникає оксид алюмінію.

Додаток у шихту ПД 140X14P3HTЮ2 одночасно феротитану, алюмінію та нікелевого самофлюсу зменшує МГ до $K_{MG}(Cr) = 0,05$ (див. табл. 6.3). Кількість кисню знижується до мінімального значення 3,08%. Причому практично весь кисень зв'язаний в оксиди алюмінію (рис. 6.51).

Покриття із ПД 20X18P3T2Ю у нержавній оболонці зі сталі 3X13 та шихтою на основі ферохромбору із додатком феротитану складається із ламелей, розділених між собою тонкими оксидними плівками (рис. 6.51).

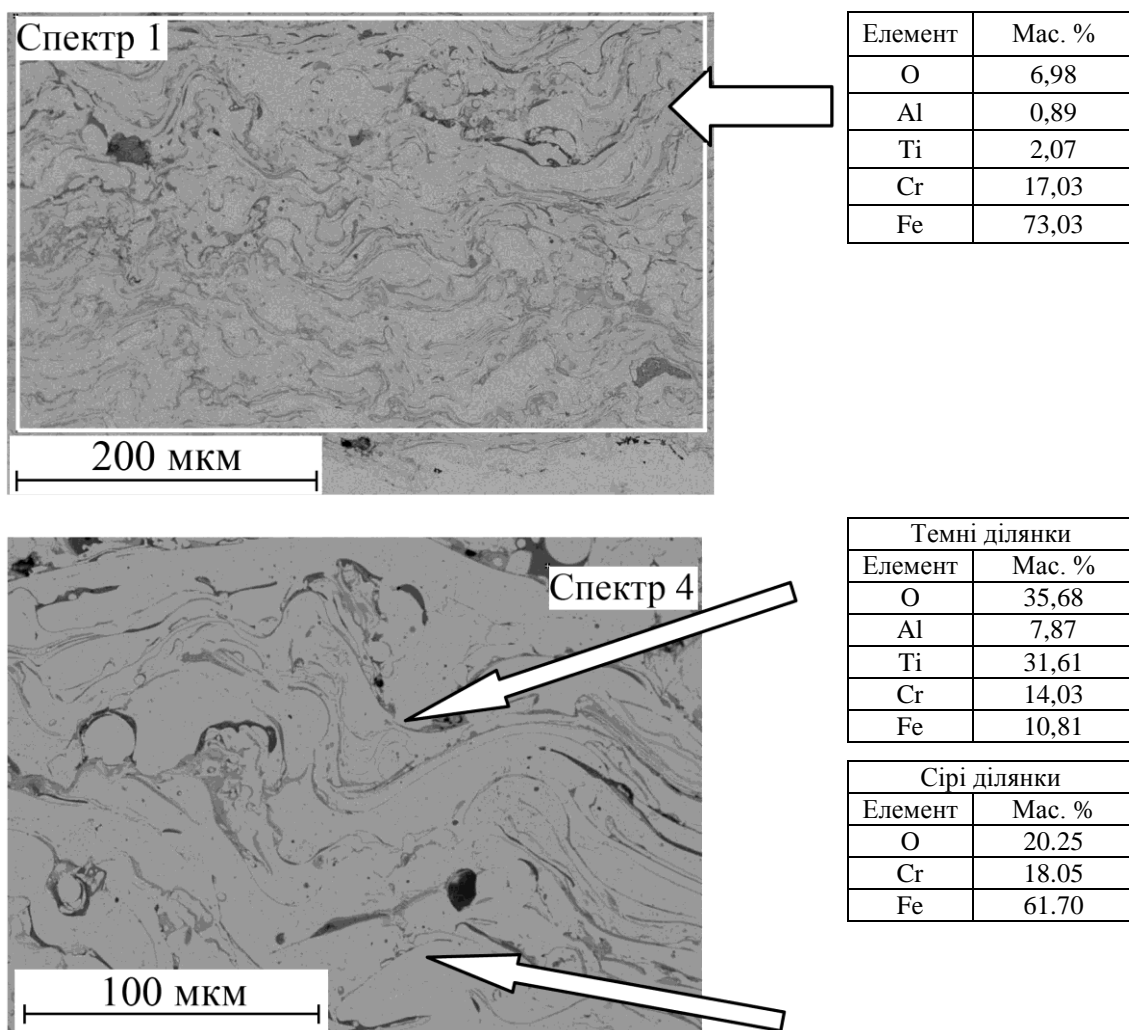
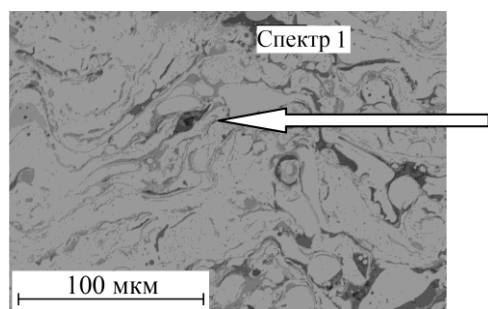
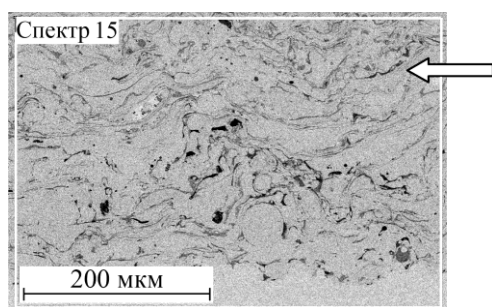


Рис. 6.51 Структура ЕДП з 20X18P3T2Ю

Оксидні плівки містять велику кількість Ti, Cr та небагато Al із ФХБ. Матрична фаза такого покриття – ферит із виділеннями боридів хрому та ферохрому (рис. 6.52). Таким чином, у ЕДП із ПД у нержавній оболонці за присутності у шихтові одночасного Ti та Al придушується утворення великої кількості оксидів, $K_{Mf}(Cr)$ такого значення ЕДП не перевищує 0,09 (див. табл. 6.3).

Додаток у шихту ПД 20X18P3T2H2 до 2 мас % с.-ф. сплаву ПГ-10Н-01 призводить до повного розчинення ферохромбору у розплаві нержавної оболонки як за додавання самофлюсу у шихту ПД в оболонці з маловуглецевої нелегованої сталі (рис. 6.52).

Матрична фаза – ферит із включеннями боридів ферохрому (рис. 6.52). У структурі покриття зустрічаються окремі ламелі, в яких видно нерозчинені первинні кристали ферохромбору.



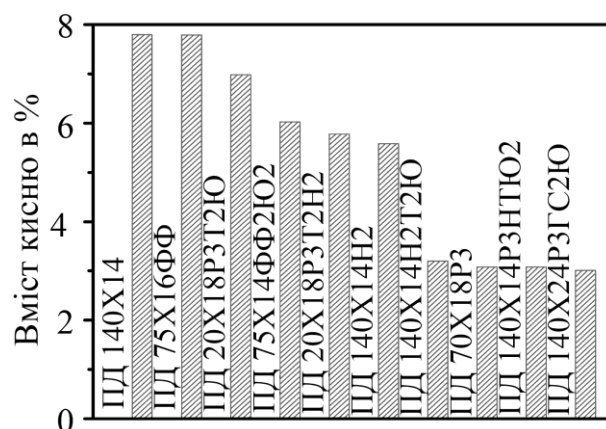
Елемент	Мас. %
O	5,78
Ti	1,72
Cr	20,24
Fe	70,06
Ni	2,20
Елемент	Мас. %
O	37,70
Al	12,37
Ti	30,24
Cr	6,50
Fe	13,19

Рис. 6.52. Структура ЕДП з ПД 20X18P3T2H2.

Аналіз одержаних даних показує, що максимальний вміст оксидів у покритті спостерігається при додаванні у шихту ферофосфору, ферохрому та феротитану (Ошибка! Источник ссылки не найден.). Якщо шихта ПД без додатків Al або Si, то у покритті формуються переважно оксиди із Cr та Fe або із їх суміші. Додаток у

шихту ПД таких елементів як Al або Si суттєво зменшує вміст оксидів у покритті, причому змінюється і їх хімічний склад, переважно утворюються оксиди алюмінію за рахунок відновлення інших оксидів до металу, а це дозволяє збільшити вміст легувальних елементів, особливо Cr, у структурі ЕДП.

Рис. 6.53. Вміст кисню в досліджуваних ЕДП у порядку згідно з таблицею 6.3.



6.3. Просочування покриттів для зменшення їх поруватості

Внаслідок швидкоплинності плавлення ПД під час ЕДН формуються покриття із високою хімічною гетерогенністю – краплини, з різним хімічним складом. В окремих ламелях покриття може мати як менш ніж 12 мас. % хрому, так і значно більше, що може викликати суттєву локальну корозію. Тому для підвищення корозійної тривкості ЕДП необхідно забезпечити їх низьку хімічну гетерогенність.

Для кращого плавлення шихтові матеріали ПД слід формувати із компонентів, що утворюють між собою евтектику. Це сприяє швидкому та повнішому сплавленню шихти та оболонки.

За отриманими результатами про локальний вміст аналізованих елементів у межах окремих ламелей покриття з ПД 140X14 (шихта ФХ800) та замірами інтегрального вмісту визначили коефіцієнт його гетерогенності $K_{\text{МГ}}(\text{Cr}) = 0,2$, а також середнє квадратичне відхилення ($K_{\text{МГ}}^2 = 0,4$). Це означає, що в окремих ламелях є дуже велика різниця (на 40%) в концентрації Cr від середньої, що дуже небажано для корозійної тривкості покриттів. Таке ЕДП з шихтою на основі лише ферохрому має високу хімічну МГ.

За додавання до складу шихти ПД 140X14H2T2Ю 650 г ферохрому ($d = 20...150 \text{ мкм}$), 75 г Cr, 70 гр ПГ 10Н-01 (само флюсу, $d \leq 40 \text{ мкм}$), Al 55 г (ПА-40, $d \leq 40 \text{ мкм}$) мікрогетерогенність покриттів суттєво знижується, а коефіцієнт $K_{\text{МГ}}$ зменшується до 0,05 (табл. 6.12). Додаток с.-ф. сплаву ПГ 10Н-01 до шихти разом із феротитаном у ЕДП з ПД 140X14H2T2Ю суттєво зменшує його хімічну МГ, при цьому забезпечується незначне відхилення концентрації Cr (5%) від середньої 14 мас. % у покритті, а середнє квадратичне не перевищує 7 мас. %.

Це підтверджує також і електрохімічна МГ, визначена методом рухомої краплі.

Таблиця 6.12

Гетерогенність покриттів із ПД

Марка ПД	Середнє арифметичне відхилення концентрації Cr в ламелях покриття, $K_{\text{МГ}}$	Середнє квадратичне відхилення концентрації Cr в ламелях покриття, $K_{\text{МГ}}^2$
140X14	0,20	0,4
140X14H2	0,08	0,08
140X14H2T2Ю2	0,05	0,07
140X14P3HTЮ2	0,05	0,08
70X18P3	0,09	0,12

Електрохімічна МГ гомогенної аустенітної сталі 08X18H10Т не перевищує 40 мВ на довжині відрізка 6 мм шліфованої поверхні, а ЕДП з ПД більша (рис. 6.54).

Це пов'язано із тим, що у структурі покриття важко забезпечити однаковий вміст Cr та інших легувальних елементів у кожній ламелі, крім цього, у його структурі є також 4...6 мас. % оксидів, які є катодними включеннями і посилюють хімічну МГ.

Однак для напилених ЕДП з ПД 140X14H2T2Ю така гетерогенність дає можливість забезпечити задовільні електрохімічні характеристики та достатню корозійну тривкість у 3%-му розчині NaCl. Хоча струми корозії таких покриттів

суттєво більші, ніж нержавної сталі 08X18H10T (табл. 6.13). Це зумовлено значно більшою площею взаємодії поверхні ЕДП (поруватість ЕДП) зі середовищем, ніж з поверхнею суцільної сталі.

Упродовж 124 год у 3%-му розчині NaCl слідів корозії на шліфованій поверхні ЕДП з ПД 140X14H2T2Ю та 140X14P3HTЮ2 не виявили. Це дає можливість стверджувати, що вони володіють підвищеною корозійною тривкістю.

Електрохімічні дослідження підтвердили, що корозійна тривкість ЕДП з ПД (зі шихтою на основі високовуглецевого ферохрому) у 3%-му водному розчині NaCl прямо пропорційна їх МГ. Зокрема, зі зменшенням коефіцієнта K_{MG} від 0,2 до 0,05 струми корозії знижуються на порядок.

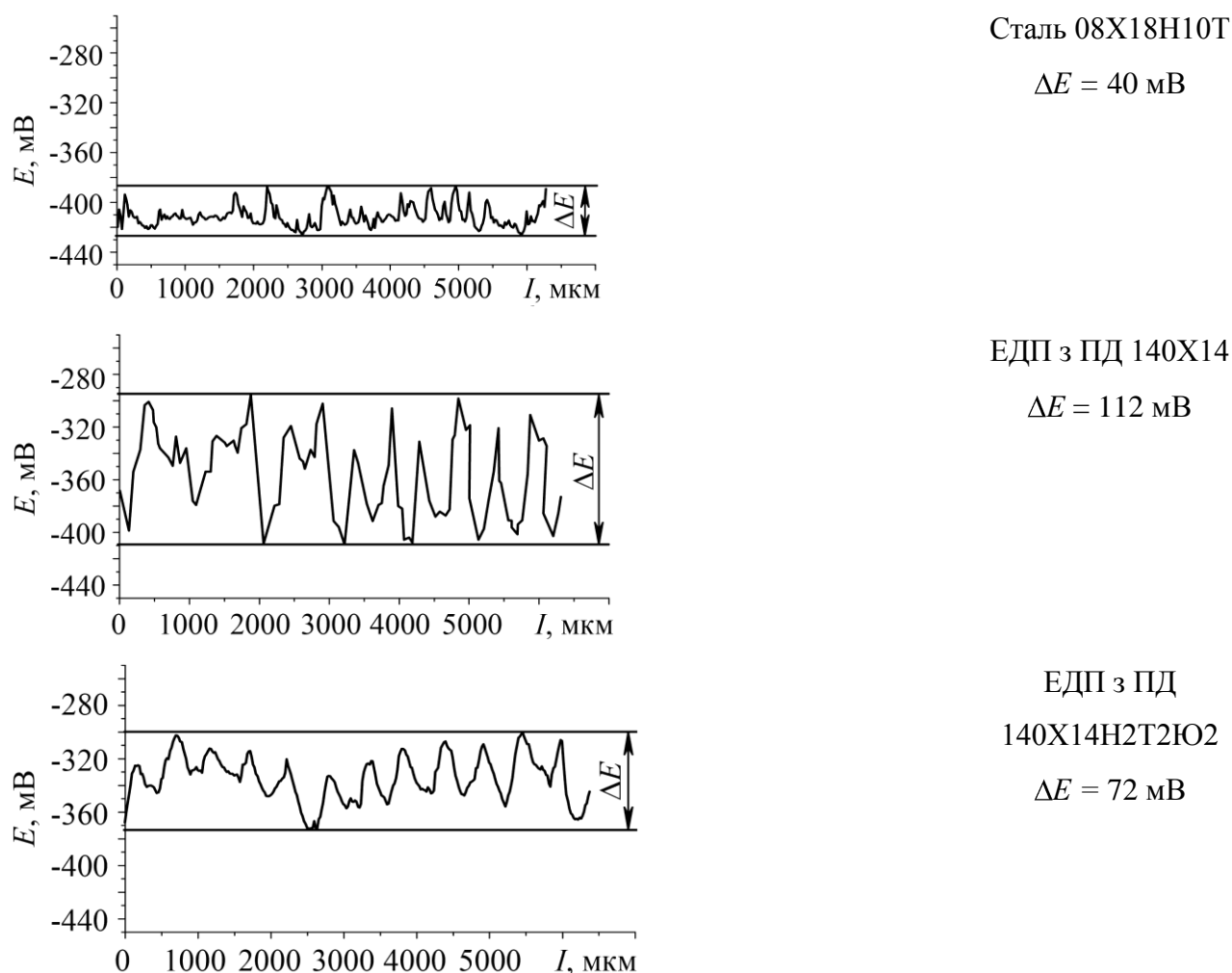


Рис. 6.54. Електрохімічна мікрогетерогенність покриттів у середовищі МЕХ.

**Електрохімічні параметри покриттів на сталі 08X18H10T
у 3%-му розчині NaCl**

Марка ПД	K_{MG}	$I_{кор},$ mA/cm^2	Електрохімічна мікрогетерогенність $\Delta E, mV$
140X14	0,2	0,014	112
140X14H2T2Ю	0,05	0,001395	72
140X14P3HTЮ2	0,05	0,005	62
140X24P3GC2Ю	0,05	0,0004	66
75X14ФФ2Ю2	0,07	0,008	75
Напиленна 08X18H10T	–	0,0004	–
Моноліт 08X18H10T	–	0,0001	40

Необхідно відмітити те, що матричною структурою покриттів, сформованих із ПД зі шихтою на основі ферохрому, є тверді розчини вуглецю, хрому, титану, алюмінію та 5...15% оксидів переважно алюмінію та титану.

У ЕДП практично весь хром знаходиться у твердому розчині. Тому за малої гетерогенності покриття вміст хрому 14 мас. % забезпечує високу корозійну тривкість покриттів.

Під час напилення ЕДП з ПД зі шихтою на основі ферохромбору або інших боровмісних сполук у них відразу формується структура із виділеннями боридів на основі хрому. У цьому випадку частина хрому йде на утворення боридів і в твердому розчині їх стає менше, ніж 12 мас. %, через що корозійна тривкість покриття знижується. Тут кількість хрому у покритті, за мінімальної МГ необхідно збільшувати. Це забезпечить достатньою кількістю боридів у покритті, а отже, збільшить твердість та зносостійкість покриття і забезпечить необхідний вміст (≥ 12 мас. %) хрому у твердому розчині покриття. Зокрема, з ростом вмісту хрому від 14 до 22 мас. % у покриттях з ПД 140X14P3HTЮ2 та 140X24P3GC2Ю корозійна тривкість підвищується на порядок (табл. 6.14). Характер поляризаційної кривої для покриття із ПД 140X24P3GC2Ю свідчить про низькі значення струмів корозії у 3%-му NaCl, проте протяжність пасивної ділянки на анодній вітці незначна на відміну від листової сталі 08X18H10T, яку приймали за еталон. Такий характер анодної вітки поляризаційної кривої покриття

обумовлений поруватістю ЕДП і, як наслідок, збільшенням площі взаємодії середовища із покриттям та ускладненням постачання кисню в пори покриття.

Таблиця 6.14

Склад оксидної фази у покриттях

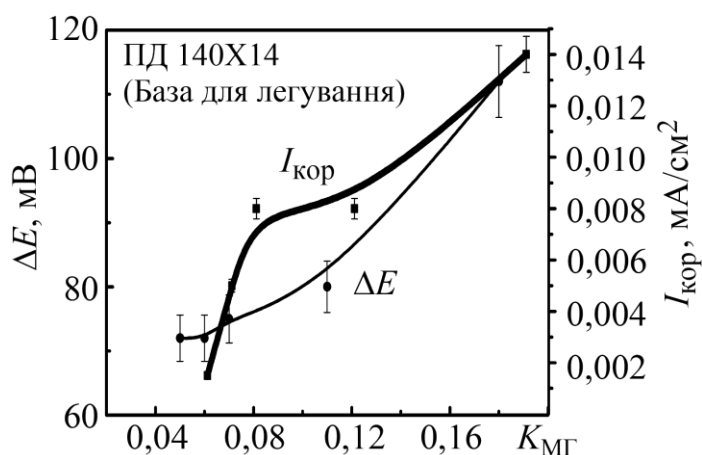
Марка ПД	Склад оксидів
140X14	4...6 мас. % Cr_2O_3 (68 мас. % Cr) + Fe_2O_3
140X14P3HTЮ2	4...6 мас. % Al_2O_3 + Fe_2O_3 + $\text{TiO}_2 \cdot \text{Cr}_2\text{O}_3$
140X14H2TЮ	4...6 мас. % Al_2O_3 + TiO_2

Корозійну стійкість досліджуваних ЕДП підвищують легуванням шихти ПД ферито-стабілізуючими елементами – Cr, Al, Ti та P. Однак кількість фериту у структурі ЕДП необхідно регулювати в певних межах. Для цього забезпечили:

Для створення зносостійких ЕДП з підвищеною корозійною тривкістю у складі шихти ПД необхідні вуглецевмісні або борвмісні феросплави (ферохромбор, високовуглецевий ферохром), які забезпечують не менше 14 мас.% Cr, а їх розмір не перевищує 150 мкм.

Вже за вмісту 2 мас. % Al у шихті ПД ($\text{Cr} > 13\%$) утворюється ЕДП, у структурі якого є 20 % фериту. Це призводить до зменшення твердості (втрати зносостійкості), підвищення хімічної гетерогенності внаслідок появи у фериті хромовмісних карбідів $(\text{FeCr})_{23}\text{C}_6$, через що зменшується вміст Cr у твердому розчині (погіршується корозійна тривкість). Тому, хоча Al у шихті ПД суттєво підвищує адгезивну міцність ЕДП, проте його вміст слід обмежувати до 2 мас. %.

Рис. 6.55. Залежності $I_{\text{кор}}$ та електрохімічної МГ від коефіцієнту $K_{\text{МГ}}$ в 3%-му NaCl.



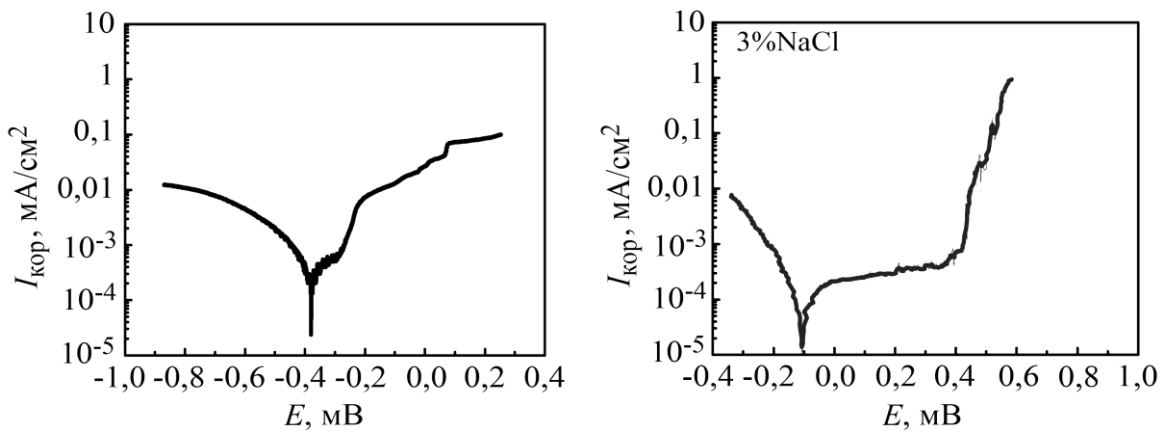
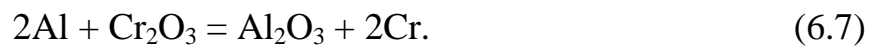


Рис. 6.56. Характер поляризаційної кривої ЕДП з ПД 140X24P3GC2Ю (а) та листової нержавної сталі 08X18N10Т Б(б) у 3%-му NaCl.

Однак під час ЕДН у структурі покриттів утворюється 6...16% оксидів. В ЕДП з ПД 140X14 – переважно оксиди хрому (табл. 6.14).

Як бачимо (рис. 6.57) вільна енергія Гіббса Ti та Al негативніша, ніж Cr, тому під час плавлення ПД 140X14Н2Т2Ю титан найшвидше взаємодіятиме з киснем та утворюватиме оксиди титану. Той кисень, що залишився, буде зв'язаний алюмінієм в оксиди Al, а оксиди Cr, що встигли утворитись, відновлюватимуться до вільного Cr внаслідок алюмотермічної реакції



Отже, додаток ≤ 2 мас. % Al разом із ≤ 2 мас. % Ti у шихту хромовмісного ПД повністю унеможливилює утворення оксидів Cr під час ЕДН, тому весь хром, закладений в шихту, знаходитиметься в твердому розчині (матриці) ЕДП, а гетерогенність такого ЕДП не переважатиме 5%.

Для корозійної тривкості напилених електродугових покриттів також важлива відкрита поруватість, так як корозивне середовище проникає через наскрізні пори до основи. При цьому виникають умови для підплівкової корозії і, як наслідок, покриття відшарується від основи. На поруватість покриття впливає тиск розпилу повітряного струменя. Зокрема, з його збільшенням від 0,3 до 0,65 МПа зменшується не тільки поруватість, а і ширина наскрізних пор (табл. 6.15, рис. 6.57) Для встановлення часу проникнення середовища до основи зі сплаву

Д16Т вимірювали електродні потенціали покриттів, шліфованих на товщину 1000 мкм і занурених у середовище “кислого дощу”.

Таблиця 6.15

Вплив поруватості електродугових покриттів із ПД 140X14Н2Т2Ю на площу їх взаємодії зі середовищем

Тиск повітряного струменя P , МПа	Відкрита об’ємна поруватість, %	Середня товщина пори, мкм	Площа взаємодії з середовищем, см ²
0,3	3,0	20	15
0,5	2,4	10	10
0,7	2,0	5	7

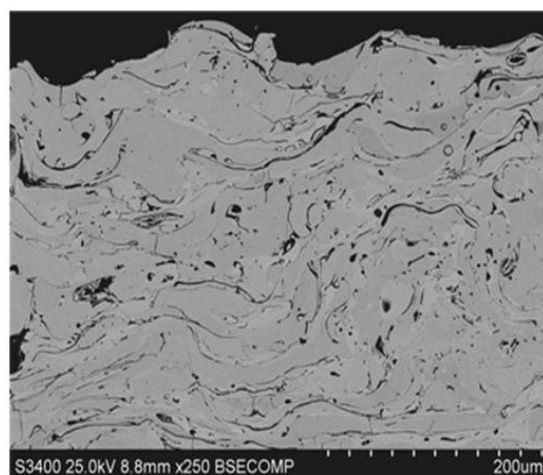
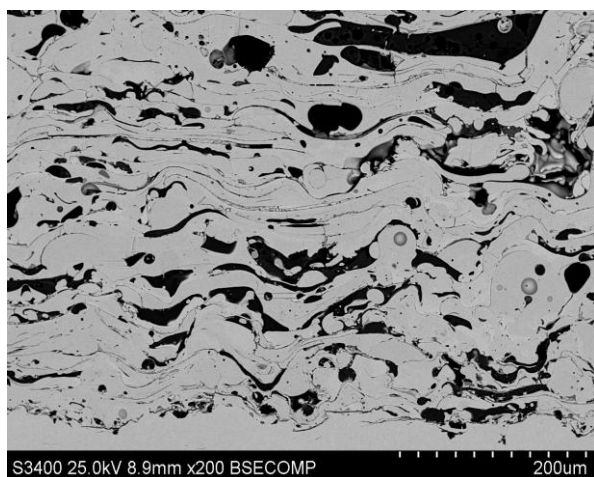


Рис. 6.57. Структура ЕДП з ПД 140X14Н2Т2Ю Тиск повітряного струменя: а – $P = 0,7$ МПа; б – $P = 0,3$ МПа.

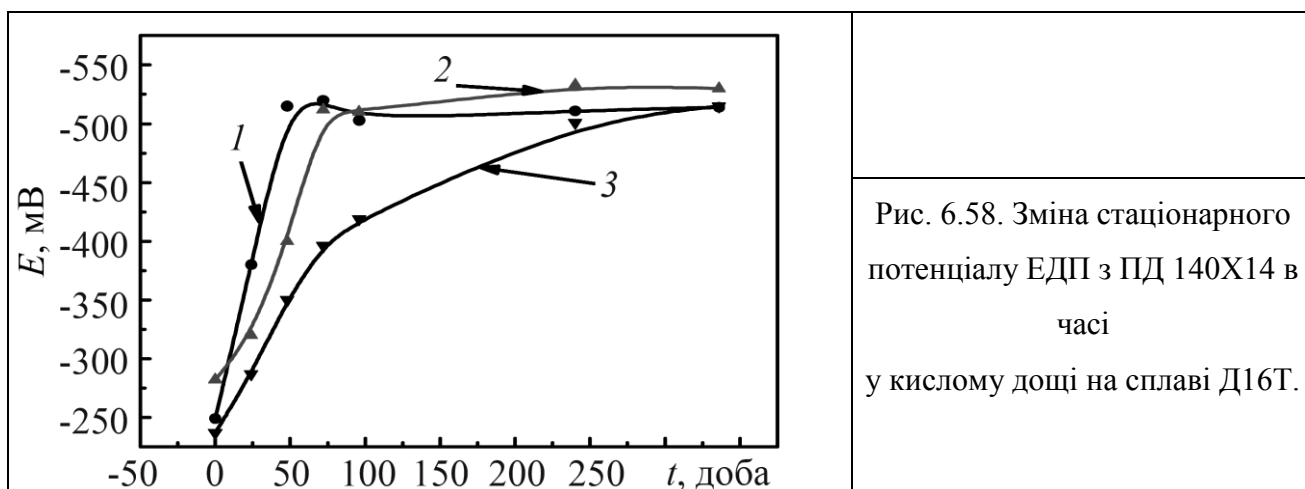


Рис. 6.58. Зміна стаціонарного потенціалу ЕДП з ПД 140X14 в часі у кислому дощі на сплаві Д16Т.

Як видно із рис. 6.58, електродний потенціал всіх покриттів зростає і через 72 год стабілізується. Це свідчить про те, що середовище проникло до основи ЕДП.

Через 60...360 діб залежно від середовища покриття відшаровується від основи внаслідок утворення продуктів корозії на межі між ним та основою. Що менша ширина пор, то довше середовище проникає до основи (рис. 6.59). Зокрема, за ширини пор 20 мкм – за 48 год, а при 5 мкм – через 240 год. Таким чином, електродугові покриття не можуть забезпечити достатню корозійну тривкість металевих конструкцій внаслідок їх природної поруватості.

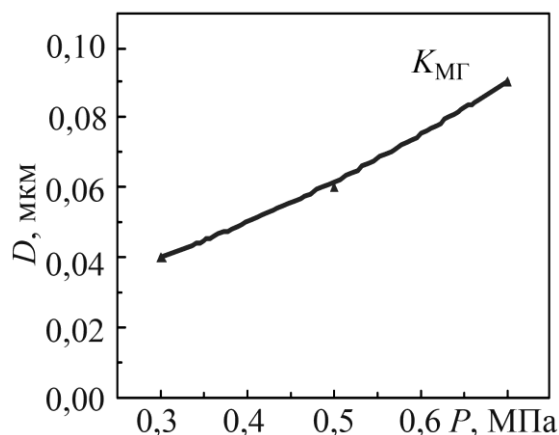


Рис. 6.59. Залежність коефіцієнту $K_{MГ}$ від тиску розпилю повітряного струменя.

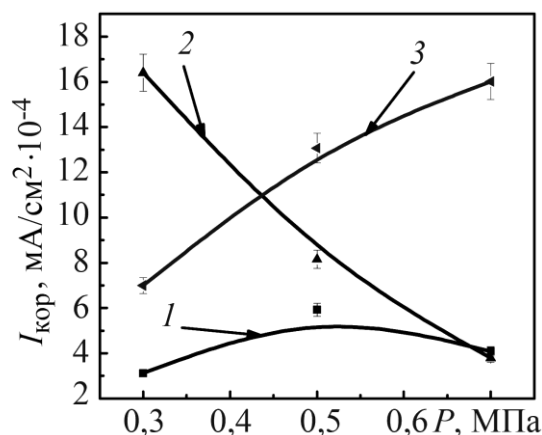


Рис. 6.60. Залежності струмів корозії ЕДП з ПД та 08X18N10T монолітної нержавної сталі від тиску розпилю повітряного струменя.

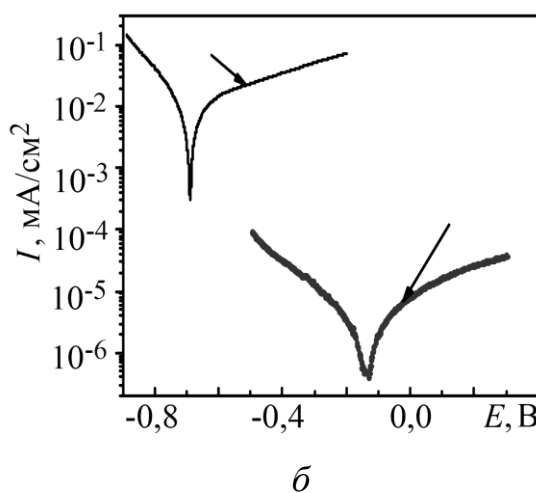
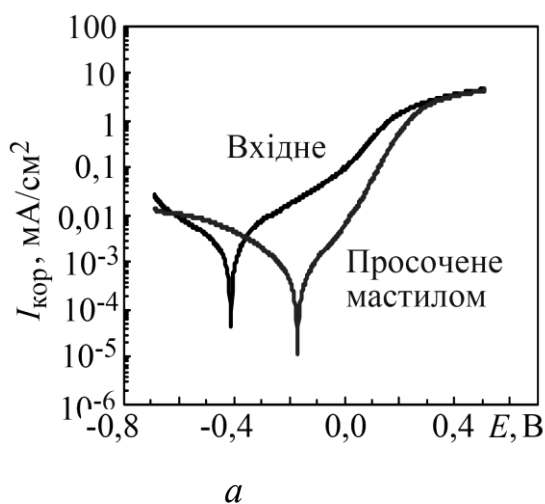


Рис. 6.61. Вплив просочування ЕДП з ПД 140X14 на характер поляризаційної кривої за просочування мінеральним мастилом I-20 у 3%-му NaCl (а) та 3%-м емульсолем у кислому дощі (б).

Необхідно відмітити, що зі збільшенням тиску розпилювання повітряного струменя під час ЕДН покриттів з ПД зростає їх МГ (рис. 6.59), а корозійна

тривкість погіршується. Зокрема, з підвищенням тиску від 3 до 7 МПа струми корозії в 3-му NaCl зростають утричі (рис. 6.60).

Для покриттів зі суцільного дроту 08X18H10T такого не виявили. Тут струм корозії не залежить від тиску повітряного струменя, за якого напилене покриття, так як при цьому його МГ не змінюється. Така залежність спостерігається лише до трьох діб, поки середовище не проникло до основи. В подальшому струми корозії залежатимуть від виду матеріалу основ, тобто його корозійної тривкості.

Щоб запобігти проникненню робочого середовища всередину покриття та до основи, ЕДП попередньо просочували мінеральною оливою I-20, синтетичною оливою Castrol magnetic 10W40, 3%-им емульсолем марки Hydroway 1060 та кремнійорганічним лаком, які використовують як робочі середовища в гідроциліндрах різного призначення. Вплив просочування ЕДП з ПД 140X14 мастилом та 3%-им емульсолем на характер поляризаційної кривої у 3%-му NaCl ілюструє рис. 6.61.

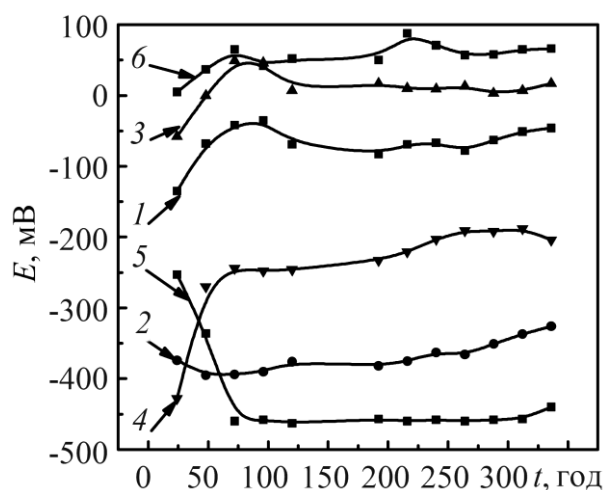


Рис. 6.62. Зміна електродного потенціалу ЕДП з ПД 140X14 з часом залежно від виду просочувальної рідини у середовищі кислого дощу.

Результати, наведені на (рис. 6.62), свідчать, що просочування мінеральною оливою I-20 не змінює електродний потенціал сталі ($E = 400$ мВ) у 3%-му NaCl. Це означає, що вода проникає до сталевій основи, на яку напилують покриття. Просочування кремнійорганічним лаком із часом експерименту ушляхетнює електродний потенціал покриття, проте недостатньо. Він також не припиняє зовсім доступу води до середини покриття та основи. Просочування оливою 10W40 та емульсолем Hydroway 1060 ефективно ушляхетнює електродний потенціал до позитивних значень (рис. 6.62). Це означає, що ці два компоненти не тільки зупиняють доступ води всередину покриття та сталевій основи, а також

ефективно інгібують як поверхню покриття, так і міжламельні його порожнини. Висока ефективність оливи 10W40 та емульсолу Hydroway 1060 зумовлена присутністю у них інгібіторів.

Аналіз результатів досліджених ПД, наведених у табл. 6.14, свідчить, що ЕДП з ПД 140X14Н2Т2Ю, 140X14РЗНТЮ2 та 140X2РЗГС2Ю на основі ферохрому та ферохромбору із додатками компонентів, що утворюють легкоплавкі евтектики між компонентами шихти та оболонки (самофлюс ПГ-10Н-01, ферокремній та феромарганець), мають низький коефіцієнт МГ ($K_{\text{МГ}} = 0,05$), низьку електрохімічну МГ ($\Delta E = 60 \dots 75$ мВ) та корозійну тривкість на рівні нержавної монолітної сталі ($I_{\text{кор}} = 0,001 \dots 0,0004$ мА/см²). Після попереднього просочування інгібіторами корозійна тривкість таких покриттів зростає ще на порядок.

Розділ 7

ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ ІЗ РІЗНОРІДНИХ ДРОТІВ

7.1. Методика напилення покриттів

Покриття напиляли на сталеві циліндричні зразки діаметром 40 та товщиною 12 мм як із двох однакових електродних ПД хімічного складу № 1 та 2 відповідно (20% Cr + 0,4% C + 4% B) та (2%Cr + 2,5% C + 0,5%B), так і з двох різнорідних: суцільних Св08 і 65Г (СД) та порошкових ПД № 1 і 2 у парах: ПД № 1 + +65Г, ПД № 2 + 65Г, ПД № 1 + Св08, ПД № 2+ Св08 (табл. 7.1).

Таблиця 7.1

Матеріали для шихти порошкових дротів ПД-АН-305 та ПД-АН-307

Назва матеріалу	Марка	ГОСТ або ТУ	Хімічний склад, мас. %
Ферохром	ФХ	ГОСТ9849-74	C-73; Cr-8,3, S-0,015, P-0,014, Fe-18,7
Феросиліцій	ФС-12	ГОСТ 6534-73	
Феромарганець	ФМ	ГОСТ 7532-84	
Мармур	М-1	ТУ 76-34-78	
Залізний порошок	ПЗ	ГОСТ 9849-74	C-0,083; Si-0,15; Mn-0,4; S-0,15; P-0,02; Fe-99,215
Лігатура	ФХБ	ТУ95.14.10-93	Cr-50; B-20; Al-7; Ti-3; Fe-20

Таблиця 7.2

Хімічний склад порошкових дротів

Тип дроту	Fe	C	Cr	B	Si	Mn	Інші
№ 1 – ПД-АН-305	93,4	2,5	1,5	0,5	1,1	0,8	0,2
№ 2 – ПД-АН-307	75,5	0,75	20	2,5	1,0	0,6	0,2
Суцільнотягнутий дріт Св08	98,74	0,1	0,15	–	0,03	0,6	0,38
Суцільнотягнутий дріт 65Г	97,13	0,7	0,25	–	0,37	1,2	0,35

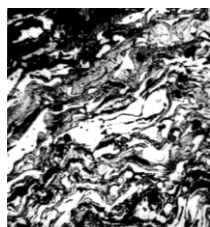
Коефіцієнт тертя покриттів визначали на стандартній установці СМЦ-2 за схемою “диск–колодка” з неперервним записом показів індукційного давача на діаграмній стрічці. Матеріал контртіла – бронза БрС-30. Навантаження змінювали від 1 до 10 МПа з кроком 1 МПа. Шлях тертя 1 км.

Об’ємну температуру контртіла заміряли хромельалюмелевою термопарою, вмонтованою на відстані 0,5 мм від поверхні тертя.

7.2. Структура та механічні характеристики покриттів з різнорідних дротів

Під час напилення покриттів із двох різнорідних дротів на сталевій основі формується покриття, яке має типову ламелярну будову. Розплавлені краплини, які утворюються із розплаву СД та ПД, ударяючись об поверхню основи, сильно сплющуються, кристалізуючись на ній у вигляді лусок-ламелей. Краплини, сформовані із розплаву електродного дроту з суцільного та порошкового, не взаємодіють між собою у розплавленому стані. Тому структура покриття – це два різні каркаси із краплин сталі та твердої матриці із краплин ПД.

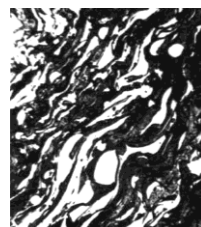
Під час нанесення у газотермічних покриттях виникають великі напруження розтягу і за товщини $\geq 0,5$ мм вони можуть викликати появу мікротріщин і, як наслідок, відшарування покриття від основи, особливо це стосується твердих зносостійких покриттів. Два каркаси м’якої та твердої матриці у покритті призводять до різкого зменшення напруження розтягу шляхом пластичної деформації у м’яких складниках КП.



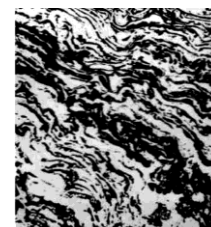
ПД-АН-305 + Св08



ПД-АН-305 + 65Г



ПД-АН-307 + Св08

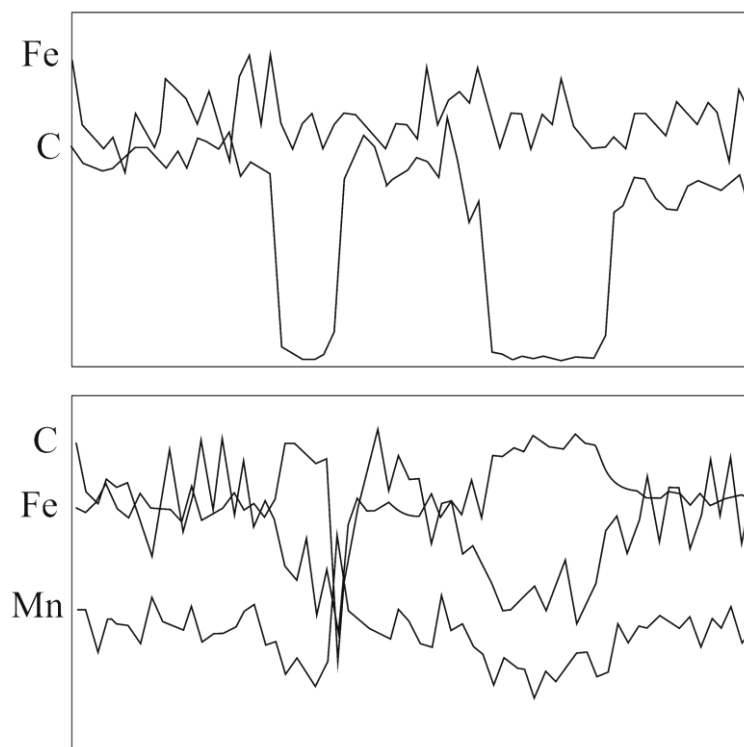


ПД-АН-307 + 65Г

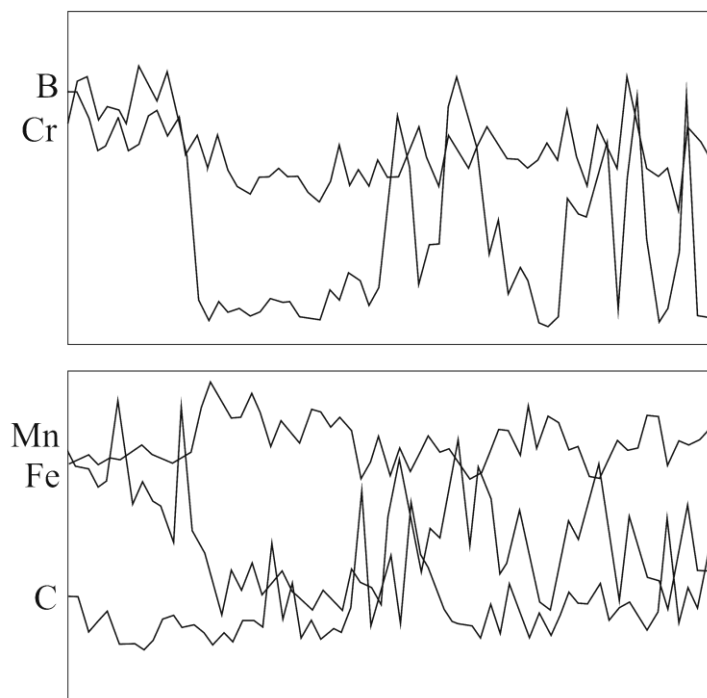
Рис. 7.1. Мікроструктура покриття з дротів ПД-АН-305 + Св08 ($\times 100$).

У структурі покриття із ПД-АН-305 + Св08 чітко видно дві групи ламелей (рис. 7.1). Ламелі, які травляться у сірий колір, мають мікротвердість 1500...3000 МПа і сформовані із краплин сталі Св08, ламелі, які не травляться, володіють

більшою мікротвердістю – 5000–7000 МПа та мають більший вміст легувальних елементів – хрому та бору, що підтверджує мікрорентгеноспектральний аналіз розподілу елементів в покритті (рис. 7.2).



a

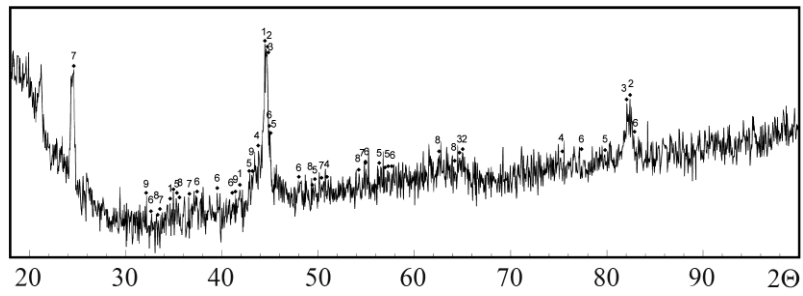


б

Рис. 7.2. Розподіл елементів у покриттях ПД-АН-305 + Св08 (*a*) та ПД-АН-307 + 65Г (*б*).

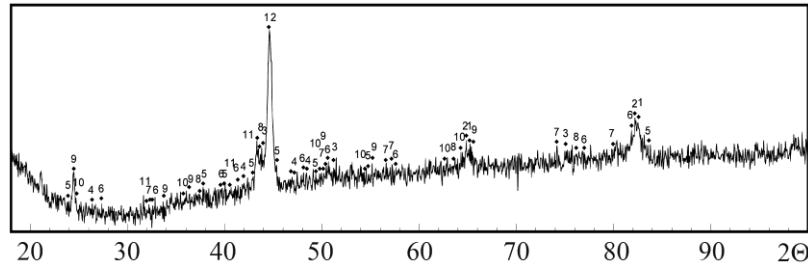
На межах ламелей розташовані тонкі прошарки оксиду Fe_2O_3 та сліди оксидів Cr_2O_3 та V_2O_3 . Зі зміною сталі Св08 на 65Г ні структура, ні фазовий склад покриття, ні розподіл елементів не змінюються (рис. 7.2, табл. 7.2). Однак зменшується міцність зчеплення із 35...38 до 30...35 МПа, міцність на розрив – із 220 до 200 МПа, напруження розтягу – із 100 до 80 МПа. Розподіл елементів, як і в першому випадку, свідчить, що в білих ламелях є значно більше хрому у вигляді закристалізованих краплин ПД. Рентгеноструктурним аналізом в ламелях, сформованих із ПД-АН-305, виявлено такі основні фази: твердий розчин Cr, Mn, Si у Fe- α , достатня кількість твердого розчину цих елементів у Fe- γ , незначна кількість оксиду Fe_2O_3 та сліди Cr_2O_3 та V_2O_3 . У ламелях, сформованих із СД, основна фаза – це твердий розчин вуглецю в Fe- α (для сталі 65Г це пересичений твердий розчин – мартенсит) і значна кількість оксиду заліза Fe_2O_3 . Поліпшення механічних характеристик покриття зі заміною сталі 65Г на Св08 зумовлено повнішою релаксацією напружень розтягу шляхом пластичної деформації м'якої матриці (Св08) під час кристалізації та остигання.

У структурі покриття ПД-АН-307 + Св08 також виявили дві групи ламелей. Ламелі, які після травлення сірого кольору, мають мікротвердість 1500...3000 МПа і сформовані із розплаву дроту Св08, а ті, які не травляться, мають мікротвердість 6000...10000 МПа і сформовані із ПД-АН-307. Це підтверджує мікрорентгеноспектральний аналіз розподілу елементів у покритті. Піки максимумів вмісту хрому у покритті відповідають білим ламелям, а піки максимумів вмісту заліза – сірим. Рентгеноструктурним фазовим аналізом виявлено, що в ламелях, сформованих із ПД-АН-307, є такі основні фази: твердий розчин Cr, Mn, Si у Fe- α (табл. 7.2.), незначна кількість твердого розчину цих елементів у Fe- γ , достатня кількість боридів Fe_2B_3 та FeB, оксид заліза Fe_2O_3 та сліди Cr_2O_3 , V_2O_3 , які забезпечують високі механічні характеристики (табл. 7.3). У ламелях, сформованих із СД Св08 та 65Г, основна фаза – це твердий розчин вуглецю в Fe- α (для 65Г пересичений твердий розчин – мартенсит) і значна кількість оксиду заліза Fe_2O_3 (рис. 7.3–7.5).



a

1 – $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$; 2 – $\text{Fe}_{\square\text{f}}$; 3 – $\text{Fe}_{\square\text{m}}$; 4 – Fe ; 5 – Fe_2B ; 6 – FeB ; 7 – Cr_2O_3 ;
8 – Fe_2O_3 ; 9 – B_2O_3

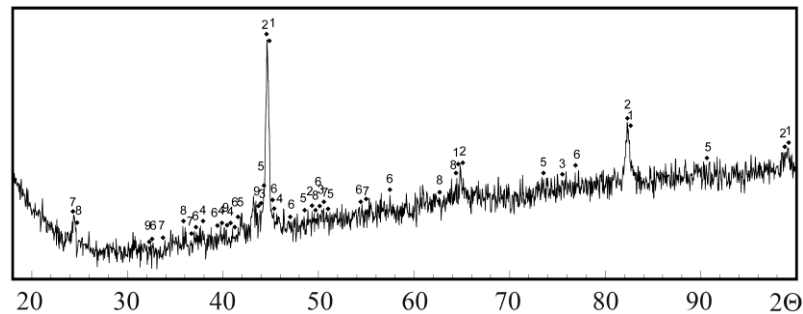


б

1 – Fe_{f} ; 2 – Fe_{m} ; 3 – Fe ; 4 – FeCr ; 5 – Fe_3C ; 6 – FeB ; 7 – Fe_2B ; 8 – CrN ;
9 – Cr_2O_3 , 10 – Fe_2O_3 , 11 – B_2O_3

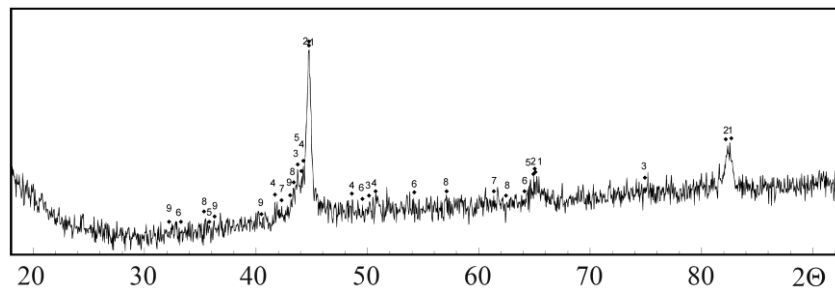
Рис. 7.3. Дифрактограми покриттів з пар електродних дрітв:

a – 65Г + ПД-307; *б* – Св08 + ПД-307.



1 – Fe_{f} ; 2 – Fe_{m} ; 3 – Fe ; 4 – Fe_3C ; 5 – $(\text{Fe, Cr})_{23}\text{C}_6$; 6 – Fe_2O_3 ; 7 – Cr_2O_3 ;
8 – Fe_2O_3 ; 9 – B_2O_3 .

Рис. 7.4. Дифрактограма покриття з пар електродних дрітв 65Г + ПД-305.



1 – Fe_{f} ; 2 – Fe_{m} ; 3 – Fe ; 4 – Cr_{23}C_6 ; 5 – Cr ; 6 – Fe_2O_3 ; 7 – FeO ; 8 – Fe_3O_4 ; 9 – B_2O_3

Рис. 7.5. Фазовий склад покриттів з пар електродних дрітв Св08 + ПД-305.

Механічні характеристики та фазовий склад КП

Характеристики	Композиційні покриття				
	ПД-305 + + Св08	ПД-305 + + 65Г	ПД-307 + + Св08	ПД-307 + + 65Г	ПД-307 + + ПД-307
Міцність зчеплення $\sigma_{зч}$, МПа	35...38	30...35	40...44	38...42	20...25
Міцність на розрив σ_B , МПа	220	200	260	240	140
Максимальні колові напруження розтягу $\sigma_{кол}$, МПа	70	100	70	100	250
Мікротвердість м'якої матриці (Св08, 65Г) Нц, МПа	1500...3000	3000...4500	1500... 3000	3000... 4500	
Мікротвердість твердої матриці (ПД-305, ПД-307), Нц, МПа	5000...7000	5000...7000	6000... 10000	6000... 10000	6000... 10000
Фазовий склад покриттів	Fe α , Fe γ , (FeCr) ₂₃ C ₆ , Fe ₂ O ₃ , сліди Cr ₂ O ₃ , B ₂ O ₃	Fe α , Fe γ , Fe ₃ C, (FeCr) ₂₃ C ₆ , сліди Cr ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ , B ₂ O ₃	Fe α , Fe ₂ B, FeB, Fe ₂ O ₃ , сліди Cr ₂ O ₃ , CrN, B ₂ O ₃	Fe α , Fe γ , Fe ₃ C, FeB, Fe ₂ B, сліди Cr ₂ O ₃ , Fe ₂ O ₃ , B ₂ O ₃	

7.3. Абразивна зносостійкість покриттів із різнорідних дротів

Абразивна зносостійкість покриттів під час випробувань незакріпленим абразивом. Встановили, що зносостійкість покриттів, сформованих із двох різнорідних дротів, під час випробувань незакріпленим абразивом, суттєво нижча, ніж еталона – сталі ШХ15 (HRC 60), а також покриття, одержаного зі серійних ПД АН-307 та ФМІ-2 (рис. 7.6).

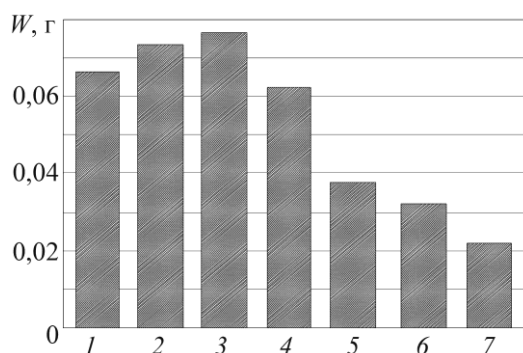


Рис. 7.6. Знос зразків незакріпленим абразивом: 1–4 – покриття з досліджуваних ПД №: 1 – ПД АН-305 + Св08; № 2 – ПД АН-305 +65Г; № 3 – ПД АН-307 + Св08; № 4 – ПД АН-307 +65Г 5 – гартована сталь ШХ15; 6 –з ПД АН-307; 7 – з ПД ФМІ-2,

Невисока зносостійкість покриттів № 1–4 зумовлена їх формування із краплин розплавів ПД і СД. За електродугового напилення покриттів кожен із дротів плавиться окремо, не формуючи однорідної розплавленої ванни. Покриття складаються із ламелей з високою мікротвердістю (500...600 HV_{100}), утворених із краплин розплаву ПД, ламелей низької мікротвердості – (180...300 HV_{100}), сформованих із краплин розплаву СД 08, а також з ламелей з проміжною мікротвердістю (315...400 HV_{100}), сформованих із краплин розплаву дроту 65Г. Хоча мікротвердість ламелей з дроту Св08 у покритті суттєво менша, ніж з 65Г, проте, як свідчить фазовий аналіз, краплини із дроту Св08 під час польоту до напилюваної поверхні сильно окиснюються, а із дроту 65Г – менше, оскільки вуглець із сталі вигоряє в першу чергу, захищаючи так від окиснення. Тому у покриттях № 3 та 4, сформованих із СД Св08 та

ПД-АН-307, кількість оксидів заліза досягає 15%, а мікротвердість їх становить $\sim 700 HV_{100}$.

Під час випробувань на знос незакріпленим абразивом у першу чергу зношуються м'які ламелі, утворені із розплавів дротів Св08 та 65Г (рис. 7.6). Рельєф покриття після досліджень вказує на те, що після зношування м'яких фрагментів острівці твердої фази виступають із матриці, а потім вириваються з неї (рис. 7.7). Що нерівномірніший рельєф покриття після випробувань, то менша його зносостійкість.

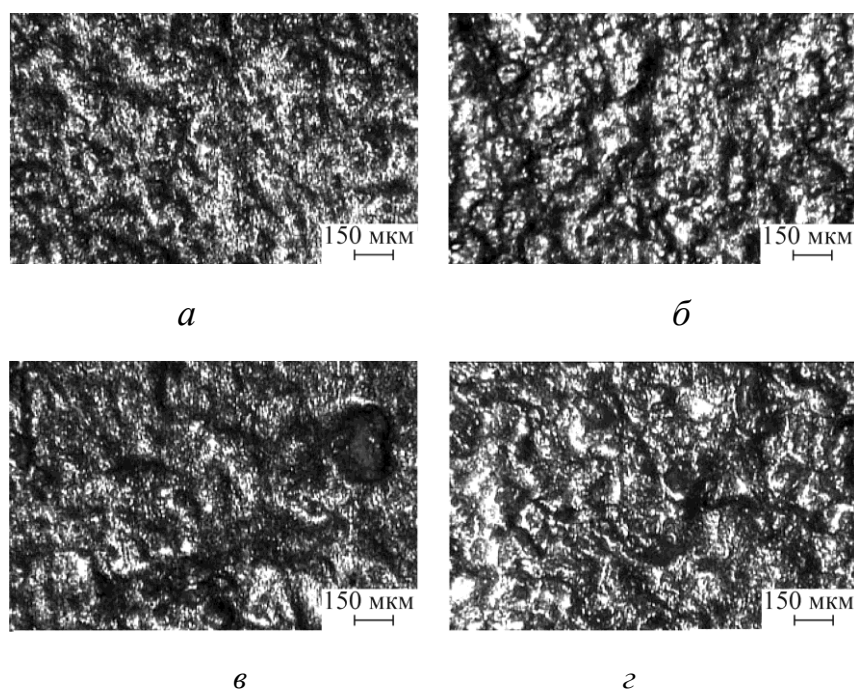


Рис. 7.7. Топографія поверхонь тертя покриттів з електродних дротів після випробувань незакріпленим абразивом:

a – 65Г + ПД АН-305; *б* – 65Г + ПД АН-307; *в* – Св08 + ПД АН-307;
г – Св08 + ПД АН-305 ($\times 200$).

Таким чином, покриття, що містить у своєму об'ємі $\approx 40\text{...}50\%$ м'якої фази, не може бути достатньо зносостійким за умов зношування незакріпленим абразивом, навіть якщо в структурі є друга фаза з достатньо високою мікротвердістю, а окремі складники покриття містять спеціальні карбіди $(\text{Fe,Cr})_7\text{C}_3$ та бориди Fe_2B заліза з мікротвердістю більше 1000 МПа.

Зносостійкість сталі ШХ15 майже вдвічі вища, ніж покриття із двох різномірних дротів. У той же час покриття із ПД ФМІ-2 має ще вищу зносостійкість за умов зношування незакріпленим абразивом.

Абразивна зносостійкість покриттів під час випробувань закріпленим абразивом. Виявили, що зносостійкість електродугових покриттів із двох різнорідних дротів суттєво вища, ніж сталі ШХ15 та покриттів із ПД АН-307 (рис. 7.8).

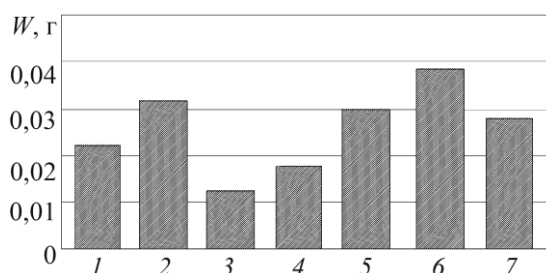


Рис. 7.8. Знос зразків закріпленим абразивом покриттів з досліджуваних електродних дротів №: 1 – ПД АН-305 + Св08; 2 – ПД АН-305 +65Г; 3 – ПД АН-307 + Св08; № 4 – ПД АН-307 +65Г; 5 – гартована сталь ШХ15; 6 – ПД АН-307; 7 – з ПД ФМІ-2.

Встановили, що серед досліджуваних електродугових покриттів з різнорідних дротів вищу зносостійкість мають покриття сформовані з ПД АН-305 + Св08, ніж покриття з ПД АН-305 + 65Г. Хоча мікротвердість ламелей з дроту Св08 у покритті є суттєво нижча $\sim (180...300)$, ніж ламелей зі сталі 65Г ($\sim 400 HV$), однак, зносостійкість таких покриттів вища, що зумовлено наявністю у них до 15% оксидів, які суттєво підвищують зносостійкість.

Виявили, що у цьому випадку в зоні контакту (рис. 7.9) закріплений абразив зношує покриття рівномірно, оскільки тверді структурні складники, втілені у м'яку матрицю покриття, це забезпечують.

Абразивне зерно багаторазово проорує поверхню тертя, пластично деформує її, і відтісняє береги. У цьому випадку зносостійкість покриттів забезпечує висока пластичність матриці, сформованої з дроту Св08. Напруження розтягу, що виникають у покритті після напилення, частково релаксують у м'які складники. Це саме відбувається і під час абразивного зношування. За утворення подряпин тріщини, які зароджуються на крихких та твердих складниках покриття, важко розповсюджуються у м'якій матриці. Найвищу зносостійкість із досліджуваних має покриття, сформоване з пар електродних дротів ПД-АН-307 + Св08. Вона вдвічі вища ніж сталі ШХ15 (HRC 60).

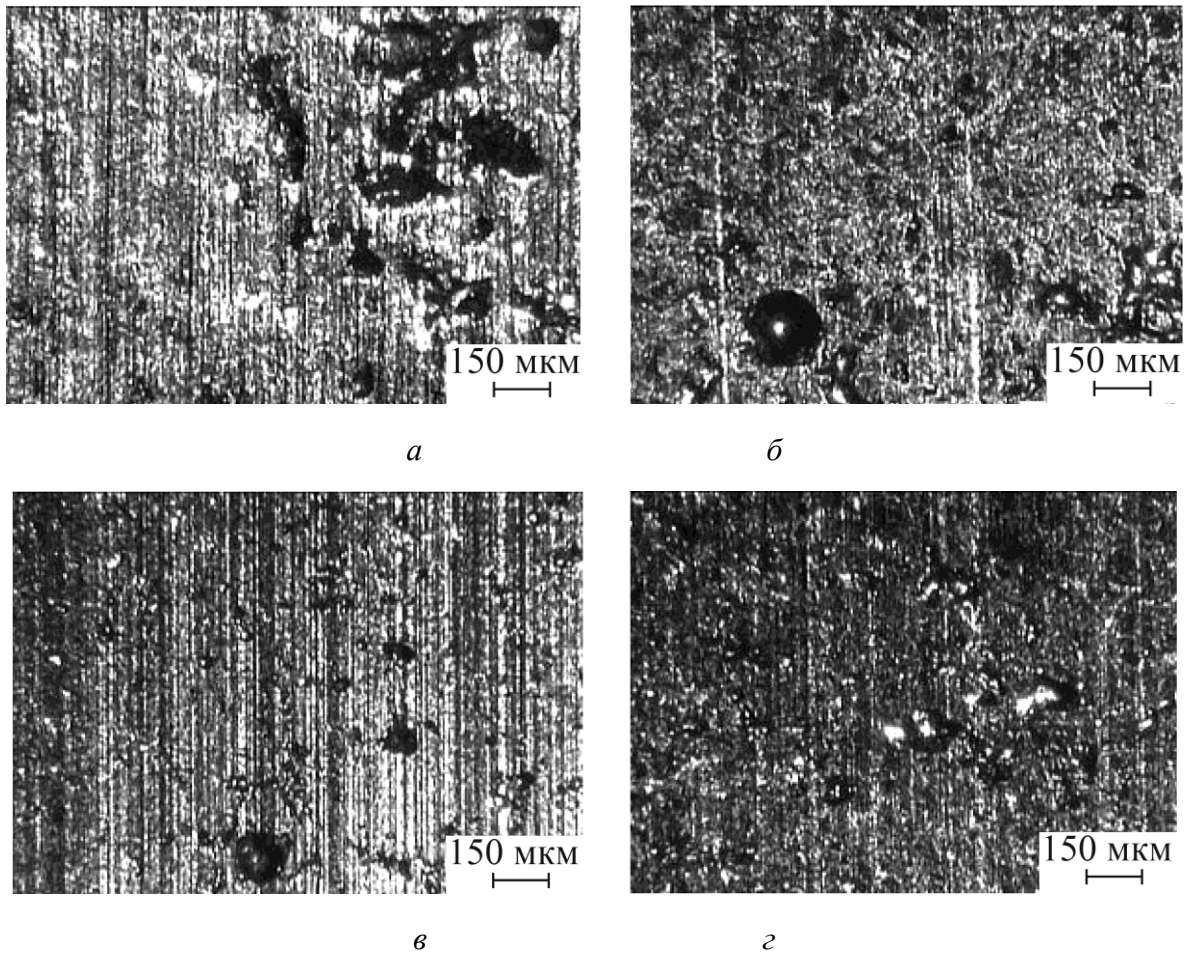


Рис. 7.9. Топографія поверхонь тертя покриттів з електродних дротів після випробувань закріпленим абразивом: *а* – 65Г + ПД АН-305; *б* – 65 Г + ПД АН-307; *в* – Св08 + ПД АН-307; *г* – Св08 + ПД АН-305.

7.4. Зносостійкість та вплив питомого навантаження на зміну коефіцієнта тертя покриттів у парі із бронзовою вкладкою за граничного тертя

Пари тертя: покриття, сформовані з комбінації електродних дротів ПД АН-307 + (Св08, 65Г) та бронза БрС-30. У парі тертя композиційне покриття № 2 + БрС-30 під навантаженням вперше (одразу після шліфування) коефіцієнт тертя зберігається на низькому рівні (близько 0,08 при $p = 6$ МПа). При 7 МПа підвищується незначно (до 0,04 у встановленому режимі). Зі збільшенням навантаження до 8...10 МПа коефіцієнт тертя зростає до 0,12 (рис. 7.10а).

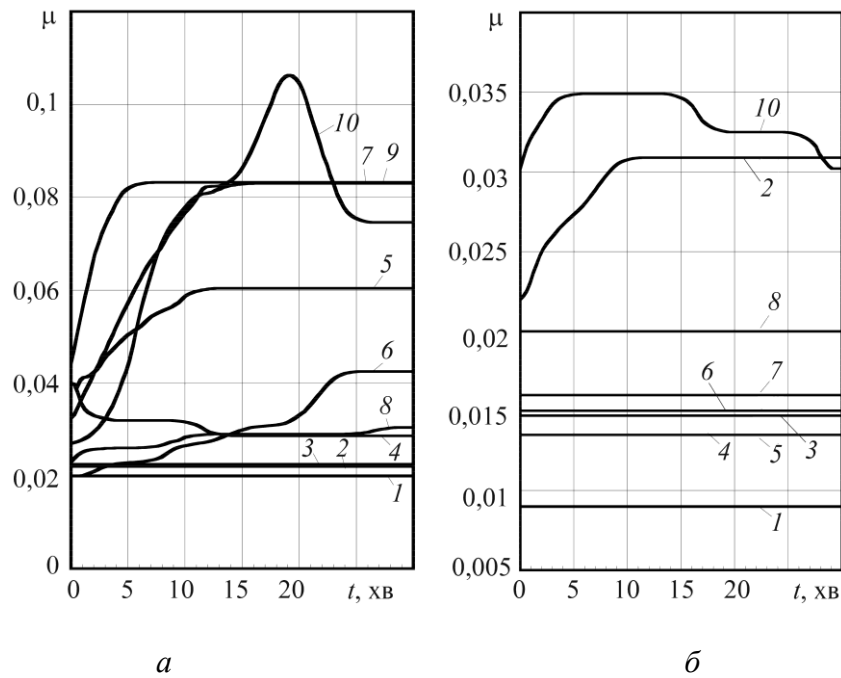


Рис. 7.10. Зміна коефіцієнта тертя пар тертя покриття з електродних дротів № 2 ПД АН-307 + 65 Г (20% Cr + 0,4% С + 4% В) та БрС-30 під час навантаження 1-10 МПа вперше (а), та вдруге (б).

За навантаження пари тертя вдруге від 1 до 10 МПа є коефіцієнтом тертя низький до 9 МПа, зі збільшенням навантаження до 10 МПа він зростає до 0,012 (рис. 7.10б).

Зі збільшенням питомого навантаження для пари тертя значно підвищується об'ємна температура в результаті триборозігріву. Зокрема, якщо температура колодки за навантажень від 1 до 3 МПа становила 25°C, то при 10 МПа досягала 120°C.

Під час припрацювання на поверхні бронзової колодки утворюється оксидна плівка і в цьому діапазоні питомих навантажень відбувається окиснювальне зношування. При цьому шорсткість поверхонь тертя зменшується. Очевидно, це відбувається так за високих контактних навантажень у поверхневих шарах пари тертя покриття–бронза виникають температурні спалахи, які можуть призводити навіть до оплавлення мікровиступів покриття та бронзи, при цьому гранична плівка руйнується і відбувається трибодеструкція мастила. Оскільки у дугових покриттях розчиняється на порядок більше кисню, ніж у металургійних матеріалах, то цей кисень дифундує у нагріту зону тертя і інтенсивно окиснює поверхні тертя. Для пари тертя КП–бронза швидкість окиснення набагато вища,

ніж для пари тертя сталь 45–бронза. Оксидна плівка на поверхнях тертя як покриття, так і бронзи поліпшує трибологічні характеристики, внаслідок меншої кількості ділянок адгезійного схоплення на поверхнях тертя. Крім цього, під час тертя, особливо за високих питомих тисків, ростуть втомні мікротріщини (які зародились після шліфування покриттів), із покриття виринаються мікрочастинки, як правило, підвищеної твердості. Здебільшого – це оксиди, карбіди та бориди, твердість яких співмірна із твердістю шліфувального круга.

Під час шліфування покриттів виникають мікротріщини на їх поверхні внаслідок швидкого нагріву та наступного охолодження змащувально-охолоджувальною рідиною. За тертя ці тверді частинки відділяються від поверхні тертя та виносяться із зони контакту пари, але частина з них із гострими кутами втілюється у м'якшу бронзу та шаржує її поверхню. Така поверхня ефективно полірує поверхню тертя твердішого КП. Тому за наступного припрацювання коефіцієнт тертя для цієї ж пари є суттєво меншим у всьому діапазоні досліджуваних питомих тисків (рис. 7.10а).

Він незначно підвищується до 0,03 лише за зростанням контактного навантаження до 9...10 МПа. Однак при цьому відсутнє суттєве підвищення температури пари тертя внаслідок триборозігріву, яке не перевищує 35°C навіть за повторного припрацювання упродовж 30 хв під питомими контактними навантаженнями від 1 до 9 МПа. Коефіцієнт тертя залишається стабільним (рис. 7.10б).

Під час тертя КП з пар електродних дротів № 3 + бронза БрС-30 припрацювання відбувається набагато швидше. За навантаження вперше коефіцієнт тертя зростає лише за контактних навантажень 8...10 МПа. Його збільшення після 5...15 хв випробувань свідчить про суттєве шаржування бронзи продуктами зношування. У другому турі випробувань коефіцієнт тертя стабільний у всьому діапазоні зміни контактних навантажень (див. рис. 7.8б). Максимальне його значення зафіксували за питомого тиску 1 МПа. Температура пари тертя у всьому діапазоні навантажень не перевищувала кімнатну. Така поведінка пар тертя із досліджуваних покриттів зумовлена їх фазовим складом.

Фазовим аналізом встановили, що матричною фазою покриття № 2 – 65 Г + ПП-АН-307 (20% Cr + 0,4% C + 4% В) є пересичений твердий розчин вуглецю у Fe- α (мартенсит або продукти його розпаду), значна кількість бориду (Fe,Cr) $_2$ B, незначна кількість (залишкового аустеніту) Fe- γ , боридів Fe $_2$ B заліза, а також оксидів хрому, заліза Cr $_2$ O $_3$, Fe $_2$ O $_3$, і бору B $_2$ O $_3$ (рис. 7.11а).

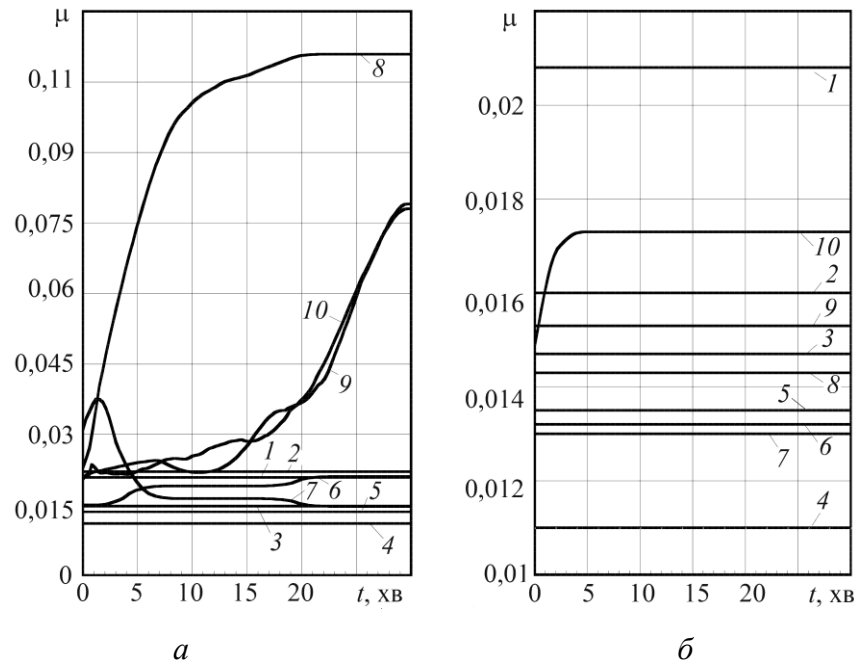
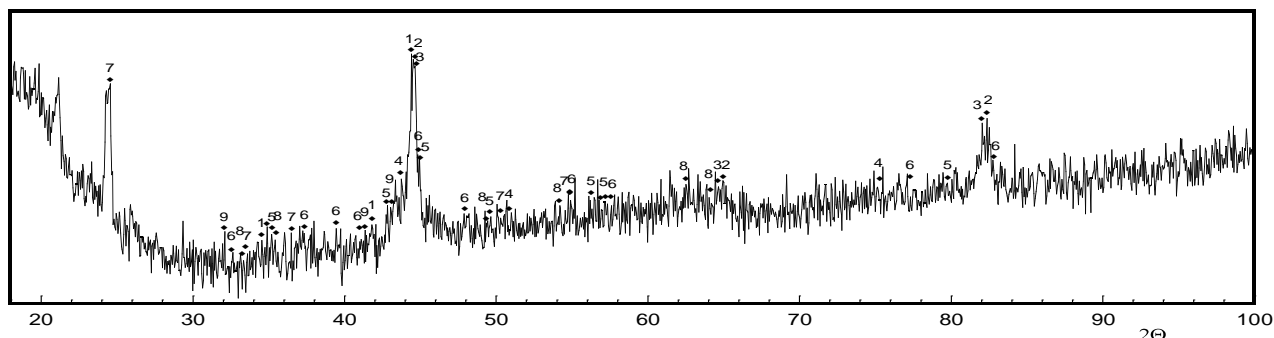


Рис. 7.11. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя покриття з пар електродних дротів № 3 – ПД АН- 307+ Св08 (20% Cr + 0,4% C + 4% В) + БрС-30 за навантаження 1-10 МПа вперше (а) та повторного (б).

У покритті № 3 – Св08 + ПД АН-307 (20% Cr + 0,4% C + 4% В) фазовим аналізом виявлено, що матричною фазою є твердий розчин вуглецю у Fe- α (мартенсит та продукти його розпаду), ферохром, незначна кількість карбідів Fe $_3$ C та боридів заліза FeB, Fe $_2$ B, значно більшу кількість оксидів хрому Cr $_2$ O $_3$ та заліза Fe $_2$ O $_3$, а також сліди нітриду хрому і оксиду бору (рис. 7.11б). Це зумовлено тим, що під час формування покриття із дроту зі сталі Св08 краплини, що утворюються із розплаву дроту в дузі, під час польоту до підкладки інтенсивно окиснюються ($\approx 30\%$ за об'ємом). У той же час краплини, що формуються із розплаву за розпилення дроту зі сталі 65Г, під час польоту до підложки окиснюються менш інтенсивно через значну кількість у ньому вуглецю.

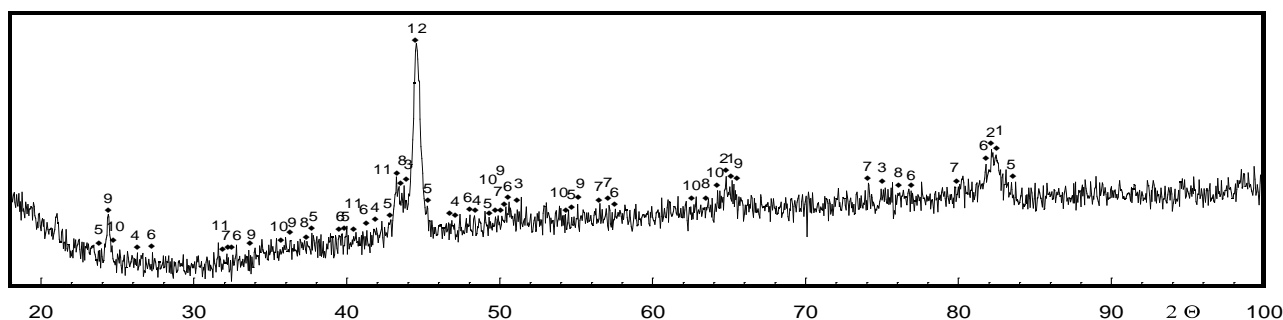
Як свідчить термодинамічний аналіз реакцій окиснення вуглецю та заліза, ізобарно-ізотермічний потенціал Гібса (ΔG) при температурах, що реалізуються

в дузі за електродугової металізації, є термодинамічно рівноймовірними. Вуглець, окиснюючись до CO , CO_2 , утворює навколо металеві краплини захисну атмосферу, захищаючи так від окиснення розплав краплин.



a

1 – $(\text{Fe,Cr})_2\text{B}$, 2 – Fe , 3 – $\text{Fe}\alpha$, 4 – Fe , 5 – Fe_2B , 6 – FeB , 7 – Cr_2O_3 ,
8 – Fe_2O_3 , 9 – B_2O_3



б

1 – Fe , 2 – $\text{Fe}\alpha$, 3 – Fe ; 4 – FeCr , 5 – Fe_3C , 6 – FeB , 7 – Fe_2B , 8 – CrN ,
9 – Cr_2O_3 , 10 – Fe_2O_3 , 11 – B_2O_3

Рис. 7.12. Дифрактограми покриттів з пар електродних дротів:

a – № 2; *б* – № 3.

Відомо, що оксиди заліза (рис. 7.12), зокрема Fe_2O_3 , мають високі трибологічні характеристики розташовуються в основному по межах ламелей. Їх твердість HV_{100} 800, а незначний коефіцієнт тертя за граничного тертя у парі з бронзою зумовлюють швидке припрацювання такої пари тертя. Крім цього, у поверхневих шарах покриттів, що містять знану кількість вуглецю фазовим аналізом з'ясували сліди вільного графіту, що також сприяє значному зменшенню коефіцієнта тертя у парі з бронзою БрС-30.

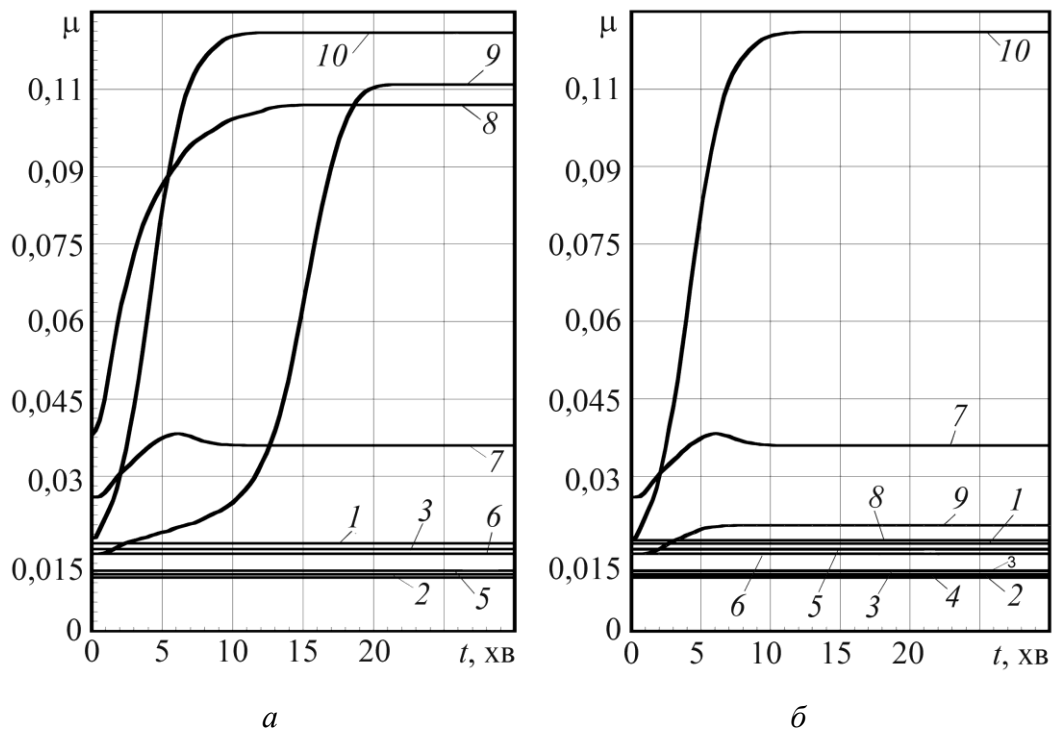


Рис. 7.13. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя покриття з електродних дротів № 1 ПД АН-305 (2% Cr + 2,5% C + 0,5% V) + 65Г + БрС-30 за навантаження 1-10 МПа вперше (а) та повторного (б).

Пари тертя: покриття, сформовані з електродних дротів (ПД АН-305 та Св08, 65Г) + бронза БрС-30.

Для покриття з пари дротів ПД АН-305(2% Cr + 2,5% C + 0,5% V) + 65Г за питомих тисків від 1 до 6 МПа коефіцієнт тертя практично однаковий та незмінний упродовж часу випробувань. Лише починаючи із 7 МПа, він зростає, що свідчить про інтенсивне шаржування бронзової колодки продуктами зносу покриття (рис. 7.12). Об'ємна температура колодки при цьому суттєво підвищується до 100°C. Навантаження пари тертя вдруге підтверджує, що процес припрацювання не завершився лише для питомого навантаження 10 МПа. Тут продовжується шаржування контртіла продуктами зносу та полірування поверхонь тертя. Як і в першому випадку, відбувається окиснювальний знос. Поверхня тертя бронзи покривається оксидною плівкою. В цьому випадку процес припрацювання триває довше, ніж для пари тертя покриття з дроту зі сталі 65Г та ПД АН-307.

Для пари тертя покриття з дротів ПД АН-305 та Св08 + БрС-30 припрацювання здійснюється швидше, коефіцієнт тертя є суттєво

менший, а синусоїдальна його зміна під час тертя свідчить про циклічні процеси утворення та руйнування межею плівки на поверхнях тертя (рис. 7.13).

Навантаження пари тертя вдруге від 1 до 10 МПа вказує на те, що припрацювання не завершилося лише для питомих тисків 9 та 10 МПа. Однак коефіцієнт тертя зберігається на низькому рівні (рис. 7.13). Для цієї пари тертя припрацювання відбувається дещо по-іншому, оскільки у покритті є значна кількість вуглецю, а матричною фазою покриття є твердий розчин на основі Fe (мартенсит Fe- α і продукти його розпаду), залишковий аустеніт Fe, значна кількість оксидів заліза Fe₂O₃ та сліди оксидів хрому Cr₂O₃ та бору B₂O₃ (рис. 7.14).

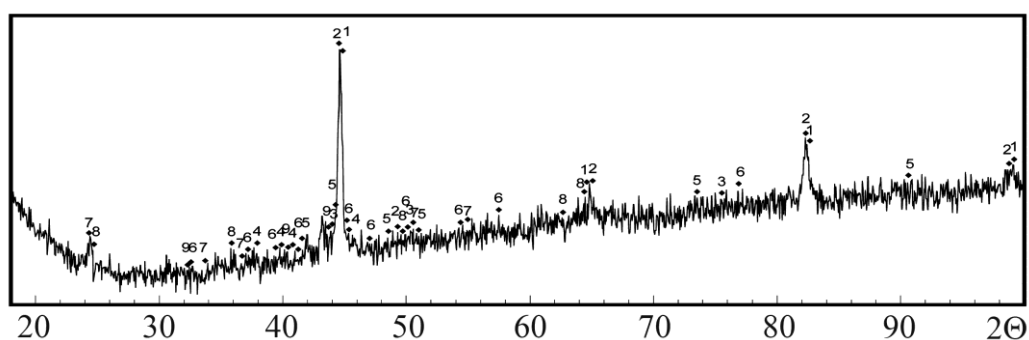


Рис. 7.14. Дифрактограма покриття з пар електродних дротів – № 1:

1 – Fe_f, 2 – Fe- α , 3 – Fe; 4 – Fe₃C, 5 – (Fe, Cr)₂₃C₆, 7 – Cr₂O₃,

8 – Fe₂O₃, 9 – B₂O₃.

У покриттях, сформованих з електродних дротів Св08 та ПД АН-305 оксидів більше, а в покриттях з дротів 65Г + ПД АН-305 – менше (рис. 7.15). Під час припрацювання у поверхневих шарах таких покриттів внаслідок температурних спалахів температура є вища і тому частина залишкового аустеніту перетворюється у мартенсит з поглинанням енергії, вивільненої під час тертя.

Оскільки у покритті міститься значна кількість вуглецю, то на його поверхні під час тертя з'являються сліди вільного графіту. Припускають, що синусоїдальна зміна коефіцієнта тертя за високих питомих тисків (8...10 МПа) може свідчити про періодичне формування та руйнування графітної плівки.

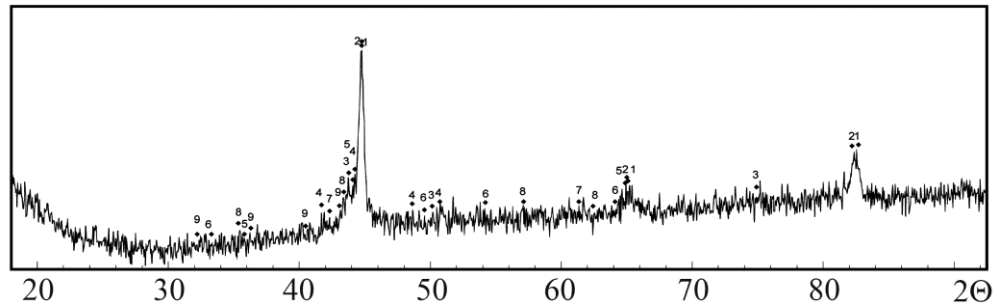


Рис.7.15. Фазовий склад покриттів з пар електродних дротів №4:
 1 – Fe-f, 2 – Fe-α, 3 – Fe; 4 – Cr₂₃C₆, 5 – Cr, 6 – Fe₂O₃, 7 – FeO,
 8 – Fe₃O₄, 9 – B₂O₃.

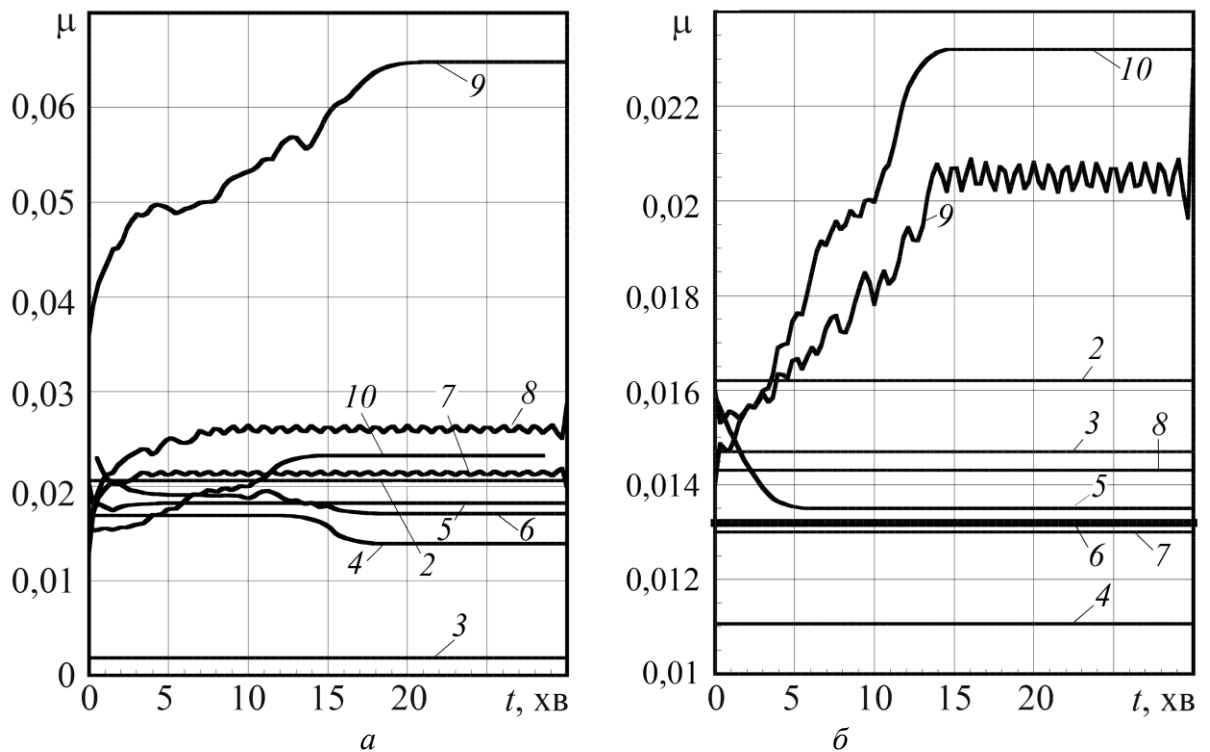


Рис. 7.16. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя покриття з електродних дротів № 4 ПД-305(2% Cr + 2,5% C + 0,5% B) + Св08 та БрС-30 за навантаження 2-10 МПа вперше (а) та повторного (б).

Для багатьох електродугових покриттів із ПД, в тому числі й зі системи Fe–Cr–C, характерним є те, що за високих питомих тисків (від 7 до 10 МПа) катастрофічно зношується бронзова колодка (БрС-30) і пара тертя виходить з ладу (рис. 7.16). Це спричинено мікрорізнанням бронзи покриття і утворенням дрібних (діаметром 100...200 мкм) продуктів зношування. Межі між ламелями покриття та береги мікротріщин виступають природними різцями, що руйнують покриття, пластично деформуючи контртіло з бронзи, попереджуючи утворення на його поверхні оксидної плівки.

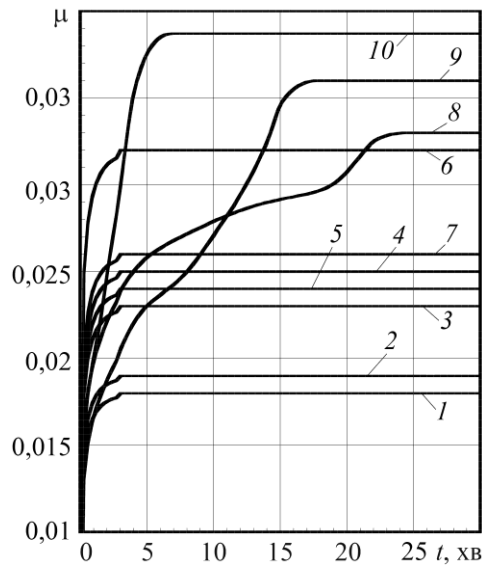


Рис. 7.17. Зміна коефіцієнта тертя для пари тертя гартована сталь 45 + БрС-30, питоме навантаження 1-10 МПа.

Виявлено, що боровмістні сполуки у шихту ПД сприяють утворенню на поверхні тертя покриттів під час фрикційної взаємодії оксиду V_2O_3 з низькою температурою плавлення, який знижує адгезійний складник сили тертя, а також заліковує мікротріщини у покритті, зменшуючи радіус заокруглення різальних кромки.

Коефіцієнт тертя для пари покриття з дроту Св08 та ПД АН-307 + БрС-30 після повторного припрацювання менший, ніж для пари сталь 45–БрС-30 (рис. 7.17), причому зі збільшенням питомого навантаження їх коефіцієнт тертя зменшується, а для пари сталь–бронза зростає. Порівняльні дослідження впливу питомого навантаження на коефіцієнт тертя за граничного тертя вказують на те, що напилені покриття потребують значно більшого часу припрацювання, ніж сталь 45. Тому покриття з дротів Св08 та ПД АН-307 ефективні для відновлення деталей машин, які працюють в особливо важких умовах, де реалізуються високі питомі навантаження.

Пари тертя: покриття, сформовані з комбінації електродних дротів (Св08, 65Г та ПД АН-307) + АМО.

Виявили, що у парах тертя покриття з комбінованих дротів 65Г або Св08 + ПД АН-307 + вкладка з алюмінієвого сплаву АМО, після повторного навантаження коефіцієнт тертя суттєво не змінюється – в межах похибки

вимірювань (рис. 7.18) і є меншим, ніж у парах тертя з бронзою БрС-30. Що зумовлено значною кількістю оксидів заліза та бору у покритті.

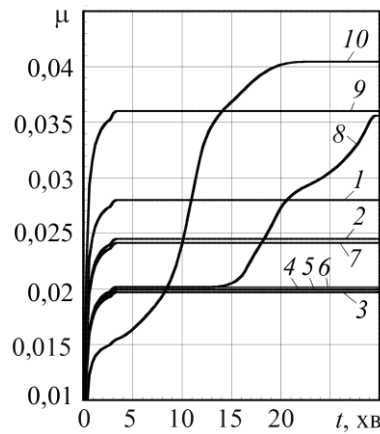


Рис. 7.18.

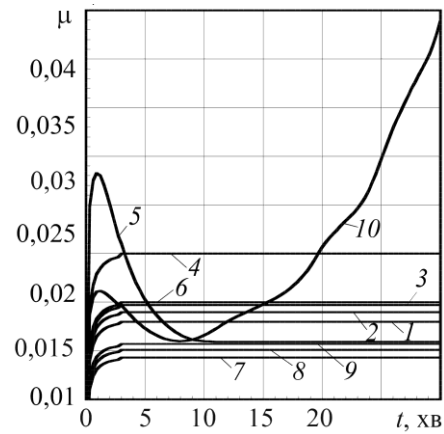


Рис. 7.19.

Рис. 7.18. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя – покриття з ПД № 1 та контргіло з сплаву АМО, питоме навантаження 1-10 МПа.

Рис. 7.19. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя – покриття з ПД № 2 та контргіло з сплаву АМО, питоме навантаження 1-10 МПа.

Композиційне покриття, сформоване із дротів ПД АН-305 та 65Г, має хороші трибологічні характеристики. Коефіцієнт тертя не перевищує 0,04 за питомого тиску 10 МПа. Зі збільшенням питомого тиску він зростає (рис. 7.19).

Після заміни дроту 65Г на Св08, у композиційному покритті з ПД АН-30, його трибологічні характеристики поліпшуються. Коефіцієнт тертя зменшується (рис. 7.19), причому з підвищенням контактного навантаження. Порівняно з композиційними покриттями (рис. 7.20, 7.21), трибологічні характеристики сталі 45 у парі із покриттям із АМО є дещо гіршими (рис. 7.22). Зокрема, коефіцієнт тертя для сталі зростає від 0,018 при 1 МПа до 0,038 при 10 МПа, що на 50...70% є вище, ніж для пари тертя покриття з електродних дротів Св08 та ПД АН-307 і БрС-30.

Як свідчать експериментальні дані, кращі трибологічні характеристики мають КП з електродних дротів ПД АН-305 та ПД Н-307 у парі зі суцільним сталевим дротом Св08. М'які та пластичні краплини з дроту Св08, як і оксиди заліза, зменшують напруження розтягу у покритті, сповільнюють зародження та ріст мікротріщин між ламелями, скорочуючи час для припрацювання, та знижують об'ємну температуру пари тертя, а також локальну у зоні контакту

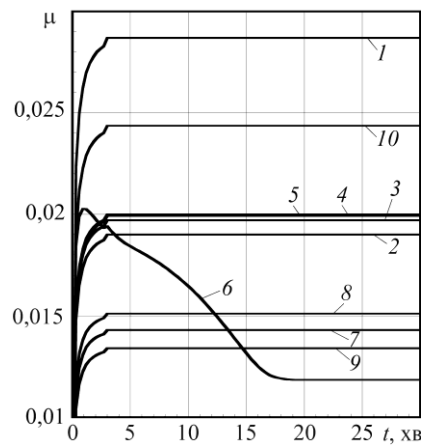


Рис. 7.20.

Рис. 7.20. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя покриття з ПД № 3 – контргіло з АМО, питоме навантаження 1-10 МПа.

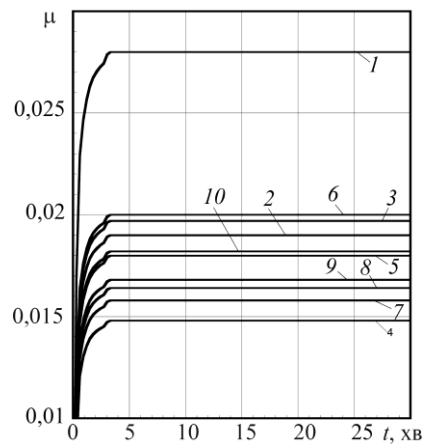


Рис. 7.21.

Рис. 7.21. Зміна коефіцієнта тертя для пар тертя покриття з ПД № 4 – контргіло з АМО, питоме навантаження 1-10 МПа.

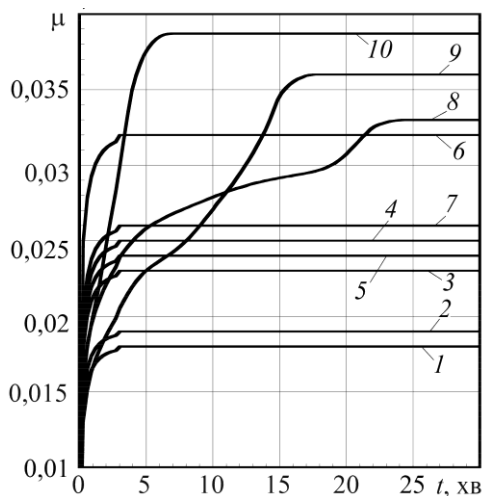


Рис. 7.22. Зміна коефіцієнта тертя для пари сталь 45–контргіло з АМО, питоме навантаження 1-10 МПа.

Покриття, сформовані з комбінації електродних дротів ПД № 1 та 65Г чи Св08 у парі з бронзою, мають низький коефіцієнт тертя за контактного навантаження до $p = 5$ МПа.

При 6 МПа коефіцієнт тертя зростає і залишається на рівні 0,07...0,08 з підвищенням навантаження до 10 МПа (табл. 7.4). Об'ємна температура зразків у результаті триборозігріву зростає від кімнатної до 120°C.

Покриття з КП пар електродних дротів ПД №2 і 65Г чи Св08 у парі з бронзою БрС-30 припрацьовуються набагато краще, ніж попередня пара тертя ПД №1 і 65Г чи Св08. З підвищенням навантаження коефіцієнт тертя зростає лише за

контактних навантажень 8...10 МПа, а температура пари тертя у всьому діапазоні навантажень не перевищувала 30°C.

Таблиця 7.4

**Стабілізовані значення коефіцієнта тертя покриттів
з пар електродних дротів**

<i>P</i> , МПа	Коефіцієнт тертя покриттів для з пар покриття з електродних дротів – бронза					
	ПД №1 + ПД №1	ПД №2 + ПД №2	ПД №1 + 65Г	ПД №1 + Св08	ПД №2 + 65Г	ПД №2 + Св08
1	0,014	0,024	0,022	0,020	0,017	0,016
2	0,012	0,039	0,022	0,016	0,010	0,016
3	0,012	0,020	0,015	0,015	0,012	0,015
4	0,013	0,026	0,014	0,011	0,011	0,011
5	0,012	0,031	0,015	0,014	0,016	0,014
6	0,022	0,039	0,016	0,013	0,015	0,013
7	0,099	0,057	0,016	0,013	0,036	0,013
8	0,113	0,073	0,020	0,014	0,018	0,014
9	0,111	0,092	0,030	0,015	0,020	0,023
10	0,108	0,085	0,030	0,017	0,116	0,023

Покриття з однакових ПД мають вищий коефіцієнт тертя (особливо з більшим вмістом бору) за всіх умов навантажень.

Під час дослідження зносостійкості КП в умовах граничного тертя встановили, що найкращі характеристики має покриття з ПД АН-307 + Св08 (рис. 7.23). В умовах граничного тертя покриття із різномірних дротів мають в 2–3 рази більшу зносостійкість, ніж гартована сталь ШХ15. Це зумовлено, насамперед, наявністю у них м'якої та твердої матриць. Мікротвердість м'якої $H_{\mu} = 1800\text{--}3000$ (Св08) та $3800\text{--}4000$ МПа (65Г), а твердої $H_{\mu} = 6000\text{--}7000$ (ПД305) та $7000\text{--}10000$ МПа (ПД307). Напруження розтягу, які виникають під час напилення, релаксують у м'яку матрицю і тому під час шліфування таких покриттів не виникає мікротріщин.

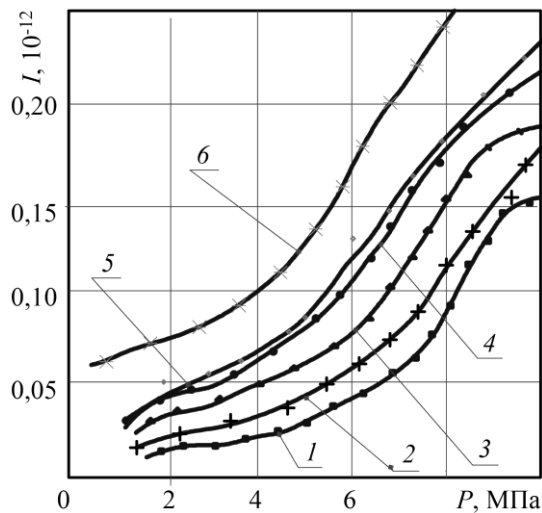


Рис. 7.23. Інтенсивність зношування зразків за граничного тертя:
 1 – ПД АН-307 + Св08; 2 – АН-307 + 65Г; 3 – ПД АН-305 + Св08;
 4 – ПД АН-305 + 65Г; 5 – ПД АН-307; 6 – сталь 45.

Тверді фази боридів, карбідів, а також легованого мартенситу забезпечують високу зносостійкість КП, а велика кількість оксидів Fe_2O_3 та B_2O_3 суттєво зменшує коефіцієнт тертя. За тертя, особливо під високими питомими навантаженнями, внаслідок температурних спалахів у поверхневих шарах частина залишкового аустеніту перетворюється у мартенсит, при цьому поглинається частина теплової енергії і знижується температура в зоні тертя. Крім того, під час тертя в поверхневих шарах з'являються сліди вільного графіту. Синусоїдальна зміна значень коефіцієнта тертя за високих тисків 8...10 МПа може свідчити про періодичне формування та руйнування графітної плівки. Характерним для покриттів є те, що на відміну від пари сталь–бронза для пари КП – бронза та КП – АМО зі збільшенням питомого навантаження від 1 до 10 МПа коефіцієнт тертя зменшується.

Як свідчать експериментальні дані, кращі трибологічні характеристики мають КП з електродних дротів ПД305 та ПД307 у парі зі суцільним дротом Св08. Це забезпечено збільшенням вмісту оксидів заліза у покритті та зменшенням напружень розтягу у КП, де краплини з дроту Св08 уповільнюють зародження та ріст мікротріщин між ламелями, зменшують час припрацювання та об'ємну температуру пари тертя, а також локальну температуру в зоні контакту пари тертя.

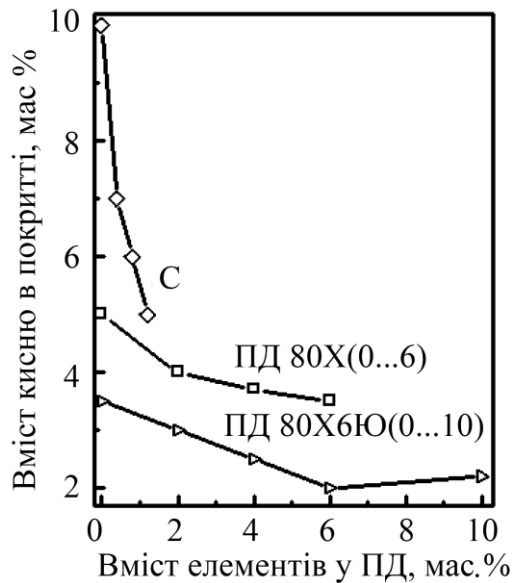
РОЗДІЛ 8

ВИМОГИ ДО ПОКРИТТІВ З РІЗНИМ ФУНКЦІОНАЛЬНИМ ПРИЗНАЧЕННЯМ

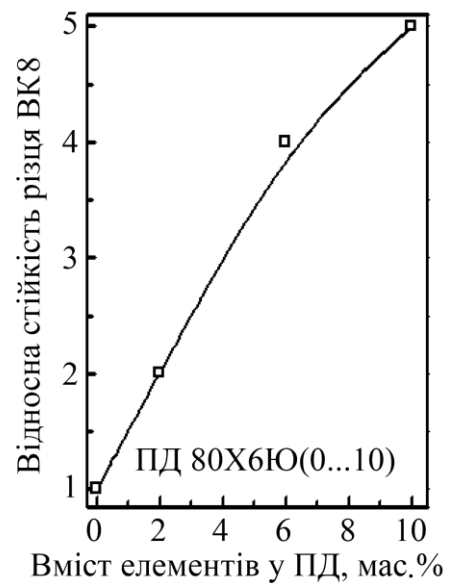
8.1. Вибір порошкових дротів під конкретні умови експлуатації покриттів

Відновні покриття з ПД. Їх використовують для відновлення місць для посадки підшипників та шестерень великогабаритних деталей (типу вал). Вони мають забезпечувати кількаразове перезапресування шестерень та підшипників. Для цього покриття повинні володіти високою адгезивною міцністю (не менше 40 МПа), підвищеною твердістю (на рівні $HV_{0,3}$ 350...400) та водночас легко обробляться лезовим інструментом. Додаток до складу шихти ПД порошку алюмінію підвищує адгезивну міцність покриття. Адже алюміній забезпечує протікання екзотермічних реакцій, підвищуючи температуру краплин, які кристалізуються на металевій основі. Крім того, під час плавлення ПД він блокує утворення великої кількості оксидів заліза у розплаві ПД. Під час плавлення ПД та польоту розплавлених краплин до напилюваної поверхні вуглець інтенсивно взаємодіє з киснем та утворює навколо краплин захисну атмосферу. Це призводить до того, що в структурі покриття суттєво зменшується кількість оксидної фази, яка є визначальним чинником інтенсивного зношування лезового інструменту під час оброблювання покриття. Адже що менша кількість оксидної фази у покритті, то вища стійкість лезового інструменту (рис. 8.1). За значного вмісту алюмінію матричною фазою покриття є стабільний ферит з невеликою кількістю аустеніту, що зумовлено наявністю у покритті 0,8...1 мас. % вуглецю.

Оптимізувавши склад шихти ПД системи легування Fe–Cr–C–Al щодо вмісту алюмінію в покриттях виявили, що оптимальна кількість алюмінію в ПД повинна становити 6...12 мас. % (рис. 8.2). Це забезпечує покриттям твердість $HV_{0,3}$ від 300 до 400, залишкові напруження розтягу 80...70 МПа, їх міцність на розрив 170...140 МПа і міцність зчеплення 40...45 МПа.



а



б

Рис. 8.1. Вплив вмісту вуглецю, хрому та алюмінію в шихті ПД на кількість кисню у покриттях (а) та відносну стійкість різця зі сплаву ВК8 (б) під час оброблення напиленої поверхні покриття 80X6Ю(0..10).

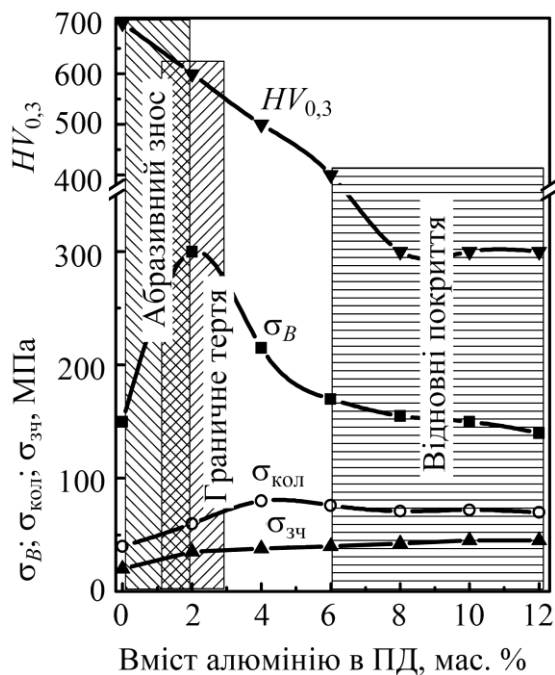
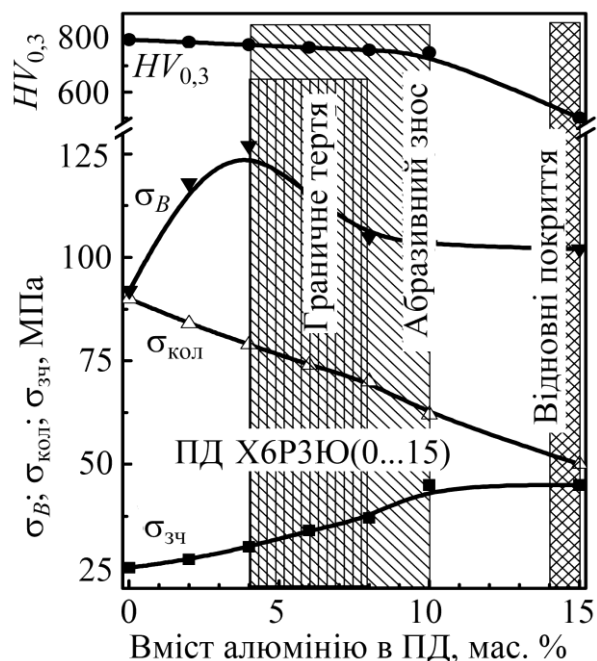


Рис. 8.2. Вплив вмісту алюмінію в шихті ПД системи Fe–Cr–C–Al (70X10T2Ю(0...12)) на когезивну міцність σ_B , залишкові колові напруження $\sigma_{\text{кол}}$, адгезивну міцність $\sigma_{\text{зч}}$ та твердість $HV_{0,3}$ отриманих з них покриттів.

Матричною фазою покриттів системи легування Fe–Cr–B–Al є ферит з великою кількістю виділень нанорозмірних (10...20 нм) боридів та інтерметалідів FeAl_3 . Після оптимізації складу шихти ПД виявили, що оптимальна кількість алюмінію в покритті повинна становити 14...15 мас. %. Це забезпечує покриттю підвищену твердість $HV_{0,3}$ (в межах 500...600). За такої твердості виникає потреба у фінішному механічному обробленні з використанням

шліфування. Крім того, в такому покритті рівень залишкових напружень розтягу становить ~ 50 МПа, міцність на розрив ~ 105 МПа, а міцність зчеплення ~ 48 МПа (рис. 8.3).

Рис. 8.3. Вплив вмісту алюмінію в шихті ПД системи Fe–Cr–B–Al (X6P3Ю(0...15)) на когезивну міцність σ_B , залишкові коліві напруження $\sigma_{\text{кол}}$, адгезивну міцність $\sigma_{\text{зч}}$ та твердість $HV_{0,3}$ отриманих з них покриттів.



Покриття для експлуатації за умов абразивного зношування та граничного тертя. Матричною фазою покриттів системи легування Fe–Cr–C–Al є високовуглецевий мартенсит та залишковий аустеніт. Виявили, що для експлуатації отриманого покриття за умов абразивного зношування оптимальна кількість алюмінію в ПД повинна становити 0,5...2 мас. % (рис. 8.2). Це забезпечує йому твердість $HV_{0,3}$ в межах 700...600, низький рівень напружень розтягу 40...60 МПа, високу міцність на розрив 150...300 МПа, проте невисоку міцність зчеплення 25...35 МПа.

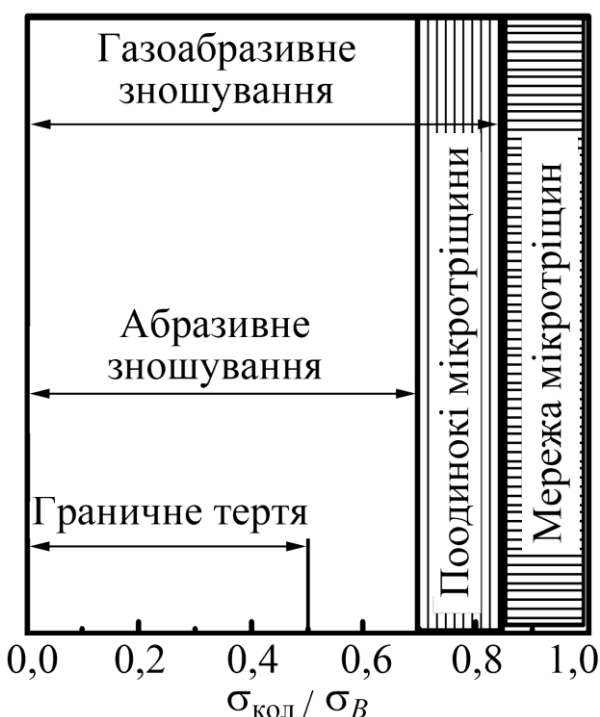
Матричною фазою таких покриттів є ферит з великою кількістю виділень нанорозмірних (10...20 нм) боридів. Встановили, що для експлуатації покриття за умов абразивного зношування оптимальна кількість алюмінію в ПД повинна становити 4...10 мас. % (рис. 8.3). Тоді забезпечується підвищена твердість $HV_{0,3}$ покриття в межах 780...750, рівень залишкових напружень розтягу 80...60 МПа, міцність на розрив 125...105 МПа, міцність зчеплення 30...45 МПа.

Найкращі трибологічні характеристики покриттям (за граничного тертя), отриманим з ПД системи легування Fe–Cr–C–Al, забезпечує їх трифазна структура. Матричною їх фазою (50%) є високовуглецевий мартенсит. Крім того,

в покритті є 30% залишкового аустеніту та 20% фериту. Виявили, що для експлуатації отриманого покриття за умов граничного тертя оптимальна кількість алюмінію в ПД повинна становити 1...3 мас. % (рис. 8.3). Тоді покриття забезпечило твердість HV_{300} в межах 650...550, низькі залишкові напруження розтягу 40...90 МПа, високу міцність на розрив 300...260 МПа, проте невисоку міцність зчеплення 20...35 МПа.

Матричною фазою таких покриттів є ферит з великою кількістю виділень нанорозмірних (10...20 нм) боридів. Виявили, що для експлуатації отриманого покриття за граничного тертя оптимальна кількість алюмінію в ПД повинна становити 4...8 мас. % (рис. 8.4). Це забезпечує йому підвищену твердість HV_{03} 775...760, залишкові напруження розтягу 80...70 МПа, міцність на розрив 125...110 МПа та міцність зчеплення 30...37 МПа.

За критерій ранжування покриттів запропоновано використовувати показник



$\sigma_{кол} / \sigma_B$ (рис. 8.4). Для покриттів, що працюють в умовах граничного тертя, необхідно забезпечувати мінімальне його значення, що не перевищує 0,5. Це унеможлиблює виникнення мікротріщин як під час напилювання, так і шліфування.

Рис. 8.4. Ранжування покриттів за відношенням $\sigma_{кол} / \sigma_B$

За абразивного зношування значення показника $\sigma_{кол} / \sigma_B$ в діапазоні 0...0,7 практично не впливають на стійкість покриттів до абразивного зношування. З його перевищенням у покритті виникає мережа мікротріщин і зносостійкість стрімко знижується (рис. 8.4.)

Покриття, що використовують для захисту від газоабразивного зношування, можуть мати високу зносостійкість за наявності у їх структурі мікротріщин або навіть мережі тріщин, за значень показника $\sigma_{кол}^{max} / \sigma_B$, близьких до 0,85. Це

пов'язано із тим, що внаслідок тривалої експозиції за експлуатаційних температур 300...600°C залишкові напруження у покриттях зменшується і значення $\sigma_{\text{кол}}/\sigma_B$ суттєво знижується, що забезпечить зростання їх зносостійкості.

Вибір складу шихти ПД під конкретні умови експлуатації покриттів. Склад шихти ПД вибирають із урахуванням чинників, перелічених у таблиці. Серед них – твердість, складнощі під час механічного оброблення, відносна абразивна зносостійкість, коефіцієнт тертя, адгезія та когезія покриття, залишкові колові напруження та вартість покриття. Вибір складу шихти ПД залежить від того, який з чинників (або їх набір) є найважливішим для конкретного елемента конструкції при відновлення деталей. Наприклад, якщо деталь не є особливо відповідальною, то можна використовувати два різні дроти, один з яких є суцільним. За достатньо високих показників зносостійкості ціна такого покриття є найнижча. Коли необхідно забезпечити найвищу адгезивну міцність покриття до поверхні деталі, то слід вибрати ПД Х6Ю8РЗ. Але при цьому слід враховувати, що механічне оброблення таких покриттів (особливо шліфування) найвтрудоємніше.

Таблиця 8.1

Ранжування покриттів з ПД для деталей, призначених для експлуатації за умов граничного тертя за їх характеристиками

Порівняльні характеристики	Компонентний склад ПД			
	Х6Ю8РЗ	50Х6Т2М2Ю2	Х6Ю6Р3Т2 + + 50Х6Т2М2Ю2	Х6Ю6Р3Т2+ + 65Г
1	2	3	4	5
$HV_{0,3}$	800 (1)*	600 (3)	1000+600 (1)	1000+350 (3)
Показник складності шліфування $V, \text{см}^3$	10 (3)	50 (1)	30 (2)	30 (2)

Продовження табл. 8.1

1	2	3	4	5
Відносна абразивна зносостійкість (еталон ШХ15, <i>HRC</i> 62)	1,3 (2)	0,9 (3)	2,0 (1)	1,6 (2)
Коефіцієнт тертя <i>f</i>	0,025 (3)	0,015 (1)	0,018 (2)	0,018 (2)
Адгезія $\sigma_{зч}$, МПа	45 (1)	35 (3)	40 (2)	40 (2)
Когезія σ_B , МПа	120 (3)	200 (1)	210 (2)	210 (2)
Залишкові колові напруження $\sigma_{кол}/\sigma_B$, МПа	70 (3)	40 (1)	60 (2)	60 (2)
Вартість дроту, грн/кг	35 (3)	30 (2)	35 (3)	20 (1)
Сумарна кількість балів	(20)	(16)	(17)	(17)

* у дужках – бал покриття (порівняно з іншими аналізованими покриттями) за трибальною шкалою.

На основі аналізу показників роботоздатності покриттів, нанесених з використанням різних ПД, розроблено та оптимізовано склади ПД для покриттів, які експлуатуватимуться за умов абразивного зношування та граничного тертя:

1. Матричною фазою покриття з ПД **X6Ю8P3** є стабільний ферит з дрібними (нанорозмірними) включеннями боридів (Fe, Cr)₂B. Функціональні характеристики покриттів: твердість *HV*_{0,3} 700, високі зносостійкість за умов абразивного зношування та граничного тертя, когезивна і адгезивна міцність – 130 і 45 МПа, залишкові колові напруження розтягу 60 МПа. Роботоздатність граничного тертя зберігається до питомого навантаження 18 МПа.

2. Матричною фазою покриття з ПД **50X6T2M2Ю2** є мартенсит. Твердість покриття *HV*_{0,3} 450, середня зносостійкість за умов граничного тертя, низький коефіцієнт тертя в мастилі M14B2, когезивна і адгезивна міцність відповідно 160

і 35 МПа, низькі залишкові колові напруження розтягу 10 МПа. Роботоздатність за умов граничного тертя зберігається до питомого навантаження 24 МПа.

3. За використання різнорідних ПД (**X6P3Ю6T2 + 50X6Г2T2M2**) в парі твердість покриття $HV_{0,3}$ 600, висока зносостійкість за абразивного зношування та граничного тертя, низький коефіцієнт тертя в мастилi M14B2, когезивна та адгезивна міцність відповідно 200 та 40 МПа, залишкові колові напруження розтягу 50 МПа.

8.2. Алгоритм вибору складу шихти порошкових дротів для одержання покриттів зі заданими властивостями

Кожна галузь застосування покриттів з ПД висуває конкретні вимоги до їх експлуатаційних характеристик. Експериментально встановлено, що покриття забезпечують комплекс відповідних механічних властивостей, залишкові колові напруження в них та коефіцієнт їх МГ згідно з алгоритмом (рис. 8.5).

Експериментально отримано кореляційні залежності, які пов'язують компонентний склад шихти ПД із хімічним складом покриття, його структурою та властивостями. За ними визначають компонентний склад шихти ПД, щоб отримати покриття, хімічний склад якого задовольнив би конкретні механічні властивості для його тривалого функціонування в реальних експлуатаційних умовах.

За експериментально отриманими залежностями, які пов'язують дисперсність компонентів шихти ПД і коефіцієнт МГ покриття, визначають розміри шихтових матеріалів, які повинні забезпечити необхідну МГ покриття.

За хімічним складом покриття та коефіцієнтом його МГ зі структурної діаграми Потака–Сагалеви́ча (рис. 6.37) визначають його фазовий склад та структуру. При цьому зі загальної кількості алюмінію та титану в ПД слід відняти ту, яка перейшла в оксидну фазу, і, користуючись діаграмою, брати до уваги лише ту їх кількість, яка перейшла в твердий розчин, бо саме вона визначає фазовий склад покриття на структурній діаграмі.

З визначеного фазового складу покриття визначаються залишкові колові напруження у ньому згідно з запропонованою емпіричною формулою (п. 3.7.1 розділу 3).

Якщо отримані з такого попереднього аналізу властивості покриття задовольняють експлуатаційні вимоги, то склад шихти ПД корегують з урахуванням коефіцієнта заповнення ПД шихтою. Визначивши склад шихти ПД, слід врахувати ще і неминуче вигорання вуглецю під час напилювання.

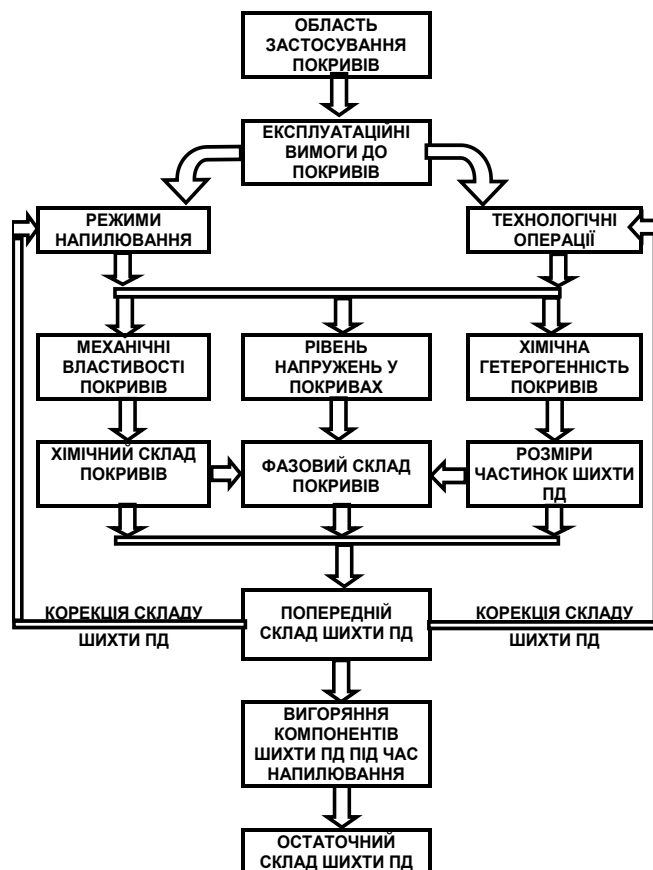


Рис. 8.5. Алгоритм вибору складу шихти ПД.

Якщо ж отримані з такого попереднього аналізу властивості покриття не задовольняють експлуатаційні вимоги, то необхідно корегувати склад шихти ПД – змінити компонентний склад та розміри шихтових матеріалів, та впровадити у технологічний процес напилення конкретної деталі додаткові технологічні операції (підігрів, дробиноструминне оброблення або відпуск).

РЕКОМЕНДАЦІЇ ДО ВІДНОВЛЕННЯ ТА ЗАХИСТУ ДЕТАЛЕЙ І ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З ВИКОРИСТАННЯМ ГАЗОТЕРМІЧНИХ ПОКРИТТІВ

Газотермічні покриття доцільно застосовувати для:

- реставрації деталей типу “вал”, що експлуатуються у парі з підшипниками ковзання: гладких і колінчастих валів двигунів внутрішнього згоряння, насосно-компресорного обладнання, штоків, плунжерів, півосей тощо;
- відновлення фрикційних поверхонь гальмівних барабанів, дисків зчеплення, протяжних валків тощо;
- реставрації вкладок підшипників ковзання (нанесення покриттів із псевдосплавів з низьким коефіцієнтом тертя);
- захисту металоконструкцій від корозії;
- захисту та відновлення елементів котлів ТЕЦ (нанесення термоабразивно стійких покриттів на стінки котлів, труб економайзерів).

Крім цього, газотермічні покриття (електродугові та газодинамічні) можна використати для ремонту бракованих відливок та герметизації тріщин сталевих, чавунних та силумінових корпусних деталей (наприклад, блоків двигунів внутрішнього згоряння).

9.1. Основні етапи нанесення газотермічних покриттів

Типовий технологічний процес нанесення відновних покриттів на деталі охоплює такі операції:

- очищення та знежирення їх поверхні;
- контроль розмірів і дефектності деталі;
- попередню механічну обробку для одержання необхідної геометрії;
- механічну обробку (за необхідності);
- абразиво-струминну або спеціальну механічну обробку робочої поверхні для надання потрібної шорсткості;
- технологічний захист неробочих поверхонь та отворів від металізаційного струменя;

- газотермічне напилення покриття;
- усунення технологічного захисту та попередню механічну обробку отворів і рівчаків;
- механічну обробку нанесеного покриття;
- контроль якості.

9.1.1. Очищення та знежирення

Поверхню деталі перед напиленням покриття слід повністю знежирити. Для металізації поверхні мастильні канали треба також знежирити на достатню глибину, оскільки під час напилення покриття деталь нагрівається і пари мастила або інші забруднення проникають на знежирену поверхню і можуть знизити адгезію покриття, що безпосередньо прилягає до цього отвору. Знежирюють, як правило, без застосування агресивних середовищ (водні гарячі розчини каустичної соди з подальшим просушуванням деталі струменем стисненого повітря). Бажано не використовувати для цієї мети трихлоретилен або чотирихлористий вуглець, оскільки тоді процес необхідно виконувати у витяжних камерах.

Іноді для очищення деталей виправдані ультразвукові ванни або високотемпературний відпал для видалення органічних забруднень. У цьому випадку необхідно контролювати температуру нагріву самої деталі, щоб не перевищити температуру початку структурних перетворень та геометричних змін металу.

• 9.1.2. Попередня механічна обробка

Деталі перед напиленням покриттів, залежно від твердості напилюваної поверхні, обробляють точінням, фрезеруванням або шліфуванням. Для нанесення протикорозійних захисних покриттів або покриттів, призначених для захисту від газоабразивного зношування, таку обробку можна не застосовувати.

Механічну обробку вживають для:

- усунення нерівностей циліндричних поверхонь та заданої геометрії прямолінійних і профільних поверхонь;
- доведення діаметра оброблюваної деталі (номінального) на 1,0...1,2 мм менше робочого;

- забезпечення специфічної геометрії поверхонь (за необхідності) для підвищення адгезії металізаційного шару (нарізання “рваної різьби”, рівчаків, кишень типу “ластів’ячий хвіст” тощо).

Для деталей, поверхня яких зміцнена гартуванням або хіміко-термічною обробкою (шийки колінчастих та гладких валів, штоки, плунжери), єдиною механічною обробкою перед напиленням покриттів є шліфування.

Під час механічної обробки напилених покриттів слід врахувати, що місця спряження вал–торець з нанесеним покриттям є вразливими, оскільки високі твердість нанесеного шару і концентрація напружень у цій зоні можуть спричинити відрив покриття та відколи.

Неприпустимі на відновлюваних деталях гострі переходи від однієї поверхні до іншої. Вони повинні мати вигляд плавно спряжених поверхонь. Щоб підвищити зчеплення покриттів з основою та захистити від відшарування, на гладких негатованих поверхнях нарізають рівчаки різьбового або прямокутного профілів. Найчастіше, зважаючи на високу ефективність, нарізають різьбові рівчаки або т. зв. “рвану” різьбу. Цей спосіб простий і доступний, тому широко розповсюджений на ремонтних підприємствах для відновлення зношених деталей. Він забезпечує найбільше адгезійне зчеплення відновного шару з поверхнею деталі, оскільки поряд зі збільшенням площі зчеплення утворюється специфічний різьбовий рельєф поверхні. Для досягнення цього різець встановлюють у різцетримач з вильотом 10...15 мм, передній кут різця дорівнює нулю і зміщений вниз відносно центра обертання деталі. За такого розташування різець вібрує, що призводить до дроблення різьбової поверхні деталі і великої її шорсткості. Зміщення різця залежно від діаметра деталі і кількості обертів шпінделя проаналізовані в табл. 9.1.

Інший спосіб підготовки поверхні полягає в нарізанні на циліндричній поверхні деталі кільцевих рівчаків (рис. 9.1). На проточеній поверхні за допомогою різця із закругленим радіусом біля вершини 0,5 мм і шириною 1,1...1,3 мм наносять ряд кільцевих рівчаків на різних відстанях один від одного або нарізають цим же різцем різьбові рівчаки.

Режими нарізання “рваної різьби”

Діаметр деталі, мм	Зміщення різця, мм	Кількість обертів шпінделя на хвилину	Діаметр деталі, мм	Зміщення різця, мм	Кількість обертів шпінделя на хвилину
10	1,0	300	100	4,5	30
15	1,5	210	150	5,0	20
20	2,0	150	200	6,0	15
25	2,5	135	250	7,5	13
30	–	100	300	9,0	10
35	3,0	95	350	11,0	9
40	–	75	400	13,0	7
45	–	70	450	15,0	6
50	3,3	60	500	16,0	5
75	4,0	45	–	–	–

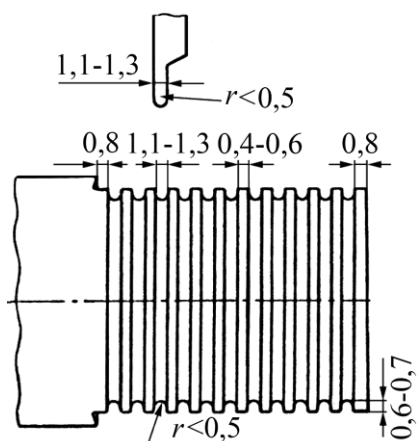


Рис. 9.1. Схема нарізання кільцевих ривчаків на циліндричній деталі.

Одержані плоскі вершини вальцюють роликком і одержують профіль, подібний до ластів'ячого хвоста. Залежність геометрії профілю від діаметра деталі проаналізовано в табл. 9.2.

Високопродуктивним методом підготовки поверхні однотипних деталей типу “вал” є її накатування спеціальним інструментом, який складається з однієї або кількох роликів-фрез з прямим або косим зубом. Розміри накатки залежать від діаметра відновлюваного вала і товщини шару покриття (табл. 9.3).

Геометрія ривчаків залежно від розмірів деталі

Діаметр шийки, мм	150...200	200...250	250...300	300...400
Крок, мм	1,5	1,6	1,8	2,0
Глибина нарізання до деформування, мм	0,7	0,8	0,9	1,0

Таблиця 9.3

Параметри накатування накочування поверхні залежно від розмірів деталі

Діаметр відновлюваної деталі, мм	Крок, мм	Глибина, мм	Мінімальна товщина металізаційного шару, мм
до 50	1,0	0,5	0,8
50...100	1,25	0,6	1,0
100...150	1,25	0,6	1,25
150...200	1,5	0,8	1,5

На рис. 9.2 і 9.3 подано приклади механічної обробки кінцевих поверхонь гладких валів і торцевих поверхонь.

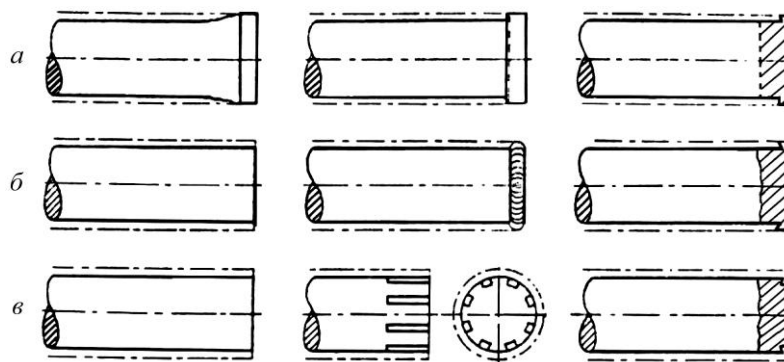


Рис. 9.2. Способи механічної підготовки кінцівки гладкого вала під металізацію: *a* – токарна “підрізка” типу “ластів’ячий хвіст”; *б* – наплавлення і підрізання; *в* – фрезерування ривчаків або торцеве підрізання.

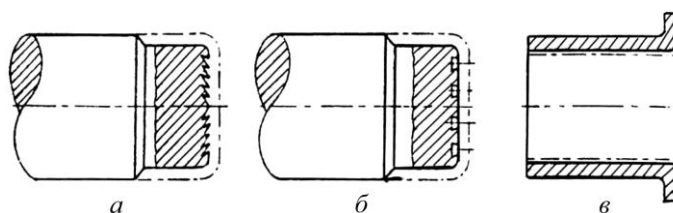


Рис. 9.3. Способи механічної підготовки торцевих поверхонь: *a* – кутові концентричні ривчаки; *б* – у вигляді “ластів’ячого хвоста”; *в* – прямокутні.

Однак потрібно мати на увазі, що нарізання різних рівчаків, насічок, “рваної” різьби на деталях понижує їх опір втомному руйнуванню, особливо виготовлених із високоміцних легованих сталей. У будь-якому випадку після механічної обробки поверхню слід обробити абразивно.

9.1.3. Абразиво-струминна обробка

Цю обробку використовують для фінішного очищення поверхні, підвищення її шорсткості та збільшення ефективної площі. Перед такою обробкою суміжні з відновлюваною поверхні, а також конструкційні рівчаки та отвори слід захистити від дії абразиву. Отвори заглушують гумовими або дерев’яними корками, які залишають і на час металізації. Суміжні поверхні захищають металевими екранами з м’якої сталі або алюмінію.

Для цього застосовують абразиво-струминні камери, які поділяють за принципом взаємодії струменя стисненого повітря з абразивом:

- із засмоктуванням;
- видуванням під дією власної ваги абразиву;
- подачею під тиском.

У цехах і майстернях найпоширеніші абразиво-струминні камери закритого типу зі засмоктуванням абразиву, які забезпечують замкнутий цикл його використання (рис. 9.4).

Абразиво-струминний пістолет, яким безпосередньо обробляють, можна виконати у різних конструкторських варіантах. На рис. 9.5 зображено типовий пістолет для абразивної обробки деталей у закритих камерах, який працює на принципі засмоктування абразиву.

Пістолет складається з корпусу 1, усередині якого вмонтовано повітряне сопло 2. Безпосередньо з пневмосистемою пістолет з’єднаний системою переходників 3, 4, вентилем керування повітрям 5. Повітря під тиском 0,4...0,6 МПа, яке подають через штуцер 6, виходячи через повітряне сопло, створює усередині корпусу розрідження. В результаті цього абразив з бункера засмоктується через шланг 7 і струменем повітря викидається через сопло 8 у напрямі деталі. Сопло виготовляють із твёрдосплавного зносостійкого матеріалу, оскільки воно піддається інтенсивному абразивному зношуванню. Діаметр сопла може бути різним

залежно від продуктивності і робочого тиску повітря під час дробино-струминної обробки.

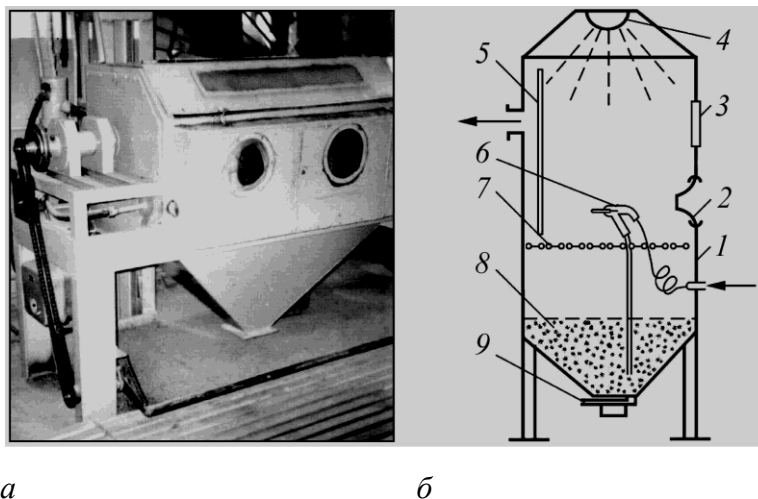


Рис. 9.4. Загальний вигляд (а) та схема (б) камери для абразивного очищення деталей:

- 1 – корпус; 2 – отвір для рук оператора; 3 – оглядове вікно;
 4 – освітлювач; 5 – гумовий екран; 6 – абразиво-струминний пістолет;
 7 – стіл-решітка; 8 – бункер з абразивом; 9 – шубер.

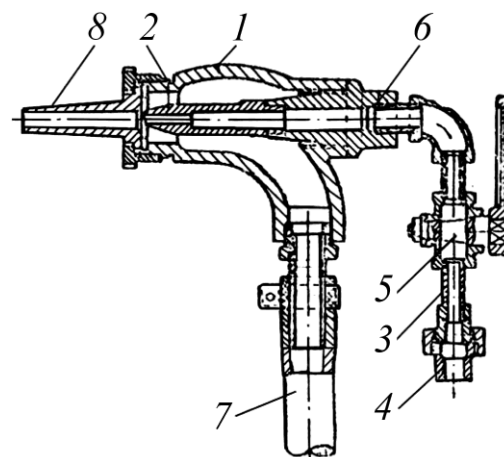


Рис. 9.5. Абразиво-струминний пістолет:

- 1 – корпус; 2 – сопло; 3 – циліндричний патрубок; 4 – з'єднувач пневмомагістралі; 5 – вентиль; 6 – штуцер; 7 – шланг для підводу повітря; 8 – сопло.

У камерах описаної конструкції використовують колотий сталевий дріб або з відбіленого чавуну діаметром від 0,4 до 2,0 мм. Одночасно з очищенням поверхні і збільшенням її ефективної площі змінюються фізичні властивості поверхневого шару і деталі загалом. На поверхні утворюється зміцнений шар глибиною

до 0,4 мм з підвищеною твердістю та зростає втомна міцність.

Для деталей, поверхня яких має високу твердість, застосовують електрокорунд № 135 з розміром зерен від 0,5 до 1,5 мм, що значно поліпшує ефективність обробки. Недоліком електрокорунду є його мала довговічність і необхідність періодичного відсіву дрібних фракцій, що нагромаджуються під час руйнування.

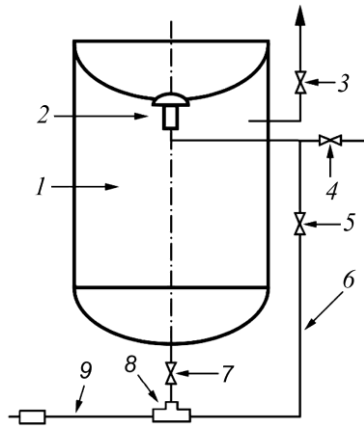


Рис. 9.6. Типова схема сучасного абразиво-струминного апарата:

1 – абразивозбірник; 2 – грибковий клапан; 3, 4, 5 – повітряні вентилі;

6 – повітряний канал;

7 – абразивна засувка;

8 – ежектор-засмоктувач;

9 – абразиво-повітряний канал.

Типова схема абразиво-струминного апарата неперервної дії подана на рис. 9.6. Він складається з абразивозбірника 1 з випуклим нижнім дном і увігнутою верхньою стінкою для резервного запасу абразиву, в центрі якої змонтований грибковий клапан 2 для засипання абразиву усередину ємності. Клапан відкривається декомпресійним вентилям 3, коли закритий вентиль 4. Якщо закритий вентиль 3 і відкритий 4, він автоматично закривається. Керувати клапаном подачі абразиву 5 в зону його захоплення повітряним струменем (дозатора) можна і локально, і дистанційно, залежно від конструкції засувки. Струминну обробку можна виконувати практично безперервно, за винятком коротких технологічних зупинок для автоматичного завантаження абразиву через грибковий клапан 2 усередину апарата.

Залежно від виду робіт абразиво-струминні ємності можуть вміщати від 0,04 до 4 м³ абразиву.

9.1.4. Сопла для абразиво-струминної обробки

Сопла визначають продуктивність роботи, оскільки під час видування швидкість абразиву значно вища, ніж під час засмоктування.

Для підвищення ефективності повітряно-абразивного струменя застосовують профільовані сопла “Лаваля” (рис. 9.7).

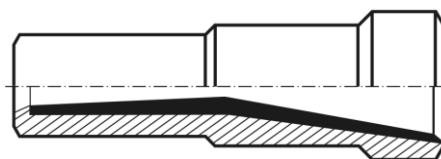
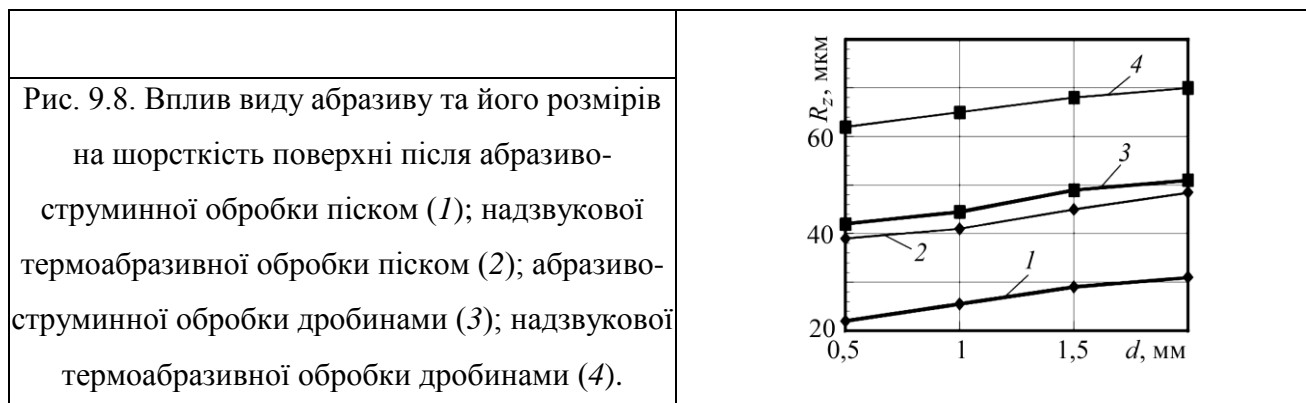


Рис. 9.7. Профільоване сопло “Лаваля”.

Сопло “Лаваля” завдяки своїй геометрії збільшує швидкість абразивних частинок та їх кінетичну енергію: $E = m \times v^2 / 2$, де m – маса частинки; v – її швидкість. Як видно із цієї залежності, найбільше на кінетичну енергію впливає швидкість абразиву, оскільки розмір частинки можна змінювати незначно. Сопло “Лаваля” підвищує ефективність очищення поверхонь на 30% порівняно з циліндричними, які також виготовляють із карбідів вольфраму, кремнію та бору.

Шорсткість поверхні після використання абразиво-струминної установки з різним видом абразиву порівняно на рис. 9.8.



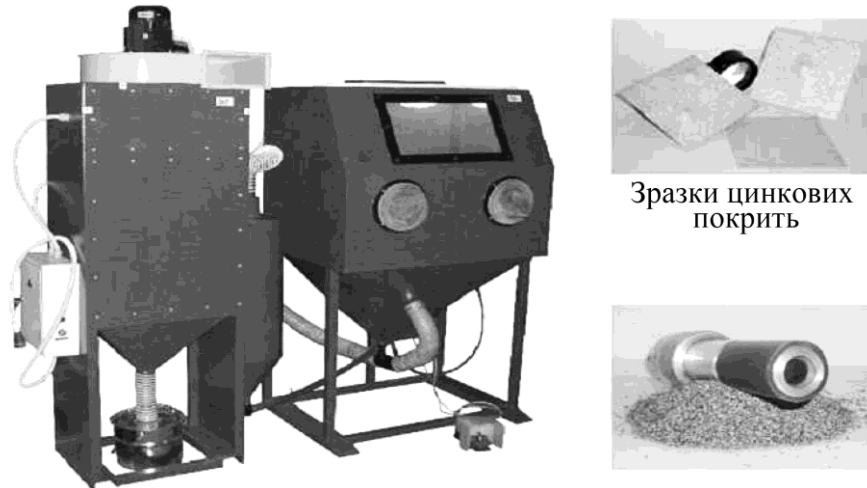
Терморективний генератор застосовують, в основному, для очищення габаритних металоконструкцій від старих бітумних або лакофарбових покриттів, за товстошарових корозійних нашарувань перед нанесенням протикорозійних покриттів алюмінію або цинку. В табл. 9.4 наведено параметри шорсткості поверхні залежно від необхідної товщини металізованого шару.

Таблиця 9.4

Необхідні параметри шорсткості поверхні металу після абразиво-струминного очищення

Матеріал покриття	Товщина покриття, мкм	Шорсткість поверхні, мкм	
		R_a	R_z
Цинк	від 40 до 120	6,3...10,0	25...40
	від 120 до 200	10,0...12,5	40...50
Алюміній	від 60 до 120	8,0...12,5	32...50
	від 120 до 200	10,0...12,5	40...50
	від 200 до 300	12,5...16,0	50...63

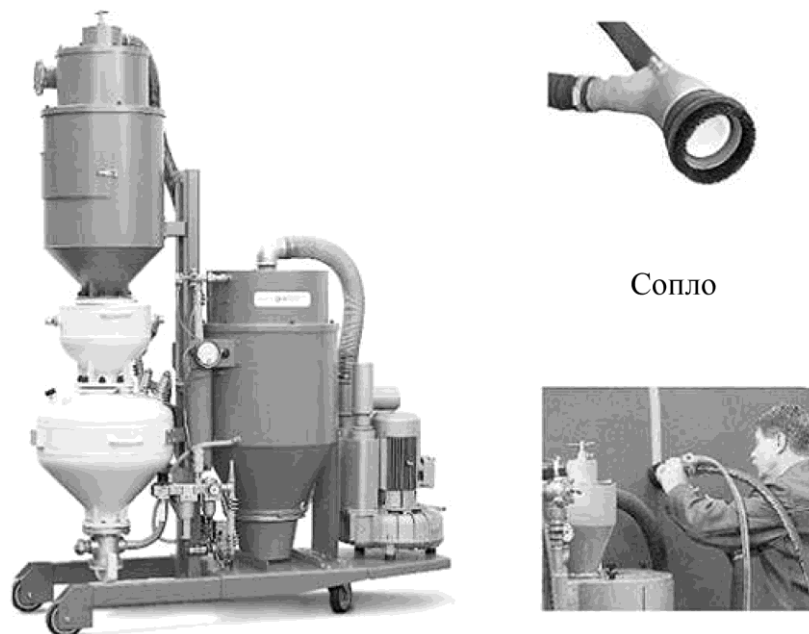
Що товстіше покриття, то вищою має бути шорсткість поверхні, на яку його наносять. Як свідчать експериментальні дані, абразиво-струминна обробка кварцовим піском різної фракції не забезпечує необхідної шорсткості, особливо для покриттів, товщина яких перевищує 120 мкм, а надзвукова термоабразивна забезпечує у всьому діапазоні розмірів частинок піску.



Зразки цинкових покриттів

Рис. 9.9. Абразиво-струминна камера ежекційного типу для підготовки напилюваної поверхні.

Під час обробки металевих поверхонь у камерах закритого типу індивідуальних захисних засобів для оператора не передбачено, оскільки процес здійснюють у герметично закритому просторі (рис. 9.10).



Сопло

Рис. 9.10. Безпилова абразиво-струминна установка фірми Munk + Schmitz Oberflächentechnik GmbH & Co. KG.

Під час абразивного очищення оператор контактує з продуктами відпрацьованого абразиву та очищення поверхні. У цих випадках необхідно застосовувати засоби індивідуального захисту (герметичні шоломи з індивідуальною системою подачі чистого повітря для дихання, одяг, рукавиці, взуття), оскільки дрібнодисперсний пил, що супроводжує абразивну обробку, може спричинити гострі та важкі респіраторні захворювання.

9.1.5. Металізаційні камери

Металізація супроводжується виділенням газів і розсіюванням у повітрі великої кількості металевих частинок. Деякі з них, відбиваючись від поверхні, вистигають і змішуються з атмосферним повітрям, інші (переважно дрібнодисперсні) згорають під час польоту, втрачають швидкість і змішуються з повітрям у газоподібному стані. Тому в зоні конуса розпилювання електродного матеріалу виникає концентрований згусток шкідливого газометалевого пилу, який розсіюється в повітрі і впливає на персонал.

Щоб запобігти цьому, приміщення і камеру треба оснастити достатньо потужною притічно-витяжною вентиляцією, причому витяжну вентиляцію слід здійснювати шляхом місцевого відсмоктування із зони безпосереднього напилення. Це забезпечує конструкція самої камери і відповідна вентиляційна система відсмоктування газів і пилу.

Металізують поверхні обертання (осі, гладкі і колінчасті вали тощо), як правило, на токарних верстатах у змонтованих на них металізаційних камерах або спеціалізованих камерах з автономною системою обертання деталей та керуванням металізатора. Камера може бути відносно вузькою для локальної металізації вузької шийки деталі і переміщуватися уздовж осі деталі. Верхня її частина відкидається, що дає можливість без перешкод встановлювати в патрон та центр задньої бабки верстата деталі різної довжини. Металізатор кріпиться на місці різцетримача і за допомогою ходового гвинта може переміщуватися вздовж напилюваного вала. Для відновлення шийок деталей зі зміщеною віссю обертання (колінчасті вали, кривошипи) у патрон верстата і задню бабку встановлюють ексцентричні патрони, які зміщують вісь шатунної шийки в центр обертання шпінделя верстата.

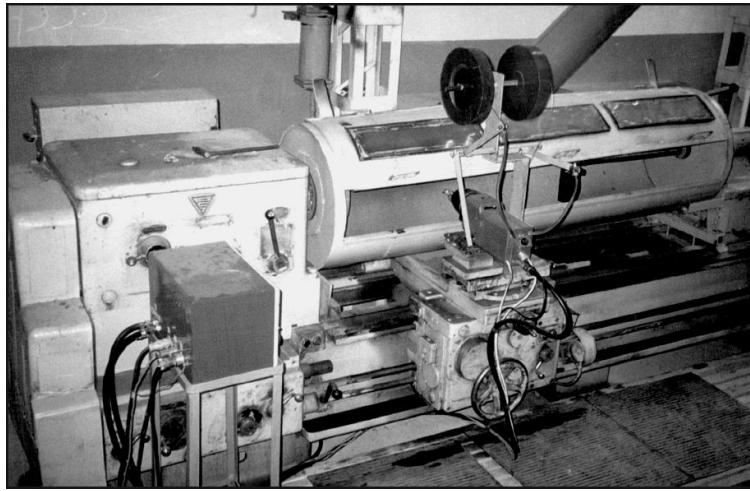


Рис. 9.11. Спеціалізована камера для металізації великогабаритних деталей.

Більш розповсюдженою є камера, яка охоплює всю відновлювану деталь. У цьому випадку використовують пилзахисні вузли обертових деталей приводу, оскільки геометрія привідної (патрона) та підтримувальної (шпінделя бабки) частин незмінна. Камера, що на рис. 9.11, змонтована на базі токарного верстата ДПП-500 і призначена для відновлення методом металізації колінчастих валів тепловозних та корабельних дизелів.

На рис. 9.12 зображено аналогічну камеру для відновлення колінчастих валів сільськогосподарської техніки, змонтовану на токарно-гвинторізальному верстаті 1А62. В обох випадках передня і задня бабки верстатів підняті на висоту, що дає можливість повертати колінчастий вал, зміщений за допомогою центрозміщувачів у вісь шатунної шийки.



Рис. 9.12. Стационарна електрометалізаційна камера для відновлення деталей на токарному верстаті.

Універсальна камера з вертикальним розміщенням тіл обертання (валів) і вертикальним переміщенням металізатора подана на рис. 9.13. Вона має вигляд металевої шафи з задніми та боковими дверима, в які врізані затемнені оглядові скла. Металізатор встановлений на платформі, що закріплена рухомо на двох напрямних, і може переміщатися вертикально ввєрх–вниз за допомогою ходового гвинта. Такі камери добре зарекомендували себе на ділянках електрометалізаційного напилення у ФМІ, де експлуатуються уже понад 20 років.

Обмежують переміщення і реверс автоматично відповідним регульованим положенням кінцевих перемикачів і електричним комутуванням приводу мотор-редуктора.

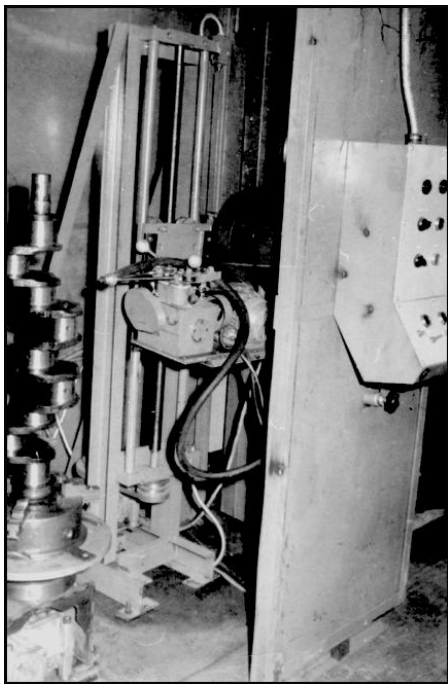


Рис. 9.13. Стаціонарна універсальна камера з вертикальним розміщенням тіл обертання.

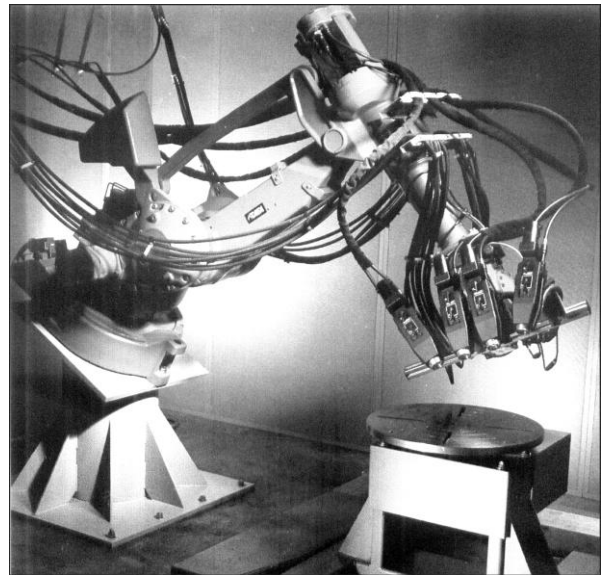


Рис. 9.14. Робот для ЕДМ фірми ТАФА.

Деталь для металізації кріплять у патроні, який встановлений на обертовому столі і має можливість, за необхідності, зміщуватися в напрямних відносно осі обертання стола для суміщення осі шийок колінчастих валів з віссю обертання стола. Стіл обертає мотор-редуктор з плавним регулюванням обертів. Пульт управління винесений за межі камери, що дає можливість оператору напилювати при закритих дверях камери і спостерігати за процесом через затемнені вікна. Вертикальні камери для металізації деталей типу “вал” найзручніші в експлуатації, дають можливість відновлювати деталі різної ваги і розмірів, не потребу-

ють центрозміщувачів і максимально обмежують контакт оператора з металоповітряним потоком. Сучасні металізаційні установки і комплекси подано на рис 9.14 і 9.15.

Камери з роботокомплексами працюють без оператора. Однак тут слід зауважити, що використовувати такі комплекси, зважаючи на їх вартість, можна лише на великих підприємствах, наприклад, автозаводах під час виконання робіт з достатнім масивом однотипних деталей, або крупногабаритних деталей (рис. 9.16). Заміна програмного забезпечення виробничих комплексів зі зміною номенклатури деталей економічно і технологічно недоцільна.

Рис. 9.15. Схема стаціонарної універсальної камери для електродугового наплення покриттів.

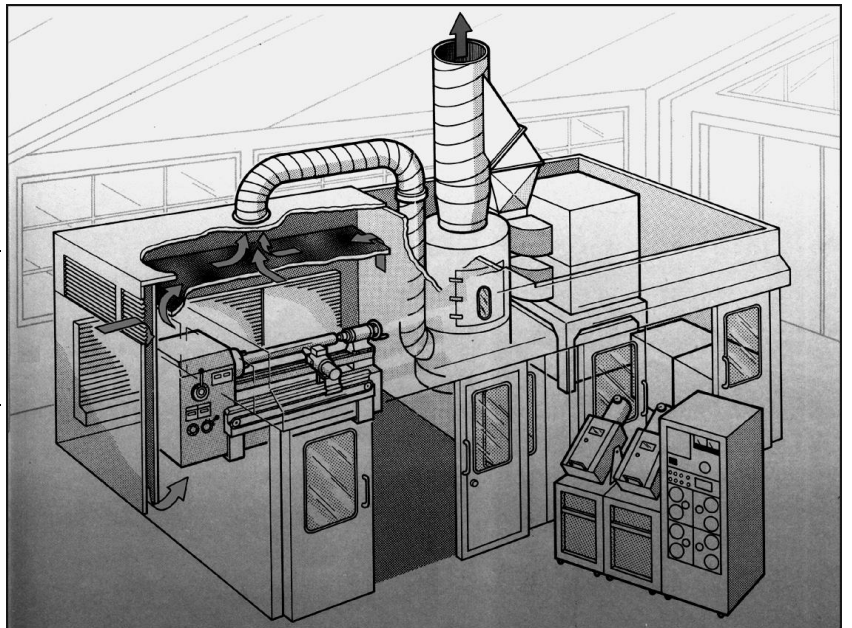
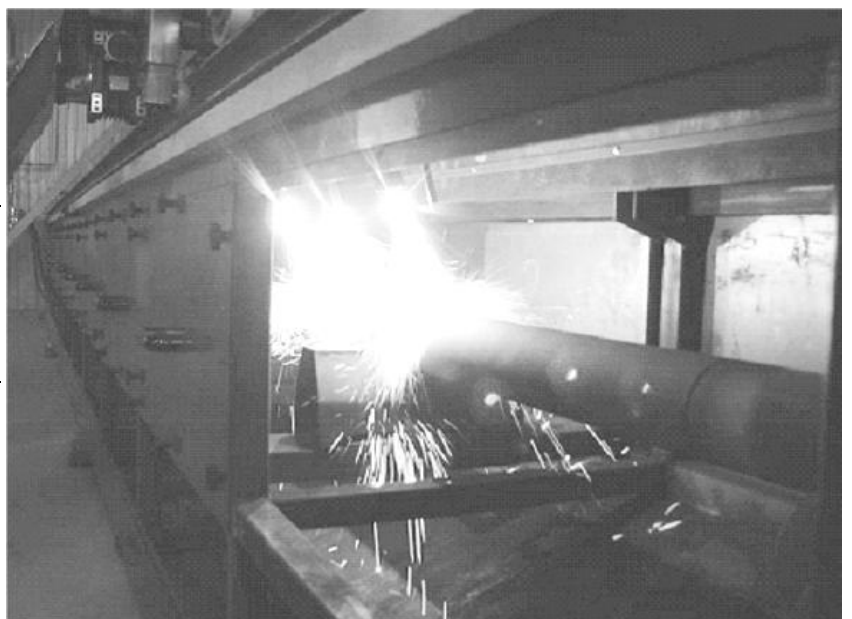


Рис. 9.16. Програмована лінія для електродугового наплення труб алюмінієм.



9.1.6. Механічна обробка газотермічних покриттів

Механічна обробка деталей, відновлених газотермічним напиленням, суттєво відрізняється від обробки однорідних (монолітних) матеріалів, що зумовлено особливостями структури покриттів, низькою міцністю їх зчеплення з основою, наявністю перехідної зони між покриттям і основою тощо. Деталі з покриттями піддають операціям точіння, фрезерування, стругання, шліфування, хонінгування тощо. Необхідні параметри якості після механічної обробки газотермічних покриттів забезпечують мінімальний знос поверхонь тертя суміжних деталей, збільшуючи надійність їх роботи, а отже, вузлів, механізмів і машин.

Обробка пластичним деформуванням. Декоративні покриття напиляють на деталі декору, щоб надати поверхні привабливого виду. Тому їх, в основному, хонінгують і полірують. Серед механічної обробки протикорозійних покриттів переважає пластичне деформування. Їх ущільнюють, наприклад, дробино-струминною обробкою. Але найчастіше застосовують чеканку. Так зменшують поруватість, а отже, і здатність агресивних середовищ проникати всередину шару покриття. Різновшчинність газотермічних покриттів усувають накочуванням. У деяких випадках виконують розсвердлювання, зенкерування та слюсарну обробку (шліфування абразивною шкуркою, обпилювання напилками і надфілями), розрізання ножівками, обрубкування зубилами залишків металу, напиленого на неробочі поверхні. Для кравцювання декоративних і захисних покриттів, щоб зменшити їх поруватість і надати поверхні відповідного виду, застосовують дискові щітки з пучками дроту. Полірують покриття дисками з вовни, полотна або шкіри.

Під час обробки різанням зносо- та ерозійностійких високотемпературних покриттів лезовими та абразивними інструментами змінюється рівноважний стан внутрішніх залишкових напружень у покриттях, що може відчутно проявитися у схильності поверхневого шару покриття до виникнення різного роду дефектів. Можна виділити низку загальних специфічних особливостей будови і властивостей газотермічних покриттів найрізноманітнішого виду та призначення, де механічна обробка є проблематичною.

Низька пластичність. Газотермічні покриття відрізняються шаруватістю. Частинки металу сильно витягнуті і розділені плівками оксидів, що суттєво послаблює зв'язок між частинками і шарами. Метал після напилення крихкіший, ніж вихідний. Під час обробки різанням це може призводити до утворення неприпустимих дефектів покриття: викришування і часткового відшарування матеріалу, появи відколів на межі нанесеного шару, мікротріщин і магістральних тріщин.

Знижена теплопровідність покриттів внаслідок їх поруватості та оксидів спричиняє під час різання концентрацію температурних напружень у зоні обробки. У багатьох випадках це проявляється у припалах під час лезової обробки на поверхні і підвищеній схильності до мікро- та макроруйнування поверхневого шару.

Підвищена схильність матеріалу до зміцнення, перенаклепу поверхневого шару різальним інструментом. З ростом температурно-швидкісних параметрів обробки або питомих тисків на поверхню оброблюваного матеріалу утворюються лусочки.

Через поруватість матеріалу в поєднанні з особливостями його будови, крихкість і схильність до наклепу складно отримати поверхні з малою шорсткістю. Обробка крихких матеріалів супроводжується викришуванням. У цьому випадку поверхневий шар формується шляхом послідовного крихкого руйнування і представляє собою поверхню з характерними нерівностями і западинами. Це додатково ускладнює технологічне забезпечення малої шорсткості поверхні і високої якості поверхневого шару виробів на завершальних стадіях обробки різанням.

Поліпшені абразивні властивості покриттів через присутність у них включень високої твердості – 18 000...20 000 МПа і більше (оксидів, нітридів, боридівтощо). Інтенсивна абразивна дія на інструмент є головною причиною низької стійкості лезових різальних інструментів під час обробки матеріалів, отриманих газотермічним напиленням.

Металевий пил і дрібнодисперсні частинки оброблюваного матеріалу, які утворюються під час різання, як правило, токсичні. Крім того, з попаданням

високоміцних фракцій викришених фрагментів покриття в зазори рухомих вузлів і деталей металорізального обладнання і технологічного оснащення пришвидшується їх знос. Тому під час обробки покриттів необхідно застосовувати потужні промислові відсмоктувальні пристрої.

За здатністю оброблюваних матеріалів зношувати і руйнувати різальну частину інструменту їх умовно можна розділити на такі групи:

- **перша група** – композиційні матеріали, які відносно добре обробляються лезовим твердосплавним інструментом. Це матеріали на основі металів (Cu+W, Fe+W+Si, Fe+W+ Cu) та інтерметалідів (Ni–Cr, Al–Ni, Ti–Ni);
- **друга група** – композиційні матеріали, оброблюваність яких твердосплавним інструментом близька до критичної. Це матеріали на основі тугоплавких оксидів (Al_2O_3 , ZrO_2). Під час різання доцільно застосовувати інструменти, оснащені надтвердими матеріалами, період стійкості яких 10...30 хв;
- **третья група** – композиційні матеріали, під час обробки яких стійкість відомих інструментальних матеріалів обчислюють секундами. До них відносять композиції, що містять карбіди і бориди металів (WC + Cu, WC +Co, CrB + Cu, TiB₂ + Cu);
- **четверта група** – проміжне положення між тугоплавкими оксидами (друга група) і боридами (третья група) займають покриття типу СНГН, ВСНГН, ВСНА, ПГ-СР3, ПГ-СР4.

9.2. Джерела живлення електрометалізаторів

Для живлення електрометалізаторів використовують переважно джерела постійного струму, оскільки отримати стабільну дугу, а отже, і добру якість покриттів з допомогою джерел змінного струму проблематично. Як і під час електродугового зварювання, так і електрометалізації роботу джерела живлення оцінюють вольтамперними характеристиками і за зміною електричних параметрів на різних стадіях процесу. Напилення в усталеному режимі за постійного струму не потребує від джерела живлення спеціальних динамічних характеристик. Інша річ під час запалювання дуги і за початкової стадії процесу.

Дуга запалюється під час взаємного контакту двох електродних дротів, що викликає електричне замикання, на що джерело повинно швидко відреагувати. Для надійного запалювання дуги швидкість зростання струму короткого замикання повинна бути якнайбільшою (до 30000 А/с), тобто необхідно забезпечити достатньо високу електричну потужність у якнайкоротший термін.

Результати дослідження стабільності горіння дуги дають підставу стверджувати, що рівномірної роботи металізатора можна досягти, коли швидкість подачі електродних дротів підтримується автоматично залежно від напруги дуги. Як відомо, довжина дуги пропорційна напрузі, тобто зі зменшенням довжини спадає напруга, і навпаки. Зокрема, в автоматичному режимі, коли проміжок між електродними дротами в зоні горіння дуги зменшується, напруга падає, через що знижується швидкість подачі електродних дротів. Під час плавлення дротів віддаль між ними і напруга на дузі зростають. Швидкість подачі електродних дротів збільшується аж до досягнення оптимальних параметрів процесу.

Щоб забезпечити стабільну роботу металізатора, використовують джерела живлення зі жорсткою вольтамперною характеристикою, яка не спричинює падіння напруги в момент короткого замикання.

Електрична дуга, коли застосовують матеріали з високою теплоємністю і низьким питомим опором (алюміній, мідь, бронза тощо), горить нестабільно. Тому кращих результатів досягають, застосовуючи металізатори з автоматичним регулюванням швидкості подачі електродних дротів залежно від напруги на дузі. Для живлення електрометалізаторів найчастіше використовують випрямлячі з жорсткими характеристиками, як для дугового зварювання металів витратними електродами в захисних середовищах (табл. 9.5).

**Технічні характеристики деяких зварювальних випрямлячів
з жорсткими вольтамперними характеристиками**

Параметри	ВС-300	ВСЖ-303	ВДГ-302	ВС-600	ВДГ-601	ВДУ-504
1	2	3	4	5	6	7
Номінальний зварювальний струм при ПВ = 60%, А	300	315	315	600	630	500
Регулювання: зварювального струму, А, робочої напруги, В	30...300	50...315	50...315	100...700	100...700	70...500
Початкова напруга, В	380	220 або 380	220 або 380	380	220 або 380	220 або 380
Напруга холостого ходу, В	20...40	18...50	30...55	20...40	66	–
Потужність, кВт	17	20	19	35	67	80
ККД, %	70	–	75	75	82	82
Габаритні розміри, мм	560×720×965	710×550×955	1045×748×959	1000×805×1510	1234×868×1081	1275×816×940
Маса, кг	250	–	275	490	525	380

9.3. Контроль якості газотермічних покриттів

Методи контролю поділяють на неруйнівні та руйнівні. Неруйнівні застосовують, як правило, для контролю якості покриттів на відновлених деталях. Руйнівні – переважно під час експериментів зі створення нових покриттів або розробки та вдосконалення технологічних режимів їх нанесення.

Серед неруйнівних методів слід виділити такі:

Контроль зовнішнього вигляду шляхом поверхневого огляду покриттів за допомогою лупи з не менш як п'ятикратним збільшенням для виявлення тріщин, припалів або відшарувань. Під час огляду покриттів їх поверхня повинна бути одного кольору. Геометрію деталі контролюють залежно від потреб звичайним слюсарним інструментом (штангенциркуль, мікрометр, скоба, шаблон).

Контроль товщини покриття шляхом порівняння початкових розмірів деталі перед напиленням і кінцевих з покриттям, а також прямими вимірами за допомогою товщиномірів різної конструкції. Для немагнітних і слабомагнітних покриттів на феромагнітній основі використовують магнітні електронні або механічні товщиноміри (ІТП-1, ІТП-5, В-22, В-166), а також індукційні (ТПО, ТПО-1, ІТП-200 тощо). Для магнітних покриттів і основи контроль товщини за допомогою електронних товщиномірів проблематичний. Єдиним придатним методом тут є заміри початкової і кінцевої геометрії відновленої деталі.

Контроль шорсткості виконують після нанесення покриттів перед можливою механічною обробкою. Ідентифікують шорсткість, застосовуючи еталонні покриття або порівнюючи одержаний рельєф поверхні і шліфувальної шкурки різної зернистості. Слід зауважити, що шорсткість покриттів опосередковано пропорційна внутрішній поруватості і для протикорозійних покриттів не повинна перевищувати розмір зерна 6...8 мкм, а для відновних – до 20 мкм. Відхилення від цих параметрів свідчить про непридатність нанесених покриттів.

Контроль твердості. Загалом для відновних покриттів опосередковано твердість пропорційна до їх зносостійкості. Однак для електрометалізаційних відновних покриттів з достатньо високою поруватістю (до 20%) заміри твердості за Роквеллом дають значення, значно нижчі від істинних, оскільки через прони-

кання в пори індентора з'являються значні похибки. Різна поруватість може зумовити суттєву відмінність у значеннях мікротвердості, що не обов'язково будуть пропорційні зносостійкості. Точнішим є визначення мікротвердості окремих фаз покриття.

Контроль адгезії покриттів у лабораторних умовах на спеціально виготовлених зразках зі застосуванням різних схем навантаження (рис. 9.17).

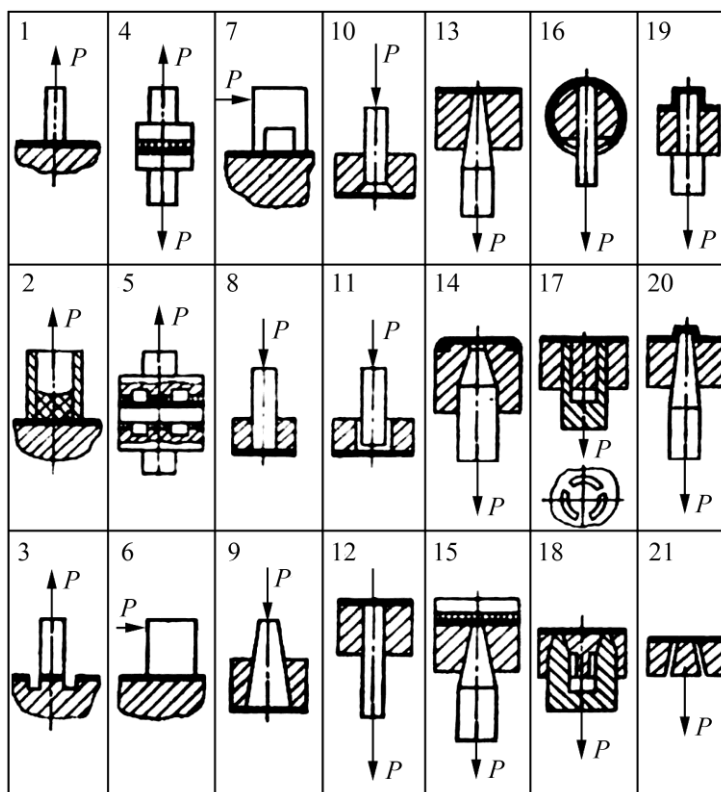


Рис. 9.17. Схема визначення адгезійної міцності відривом покриття від підкладки.

Для визначення зусилля відриву використовують розривні машини і спеціальні прилади. Під час випробування за схемами 1–7 для приєднання одного з елементів до поверхні покриття вживають спеціальні клеї або компаунди, адгезійна міцність яких повинна бути вищою, ніж когезія або адгезія покриттів. Інформативнішим є штифтовий метод зі застосуванням конусних, циліндричних і кільцевих штифтів, що не потребує клеючих засобів (схеми 8–21). Усі описані методи, хоч і дають близькі до істинних значення адгезійної міцності, можна використати лише для оцінки придатності покриттів у тих чи інших технологічних процесах відновлення деталей. На практиці за усталеного технологічного процесу і вибраного матеріалу покриттів потрібна інформація про цілісність

адгезійного шару, тобто про відсутність зон, де адгезія покриттів на деталі рівна нулю. Нижче описано практичні прийоми, якими опосередковано визначають міцність зчеплення покриття з поверхнею деталі.

Тест на звук застосовують на відновлених деталях типу “вал” за товщини покриття від 1 мм і більше. З цією метою використовують сталевий прут діаметром 10 мм і довжиною 150 мм. Вільно підвішену деталь з нанесеним покриттям легко вдаряють прутом у різних місцях. Звук від удару повинен бути металічним, дзвінким у різних зонах покриття. Глухий звук у локальних зонах свідчатиме, що, найімовірніше, покриття тут слабо зчеплене з тілом деталі. Цей тест не завжди придатний і його результати не завжди достовірні.

Тест на адгезію методом відколювання має на меті визначити ефективність попередньої механоабразивної обробки і полягає в розсіченні вузьким зубилом поверхні покриття на зразку з подальшим його сколюванням. Хорошу адгезію мають покриття, які відколюються малими сколами і нижній шар не відшаровується від основи.

Коли адгезія незадовільна, покриття необхідно механічно усунути і повторити процес.

Комплекс вказаних вище методів контролю основних характеристик електрометалізаційних покриттів використовують для відпрацювання технологічних процесів, їх нанесення, розв’язання конкретних завдань відновлення деталей машин і механізмів, а також нанесення захисних абразивно- та корозійнотривких покриттів.

9.4. Методика розрахунку матеріальних затрат під час газотермічного напилення (С.Н. Сарбучев)

Вартість процесу складається з витрат на напилення, попередню обробку поверхні (абразиво-струминну, механічну і термічну), а також допоміжні операції. Основні витрати (матеріальні і часові) на напилення (C_H) і абразиво-струминну обробку (C_{CAO})

$$C = C_H + C_{CAO}.$$

Вартість напилення, в свою чергу, складається з витрат на напилюваний матеріал (порошок або дріт) (C_M), воду (C_B), газ (C_T) та електроенергію (C_E):

$$C_H = C_M + C_B + C_\Gamma + C_E.$$

Вартість абразиво-струминної обробки – витрати на стиснене повітря ($C_{\text{пов}}$) і електрокорунд ($C_{\text{ЕК}}$) або дріб:

$$C_{\text{АСО}} = C_{\text{пов}} + C_{\text{ЕК}}.$$

Вартість напилюваного матеріалу можна подати так:

$$C_M = \frac{W\rho_0\lambda_M}{k},$$

де W – обсяг напилюваного матеріалу (м^3); ρ_0 – його щільність ($\text{кг}/\text{м}^3$); k – коефіцієнт використання матеріалу; λ_M – питома його вартість ($\text{грн}/\text{кг}$).

Позначимо, що ρ – це “уявна” щільність покриття $\rho = \frac{\rho_0}{k}$.

Тоді

$$C_M = w\rho\lambda_M, \quad C_\Gamma = \tau_H v_\Gamma \delta\lambda_\Gamma,$$

де τ_H – час напилення (с); v_Γ – витрата газів ($\text{м}^3/\text{с}$); λ_Γ – питома вартість газів ($\text{грн}/\text{м}^3$);

$$\tau_H = \frac{w\rho}{G_M},$$

де G_M – витрата напилюваного матеріалу ($\text{кг}/\text{с}$).

Отже,

$$C_\Gamma = \frac{w\rho}{G_M} v_\Gamma \delta\lambda_\Gamma,$$

$$C_\Gamma = N\tau_H\lambda_{\text{ЕК}} = N \frac{w\rho}{G_M} \lambda_{\text{ЕК}}, \quad C_{\text{АСО}} = \left(\frac{R_{\text{пов}}}{G_{\text{АСО}}} \lambda_{\text{пов}} + R_{\text{ел}} \lambda_{\text{ел}} \right) S,$$

де $R_{\text{пов}}$ – витрата повітря ($\text{м}^3/\text{с}$); $G_{\text{АСО}}$ – продуктивність абразиво-струминної обробки ($\text{м}^2/\text{с}$); $\lambda_{\text{пов}}$ – питома вартість повітря ($\text{грн}/\text{м}^3$); N – електрична потужність установки (кВт); $\lambda_{\text{ел}}$ – питома вартість електроенергії ($\text{грн}/\text{кВт}\cdot\text{год}$); $\lambda_{\text{ЕК}}$ – питома вартість електрокорунду ($\text{грн}/\text{кг}$); S – площа напилюваної поверхні (м^2);

$C = w\rho\lambda_M + \frac{w\rho}{G_M} R_B + \frac{w\rho}{G_M} v_\Gamma \delta\lambda_\Gamma + N \frac{w\rho}{G_M} \lambda_{\text{ЕК}} + \left(\frac{R_{\text{пов}}}{G_{\text{АСО}}} \lambda_{\text{пов}} + R_{\text{ел}} \lambda_{\text{ел}} \right) S$ де R_B – витрата води ($\text{м}^3/\text{год}$); λ_B – питома її вартість ($\text{грн}/\text{м}^3$).

Приведемо отриману формулу до зручного для подальшого використання виду:

$$C = w\rho \left(\lambda_M + \frac{R_B}{G_M} \lambda_B + \frac{v_\Gamma \lambda_\Gamma}{G_M} + \frac{N \lambda_{\text{ел}}}{G_M} \right) + \left(\frac{R_{\text{пов}}}{G_{\text{ACO}}} \lambda_{\text{пов}} + R_{\text{ел}} \lambda_{\text{ел}} \right) S. \quad (9.1)$$

Ціни на матеріали та енергоносії у формулі (9.1) змінюються, тому їх необхідно прив'язувати до реального часу розрахунку:

$$W = 1 \cdot 10^7 (\text{м}^3) \text{ (за товщини покриття 1 мм);}$$

$$\rho_M = 12 \cdot 10^3 \text{ (кг/м}^3\text{);}$$

$$\lambda_M = \text{(ціна на даний момент) (грн / кг);}$$

$$G_M = 2 \text{ (кг/год);}$$

$$R_B = 8 \text{ (л/хв)} = 0,48 \text{ (м}^3\text{/год);}$$

$$\lambda_B = \text{(ціна на даний момент) (грн / м}^3\text{);}$$

$$\lambda_{\text{пов}} = 0,00035 \text{ (грн / м}^3\text{);}$$

$$v_\Gamma = 1 \text{ (л/сек)} = 3,6 \text{ (м}^3\text{/год);}$$

$$\lambda_\Gamma = \text{(ціна на даний момент) (грн / м}^3\text{) (за вартістю азоту);}$$

$$N = 100 \text{ (кВт);}$$

$$\lambda_{\text{ел}} = \text{(ціна на даний момент) (грн / кВт·год);}$$

$$R_{\text{ек}} = 0,1 \text{ (кг/м}^2\text{);}$$

$$\lambda_{\text{ек}} = \text{(ціна на даний момент) (грн / кг);}$$

$$S = 1 \cdot 10^{-4} (\text{м}^2).$$

$$C = 194,285 \cdot 10^{-4}.$$

Отже, якщо використовувати для розрахунку (оцінки) матеріальних витрат під час плазмового напилення тільки витрати на напилюваний матеріал і електроенергію, а також урахувати, що найдоцільніше застосовувати замкнутий контур охолоджувальної води, похибка у розрахунках не перевищить 1%.

З вищевикладеного випливає, що для оцінки матеріальних витрат під час плазмового напилення можна вживати формулу

$$C = w\rho \left(\lambda_M + \frac{N}{G_M} \lambda_{\text{ел}} \right), \quad (9.2)$$

в яку входять вартість напилюваного матеріалу та електроенергії. Отже, вона придатна не тільки для оцінки витрат під час плазмового напилення, але і для електродугової металізації.

Література

1. Chen L-Ch. Characterization and Optimization of Arc Spray Process Parameters for Synthesis of TiO₂ Nanoparticles / L-Ch. Chen, T. Tsung, H. Chang // Materials Transactions. - 2004. - №10 (45). - P.3011-3017.
2. Pawlowsk L. The science and engeneering of thermal spray coatings / Lech Pawlowski. - Chichester: Wiley, 2008. - 647p.
3. Schoop M. U. Verfahren zum Herstellen dichter, metallischer Ёberzёge. Deutsche Patentschrift Nummer 258505 vom 28. April 1909.
4. Schoop M. U. Verfahren zur Herstellung von dichten, metallischen Schichten. Schweizer Patentschrift Nummer 49278 vom 26. November 1909.
5. Інженерія поверхні: [підручник] / Ющенко К.А., Борисов Ю.С., Кузнецов В.Д., Корж В.М. – К.: Наукова думка, 2007. - 559 с.
6. Полетаев В.А. Исследование деталей электронасосов, упрочненных металлизацией, на износостойкость / В.А. Полетаев, Н.В. Третьякова, И.А. Карамов // Вестник ИГЭУ. - 2007. - №3. - С.1-4.
7. Мажейка О.Й. Застосування електродугового напилення з пошаровою мікроплазмовою обробкою при нанесенні зносостійких покриттів / О.Й. Мажейка, С.І. Маркович, Ю.В. Рябоволик // Збірник наукових праць кіровоградського національного технічного університету "Техніка в сільському господарстві, галузеве машинобудування, автоматизація" . - 2009. - №22 .-4с.
8. Лурье А.З. Практика и перспективы применения защитных покрытий на корпусных деталях и узлах погружных центробежных насосов / А.З. Лурье // Инженерная практика. - 2010. - №6. - С.110-114.
9. Головинский А.Г. Опыт применения электрометаллизационных и комбинированных антикоррозионных покрытий / А.Г. Головинский, Ю.Н. Кривошеев // Химическая техника. - 2002. - №6. - С.9-12.
10. Микитянский В. В. Борьба с коррозией методом высокоскоростного газотермического напыления / В. В. Микитянский, Р. Велес Парра, А. Р. Велес-Пивоваров // Вестник АГТУ. - 2006. - №2(31). - С.95-101.

11. Дробышевская А.А. Исследование механических и коррозионных характеристик нанокompозитных комбинированных покрытий Ti-Cr-N/Ni-Cr-Fe-Si-B / А.А. Дробышевская, В.М. Береснев, А.Д. Погребняк // Вісник Харківського університету. - 2010. - №887. - С.94-99.
12. Буткевич М.Н. Газотермические технологии для оборудования жилищно-коммунального хозяйства и легкой промышленности / М.Н. Буткевич, А.Ф. Пузряков, Б.Г. Хамицев // Вестник ассоциации вузов туризма и сервиса. - 2007. - №9. - С.37-46.
13. Балдаев Л.Х. Перспективы применения газотермических методов напыления при ремонте и производстве оборудования в промышленности / Л.Х.Балдаев, Е.А.Панфилов // Конверсия в машиностроении. - 2006. - №2. - С.1-4.
14. Балдаев Л.Х. Перспективы использования метода газотермического напыления при ремонте оборудования в энергетике, химической и нефтегазовой промышленности / Л.Х. Балдаев, Н.Г. Шестеркин, Г.М. Селезнев // Химическая техника. - 2002. - №8. - С.14-15.
15. Балдаев Л.Х. Защита технологического оборудования газовой промышленности от коррозионного изнашивания / Л.Х. Балдаев, А.В. Быков, В.М. Тишин [та ін.] // Химическая техника. - 2003. - №1. - С.8-10.
16. Балдаев Л.Х. Эффективность применения современных газотермических методов напыления для защиты оборудования химической промышленности от коррозии и изнашивания / Л.Х. Балдаев, С.Л. Балдаев, Е.А. Панфилов [та ін.] // Химическая техника. - 2007. - №11. - С.32-33.
17. Казьмин В.П. Восстановление шеек осей колесных пар напылением / В.П. Казьмин, М.М. Берзин, А.Н. Перехов [та ін.] // Железнодорожный транспорт. - 2001. - №1. - С.46-49.
18. Floristõn M. Development of electrically conductive plasma sprayed coatings on glass ceramic substrates / M. Floristõna, R. Fontarnaub, A. Killinger // Surface and Coatings Technology. - 2010. - №2(205). - P.1021–1028.
19. Voyer J. Electrically Conductive Flame Sprayed Aluminum Coatings on Textile Substrates / J. Voyer, P. Schulz, M. Schreiber // Journal of Thermal Spray Technology. -2000. - №5-6(17). - P.818-823.

20. Functional colored ceramic coatings obtained by thermal spray for decorative applications / S. Dosta, M. Torrell, I.G. Cano [et al.] // Journal of the European Ceramic Society. - 2012. - №14 (32). - P.3685–3692.
21. Poirier T. Colour matching in decorative thermally sprayed glass coatings / T. Poirier, P. Bertrand, C. Coddet // Journal of Thermal Spray Technology. - 2013. - №1 (22). - P.48-56.
22. Da Cunha Rocha A. Duplex Al-based thermal spray coatings for corrosion protection in high temperature refinery applications / A. da Cunha Rocha, F. Rizzo, Ch. Zeng, [et al] // Materials Research. - 2004. - №1(7). - P.189-194.
23. Drzeniek H Metallurgical aspects of arc spraying using cored wires containing ferrochrome or chromium carbide powders / H. Drzeniek, H-D. Steffens // 12th ITSC. - London, 1989. - P.257-270.
24. Dallaire S. Synthesis and deposition of TiB₂-containing materials by arc spraying / S. Dallaire, H. Levert // Surface and Coatings Technology. - 1992. - № 3 (50). - P.241–248.
25. Похмурский В.И. Основы формирования защитных и восстановительных покрытий электродуговым напылением из порошковых проволок / В.И. Похмурский., В.С Пих, М.М Студент // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 6. – С.11 – 16.
26. Похмурский В. И. Порошковая проволока для электродуговой металлизации / В. И. Похмурский, М. М. Студент, В. С. Пих // Тр. Всесоюз. сем.-сов.: Достижения в области технологии газотермических покрытий и методы их диагностики, Апатиты, 1989. – М.: Ин-т химии КНЦ АН СССР, 1989. – С. 172 – 175.
27. Роянов В.А. Теоретические основы создания и промышленное освоение экономно легированных порошковых проволок для электродугового напыления износостойких покрытий с улучшенными эксплуатационными свойствами: / Роянов В.А. // Автореф. дис. докт. техн. наук. – Минск, 1990. – 36 с.

28. Влияние условий напыления на структуру покрытий, полученных из порошковой проволоки “Амотек 101” / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, И. А. Козьяков и др. // Автоматическая сварка. – 1996. – 1 (514). – С. 21 – 30.
29. Козьяков И. А. Стойкость аморфизированных газопламенных покрытий из порошковых проволок системы Fe–В в условиях газоабразивного изнашивания. / И. А.Козьяков, В. Н Коржик., Ю. С Борисов // Там же. – 1996. 9 (522). – С. 27 – 29.
30. Davis J.R. Handbook of Thermal Spray Technology / J.R. Davis. - USA: ASM International, 2004. - P.339.
31. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой. - М.: Машиностроение, 1987. - 192с.
32. Інженерія поверхні: [підручник] / Ющенко К.А., Борисов Ю.С., Кузнецов В.Д., Корж В.М. – К.: Наукова думка, 2007. - 559 с.
33. Хасуй А. Наплавка и напыление / А. Хасуй, О. Моригаки. - М.: Машиностроение, 1985. - 173с.
34. Балдаев Л.В. Исследование возможности замены гальванических хромовых покрытий на газотермические покрытия, напыленные высокоскоростной грелкой TOP GUN-K / Балдаев Л.В. // [Электронный ресурс]. - 2011. - http://www.tspc.ru/about/lit/tspc_lit_6.pdf.
35. Bolelli G. Mechanical and tribological properties of electrolytic hard chrome and HVOF-sprayed coatings / G. Bolelli, V. Cannillo, L. Lusvarghi, S. Riccetti // Surface and coatings technology. - 2009. - №9 (200). - P.2995-3009.
36. Monaghan K.J. Comparison of seal friction on chrome and HVOF coated rods under conditions of short stroke reciprocating motion / K.J. Monaghan, A. Straub // Sealing Technology. - 2008. - №11. - P.9-14.
37. Похмурська Г.В. Газотермічні покриття / , Г.В. Похмурська, М.М. Студент, В.І. Похмурський, Навчальний посібник – Львів, 2017. – 179 с. Тзов «Простір-М»
38. WIRE-ARC SPRAYING SYSTEM: Particle Production, Transport, and Deposition /AmirHosseini Pourmousa Abkenar // -Toronto 2007.-134 с. Graduate Department of Mechanical and Industrial Engineering University

39. Корж В.М. Технологія та обладнання для напилення: Навч. пос. К.: НМЦ ВО, 2000. – 152 с.
40. Похмурський В. І. Електродугові відновні та захисні покриття // В. І. Похмурський, М. М. Студент, В. М. Довгунік, Г. В. Похмурська, І. Й. Сидорак. // Львів – 2005 200 с.
41. пп
42. Hussary N.A. Effect of system parameters on metal breakup and particle formation in the wire arc spray process / N.A. Hussary, J.V.R. Heberlein // Journal of Thermal Spray Technology. – 2007. – № 16 (1). – P. 140 – 152.
43. Steffens H.D. Metallurgical changes in the arc spraying of steel / H.D. Steffens // British Welding Journal. – 1966. – №13 (10). – P. 597 – 605.
44. Effect of nozzle configuration, gas pressure, and gas type on coating properties in wire arc spray / X. Wang, J. Heberlein, E. Pfender [et al.] // Journal of Thermal Spray Technology. – 1999. – № 8 (4). – P. 565 – 575.
45. Diagnostic development for control of wire-arc spraying, thermal spray / J.S. Sheard, J. Heberlein, K. Stelson, E. Pfender // A United Forum for Scientific and Technological Advances / Ed. C.C. Berndt, Sept 15-18, 1997. – Indianapolis, IN: ASM International, 1998. – P. 613 – 618.
46. Optical diagnostics and modeling of gas and droplet flow in wire arc spraying, thermal spray / M. Kelkar, N. Hussary, J. Schein, J. Heberlein // Meeting the Challenges of the 21st Century / Ed. C. Coddet, May 25-29, 1998. – Nice: ASM International, 1998. – P. 329 – 334.
47. Kelkar M. Wire-arc spray modeling / M. Kelkar, J. Heberlein // Plasma Chemistry and Plasma Processing. – 2002. – № 22 (1). – P. 1 – 25.
48. Characterization via image analysis of cross-over trajectories and inhomogeneity in twin wire arc spraying / Y.L. Zhu, H.L. Liao, C. Coddet [et al.] // Surface and Coatings Technology. – 2003. – №162. – P. 301 – 303.
49. Effect of atomizing gas pressure on coating properties in wire arc spray / X. Wang, D. Zhuang, E. Pfender [et al.] // NTSC Proceedings 1994: Thermal Spray Industrial Applications, Boston, 20-24 June, 1994. – P. 587 – 592.

50. Hussary N.A. Investigations of arc behavior and particle formation in the wire arc spray process using high speed photography / N.A. Hussary, J. Heberlein // Proceedings of the 1st International Thermal Spray Conference 2000: Thermal Spray Surface Engineering via Applied Research, Montreal, Quebec, Canada, 8-11 May, 2000. – P. 737 – 742.
51. Particle diagnostics in wire-arc spraying system /A. Pourmousa, A. Abedini, S. Chandra [et al.] // Proceedings of the International Thermal Spray Conference, Osaka, 10 – 12 May, 2004. – P. 962 – 968.
52. Planche M.P. Relationships between in-flight particle characteristics and coating microstructure with a twin wirearc spray process and different working conditions / M.P. Planche, H. Liao, C. Coddet // Surface and Coatings Technology. – 2004. – № 182. – P. 215 – 226.
53. Correlations between operating conditions, microstructure and mechanical properties of twin wire arc sprayed steel coatings // G. Jandin, H. Liao, Z.Q. Feng [et al.] // Materials Science and Engineering. – 2003. – A349. – P. 298 – 305.
54. Хасуи А. Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Моригаки. – М.:Машиностроение, 1985. – 240 с.
55. не має
56. не має
57. Correlations between operating conditions, microstructure and mechanical properties of twin wire arc sprayed steel coatings // G. Jandin, H. Liao, Z.Q. Feng [et al.] // Materials Science and Engineering. – 2003. – A349. – P. 298 – 305.
58. Студент М.М. Розробка захисних та відновних електрометалізаційних покриттів з використанням порошкових дротів. : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01– матеріалознавство / М.М. Студент. – Львів, 2008. – 20 с.
59. Катц Н. В. Металлизация распылением / Н. В. Катц, Е. В. Антошин, Д. Г. Вадивасов. – М.: Машиностроение, 1966. – 198 с.
60. Троицкий А. Ф. Основы металлизации распылением / А. Ф. Троицкий. – Ташкент: Гос. изд-во УзССР, 1968. – 181 с.

61. Milewski W. Elektrometalizacija / W. Milewski. – Warszawa: WNT, 1968. – 250 p.
62. Ануфриев В. Н. Порошковая металлургия и напыленные покрытия / В. Н. Ануфриев, Г. В. Бобров, Л. К. Дружинин. – М.: Металлургия, 1987. – 791 с.
63. Wang H. The oxidation during electric arc spraying and its control / H. Wang, P. Yu, J. Wen // *Advances in Thermal Spraying*, Pergamon Press. – 1986. – №8. – P. 771 – 775.
64. Milewski W. Some properties of coatings arc-sprayed in nitrogen or argon atmosphere / W. Milewski, M. Sartowski // *Advances in Thermal Spraying*, Pergamon Press. – 1986. – 8. – P. 467 – 473.
65. Борисов Ю.С. Аморфные газотермические покрытия: теория и практика / Ю. С. Борисов, В. Н. Коржик // *Автоматическая сварка*. – 1995. – 4. – С. 3 – 12..
66. Harris S. I. Hard surface composite coatings produced by arc spraying / S. I. Harris, R. S. Cobb, T. P. Lester // *Proceedings 2nd Int. Conf.: Surface Eng.*, Abington, 1987. – Stafford: Pergamon Press, 1988. – P. 447 – 458.
67. Структура и свойства электродуговых покрытий на основе феробора, полученных из порошковых проволок / А. Л. Борисова, И. В. Миц, Т. В. Кайда [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 1991. – 9. – С. 66 – 68.
68. Влияние технологических параметров электродуговой металлизации на прочность сцепления и структуру покрытий из порошковых проволок на основе FeCr + Al / А. Л. Борисова, А. Ш. Клейман, В. К. Андрейчук [и др.] // *Тез. докл. X Всесоюз. конф.: Теория и практика газотермического нанесения покрытий*, Димитров, 1988. – Димитров, 1989. – Т. 2. – С. 153 – 157.
69. Борисова А. Л. Влияние редкоземельных металлов и кальция на структуру и физико-механические свойства электрометаллизационных покрытий из порошковых проволок с наполнителем из феробора / А. Л. Борисова, А. Ш. Клейман // *Прочность деталей сельско-хозяйственной техники*. – Кишинев: Кишиневс. с.-х. ин-т, 1990. – С. 33 – 38.
70. Борисов Ю. С. Структура и свойства газотермических покрытий, полученных с использованием порошковых проволок системы Fe–Cr–B, Fe–Cr–B–C / Ю.

- С Борисов., И. А Козьяков., В. Н Коржик // Автоматическая сварка. – 1996. – 5 (518). – С. 21 – 24.
71. Похмурский В. И. Особенности электродугового напыления с применением порошковых проволок / В. И Похмурский., В. С Пих., М. М Студент. // Автоматическая сварка. – 1991. – 11. – С. 64 – 68.
72. Похмурский В.И. Основы формирования защитных и восстановительных покрытий электродуговым напылением из порошковых проволок / В.И. Похмурский., В.С Пих, М.М Студент // Физ.-хим. механика материалов. – 1986. – № 6. – С.11 – 16.
73. Похмурский В. И. Порошковая проволока для электродуговой металлизации / В. И. Похмурский, М. М. Студент, В. С. Пих // Тр. Всесоюз. сем.-сов.: Достижения в области технологии газотермических покрытий и методы их диагностики, Апатиты, 1989. – М.: Ин-т химии КНЦ АН СССР, 1989. – С. 172 – 175.
74. Роянов В.А. Теоретические основы создания и промышленное освоение экономно легированных порошковых проволок для электродугового напыления износостойких покрытий с улучшенными эксплуатационными свойствами: / Роянов В.А. // Автореф. дис. докт. техн. наук. – Минск, 1990. – 36 с.
75. Влияние условий напыления на структуру покрытий, полученных из порошковой проволоки “Амотек 101” / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, И. А. Козьяков и др. // Автоматическая сварка. – 1996. – 1 (514). – С. 21 – 30.
76. Козьяков И. А. Стойкость аморфизированных газопламенных покрытий из порошковых проволок системы Fe–В в условиях газоабразивного изнашивания. / И. А.Козьяков, В. Н Коржик., Ю. С Борисов // Там же. – 1996. 9 (522). – С. 27 – 29.
77. Козьяков И. А. Трибологические характеристики аморфизированных газопламенных покрытий, напыляемых порошковыми проволоками системы Fe–В. / И. А.Козьяков, В. Н Коржик., Ю. С Борисов // Там же. – 1996. – 10 (523). – С. 24 – 28.

78. Cheng J. Wire arc spraying process was used to deposit FeBSiCrNbMnY amorphous nanocrystalline alloy coating / Jiang-bo Cheng, Xiu-bing Liang, Bin-shi Xu, Yi-xiong Wu // Journal of Non-Crystalline Solid. – 2009. – 355, 34-36. – P. 1673 – 1678.
79. Wang B.Q. Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Fe-based amorphous coatings / B.Q Wang // Wear. – 2003. – 255, 1–6. – P. 102 – 109.
80. Uusitalo M.A. High temperature corrosion of coating and boiler steel in oxidizing chlorine containing atmosphere. / M.A. Uusitalo, P.M.Vuoristo, T.A. Mantula // Material Sciences and Engineering. – 2003. – 25. – C. 346 – 348.
81. Chen Y. Intermetallic composite coatings employing the cost-efficient electric arc spraying twin wires / Y Chen, X Liang, S Wei, Y Liu // Applied Surface Science. – 2009. – 255, 19. – P. 8299 – 8304.
82. Correlations between operating conditions, microstructure and mechanical properties of twin wire arc sprayed steel coatings / G. Jandin, H. Liao, Z. Q. Feng, C. Coddet // Materials Science and Engineering. – 2003. – A 349, 1-2. – P. 298 – 305.
83. Wear behaviour of thermal flame sprayed FeCr coatings on plain carbon steel substrate / B. Uyulgan, E. Dokumaci, E. Celik [et al.] // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – 1-3. –P. 204 – 210.
84. Kaiser J.J. Inert gas improves arc-sprayed coating / J.J. Kaiser, R.A. Miller // Advance Materials and Process. – 1989. – 136, № 6. – P. 37 – 40.
85. Электрохимические параметры режима электродугового напыления в среде аргона и азота. Ростов на дону: Ростовск. Ин-т машиностроения, 1983. – 6 с. / Деп. В ВНИИМаше, 1983, № 109 мш – Д83.
86. Борисова А. Л. Влияние алюминия на структуру и физико-механические свойства электрометаллизационных покрытий из порошковых проволок с наполнителем из феррохрома / А. Л. Борисова, А. Ш. Клейман // Прочность деталей сельско-хозяйственной техники. – Кишинев: Кишинев, 1990. – С. 27 – 33.

87. M.A. Uusitalo M.A. High temperature corrosion of coation and boiler steel in oxidizing chlorine containing atmosphere. / M.A. Uusitalo, P.M.Vuoristo, T.A. Mantula // Material Sciences and Engineering. – 2003. – 25. – C. 346 – 348.
88. Dallaire S. Standard practice for conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jets. / S. Dallaire, D. Dube, and M. Fiset // Wear. – 1999. – 231. – P. 102 – 107.
89. Dallaire S. Standard practice for conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jets. / S. Dallaire // ASTM Designation G76. – Philadelphia, PA: ASTM, 1992. – P. 301 – 305.
90. Splashing of nickel droplets during plasma spraying / V. Pershin, I. Thompson, S. Chandra [et al.] // OH.: ASM International, Materials Park, 2000. – P. 721 – 723.
91. Plasma Sprayed Zirconia: Relation Among Particle Parameters, Splat Formation, and Deposit Generation. /A.C. Leger, A. Vardelle, M. Vardelle [et al.] // Thermal Spray: Practical Solutions for Engineering Problems / Part 1: Microstructure and Properties. – OH.: ASM International, Materials Park, 1996. – P. 623 – 628.
92. Li C.J. Effect of Particle Substrate Materials Combinations on Morphology of Plasma Sprayed Splats / C.J. Li, J.L. Li, W.B. Wang // Thermal Spray Meeting the Challenges of the 21st Century / Ed. C.Coddet. – OH.: ASM International, Materials Park, 1998. – P. 481 – 487.
93. Li C.J. The Effect of Substrate Preheating and Surface Organic Covering on Splat Formation / C.J. Li, J.L. Li and W.B. Wang // Thermal Spray Meeting the Challenges of the 21st Century / Ed. C.Coddet. – OH.: ASM International, Materials Park, 1998. – P. 473 – 480.
94. Influence of substrate preheating monitoring on alumina splat formation in dc plasma process / J. Pech, B. Hannyer, A. Denoirjean, and P. Fauchais // Thermal Spray Surface Engineering via Applied Research /Ed. C. Berndt. – OH.: ASM International, Materials Park, 2000. – P. 759 – 765.
95. Flattening mechanism in thermal sprayed particle impinging on flat substrate / M. Fukomoto, Y. Huang, and M. Ohwatari // Thermal Spray Meeting the Challenges of the 21st Century / Ed. C.Coddet. – OH.: ASM International, Materials Park, 1998. – P. 410 – 406.

96. Pasandideh-Fard M. Numerical simulation of thermal spray coating formation / M. Pasandideh-Fard, S. Chandra, and J. Mostaghimi // *Thermal Spray Surface Engineering via Applied Research* / Ed. C. Berndt. – OH.: ASM International, Materials Park, 2000. – P. 125 – 134.
97. Gedzevicius I. Application of CFD for wire-arc nozzle geometry improvement / I. Gedzevicius, R. Bolot, H. Liao // *Proceedings of the International Thermal Spray Conference.*, Orlando, 5 – 8 May, 2003. – P. 977 – 980.
98. On-line control of the plasma spraying process by monitoring the temperature, velocity, and trajectory of in-flight particles / C. Moreau, P. Gougeon, M. Lamontagne [et al.] // *Proceedings of the Seventh National Thermal Spray Conference.*, Boston, 20-24 June, 1994. – P. 431 – 437.
99. Gedzevicius I. Influence of the particles velocity on the arc spraying coating adhesion / I. Gedzevicius, A.V. Valiulis // *Materials science.* – 2003. – 4. – P. 334 – 337.
100. Liu G. Quantitative characteristics of Fe-Cr-Al films deposited by arc and high-velocity arc spraying / G. Liu, K. Roniatowski, K.J. Kurzydowski // *Materials Characterization.* – 2001. – 2-3. – P. 99 – 104.
101. Gibbons G. Mechanical and thermomechanical properties of metal spray invar for composite forming tooling / G. Gibbons and D. Wimpenny // *Journal of Materials Engineering and Performance.* – 2000. – 6. – P. 630 – 637.
102. Dickey H.C. Active electronic devices fabricated by DC plasma arc spray process / H.C. Dickey, T.T. Meek // *Vacuum.* – 2002. – 1. – P. 179 – 184.
103. Бурякин А.В. Электродуговая металлизация с распылением металла продуктами сгорания углеводородных топлив. / А.В. Бурякин., А.В. Кузьмин, // *Сварочное производство.* – 1993. – 3 – P. 7 – 9.
104. Li X. Developments of a novel multilayer coatings and studies of their high temperature corrosion properties (in Chinese). / X. Li // *Abstract of Ph.D. Thesis: The Metal Research Institute of Chinese Academy of Science, Shenyang, China, 1998.* – 34 p.

105. Knepper M, Spriestersbach J. How to successfully battle corrosion: thermally sprayed coatings of zinc and zinc alloys. / M Knepper // Proceedings of the ICSE Shanghai' 97. – Beijing: China Machine Press, 1997. – 384 – 391.
106. Xianjun L. Arc Spraying in China / L. Xianjun // Journal Thermal Spray Technology. – 1999. – 10(1). – P. 40 – 43.
107. Wen J. Current Status and Future Trends / J. Wen, S. Wen // Thermal Spraying, Osaka, 1995. – Osaka: High Temperature Society of Japan, 1995. – P. 317 – 320.
108. Карп И.Н. Электродуговая металлизация в высокоскоростном потоке сгорания метана / И.Н Карп., С.В Петров., А.П Рудой // Автоматическая сварка. – 1991. – 1. – С.62 – 65.
109. Петров С.В. Электродуговое напыление в контролируемой атмосфере / С.В Петров, А.П. Рудой // Тез. докл. Всес. научно-технического семинара: Восстановление и упрочнение деталей металлургических агрегатов напылением и термообработкой, Москва, 1990. – С. 26 – 27.
110. Liu G. Quantitative characteristics of FeCrAl films deposited by arc and high-velocity arc spraying / G. Liu, K. Rozniatowski, K. Kurzydowski // Materials Characterization. – 2001. – 46. – P. 99 – 104.
111. Восстановление деталей методом активированной дуговой металлизацией. / Ю.С.Коробов, В.М. Изютко, Ф.С. Прядко, В.Л. Луканин. // Автомобильная промышленность. – 2000 – 1. – С.23 – 24.
112. Пат. США 5019686, МКИ В23К 9/04, В05В 1 / Mazants.D.R. High velocity spray apparatus and method of forming materials / D.R. Mazants // Alloy Metals Inc., опубл.28.05.91, НКИ 219/76.14. – 3 р.
113. Wen J. Thermal Spray in Current Status and Future Trends / J. Wen, A. Ohmori // Osaka: High Temperature Society of Japan, 1995. – P. 431 – 434.
114. Роянов В.А. Теоретические основы создания и промышленное освоение экономно легированных порошковых проволок для электродугового напыления износостойких покрытий с улучшенными эксплуатационными свойствами: / Роянов В.А. // Автореф. дис. докт. техн. наук. – Минск, 1990. – 36 с.

115. Влияние условий напыления на структуру покрытий, полученных из порошковой проволоки “Амотек 101” / Ю. С. Борисов, А. Л. Борисова, И. А. Козьяков и др. // Автоматическая сварка. – 1996. – 1 (514). – С. 21 – 30.
116. Козьяков И. А. Стойкость аморфизированных газопламенных покрытий из порошковых проволок системы Fe–В в условиях газоабразивного изнашивания. / И. А.Козьяков, В. Н Коржик., Ю. С Борисов // Там же. – 1996. 9 (522). – С. 27 – 29.
117. Козьяков И. А. Трибологические характеристики аморфизированных газопламенных покрытий, напыляемых порошковыми проволоками системы Fe–В. / И. А.Козьяков, В. Н Коржик., Ю. С Борисов // Там же. – 1996. – 10 (523). – С. 24 – 28.
118. Cheng J. Wire arc spraying process was used to deposit FeBSiCrNbMnY amorphous nanocrystalline alloy coating / Jiang-bo Cheng, Xiu-bing Liang, Bin-shi Xu, Yi-xiong Wu // Journal of Non-Crystalline Solid. – 2009. – 355, 34-36. – P. 1673 – 1678.
119. Борисова А.Л., Клейман А.Ш. Влияние редкоземельных металлов и кальция на структуру и физико-механические свойства электро-металлизационных покрытий из порошковых проволок с наполнителем из ферробора // Прочность деталей сельскохозяйственной техники. - Кишинев: Кишинев, с.-х. ин-т, 1990. - С. 33-38.
120. Довгуник В.М. Вплив тертя на структурно-фазові перетворення в приповерхневому шарі газотермічного покриття FeCr + Al + C / В.М. Довгуник, М.М. Студент, І.Й. Сидорак та ін. // Оіз.-хім. механіка матеріалів. - 2000. - № 5. - С. 113-16.
121. Борисов Ю.С., Коржик В.Н. Аморфные газотермические покрытия: теория и практика // Автоматическая сварка. - 1995. - № 4. - С. 3-12.
122. Борисова АЛ. Структура и свойства электродуговых покрытий на основе ферробора, из порошковых проволок / А.Л. Борисова, И.В. Миц, Т.В. Кайда и др. // Автоматическая сварка. - 1991. - № 9. – С 66-68.
123. Борисова А.Л. Влияние технологических параметров электродуговой металлизации на прочность сцепления и конструкции покрытий из

- порошковых проволок на основе FeCr + Al / А.Л. Борисова, А.Ш. Клейман, В.К. Андрейчук и др. // Тез. докл. X Всесоюз. конф. «Теория и практика газотермического нанесения покрытий». - Димитров, 1989.-Т. 2.-С. 153-157.
124. Данильченко Б.В. Восстановление изношенных деталей сельскохозяйственной техники электродуговой наплавкой порошковыми проволоками / Б.В. Данильченко, Г.А. Кирилук. - К.: Общество «Знание». - 1983. - 16 с.
125. Харламов Ю.О. Основи технології відновлення і зміцнення детаалей машин: навч. посібник у 2-х т.: Т. 2 / Ю.О. Харламов, М.А. Будат'янц. Луганськ : вид-во Східноукр. нац. ун-ту ім. В.Даля. – 2003. -480 с.
126. Коломейцев А.Г. Опыт восстановления деталей газотермическими методами: обзорная информация / А.Г. Коломейцев, И.Г. Голубев, В.И. Свищев. -М. : ЦНТИИТЭИ. - 1985. -40 с.
127. Borisov Yu.S. Issledovanie dispergirovaniya raznorodnukh materiab*v III protsesse elektrodugovogo napyleniya / Yu.S. Borisov, N.V. Vigil y ni» kaya, I.A. Demyanov, A.P. Grishchenko, A.P. Murashov // The I'imJ Welding Journal. - 2013. - № 2. - P. 25-31.
128. Konstantinov V.M. Vliyanie legiruyushikh elementov stalnoy provolnM na svoystva pokrytiy pri dugovom napylenii [Influence of aПи^нШ elements of steel wire on properties of coverages at arc spraying) 1 V.M. Konstantinov, A.S. Gubanov // Svarochnoe proizvodstvo Wgfl ding Production. - 2007. - № 5. - P. 13-18
129. Korobov Yu.S. Othenka sil deystvuyuchikh na raspylyaemyy malt mJ pri elektrometallizatsii [Estimation of forces, operating on the nclnillf^H material during arc spray]. Avtomaticheskaya svarka - The Welding Journal. - 2004. - № 5. - P. 23-27.
130. Royanov V.A. Poroshkovaya provoloka dlya naneseniya iznosostoyhfH 1 pokrytiy metodom dugovoy metalizatsii [Powder wire for warp >•« coverage spraying by the method of arc spraying] / V.A. Ron нИЯС. Tsygankov, S.A. Bogoslovskiy // Sbmik trudov TsNIIT MAIffl - Collected Works of CSRI of MET, 1990. - P. 25-26.
131. Ter-Danielyan B.I. Novaya raspylitelnaya golovka elektroduguvoy metallizatora [New nebulizing arc spraying gun].

- SvanuliMM proizvodstvo — Welding Production, 1983. - № 12. - P. 30-32.
132. Хпров І.О. Ремонт машин і обладнання. /І.О. Хпров, В.С. І нч'ИЩ // Навч. поЫбник. - Рівне; НУВГП. - 2012. - 184 с.
133. Пашечко М.І. Поверхневе руйнування та змцнення матрщцИ М.І. Пашечко, М.В. Чернець, М. Опеляк, Г. Комета. - Лh СеросеIT. - 2005. - 384 с.
134. Пашечко М.И. Формирование и фрикционная стойкость шн'йНВ ческих покрытий / Пашечко М.И., Голубец В.М., Чернец. пн Наук, думка. - 1993. - 344 с.
135. Голубец В.М., Пашечко М.И. Износостойкие покрытия из эвтск (И|Я на основе системы Fe-Mn-C-B. - К.: Наук, думка. - 1989. - 160 і
136. Похмурський В.І. Електродугові відновні та захисні покриття / В.І. Похмурський, М.М. Студент, В.М. Довгуник, Г.В. Похмурська, І.Й. Сидорак. – Львів: Фіз.-мех. ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України, 2005. – 190 с.
137. А.с. №1484378 СССР, МКИ В 05 В 7/22. Проволочный электро- дуговой металлизатор / В.Г. Вабищевич, А.М. Пришляк, Н.Д. Оста- шевский, А.А. Кметь, В.И. Похмурский, М.М. Студент, М.А. Ты- хан, В.С. Пих (СССР). - Л» 4272856/31-05; Заявлено 25.05.87; Олубли. 07.06.89, Бюл. № 21. - 5 с.
138. Пат. №42414 (Украша) МПК(2009) В23к 35/24.Порошковий дрп для одержання вщновних електродугових покриттв, придатних до обробки лезовим шстру ментом / Похмурський В Л., Студент М. М., Маркович С.І., Мажейка О.Й., Рябоволик Ю.В. (Украша). №200813016; Заяв. 10.11.2008. Опубл. 10.07.09. Бюл. 13
139. О.М. Дубовия; Ю.С.Неделько; М.М. Бобры; О.В. Чечель Сборник научных трудов нук обробка матрлалв у машинобудуванш. -2016. - № 4. - С. 35—40.
140. Бойко І.О. Вплив шорсткоенверхш порошкового дроту на стабшь- нють горшня дуги // Науковий Вкник ДДМА. - 2015. - № 3 (18Е).
141. ГОСТ 9.304-87. Единая система от коррозии и старения. Покрытия газотермические. Общие требования и методы контроля. – Введ. 18.12.87. – М.: Госкомстандарт СССР, 1987. – 13 с.
142. Клименко В.М. Технологія конструкційних матеріалів / Ч 1. Конструкційні матеріали: властивості, класифікація, виробництво. Навчальний посібник / В.М. Клименко, О.П. Шиліна, О.Ю. Осадчук.- Вінниця: УНІВЕРСУМ.-2005.- 98 с.
143. Тушинский Л.И. Исследование структур и физико-механических свойств покрытий. / Л.И. Тушинский, А.В. Плохов. – Новосибирск: Наука, 1986. – 197 с.
144. Пат. № 40721 U України, МПК (2009) С23С 4/00, В22F 7/00, В32В 15/00. Порошковий дрїт для одержання зносостійких електродугових покриттів / В.І.Похмурський, М.М.Студент, Ю.В.Дзьоба, І.Й.Сидорак; заявник і патентовласник ФМІ НАН України. – U2008 12842; заявл. 03.11.2008; опубл. 27.04.2009, Бюл. № 8.
145. Похмурський В.І. Технологія очистно-зміцнювальної підготовки поверхні перед нанесенням захисних покриттів / В.І. Похмурський, О.С. Калахан, В.Ф. Чекурін, М.М. Студент, Б.М. Лавришин, М.П. Волошин // Проблеми ресурсу

- і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ НАНУ, 2006. – С. 106-110.
146. Катц Н.В. Металлизация распылением / Н.В. Катц, Е.В. Антошин, Д.Г. Вадивасов [и др.]. – М.: Машиностроение, 1966. – 198 с.
147. Pokhmurska H. Iron-based arc-sprayed coatings for gas corrosion protection at elevated temperatures. / Hanna Pokhmurska, Bernhard Wielage, Vasyly Pokhmurskii, Mykhajlo Student., Volodymyr Gvozdecki. // ITSC (International Thermal spray Conference i Exposition) – 2011. – С. 139.
148. Патент України №40723, МПК С23С 4/00. – опубл. Бюл. №8 2009, М.М. Студент, Г.В. Похмурська, Я.Я. Сірак, В.М. Гвоздецький «Порошковий дріт для одержання дисперснозміцнених електродугових покриттів».
149. Похмурський В.І. Розробка комплексного методу підвищення ресурсу теплообмінних поверхонь котлів електростанцій / В.І. Похмурський, М.М. Студент, В.М. Гвоздецький, Ю.В. Дзьоба, І.Й. Сидорак // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – 2009. – С.135-139.
150. Сидорак І. Вплив абразиво-струминної обробки на адгезію протикорозійних і відновних електрометалізаційних покриттів / І. Сидорак, М. Студент, В. Довгунік, Н. Павлик // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2000. – Т. 1, спецвип. №1. – С. 458 – 460.
151. Калахан О. Вплив методів та режимів поверхневої абразивної обробки на корозійно-електрохімічну поведінку та довговічність сталі Ст.3. Проблеми корозії та протикорозійного захисту матеріалів: В 2-х т. / О. Калахан , В.Чекурін , М. Студент [та ін] // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – Т. 1, спецвип. №5. – С. 164 – 171.
152. Калахан О. Вплив методів та режимів поверхневої абразивної обробки на корозійно-електрохімічну поведінку та довговічність сталі Ст.3. / О. Калахан, В. Чекурін, Г. Охота, М. Студент, М. Бережницька, Б. Лавришин, М. Волошин, Ю. Дзьоба, Н. Червінська, Х. Василів, О. Широков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – Т. 1, спецвип. № 6. – С. 164 – 171.

153. Скворцов Б.П. Расчет остаточных напряжений в изотермическом напыленном слое / Б.П. Скворцов, Ю.А. Сидоренко // Сб. науч. тр. Белорус. сельхоз. акад. – Минск, 1984. – С. 28 – 35.
154. Бабичев М. А. Методы определения внутренних напряжений в деталях машин. М.: Изд-во АН СССР, 1955. – 132 с.
155. Похмурский В.И. Возникновение и перераспределение внутренних напряжений в электродуговых покрытиях во время формирования. / В.И. Похмурский, М.М. Студент, В.М. Довгуник, І.Й. Сидорак, Ю.В. Дзьоба, И.А. Рябцев // Автомат. сварка. – 2006. – 10. – С.15 – 20.
156. Термическая обработка в машиностроении: Справочник. / Под ред. Ю.М. Лахтина и А.Г. Рахштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – 356 с.
157. Гвоздецький В.М. Газоабразивна зносостійкість електродугових покриттів при підвищених температурах / Гвоздецький В.М., Сірак Я.Я.// Проблеми корозійно механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи. Львів. - КМН – 2009. – С. 146-149.
158. Патент України №71985, МПК (2012.01) С23С 4/00, «Спосіб одержання композиційних електродугових покриттів». опубл. Бюл. №15 2012, В.І. Похмурський, М. М. Студент, Т. Р. Ступницький, Я.Я. Сірак, В.М. Гвоздецький.
159. Хрущов М.М. Абразивное изнашивание / М.М. Хрущов, М.А. Бабичев. // М.: Наука, 1970. – 252 с.
160. Тушинський Л.И. Конструктивная прочность композиции основной метал – покрытие / Л.И. Тушинський, А.В. Плохов, А.А. Столбов, В.И. Синдеев. – Новосибирск: Наука (сибирская издательская фирма РАН), 1996. – 226 с.
161. Zum Gahr K.-H. Zusammenhang zwischen abrasiven Verschleiß und der Bruchzähigkeit von metallischen Werkstoffen / K.-H. Zum Gahr // Zeitschrift für Metallkunde. – 1978. – 69, 10. – P. 643 – 650.
162. Сорокин Г.М. Основные особенности ударноабразивного изнашивания сталей и сплавов / Г.М. Сорокин // Трение и износ. – 1982. – 5. – С. 11 – 14.

163. Виноградов В.Н. Некоторые вопросы механизма разрушения сталей в условиях газообразного изнашивания / В.Н. Виноградов, С.И. Платова, Л.С. Лифшиц [и др.] // Трение и износ. – 1980. – 4. – С. 656 – 661.
164. Сологуб М.А. Технологія конструкційних матеріалів. Підручник/ М.А. Сологуб, І.О. Рожнецький, О.І. Некоз та ін. –К. Вища школа. -2002. -374 с.
165. F. Bach F. Particle image velocity (PIV) as a tool to investigate the influence of nozzle configuration and spray parameters on the arc spray process / F. Bach, T. Copitzky, G. Tedeger, J. Prehm // Proc. Conf.: ITSC'2002. – P. 67 – 72.
166. Wilden J. Innovative solution extending applications spectrum of arc spraying / J. Wilden., S. Jahn., V. Drescher // Proc. II Międzynarodowa Konferencja: Natryskiwanie Ciepłego Metalizacja w Przemysle – dziś i jutro, Szklarska Poreba, 21-23 września, 2009. // Przegląd Spawalnictwa. – 2009. – 9. – P.14 – 17.
167. Binchi X. Erosion behavior of WCp–Fe3Al composite coating produced by high velocity arc spray at elevated temperature / X. Binchi, M. Shinig, T. Baohong, L. Xiubing // Proc. Conf.: ITSC'2002. – P. 133 – 138.
168. Dallaraire S. Hard arc-sprayed coating with enhanced erosion and abrasion wear resistance / S. Dallaraire // Proc. Conf.: ITSC'2000, Montreal, Quebec, Canada, 8–11 May 2000. – Montreal: ASM International. – P. 575 – 582.
169. Wang B. Q. Comparison in erosion behavior of iron-base coating sprayed by three different arc-spray processes / B. Q. Wang, M. W. Seitz // Wear. – 2001. – 250. – P. 755 – 761.
170. Pokhmursky V. I. Nickel-free powder wires for electric arc spraying of restoring and wear-proof coating / V. I. Pokhmursky, M. M. Student // Proc. 8-th Nat. Conf.: Thermal Spray, Houston, Texas, 1995. – P. 695 – 697.
171. Gui M. Dry sliding wear behavior of plasma-sprayed aluminum hybrid composite coating. / M. Gui and S.B. Kang. // Metallurgical and Materials Transactions. – 2001. – A32, 8. – P. 2383 – 2392.
172. Rao V.D.N. Material systems for cylinder bore applications / V.D.N. Rao, D.M. Kabat, H.A. Cikanek [et al.] // Plasma Spray Technology. – 1997. – 970. – P. 107 – 132.

173. Barbezat G. Advantages for automotive industry of plasma spray coating of Al-Si cast alloy cylinder bores / G. Barbezat, G. Wuest // Surface Engineering. – 1998. – 14. – P. 113 – 116.
174. Lampe Th. Plasma surface engineering in the automotive industry-trends and future perspectives / Th. Lampe, S. Eisenberg, E.R. Cabeo // Surface and Coatings Technology. – 2003. – 174-175. – P. 1 – 7.
175. Wayne S.F. Wear mechanisms in thermally-sprayed Mo-based coatings / S.F. Wayne, S. Sampath, V. Anand // Tribology Transactions. – 1994. – 37. – P. 636 – 640.
176. Kim Y.S. Influences of alloyed molybdenum and molybdate addition on the corrosion properties and passive film composition of stainless steels / Y.S. Kim // Metals and Materials International. – 1998. – 4, 2. – P. 183 – 191.
177. Liu Z. Wear transitions and mechanisms in lubricated sliding of a molybdenum coating / Z. Liu, M. Hua // Tribology International. – 1999. – 32. – P. 499 – 506.
178. Hwang B. Correlation of microstructure and wear resistance of molybdenum and molybdenum blend coatings fabricated by atmospheric plasma spraying / B. Hwang, S. Lee, J. Ahn. // Mater. Sci. Eng. – 2004. – A366. – P.152 – 163.
179. Sampath S. Applications of Mo and Mo-alloys as thermal spray coatings, in molybdenum and molybdenum alloys. / S. Sampath, S. Usmani, D.L. Houck [et al.]. // TMS – 1998 – 142. – P. 415 – 424
180. Tura J.M. Frictional properties and wear of a molybdenum coating and a bronze (Cu-10%Sn) with friction modifier fillers / J.M. Tura, A. Traveria, M.D. de Castellar // Wear. – 1995. – 189. – P. 70 – 76.
181. Nakashima K. Synchronizing ring having a spray-coated film of a wear-resistant brass material / K. Nakashima, M. Hosoda, W. Yago, and K. Inagaki // US Patent 5 326 646, July 1994.
182. Ahn J. Correlation of microstructure and wear resistance of ferrous coatings fabricated by atmospheric plasma spraying / J. Ahn, B. Hwang, S. Lee // Metallurgical and Materials Transactions. – 2002. – A33, 9. – P. 2933 – 2945.

183. Dallaire S. Phenomenology of reactive core wire arc spraying / S. Dallaire, H. Levert // *Thermal Spray: International Advances in Coatings Technology* / Ed. C.C. Berndt. – OH: ASM International, 1992. – P. 207 – 214.
184. Dallaire S. Characterization of wear damage in coatings by optical profilometry / S. Dallaire, M. Dufour, B Gauthier // *Journal Thermal Spray Technology*. – 1993. – 2, 4. – P. 363 – 368.
185. Dallaire S. Characterization of wear damage in coatings by optical profilometry / S. Dallaire, M. Dufour, B Gauthier // *Journal Thermal Spray Technology*. – 1993. – 2, 4. – P. 363 – 368.
186. Ahn J. Improvement of wear resistance of plasma-sprayed molybdenum blend coatings / J. Ahn, B. Hwang, S. Lee // *Journal Thermal Spray Technology*. – 2005. – 14(2). – P. 251 – 257.
187. Kulu P. Wear resistance of thermal sprayed coatings on the base of recycled hardmetal / Priit Kulu, Sergei Zimakov // *Surface and Coatings Technology*. – 2000. – 130, 1. – P. 46 – 51.
188. Schultz H.G. Manufacture and properties of plasma sprayed Cr203 / H.G. Schultz, T. Grossmann, D. Strever, H.P. [et al.] // *Mater. Manuf. Process*. – 1991. – 6, 4. – P. 649 – 669.
189. Kim Y.S. Influences of alloyed molybdenum and molybdate addition on the corrosion properties and passive film composition of stainless steels / Y.S. Kim // *Metals and Materials International*. – 1998. – 4, 2. – P. 183 – 191.
190. Liu Z. Wear transitions and mechanisms in lubricated sliding of a molybdenum coating / Z. Liu, M. Hua // *Tribology International*. – 1999. – 32. – P. 499 – 506.
191. Hwang B. Correlation of microstructure and wear resistance of molybdenum and molybdenum blend coatings fabricated by atmospheric plasma spraying / B. Hwang, S. Lee, J. Ahn. // *Mater. Sci. Eng.* – 2004. – A366. – P.152 – 163.
192. Dallaire S. Synthesis and deposition of TiB₂ containing materials by arc spraying. /S. Dallaire, H. Levert // *Surface and Coatings Technology*. – 1992. – 50, 2 – P. 241 – 248.
193. Feld H. Contribution to the understanding of mineral hard metal abrasive wear / H. Feld, P. Walter // *Powder Metall. Int.* - 1975. – 7. – P. 188 – 190.

194. Farmer H.N. Factors affecting selection and performance of hard-facing alloys / H.N. Farmer // Symp. Materials for the Mining Industry / Ed. R.Q. Barr. – USA: Climax Molybdenum Company, 1974. – P. 85 – 92.
195. Annual Book of ASTM Standards. – Philadelphia: ASTM, 1992. – Vol. 3. – P. 239 – 251.
196. Jin H.W. Microstructure and amorphization induced by frictional work in Fe-Cr-B alloy thermal spray coating / H.W. Jin, C.G. Parc, M.C. Kim // Surface and Coating Technology. – 1999. – 113. – P. 103 – 112.
197. Dallaire S. Development of Cored Wires for Improving the Abrasion Wear Resistance of Austenitic Stainless Steel / S. Dallaire and H. Levert // Journal of Thermal Spray Technology. – 1997. – 6(4). - P – 456 – 461.
198. Steffens H.D. Wear-resistant composite coatings produced by arc spraying using cored wires / H.-D. Steffens, H. Drzeniek, Z. Badiak // Thermal Spray Technology. – OH: ASM International, 1988. – P. 331 – 336.
199. S.J. Harris S.J. The development of Ni-Cr-B-Si coatings by electric arc spraying of cored wires / S.J. Harris, R.C. Cobb, T. Lester [et al.] // 12th Int. Conf. Thermal Spraying, Cambridge, U.K.: Welding Institute, 1989. – P105 – 109.
200. Bolotina N.P. Effect of the composition of flux-cored wires based on iron on the structure and wear resistance of plasma sprayed coatings / N.P. Bolotina, V.P. Larionov, S.E. Milokhin. [et al.] // Физ. хим. обраб. матер. – 1990 – 24, 2. – P. 65 – 69.
201. Steffens H. D. Arc spraying of steel and cored wires / H.-D. Steffens, K.-H. Busse G. Matthius. // Advances in Thermal Spraying. / Ed. Welding Institute of Canada. – Pergamon, 1986. – P. 457 – 466.
202. Babiak Z. Structure of flame-sprayed layers from Al+Cr₂O₃ cored wire / Z. Babiak and H. Drzeniek. // Advances in Thermal Spraying / Ed. Welding Institute of Canada. – Pergamon, 1986. – P. 159 – 168.
203. Rogers P.M Coating and surface treatment for protection against low velocity erosion-corrosion in fluidized beds / P.M.Rogers, I.M. Little // Wear. – 1995. – V. 186/187. – P. 238 – 246.

204. J.M. Sanchez J.M. Consolidation, microstructure and mechanical properties of newly developed TiB₂-based materials / J.M. Sanchez, M.G. Barandika, J. Gil-Sevillano [et al.] // *Scr. Metall. Mater.* – 1992. - Vo1. 26. – P. 957 – 962.
205. High strengts , wear and corrosion resistant coationgs and method for producing the same./ J.E.Jackson, T.A. Adler, J.M. Quets, R.S. Tucker. // USA Patent 4558608, May 28 1985.
206. Parthasarathi S. Ultrasonic technique for measuring porosity of plasma-sprayed alumina coatings / S. Parthasarathi, B.R. Tittmann, E.J. Onesto // *Journal Thermal Spray Technology.* – 1997. – 6(4), December. – P. 486 – 488.
207. D.T. Gawne D.T. Abrasive wear resistance of plasma-sprayed glass-composite coatings / D.T. Gawne, Z. Qiu, Y. Bao [et al.] // *Journal Thermal Spray Technology.* – 2001. – 10(4), December. – P. 599 – 603.
208. Wielage B. Characterization of the wear behavior of thermal sprayed coatings / B. Wielage, S. Steinhauser, T. Schnick [et al.] // *Journal Thermal Spray Technology.* – 1999. – 8(4), December. – P. 553 – 558.
209. Fussell P.S. Controlled microstructure of arc-sprayed metal shells / P.S. Fussell, H.O.K. Kirchner, F.B. Prinz [et al.] // *Journal Thermal Spray Technology.* – 1994. – 3(2). – P. 148 – 161.
210. Zurecki Z. Electric arc deposition of carbon steel coatings with improved mechanical properties / Z. Zurecki, D. Garg, and D. Bowe [et al.] // *Journal Thermal Spray Technology.* – 1997. – 6(4), December. – P. 417 – 421.
211. Wang H. The oxidation during electric arc spraying and its control / H. Wang, P. Yu // *Advances in Thermal Spraying.* – Wen Pergamon Press, 1986. – P. 771 – 775.
212. Milewski W. Some properties of coatings arc-sprayed in nitrogen or argon atmosphere / W. Milewski and M. Sartowski // *Advances in Thermal Spraying.* – Pergamon Press, 1986. – P. 467 – 473.
213. Shao-Guang Liu. High temperature erosion properties of arc-sprayed coatings using various cored wires containing Ti–Al intermetallics / [Shao-Guang Liu, Jin-Ming Wu, Sheng-Cai Zhang, Shu-Jie Rong, Zhi-Zhang Li] // *Wear.* – 2007. – 262, 5 – 6. – P. 555-561.

214. Студент М.М. Вплив будови електродугових покривів з порошкових дротів на їх властивості / М.М. Студент // *Машинознавство*. – 2010. – (155). – С. 16–20.
215. Пашечко М.І., Голубець В.М., Чернець М.В. / *Формування і фрикційна стійкість естетичних покриттів*. – К.: Наук. думка. – 1993. – 343 с.
216. Каплун В. Г., Пастух І. М. Енерго- і ресурсозберігальна технологія і обладнання для зміцнення поверхні деталей машин / В. Г Каплун, І. М Пастух // *Машинознавство*. – 2002. – 2. – С. 49 – 51.
217. Полищук И. Е. Износостойкие газотермические покрытия на основе железа / И. Е. Полищук, П. В. Назаренко, А. Е. Острица // *Проблеми трибології*. – 1997. – № 1. – С. 28 – 36.
218. Edrisy A. Wear of thermal spray deposited low carbon steel coatings on aluminium alloys / A. Edrisy, T. Perry // *Wear*. – 2001. – V. 251. – P. 1023–1033.
219. Костецкий Б. И. Механохимические процессы при граничном трении / Б.И. Костецкий, М.Э. Натансон, Л.И. Бершадский. – М.: Наука, 1972. – 171 с.
220. Федорченко И. М. Современные представления о механизме трения и износа и основные тенденции в развитии композиционных материалов триботехнического назначения / И. М. Федорченко // *Порошковая металлургия*. – 1979. – № 4. – С. 53 – 65.
221. Поверхностная прочность материалов при трении / Под ред. Б.И. Костецкого. – К.: Техніка, 1976. – 290 с.
222. Wang B. Q. Comparison in erosion behavior of iron-base coating sprayed by three different arc-spray processes / B. Q. Wang, M. W. Seitz // *Wear*. – 2001. – 250. – P. 755 – 761.
223. Студент М.М. Свойства электрометаллизационных покрытий из порошковых проволок / М. М. Студент, М. А. Тыхан, М. С. Мужиливский [и др.] // *Материалы XIII конф. молодых ученых Физ.-мех. ин-та АН УССР, Львов, 1988.* – Деп. в ВИНТИ, 1987. – № 1342/88. – С. 153 – 154.
224. Student M. M. Electric arc sprayed power wires coatings / M. M. Student, I. J. Sydorak, Ja.W. Syriwka [et al.] // *Proc. V-th Polish. Conf.: Theory and Practice (Corrosion'96), Gdansk (Poland), 1996.* – P. 735 – 738.

225. Студент М.М. Нові електрометалізаційні покриття / М. М. Студент, І. Й. Сидорак, Ю. В. Дзьоба [та ін.] // Матеріали міжнар. конф.-виставки: Проблеми корозії та протикорозійного захисту конструкційних матеріалів, Корозія-94, Львів, 1994. – Львів: ФМІ НАН України, 1994. – С. 118 – 120.
226. Похмурський В. І. Зносостійкі газотермічні покриття з порошкових дротів системи Fe–Cr–C / В. І. Похмурський, В. В. Широков, М. М. Студент [та ін.] // Проблеми трибології. – 1997. – № 3. – С. 48 – 56.
227. Студент М.М. Розробка захисних та відновних електрометалізаційних покриттів з використанням порошкових дротів. : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01– матеріалознавство / М.М. Студент. – Львів, 2008. – 20 с.
228. Dallaire S. Tribological properties of TiC-Fe coatings obtained by plasma spraying reactive powders / S. Dallaire, G. Clichy // Journal of Thermal Spray Technology. – 1993. – 2 (1). – P. 39 – 44.
229. Fessenden K.S. Wear resistance of non-cobalt containing thermal spray coatings / K.S. Fessenden, C.V. Cooper, L. Favrow [et al.] // Thermal Spray Research and Applications / Ed. T.F. Bernecki. – OH: ASM International, 1991. – P. 611 – 616.
230. Smith R.W. High velocity oxy-fuel spray wear resistant coating of TiC composite powders / R.W. Smith, E. Harzenski, and T. Bobish // Thermal Spray Technology, New Ideas and Processes / Ed. D.L Houck. – OH: ASM International, 1989. – P. 299 – 306.
231. Cliche G. Synthesis and Deposition of TiC-Fe Coatings by Plasma Spraying / G. Cliche, S. Dallaire. // Surface Coat. Technol. – 1991. – 46. – P. 199 – 206.
232. Dallaire S. The Influence of Composition and Process Parameters on the Microstructure of TiC-Fe Multiphase and Multilayer Coatings / S. Dallaire, G. Cliche // Surface Coat. Technol. – 1992. – 50. – P. 233 – 239.
233. Student M.M. Effect of friction on phase transitions in the surface layers of FeCrB+Al gas-thermal coatings / M.M. Student, V.M. Dovhnyk, I.I. Sydorak, H.V. Pokhmurska, O.I. Yaskiv // Materials Science. – 2000. – 36, 4. – P. 607 – 611.

234. Довгуник В.М. Вплив тертя на структурно-фазові перетворення у приповерхневому шарі газотермічного покриття FeCr+Al+C / В.М. Довгуник, М.М. Студент, І.Й. Сидорак, Г.В. Похмурська, О.І. Яськів // Там же. – 2000. – 5. – С. 113 – 116.
235. Pokhmurskij V.I. Cu–Al and Zn–Al antifriction electric-arc coatings / V.I. Pokhmurskij, М.М. Student, V.M. Dovichnyk, I.I. Sydorak // Materials Science. – 2002. – 38, 3. – P. 455 – 457.
236. Pokhmurska A. Tribological properties of arc sprayed coatings obtained from FeCrB and FeCr based powder wires / A. Pokhmurska, M. Student, E. Bielanska, E. Beltowska, V. Dovichnyk // Surface & Coating Technology. – 2002. – 151, 152. – P. 490 – 495.
237. Абразивная и алмазная обработка материалов. Справочник. Под редакцией А.Н.Резникова.–М. Машиностроение. – 1977.–С.937.
238. Студент М. Особливості топографії поверхні електродугових покриттів із порошкових дротів після шліфування та полірування / М. Студент // Тернопільського держ. техн. університету. – 2009. – 14, 3. – С. 72 – 80.
239. Похмурский В.И. Структура и трибологические свойства покрытий, полученных методом электродуговой металлизации / В.И. Похмурский, М.М. Студент, И.И. Сидорак, Ю.М. Кусков, И.И. Рябцев, В.М. Довгунук // Автомат. сварка. – 2003. – 8. – С. 13 – 17.
240. Довгуник В.М. Зміна структури поверхневих шарів електродугового покриття системи FeCrB+Al у процесі граничного тертя / В. М. Довгуник, М.М. Студент, Б. Форманек, І. Й.Сидорак, Ю. Дзьоба // Машинознавство. – 2004. – 8. – С. 47 – 50.
241. Wielage B. Improvement of tribological properties of electric arc sprayed coatings by laser surface modification / Wielage B., Wank A., Pokhmurska H., Kalita W., Dovichnyk V., Student M. // Proc. Int. Conf.: Laser Technologies in Welding and Materials Processing, Katsiveli, Crimea, Ukraine, 2003. – Kiev: E.O. Paton Electric Welding Institute of NAS of Ukraine, 2003. – P. 96 – 99.
242. Pokhmurskij V. Wplyw dodatkow smarow statych grafitu i ferro-fosforu na wlasnosc trybo-logiczne powlok natryskiwanich tykowo z drutow rdzeniowych

- типу Fe-Cr-B-Al і Fe-Cr-C-Al / V. Pokhmurskij, M. Student, V. Dovhunyuk, H. Pokhmurska, B. Wielage, A. Wank // Pracy: Miedzynarodowa Konferencja Natryskiwania Ciepłego, Wrocław, 2005. – S. 122 – 131.
243. Студент М.М. Розроблення багатофункціональних електродугових покриттів із порошкових дротів на основі Fe-Cr-B-Al та Fe-Cr-C-Al /автореф. докт. дис. // Студент М.М. 2011. Львів .-35 с.
244. Гвоздецький В.М. Розроблення електродугових покриттів базової системи Fe-Cr-B-C-Al для підвищення жаростійкості та абразивної зносостійкості сталей /автореф. канд. дис.// Гвоздецький В.М. 2013. Львів.-18с.
245. Wielage B. Iron-based coatings arc-sprayed with cored wires for applications at elevated temperatures /B. Wielage, . H. Pokhmurska, M. Student, V. Gvozdeckii, T. Stupnytskyj, V. Pokhmurskii. // Surface & Coatings Technology, 220, 2013.– P. 27-35.
246. Похмурский В.И. Жаротривкість електродугових покривів з порошкового дроту системи FeCrBAl / В.И.Похмурський, М.М.Студент, Б. Форманек, В.М. Довгунік // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – 6. – С. 61 – 65.
247. Студент М. Високотемпературна корозія електродугових покривів з порошкових дротів на базі системи Fe-Cr-B-Al / Студент М., Дзьоба Ю., Гвоздецький В., Г.Похмурська, В.Вілаге, Т. Грунд // Фізико-хімічна механіка матеріалів, - 2008. - №5. – С. 93-97.
248. Гвоздецький В.М. Особливості високотемпературної корозії електродугового покриття системи Fe-Cr-B-Al./ Гвоздецький В.М. // Фіз. хім. механіка матеріалів, – 2010 – Т.1, спецвип. № 8. – С. 238-242.
249. Гвоздецький В. М. Вплив гетерогенності електродугових покриттів системи Fe-Cr-B-Al на жаростійкість./ В.М. Гвоздецький, М.Я. Головчук // – Проблеми корозійно механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи, Львів. - КМН-2011 – С. 74-77.
250. Pokhmurskyi V. Arc-sprayed iron-based coatings for erosion-corrosion protection of boiler tubes at elevated temperatures / V. Pokhmurskyi, M. Student, H.V. Pokhmurska, V. Gvozdeckii, T. Stupnytskyu, O. Student, Wielage B., Pokhmurska H. // Journal of Thermal Spray Technology, – 2013. – Vol. 22, Iss. 5. – P. 808-819.

251. Студент М.М. Жаростійкість електродугових покриттів що дисперсійно зміцнюються у процесі експлуатації. / М. Студент, Ю. Дзьоба, В. Винар, В. Гвоздецький, Я. Сірак // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – Т. 1, спецвип. № 7. – С. 245 – 249.
252. Студент М.М. Високотемпературна корозія електродугових покриттів з порошкових дротів на базі системи Fe-Cr-V-Al / М. Студент, Ю. Дзьоба, В. Гвоздецький, Г. Похмурська, В. Вілаге, Т. Грунд // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2008. – 5. – С. 93 – 97.
253. Похмурский В.И. Розробка комплексного методу підвищення ресурсу теплообмінних поверхонь котлів електростанцій / В.И. Похмурский, М.М. Студент, В.В. Гвоздецький, Ю.В. Дзьоба, І.Й. Сидорак // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин. – К.: ІЕЗ НАНУ, 2009. – С. 135 – 138.
254. Похмурский В.И. Газообразивная износостойкость при повышенных температурах покрытий, полученных дуговой металлизацией / В.И. Похмурский, М.М., Студент, А.В. Похмурская, И.А. Рябцев, В. М. Гвоздецкий, Т.Р. Ступницкий. // Автоматическая сварка. – 2013. – №6. – С. 16-23.
255. Гвоздецький В.М. Газообразивна зносостійкість електродугових покриттів при підвищених температурах / Гвоздецький В.М., Сірак Я.Я.// Проблеми корозійно механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи. Львів. - КМН – 2009. – С. 146-149.
256. Гвоздецький В.М. Електродугові покриття для захисту поверхонь нагріву котлів теплових електростанцій / Гвоздецький В.М. // V11 Науково-технічна конференція молодих учених та спеціалістів, - Зварювання та споріднені технології. – Київ, 2011. – С. 180.
257. Студент М.М. Вплив високотемпературної корозії на газообразивну тривкість електродугових покриттів / Студент М.М., Похмурська Г.В., Гвоздецький В.М., Головчук М.Я., Романів М.С.// Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2009. - №4. – С. 19-26.

258. Студент М.М. Вплив температури на механічні та трибологічні властивості покриттів / М.М. Студент, Т.Р. Ступницький, В.М. Гвоздецький, О.С. Калахан, Ю.В. Дзьоба // Вісник ЛНАУ. – 2015, № 19. – С. 67-73.
259. Protecting coatings obtained from thermal spraying from cored wires Fe-Cr-B-Al by arc spraying / W. Pokhmursii, M. Student, H. Pokhmurska, V. Dovhnyuk, I. Sydorak // Proc. Conf.: Modern Wear and Corrosion Resistance Coatings Obtained by Thermal Spraying, Warsaw, 2003. – Warsaw: Institute of Precision Mechanics. – P. 55 – 61.
260. Червінська Н.Р. Електрохімічні характеристики газотермічних покриттів та підвищення їх корозійної тривкості: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.17.14 “Хімічний опір матеріалів та захист від корозії”/ Н.Р. Червінська. - Львів, 2013. - 20с.
261. Хома М. С. Вплив корозії у середовищах з різним рН на локальні електродні потенціали сталей / М.С. Хома, Г.М. Сисин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2010. - № 3. - С.92-97.
262. Хома М. С. Вплив пошкоджень на мікроелектрохімічну гетерогенність металів / М. Хома, М. Чучман, Г. Олійник // Фіз.-хім. механіка матеріалів. - 2006. - Спец. вип. № 5, Т. 1. - С.55-58.
263. Порошковая металлургия. Изделия. Методы определения плотности и пористости (ГОСТ 18898-73): ГОСТ 18898-73. - [Чинний від 01,01,1975]. - М.: Изд. Станд. - 1975с. - 12.
264. Рогожин В.М. Определение пористости пылевых покрытий методом гидростатического взвешивания / В.М. Рогожин, Л.В. Акимов, Ю.В. Смирнова // Порошковая металлургия. - 1980. - № 9. - С.42 - 46.
265. Онищук О.О. Розробка матеріалів триботехнічного призначення системи Ti-Fe-C, отриманих самопоширюючим високотемпературним синтезом: автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук: спец. 05.02.01 “Матеріалознавство”/ О.О.Онищук. - Луцьк, 2013. - 20с.
266. Annual Book of ASTM Standards. - Philadelphia: ASTM, 1992. I -P. 239-251.

ЗМІСТ

Вступ.....	3
Розділ 1	
<u>ЗАГАЛЬНІ УЯВЛЕННЯ ПРО ФОРМУВАННЯ</u>	
<u>ЕЛЕКТРОДУГОВИХ ПОКРИТТІВ</u>	10
1.1. Особливості плавлення порошкових електродних дротів в електричній дузі металізатора.....	10
1.2. Формування покриття.....	15
Розділ 2	
<u>ОБЛАДНАННЯ ТА ЕЛЕКТРОДНІ ДРОТИ ДЛЯ</u>	
<u>ЕЛЕКТРОДУГОВОГО НАПИЛЕННЯ ПОКРИТТІВ</u>	21
2.1. Обладнання і методика електродугового напилювання покриттів.....	21
2.2. Загальна характеристика порошкових електродних дротів.....	24
2.3. Основні реакції, які відбуваються у шихті порошкових дротів під час їх електродугового плавлення.....	26
2.4. Вплив складу шихти порошкових дротів та параметрів напилювання на структуру та мікрогетерогенність покриттів.....	42
Розділ 3	
<u>МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ПОКРИТТІВ</u>	65
3.1. Методи оцінювання адгезії і когезії покриттів.....	65
3.2. Когезивна міцність покриттів при статичному навантаженні.....	67
3.3. Синергізм впливу напилювання різнорідними ПД на механічні властивості покриттів.....	70
3.4. Когезивна міцність нержавійних покриттів.....	73
3.5. Вплив температури випробувань на механічні характеристики покриттів.....	77
3.6. Вплив виду струминообразивного оброблення покриттів на їх міцність зчеплення зі сталевною підкладкою.....	81
3.7. Вплив режиму напилювання покриттів на формування в них залишкових напружень.....	87
3.8. Опір втомному руйнуванню зразків з електродуговими покриттями...	

Розділ 4.		99
	<u>ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ</u>	
4.1.	Абразивна зносостійкість покриттів.....	99
4.2.	Зносостійкість покриттів за умов граничного тертя.....	111
4.3.	Вибір складу шихти ПД під конкретні умови експлуатації покриттів...	131
Розділ 5.		134
	<u>ЖАРОТРИВКІСТЬ ПОКРИТТІВ</u>	
5.1.	Методика виготовлення зразків з покриттями та визначення опірності покриттів до газової корозії.....	134
5.2.	Кінетика окиснення та морфологія оксидних плівок на покриттях базової системи Fe-Cr-B-Al.....	135
5.3.	Високотемпературна абразивна та газоабразивна зносостійкість покриттів.....	166
Розділ 6.		
	<u>ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ З ПІДВИЩЕНОЮ</u>	
	<u>КОРОЗІЙНОЮ СТІЙКІСТЮ</u>	185
6.1.	Методика дослідження корозійних властивостей ЕДП.....	185
6.2.	Структура електродугових покриттів базової системи Fe-Cr-B-C-Al з підвищеним вмістом хрому.....	189
6.3.	Просочувння покриттів для меншення їх поруватості.....	225
Розділ 7		235
	<u>ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ ІЗ РІЗНОРІДНИХ ДРОТІВ</u>	
7.1.	Методика наплення покриттів.....	235
7.2.	Структура та механічні характеристики покриттів з різнорідних дротів.....	236
7.3.	Абразивна зносостійкість покриттів із різнорідних дротів.....	241
7.4.	Зносостійкість та вплив питомого навантаження на зміну коефіцієнта тертя покриттів в парі із бронзовою вкладкою при граничному терті...	244
Розділ 8.		
	<u>ВИМОГИ ДО ПОКРИТТІВ З РІЗНИМ</u>	
	<u>ФУНКЦІОНАЛЬНИМ ПРИЗНАЧЕННЯМ</u>	257
8.1.	Вибір порошкових дротів під конкретні умови експлуатації покриттів	257
8.2.	Алгоритм вибору складу шихти порошкових дротів для одержання покриттів заданих властивостей.....	263

РЕКОМЕНДАЦІ ДО ВІДНОВЛЕННЯ ТА ЗАХИСТУ

ДЕТАЛЕЙ І ЕЛЕМЕНТІВ КОНСТРУКЦІЙ З

ВИКОРИСТАННЯМ ГАЗОТЕРМІЧНИХ ПОКРИТТІВ 265

9.1. Основні етапи нанесення газотермічних покриттів.....	265
9.2. Джерела живлення електрометалізаторів.....	281
9.3. Контроль якості газотермічних покриттів.....	283
9.4. Методика розрахунку матеріальних затрат під час газотермічного напилення (С.Н. Сарбучев).....	286
Література.....	289

Тех 38 Багатофункціональні електродугові покриття [Текст] /

М.М. Студент, Г. В. Похмурська, В. М. Гвоздецький, Т. Р. Ступницький, В. М. Посувайло, С. І. Маркович. - Львів, Простір-М. 2018, -316 с.: [286] іл., [54] табл.

Бібліогр.266 назв.

ISBN 966-02-3685-9

У монографії проаналізовано теоретичні та технологічні аспекти одержання багатофункціональних електродугових покриттів із використанням порошкових електродних дротів у сталевій оболонці, проаналізовано фізико-механічні властивості покриттів, а також запропоновано методи підвищення їх експлуатаційних характеристик. Наведено приклади ефективного застосування таких покриттів для захисту і продовження ресурсу машин і механізмів різних галузей промисловості.

У книзі висвітлено результати оригінальних досліджень, виконаних безпосередньо авторами, або під їх керівництвом за останнє десятиріччя у Фізико-механічному інституті ім. Г.В.Карпенка НАН України, Національному університеті «Львівська політехніка» та Хемніцькому технічному університеті (Німеччина).

Розрахована на наукових та інженерно-технічних працівників, які займаються відновленням та поверхневим зміцненням деталей машин, а також викладачів і студентів відповідних спеціальностей.

УДК 621.793.72

М.М. Студент, Г. В. Похмурська, В. М. Гвоздецький,
Т. Р. Ступницький, В. М. Посувайло, С. І. Маркович

БАГАТОФУНКЦІОНАЛЬНІ ЕЛЕКТРОДУГОВІ ПОКРИТТЯ

Рецензенти: *чл.кор. НААН України, д.т.н., проф. М.І.Черновол,
д.т.н., проф. І.О.Рябцев*

Редактор *Д.С. Бриняк*
Технічний редактор *Р.Р. Кокот*
Комп'ютерна верстка *Я.Я. Сірак, Х.Р. Задорожна*
Художнє оформлення та технічна графіка *І.В. Калинюк*

Підписано до друку 03.12.2018. Формат 60/90/16. Папір офсетний 80 г/м²
Друк офсетний. Ум.друк. арк. 19,75. Обл. –вид. арк. 17,49. Наклад 100 прим.
Зам 051218.

Друк ТОВ «Простір-М». 79000, Львів, вул. Чайковського, 8
Свідотство про внесення до Державного реєстру суб'єктів видавничої справи ДК № 5068 від
22.03.2006