

Конкурс - Матеріалознавство

Шифр «Лютик»

ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ПОКРИТТІВ
СИСТЕМИ Fe – Cr – V – Mo – C, ОТРИМАННИХ
ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

Зміст

Вступ	3
1 Способи формування, матеріали, структура і зносостійкість покриттів.....	4
1.1 Аналіз способів формування зміцнюючих шарів.....	4
1.2 Номенклатура присадних матеріалів, що застосовуються для наплавлення.....	7
1.3 Особливості формування структури наплавлених покриттів і її вплив на зношування.....	10
2 Матеріали, обладнання і методи дослідження.....	12
2.1 Обладнання для наплавлення.....	12
2.2 Присадний порошок.....	14
2.3 Режим наплавлення.....	16
2.4 Розміри і структурно-фазовий склад покриттів.....	17
2.5 Дослідження твердості і мікротвердості.....	17
2.6 Випробування на абразивний знос.....	18
3 Структура і властивості Fe-Cr-V-Mo-C покриттів, отриманих плазмово-порошковим наплавленням.....	19
3.1 Структура покриттів, отриманих плазмово-порошковим наплавленням нитковими валиками.....	19
3.2 Особливості розподілу структурних складових по висоті валика.....	26
3.3 Зв'язок «режим-мікроструктура» в Fe-Cr-V-Mo-C покриттях, отриманих наплавленням ниткових валиків.....	28
Висновки.....	30
Список посилань.....	31

ВСТУП

Актуальність теми дослідження. Знос – одна з головних причин виходу з ладу механізмів різного призначення. За даними [1] до 50 % усіх проблем, пов'язаних зі зносом, доводиться на абразивний знос. До прямої дії абразивів схильні деталі дорожно-будівельного устаткування, робочі органи ґрунтообробних машин, а також машин, що забезпечують гідротранспорт сипких матеріалів і переміщення пилоповітряних сумішей. Для їх відновлення і зміцнення широко застосовують наплавлення. Одним з ефективних шляхів збільшення міжремонтного періоду наплавлених деталей є підвищення однорідності макро- і мікроструктури покриттів.

Об'єкт дослідження: властивості покриттів системи Fe – Cr – V – Mo – C та їх вплив на абразивний знос залежно від режимів багатопрохідного плазово-порошкового наплавлення.

Мета роботи - виявити закономірності формування структури Fe – Cr – V – Mo – C покриттів і її вплив на абразивний знос залежно від режиму багатопрохідного плазово-порошкового наплавлення.

Для досягнення даної мети необхідно вирішити такі завдання:

- оцінити вплив основних параметрів режиму плазового наплавлення Fe – Cr – V – Mo – C порошкового сплаву на структуру і фазовий склад одержуваних за прохід зміцнюючих шарів;

- визначити ступінь впливу на структуру раніше наплавленого обсягу покриття після повторного високотемпературного нагріву в ході багатопрохідної наплавлення нитковими валиками;

- оцінити розташування і протяжність зони повторного високотемпературного нагріву; дати аналіз їх структури при наплавленні з поперечними коливаннями плазмотрона;

- дослідити зв'язок мікробудови Fe-Cr-V-Mo-C покриттів, отриманих в наслідок багатопрохідного наплавлення, з їх опором абразивному зносу.

1 СПОСОБИ ФОРМУВАННЯ, МАТЕРІАЛИ, СТРУКТУРА І ЗНОСОСТІЙКІСТЬ ПОКРИТТІВ

1.1 Аналіз способів формування зміцнюючих шарів

Для збільшення зносостійкості поверхонь деталей механізмів і машин розроблено велике число технологій. Вони ґрунтуються на використанні енергії хімічної (осадження з розчину хлоридів металів) і електрохімічної (хромування, цинкування, залізнення) взаємодії; дифузійних процесах (цементация, азотування, нітроцементация); термічних (термічна обробка, наплавлення, електроіскрове зміцнення); термомеханічних (напилення, плакирование, приварювання електроконтакта) і механічних діях (дробеструйна обробка, зміцнення вибухом) [5-7].

Наплавлення і напилення є найбільш поширеними. Вони дозволяють здійснювати високопродуктивний технологічний процес відновлення і зміцнення деталей. Характеризуються відносною простотою конструкції устаткування, широким спектром матеріалів, що наносяться, і великим діапазоном товщини отримуваних покриттів, можливістю поєднання з іншими способами зміцнення поверхонь.

Напилювані покриття в якості недоліків мають низьку адгезійну і когезійну міцність, містять значну кількість продуктів окислення і пір [6]. Наплавлення позбавлене цих недоліків і тому застосовується частіше.

Приведена на рисунку 1.1 класифікація спирається на фізичні ознаки (тип джерела нагріву). Усередині більшості виділених способів можливий підрозділ за технічними (спосіб захисту металу в зоні наплавлення, міра механізації процесу і так далі) і технологічними ознаками (рід струму, вид присадних матеріалів, кількість електродів, наявність зовнішньої дії і т.д.) [2, 6].

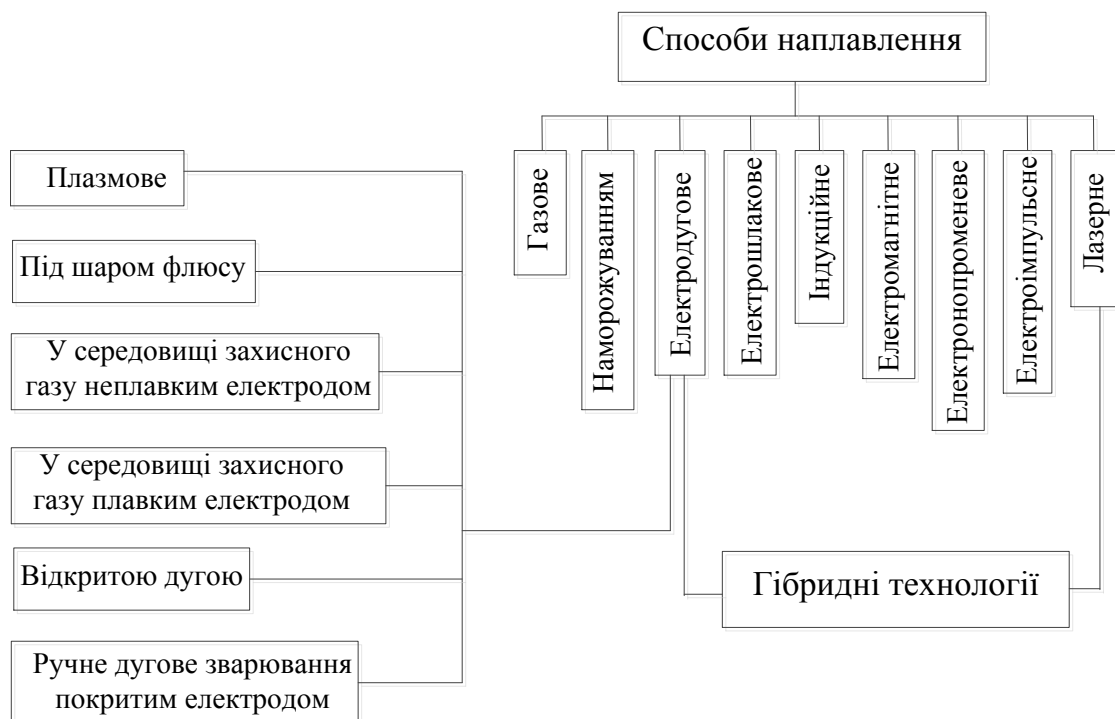


Рисунок 1.1 - Класифікація основних способів наплавлення

На більш високому ступені технологічності знаходиться наплавлення концентрованими потоками енергії (КПЭ). Для нанесення покриттів використовують електронний, світловий промінь і плазму. КПЭ об'єднані здатністю поширювати колосальну енергію на мінімальну поверхню, це дозволяє створювати метастабільні гартівні структури, регулювати схильність матеріалів до фазових перетворень [8], подрібнювати структурні складові сплавів [9] і ефективно збільшувати міцність, ударну в'язкість, твердість [10], жаро- і корозійну стійкість і опір руйнуванню в результаті зносу [11].

Використання КПЭ дозволяє зводити до мінімуму зміни хімічного складу покриттів, що наплавляються, і пригнічувати розвиток в зоні сплаву крихких кристалізаційних і дифузійних прошарків [2].

Лазерна і електронно-променева технології мають меншу продуктивність, ніж дугові способи наплавлення. Вони дозволяють здійснювати висококонцентроване введення енергії (максимальна щільність

енергії в плямі складає $10^9 - 10^{10}$ Вт/см²) і забезпечують мінімальний час існування малої зварювальної ванни. Це дає можливість створення за рахунок нагріву і охолодження зі швидкостями $\sim 10^5$ К/с пересичених легуючими елементами твердих розчинів, а в результаті багатопрохідного наплавлення може сприяти виділенню з них мілкодисперсних часток зміцнюючих фаз [12]. Застосування даних способів наплавлення зазвичай забезпечує незначні деформації зміцнюваних деталей.

Лазерне наплавлення ефективно при створенні шарів завтовшки від 0,1 до 3 мм, електронно-променевої - від 0,1 до 1,5 мм. Перевага електронно-променевих технологій, порівняно з лазерними, полягає у високому ККД нагріву і підвищеній якості металу, наплавленого в умовах вакууму. Проте необхідність створення вакууму значно ускладнює процес зміцнення. У свою чергу, лазер легко спрямовується у важкодоступні місця і може безперешкодно долати значні відстані в атмосфері повітря. Внаслідок високого рівня залишкової розтягуючої напруги при лазерному наплавленні покриттів в них часто утворюються поперечні холодні мікротріщини, а також зовнішні і внутрішні пори. До загальних недоліків лазерної і електронно-променевої наплавлень можна віднести значну дорожнечу і складність устаткування, підвищені вимоги до безпеки.

Щільність потужності, що передається плазмою, на один-два порядку більше, ніж від відкритої нестислої дуги і може досягати 10^8 Вт/см². Процес плазмового наплавлення протікає з малим проплавленням основного металу і великим термічним ККД. Порівняно з лазерним або електронно-променевим наплавленням, плазмове продуктивніше (0,2...0,30 кг/г), характеризується меншою складністю устаткування і більшою універсальністю.

До теперішнього часу розроблена значна кількість способів плазмового наплавлення. Виділяють наплавлення плазмовою дугою (виріб включений в електричний ланцюг) і плазмовим струменем (виріб не включений в електричний ланцюг). Залежно від виду присадного матеріалу способи ділять на 3 групи: наплавлення дротами або прутками (що вводяться усередині і

зовні плазмотрона, включені і не включені в електричний ланцюг); по нерухомій присадці (пасті, крупці, компактній присадці у вигляді кілець і пластинів); порошком (з його введенням усередині або зовні плазмотрона). Перевагою порівняно з першими двома групами має третя, оскільки разом з високою технологічністю, властивою для усіх способів плазмового наплавлення, спектр матеріалів, що наносяться, ширший. Розпорошені порошки значно дешевші, ніж дроти і стрічки аналогічного хімічного складу. Вони характеризуються більшою питомою поверхнею, тому їх теплонасиченість відбувається швидше, а плавлення не супроводжується сильним перегріванням.

1.2 Номенклатура присадних матеріалів, що застосовуються для наплавлення

В даний час в якості наплавлювальних матеріалів застосовують порошки, покриті електроди, прутки і дріт, нерухому присадку. При використанні КПЕ широке поширення знайшли порошкові сплави різних систем легування. Відповідними для наплавлення є порошки с малим вмістом газів, з частинками округлої або сферичної форми гранулометричного складу в діапазоні 50 ... 400 мкм [15].

Прагнення знизити концентрацію гостродефіцитних елементів (W, Mo, Co) в зносостійких композиційних матеріалах викликає підвищений інтерес вчених до високовуглецевих сплавів на основі заліза легованих ванадієм.

Такі властивості карбіду ванадію, як висока твердість (2600 ... 3000 HV), важкотопність ($T_{пл} = 2648 \dots 2830 \text{ }^{\circ}\text{C}$), дисперсність (розміри менше ніж 10 мкм) [13, 19], невисока щільність (5, 4 ... 5,8 г/см³), рівномірність розподілу в матриці композиту, забезпечують високолегованих ванадієм феросплавів і покриттів на їх основі широку сферу застосування. Нині поширення набули наступні системи легування: Fe-Cr-VC, Fe-Cr-VBC, Fe-Cr-V-Mo-C, Fe-Cr-V-Mo-Ni-C, Fe-Cr-V-Mn-C, Fe-VW-Cr-Mo-C.

Структура і властивості високолегованих ванадієм феросплавів

Відомо, що зносостійкі властивості високовуглецевих Fe-сплавів високолегованим ванадієм в умовах втомного навантаження, абразивного зношування і пар тертя залежать від змісту, морфології, розмірів і розподілу VC, частки евтектики на основі менш важкотопних карбідів, стану матриці [22 - 24], тобто визначаються мікробудовою.

Впливати на їх мікроструктуру можливо кількома методами [24].

Метод управління складом. Управління складом литих сплавів вивчено в [23, 24, 26, 29], а матеріалів для наплавлення в [27, 28].

Відомо, що в високолегованих ванадієм високовуглецевих сплавах (Fe-Cr-V-Mo-C, Fe-Cr-Ni-V-C і Fe-Mn-V-C) збільшення концентрації вуглецю при постійному утриманні ванадію сприяє лише незначному зростанню об'ємної частки частинок VC, але може значно вплинути на їх морфологію і розподіл, а також на структурний стан матриці [23, 24, 26, 29].

Морфологія частинок з підвищенням концентрації вуглецю в сплаві еволюціонує від витягнутої «стрічкоподібній» або «палочкоподібній», через рівновісну до «зіркоподібною» або «пелюсткоподібній» (рис 1.2).

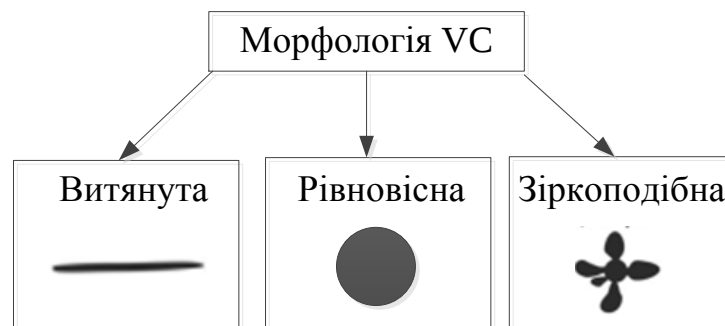


Рисунок 1.2 – Морфологія частинок карбіду ванадію [23, 24, 29]

Розподіл (рис. 1.3) частинок карбіду ванадію змінюється з ростом вмісту вуглецю в такий спосіб: «стрічкоподібні» або «палочкоподібні» частинки збудовані вздовж кордонів зерен → «голкоподібні» колонії розташовані уздовж кордонів зерен → рівномірно за обсягом зерна у вигляді

«Хризантем» → дисперсні частинки рівновісної форми розподілені однорідно → рівновісні частки сформовані у великі «зіркоподібні» або «Лепесткоподібні» форми.

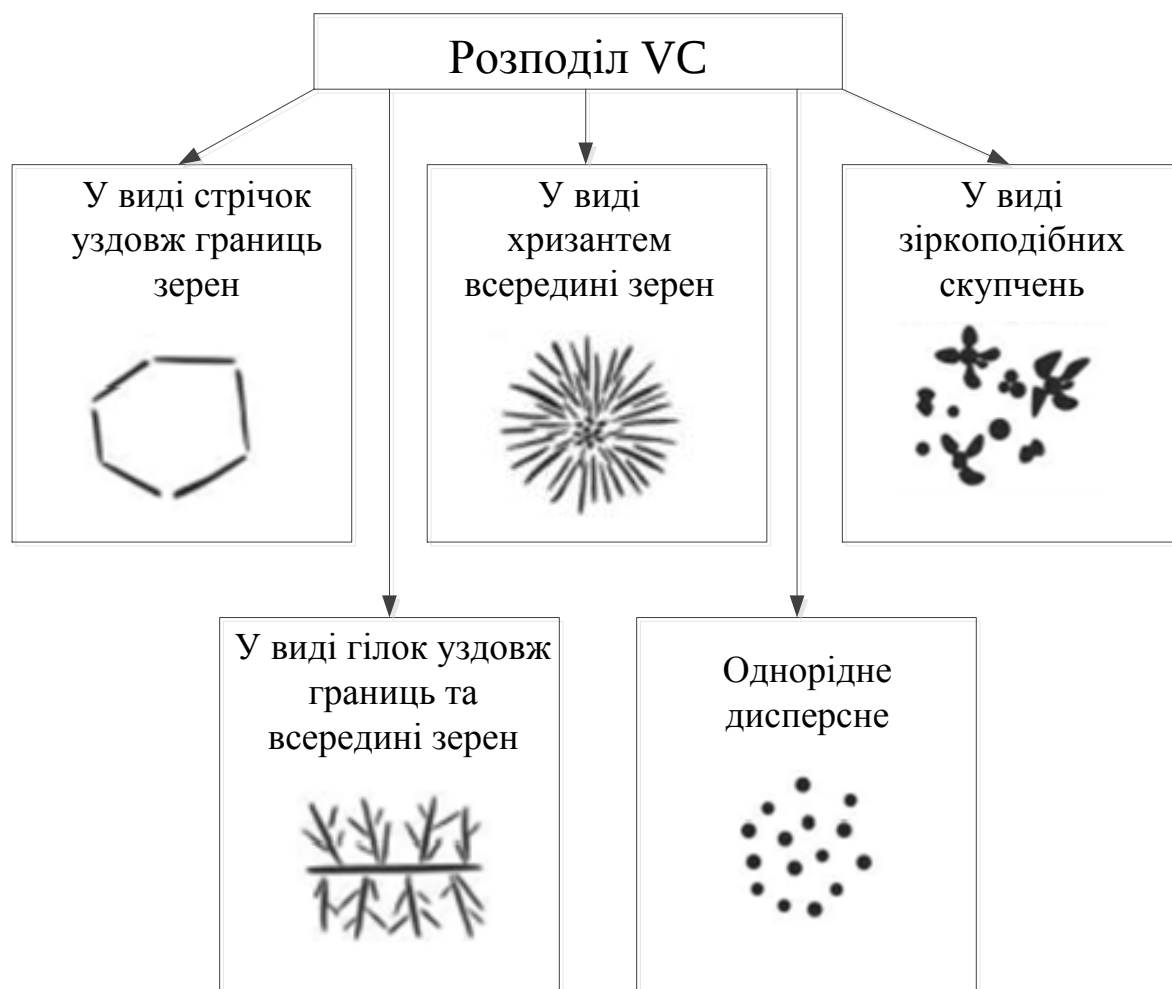


Рисунок 1.3 – Різновиди розподілу часток карбіду ванадію [23, 24, 29]

За численними даними [23, 24, 27, 29] максимальну абразивну зносостійкість забезпечує рівномірний розподіл дисперсного VC сферичної форми, мінімальну – розподіл уздовж кордонів зерен включень витягнутої форми, а також неоднорідний розподіл великих зіркоподібних включень. В [22] відзначається, що великі включення VC, легше руйнуються під навантаженням. Тріщини значно раніше зароджуються на «Зіркоподібних» частинках карбіду ванадію [26]. У разі наявності в структурі сплаву тільки

сферичних включень тріщини раніше з'являються на частинках більшого розміру.

1.3 Особливості формування структури наплавлених покриттів і її вплив на зношування

Високу ефективність захисту деталей машин і механізмів від зношування мають наплавлені покриття, що характеризуються однорідною за обсягом структурою. Нерівномірна будова провокує виборчий знос покриттів, що значно знижує термін експлуатації зміцнених виробів. Аналіз літератури дозволив виділити три основні причини нерівномірного зношування

Перша причина – дефекти наплавлення, друга – залишкові напруження, збігаються за знаком з робочими, третя – хімічна і структурна неоднорідність покриттів. Розглянемо кожну з них.

1.3.1 Вплив дефектів наплавлення

Тріщини в основному або наплавленого металу є осередками руйнування і істотно знижують експлуатаційні характеристики покриттів [30, 31]. Значно збільшують місцевий знос зміцнюючих шарів тріщини, що мають розкриття понад 0,05 мм, розташовані під кутами до руху абразивного потоку від 0 до 30°, а також тріщини з розкриттям більш як 0,1 мм, розташовані під кутами більше 30° [32].

1.3.2 Особливості первинної кристалізації ванни розплаву при наплавленні

Процесу кристалізації ванни наплавленого металу властиві такі особливості:

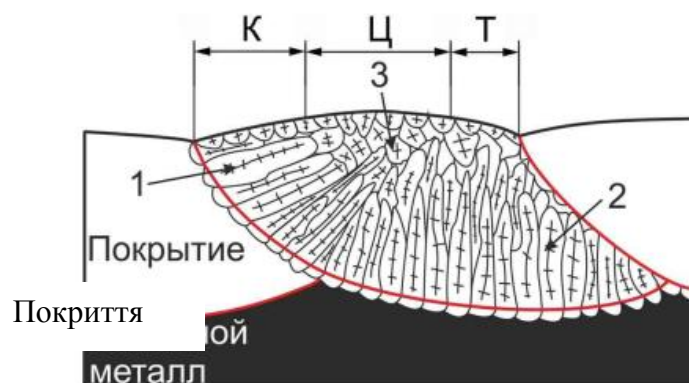
- малий обсяг розплаву, його висока температура, інтенсивне перемішування, значний градієнт температур, нетривалий час існування металу в розплавленому стані;

- наявність готових центрів кристалізації на кордоні сплаву з основним

металом, а також всередині розплаву;

- залежність напрямки кристалізації зварювальної ванни від форми криволінійною поверхнею розділу між розплавом і твердим металом;
- кристалізація в умовах одночасного підведення і відведення тепла;
- переривчастий характер кристалізації внаслідок періодичних і неперіодичних впливів на розплав;
- незавершеність дифузійних процесів.

В більшості випадків поверхня, на якій починається процес кристалізації розплаву, криволінійна (червоні лінії на рис 1.4). тому після затвердіння головні осі частини утворених стовпчастих кристалів можуть розташовуватися паралельно або під малими кутами до поверхні зміцнюючого шару (стрілка 1). Решта ж стовпчасти кристали в покритті орієнтовані переважно нормально до поверхні наплавлення (стрілка 2).



Основний метал К, Ц, Т- зона термічного впливу

Рисунок 1.4 – Схема кристалічної будови наплавленого покриття в поперечному перерізі

Таким чином, анізотропія властивостей кристалів і їх розташування щодо поверхні зміцнюючого шару будуть провокувати нерівномірний знос покриттів.

Іншою важливою особливістю наплавленого металу є його шарувата будова (рис. 1.5).

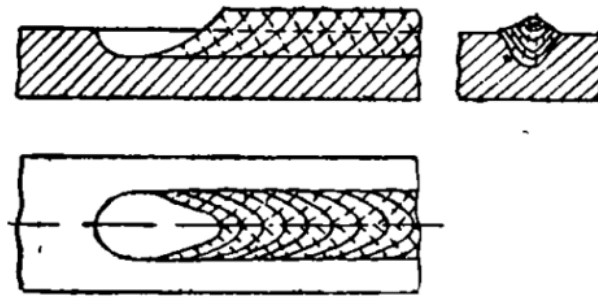


Рисунок 1.5 – Схематичне зображення стовпчастої (пунктирні лінії) і шаруватої (суцільні лінії) будови наплавленого валика [37].

Виходячи з викладеного, освіти шаруватої неоднорідності наплавленого металу уникнути не можна. Її можна тільки зменшити. Застосування автоматичних способів наплавлення замість механізованих і ручних, вибір технологій, що забезпечують відносно постійний у часу перенесення присадного матеріалу в ванну розплаву, ретельна зачистка поверхонь деталей, раціональний вибір режиму наплавлення і складу присадного матеріалу забезпечать меншу шаруватість покриттів.

2 МАТЕРІАЛИ, ОБЛАДНАННЯ І МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Обладнання для наплавлення

Для формування зносостійких покриттів в роботі використовували універсальну промислову установку для плазмового наплавлення УПН-303УХЛ4 (рис. 2.1).

Установка має поворотну колону (1) за допомогою ключовою балкою (2), на якій розміщені регулятори витрати газів (3), підвісну самохідну головку (4), здатну переміщатися по напрямній балки на довжину до 2 м, маніпулятор виробу (5), джерело живлення (6), шафа (7) і пульт управління (8).

Самохідна головка оснащена коливальним механізмом (9), яке здійснює можливим нанесення покриттів з поперечними коливаннями плазмотрона (10) розмахом від 0 до 60 мм. Також на ній встановлений порошковий живильник (11).

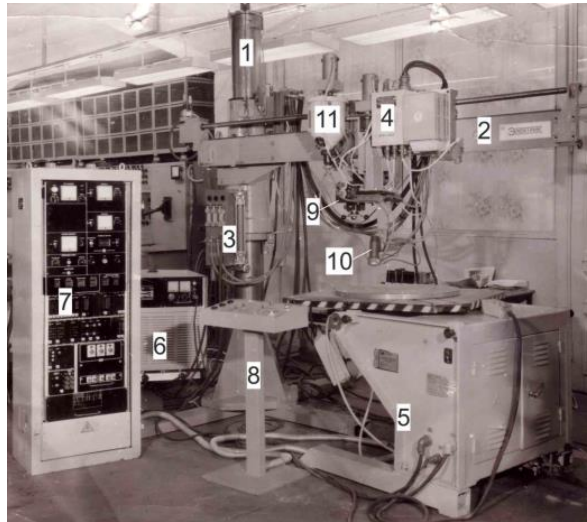


Рисунок 2.1 – Зовнішній вигляд установки УПН-303УХЛ4

УПН-303 пристосована для формування покриттів струмом прямої та зворотної полярностей на плоских і циліндричних поверхнях деталей.

Для наплавлення застосовували плазмотрон (рис. 2.2), що забезпечує зовнішнє кільцеве введення порошку в стовп плазми, з мідним електродом, в який запресована вольфрамова вставка діаметром 5 мм. Діаметр плазмоутворюючого сопла становив 6 мм.

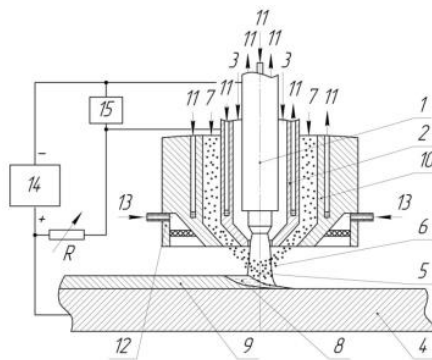


Рисунок 2.2 – Загальна схема процесу наплавлення

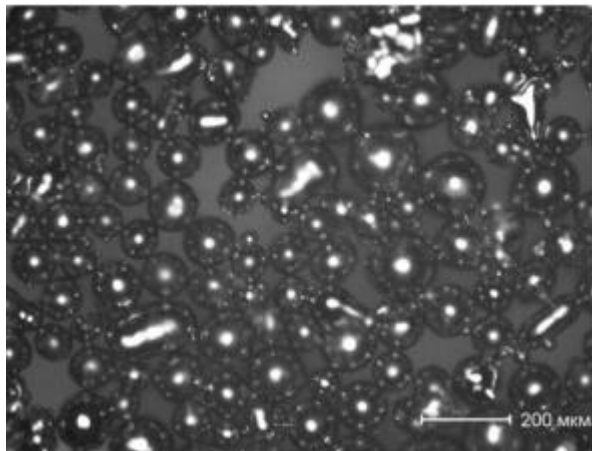
Принцип роботи плазмотрона наступний: високовольтний розряд пробиває проміжок електрод (1) - плазмоутворююче сопло (2) плазмотрона і збуджується допоміжна дуга. Поток плазмоутворюючого газу (3) допоміжна дуга видувається з сопла. При її торканні з виробом (4) збуджується основна дуга (5) між електродом і виробом. Допоміжна дуга гасне, а струм основної дуги починає плавно наростати до заданого значення. Включається привід переміщення каретки, маніпулятора і подачі порошку. Порошок (6), що доставляється в зону горіння дуги транспортуючим газом (7), нагрівається і плавиться в стовпі плазмової дуги. Стовп плазми також оплавляє і поверхню зміцнюючих деталі. В результаті плавлення і інтенсивного перемішування основного і присадного матеріалів утворюється єдина ванна розплаву (8). Після її кристалізації формується наплавлений валик (9). Для запобігання перегріву деталей плазмотрона, електрод (1), плазмоутворююче сопло (2) і зовнішнє сопло (10) охолоджуються проточною водою (11). Для забезпечення високого рівня захисту створюваних зміцнюючих шарів від шкідливого впливу атмосферного повітря на плазмотрон встановлено пристрій додаткового обдування зони наплавлення (12). В якості плазмоутворюючого (3), що транспортує (7) і захисного (13) газів застосовується аргон вищого гатунку.

2.2 Присадний порошок

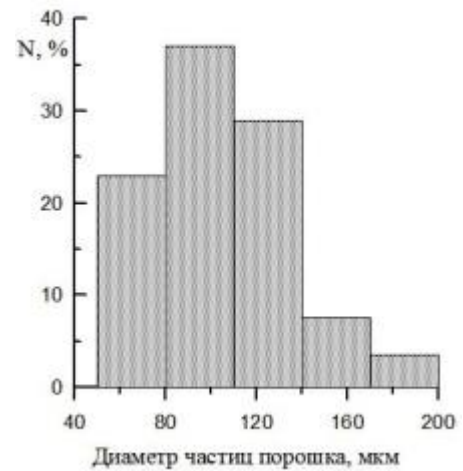
В якості наплавочного матеріалу в роботі використовувався порошок ПР-Х18ФНМ (ПН АН2) наступного хімічного складу (мас.%): 2,1 ... 2,4 С, 17 ... 19 Cr, 2 ... 3 Ni, 7 ... 8 V, 2 ... 2,6 Мо, Fe - основа [2]. Застосовували фракцію від 50 до 200 мкм, тому, що цей діапазон гарантує, з одного боку, задовільну сипкість частинок, з іншого - забезпечує їх ефективний нагрів в стовпі плазми, а, значить, низькі втрати в широкому діапазоні струмів і швидкостей наплавлення.

На рисунку 2.3 представлена макро- і мікроструктура вихідного

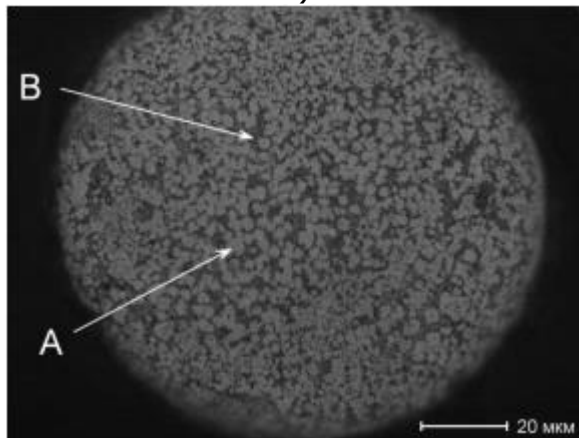
порошку ПР-Х18ФНМ.



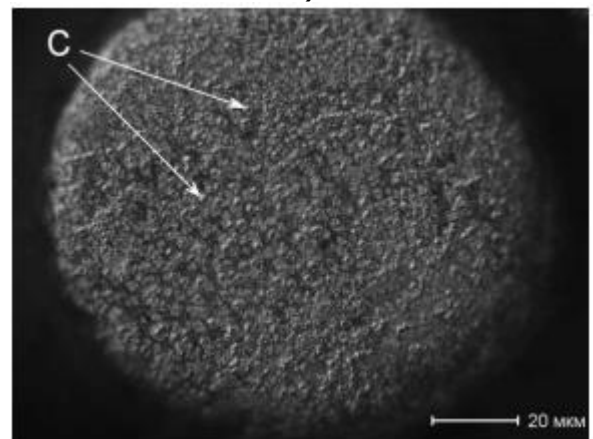
а)



б)



в)



г)

а – зовнішній вигляд вихідного порошку ПР-Х18ФНМ; б – розподіл частинок порошку за розмірами; в, г – мікроструктура (А - матриця, В - евтектика, С - частки карбіду ванадію)

Рисунок 2.3 – Порошок ПР-Х18ФНМ

Частинки порошку мають в основному (90 ... 95 %) округлу форму, в незначній кількості присутні частинки подовженої форми. Виходячи з гістограми розподілу за розмірами, їх середній діаметр становить 105×30 мкм (рис. 2.3, б). На поверхні порошку спостерігаються окремі більш дрібні частинки розміром 15 ... 25 мкм, які "пріплавлені" до основних частинок. Усередині порошку зустрічаються пори, кількість яких не перевищує 0,5 %.

На основі аналізу мікроструктури окремих частинок порошку можна виділити наступні структурні складові. Світлі округлі зерна діаметром 2 ... 3

мкм оточені сіткою евтектики, об'ємна частка якої становить 25 ... 35 % (рис. 2.3, в). Всередині та по кордонах округлих зерен виявляються дисперсні рівновісні виділення, об'ємна частка яких досягає ~ 14 % (рис. 2.3, г).

За даними рентгеноструктурного аналізу порошок складається з α – і γ – твердих розчинів, всередині і за межами яких знаходяться частинки карбіду ванадію. Евтектичний карбід є карбід типу М7С3.

Співвідношення між α – і γ – фазами в матриці 35:65. В якості основного матеріалу (підкладки) використовували пластини з широко поширеної конструкційної вуглецевої сталі 20 товщиною 10 мм.

2.3 Режим наплавлення

Досліджували стабільність процесу плазмового наплавлення порошку ПР-Х18ФНМ струмом прямої та зворотної полярностей.

Процес горіння плазмової дуги, що живиться струмом зворотної полярності, супроводжується безладним швидким переміщенням вельми малих осередків катодних плям. Осередки характеризуються значною щільністю струму, через них проходить ($104 \dots 107 \text{ А/см}^2$) [36] і є мікроджерела тепла. Вони переміщуються по значно більшому (у 2 ... 3 рази) радіусу, ніж радіус під стовпом плазми (рис. 2.4, б).



а – струм прямої полярності; б, в – струм зворотної полярності (А-стовп плазми; С – анодна пляма, В – катодні плями; D – стійкий емісійний центр)

Рисунок 2.4 – Фотографії процесу плазмово-порошкового наплавлення

2.4 Розміри і структурно-фазовий склад покриттів

Макро- і мікроструктуру наплавленого металу досліджували в трьох перпендикулярних перетинах (I, II й III) зміцненого шару (рис. 2.6).

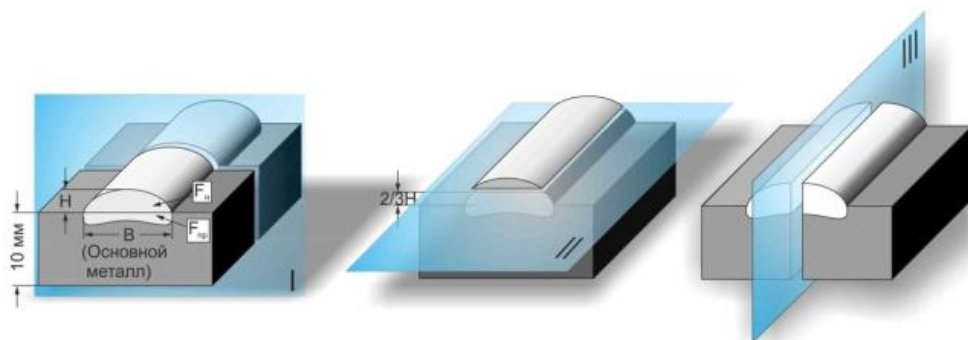


Рисунок 2.6 – Схема розташування перетинів, в яких досліджувалося макро- і мікробудова покриттів

Макро- і мікроструктуру покриттів до і після зношування досліджували за допомогою оптичного інвертуємого мікроскопа Olympus GX51 (ОМ - оптична мікроскопія) забезпеченого аналізатором зображень SIAMS 700, скануючого електронного мікроскопа JEOL 6000 і іонно-електронного мікроскопа Quanta 200 3D (РЕМ - растрова електронна мікроскопія). Аналіз хімічного складу (мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА)) інтегральний (з площі шліфа) і в локальних областях проводили з використанням системи «Genesis 2000».

2.5 Дослідження твердості і мікротвердості

Твердість покриттів в площині перетину II вимірювали щодо простим точним і швидкісним методом Роквелла (HRC) на твердомірі ТК-2М.

На кожному зразку виконували не менше 10 уколів алмазним конусом з кутом при вершині 120° при навантаженні 150 кгс, після чого розраховували середнє і середньоквадратичне відхилення значень твердості.

На «косих» шліфах, виготовлених після випробувань на

знос відповідно до схеми на рисунку 2.7, уколи проставляли з кроком 50 мкм в чотири доріжки при навантаженні 0,1 кгс. Це дозволило побудувати розподіл твердості по глибині з кроком 4,4 мкм.

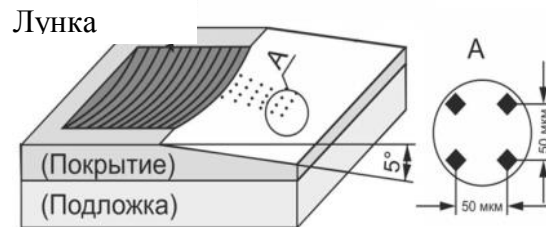


Рисунок 2.7 Покриття зразка після проведення випробувань на знос
Лунка
(Покриття)
(Підложка)
50 мкм
A
50 мкм

Число мікротвердості (HV) визначали згідно ГОСТ 9450-76 «Вимірювання мікротвердості вдавленням алмазних наконечників» поділом прикладеної до алмазного наконечника нормального навантаження (F) на умовну площу бічної поверхні отриманого відбитка.

2.6 Випробування на абразивний знос

Випробування на знос проводили в лабораторних умовах по нежорстко закріпленому абразиву за схемою, наведеній на рисунку 2.8. Випробувальна установка містила: привід 7, що забезпечує обертання навколо горизонтальній осі гумового ролика 6, зразкодержавка 2, важіль 3, притискач зразка 1 до ролика, пристрій 5, дозуючий подачу абразивних частинок в зону тертя по напрямному лотку 4, пристрій 8 для контролю сумарної кількості оборотів ролика в процесі випробувань.

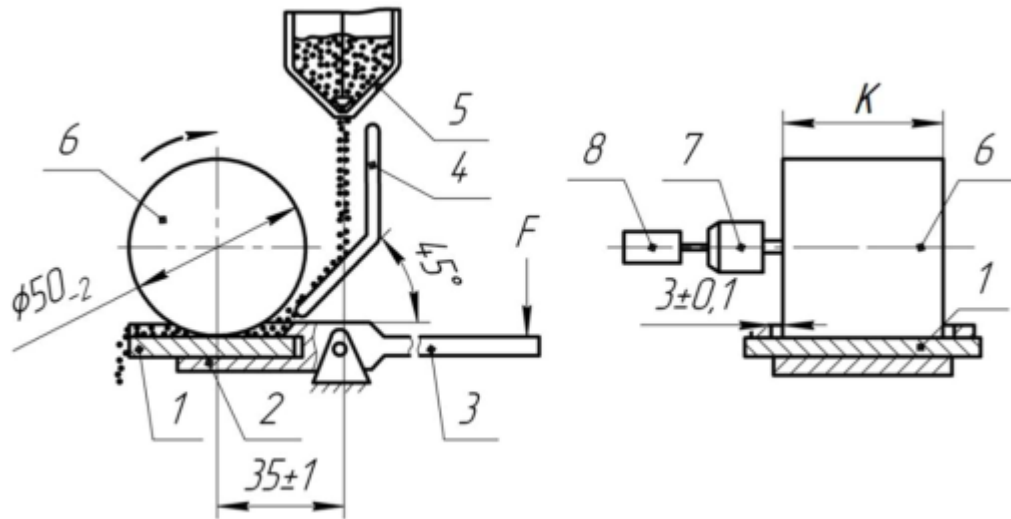


Рисунок 2.8 – Схема випробувань на абразивний знос

В експериментах використовували ролики діаметром 48 ... 50 мм шириною (К) рівній $15 \pm 0,1$ мм і $40 \pm 0,1$ мм. Їх твердість по Шору А становила 60 ... 80 одиниць. Зусилля притиснення зразка – 44,1 Н. Швидкість обертання ролика – 60 об / хв.

3 СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ Fe-Cr-V-Mo-C ПОКРИТТІВ, ОТРИМАНИХ ПЛАЗМОВО-ПОРОШКОВИМ НАПЛАВЛЕННЯМ

3.1 Структура покриттів, отриманих плазмово-порошковим наплавленням нитковими валиками

На рисунку 3.1 представлена макроструктура поперечного перерізу поодинокого ниткового валика, сформованого плазмовим наплавленням порошку ПР-Х18ФНМ при швидкості його подання 1,1 кг/г, величині струму прямої полярності 220 А і швидкості наплавлення в 6 м/г. Видно, що в процесі наплавлення сталося підплавлення основного металу (підкладки) на глибину $\sim 0,4$ мм в центрі валика і на $\sim 0,8$ мм у його країв.

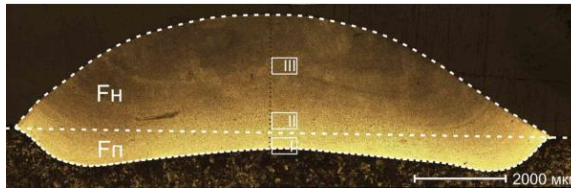
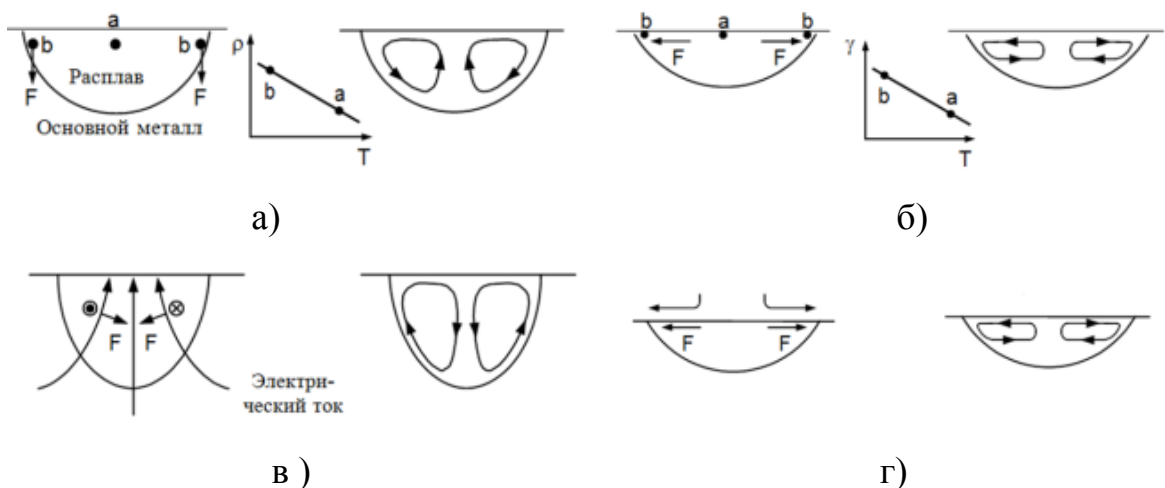


Рисунок 3.1 – Загальний вигляд сформованого ППН ниткового валика (режим: 220 А, 1,1 кг/год, 6 м/год) після послідовного травлення реактивами №3 і №2

Характер плавлення основного металу під джерелом нагріву пов'язаний із законом переміщення рідини у ванні розплаву. Відомо, що на метал ванни діють: гідростатична підйомна сила (Архимедова сила), сила поверхневого натягнення, сила Лоренца і механічна дія дугового джерела тепла.

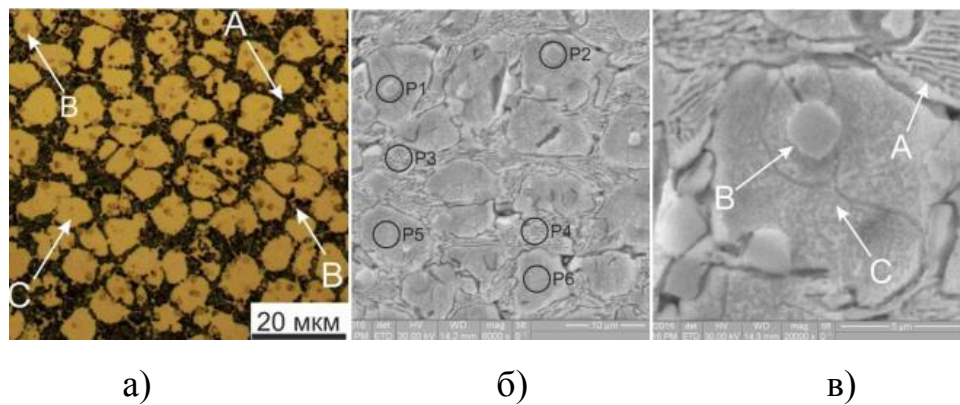
На рисунку 3.2 представлені схеми конвективних потоків залежно від силової дії на розплав [38]. При наплавленні струмом прямої полярності тільки сила Лоренца сприяє руху розплаву на поверхні ванни від периферійних її ділянок до центру (рис. 3.2, в), інші дії провокують протилежне переміщення рідкого металу. Значить, саме їх вклад забезпечує мале проплавлення основного металу в центрі наплавленого валика (рис. 3.1).



а – гідростатична підйомна сила; б – сила поверхневого натягнення; в – сила Лоренца; г – механічна дія дуги (г)

Рисунок 3.2 – Сили, що забезпечують конвекцію у ванні розплаву (Т – температура, ρ – щільність, γ – коефіцієнт поверхневого натягнення)

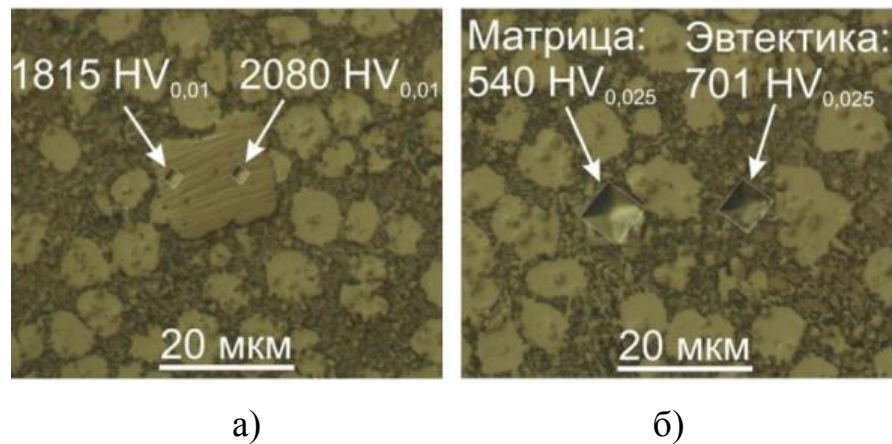
Результати аналізу мікроструктури досліджених покриттів, незалежно від режиму плазмового наплавлення, дозволяють характеризувати їх будову, як композиційну. Типова мікроструктура в центрі наплавленого валика представлена поліедричними округлими зернами матриці (стрілка С, рис. 3.4, а), по межах яких, виходячи з морфології, розташовується евтектика (стрілка А, рис. 3.4, а, в), має розорієнтовану скелетообразну будову (рис. 3.4, б, в). Як у об'ємі матриці, так і в об'ємі евтектичних колоній є присутніми дисперсні виділення (стрілка В, рис. 3.4, а, в).



а – ОМ; б, в – РЭМ

Рисунок 3.4 – Мікроструктура покриття (режим: 220 А, 1,5 кг/г, 6 м/г)
(А - евтектика на основі карбіду M_7C_3 ; В - карбід VC, С - зерно матриці)

Виявлені структурні складові окрім морфології розрізняються твердістю (рис. 3.5). Опір впровадженню алмазної піраміди, виміряний на окремих великих (10...20 мкм) округлих виділеннях набуває значення $1950 \pm 100 \text{ HV}_{0.01}$. (рис. 3.5, а). Мікротвердість евтектичних колоній складає $700 \pm 50 \text{ HV}_{0.025}$, а твердість матриці 400...550 $\text{HV}_{0.025}$ (рис. 3.5, б).



а – твердість округлих виділень; б – мікротвердість евтектичних колоній та матриці
Рисунок 3.5 – Мікротвердість окремих структурних складових покриття

На рисунку 3.6 приведена дифрактограма від наплавленого порошком ПР-Х18ФНМ валика.

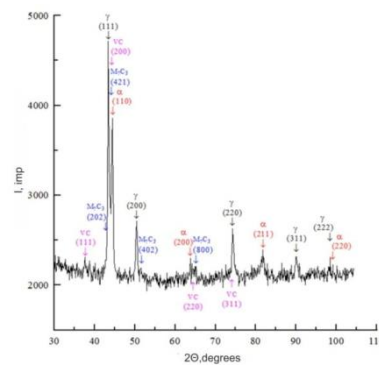
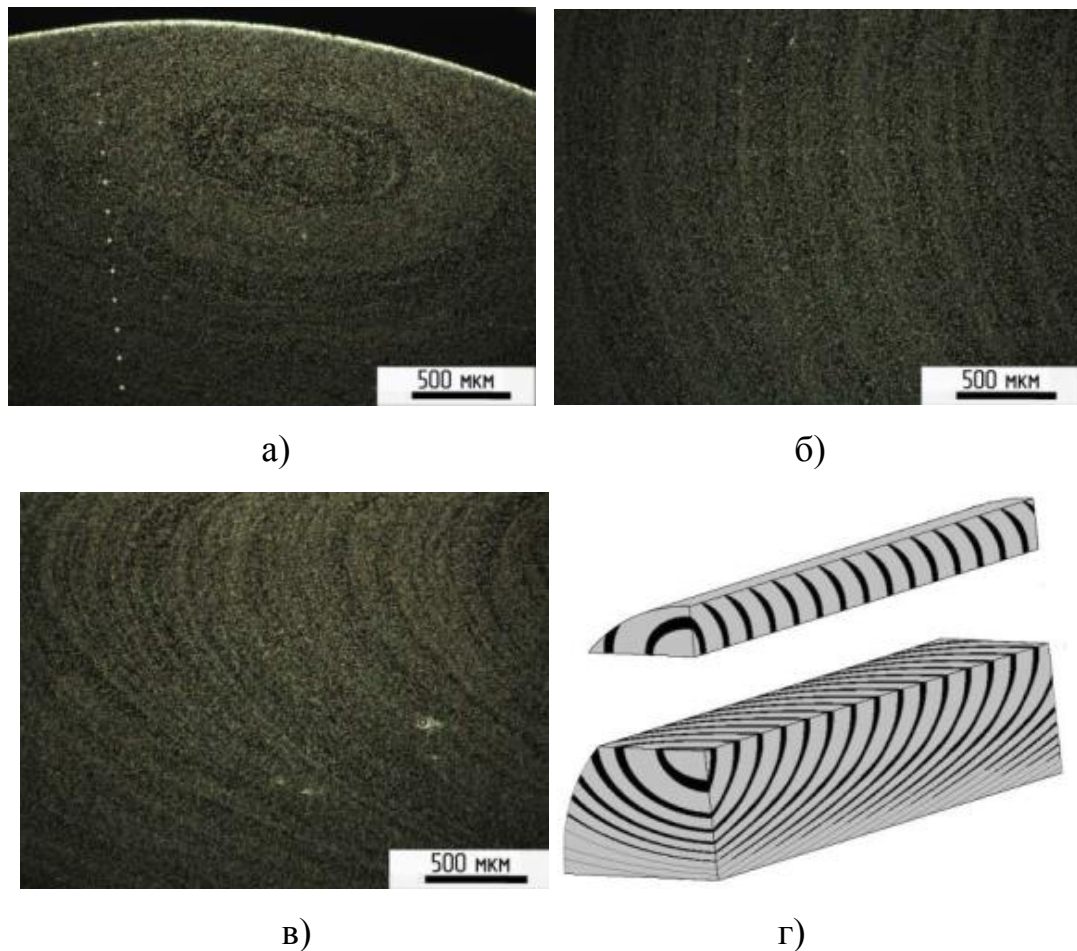


Рисунок 3.6 – Дифрактограма від Fe- Cr- V- Мо-С покриття (режим: 220 А, 1,5 кг/год, 6 м/год) і результати її індиккування

На основі аналізу даних МРСА і РСА наплавка є сумішшю чотирьох фаз. Матриця знаходиться у двофазному стані: α - і γ - тверді розчини на основі заліза. Основною структурної складової евтектики є карбід M_7C_3 (типу Cr_7C_3). Округлі виділення належать до карбиду ванадію (VC). У роботах [27, 39 - 41] карбідні фази в Fe–Cr–V–Мо–С покриттях також були ідентифіковані як VC і M_7C_3 , а склад матриці – аустеніт + мартенсит.

При одночасному аналізі макроструктури в трьох перетинах ниткового валика, сформованого зі швидкістю 4,5 м/г струмом в 160 А при витраті порошку 1,5 кг/г, була виявлена періодичність в характері розподілу структурних складових (рис. 3.7).

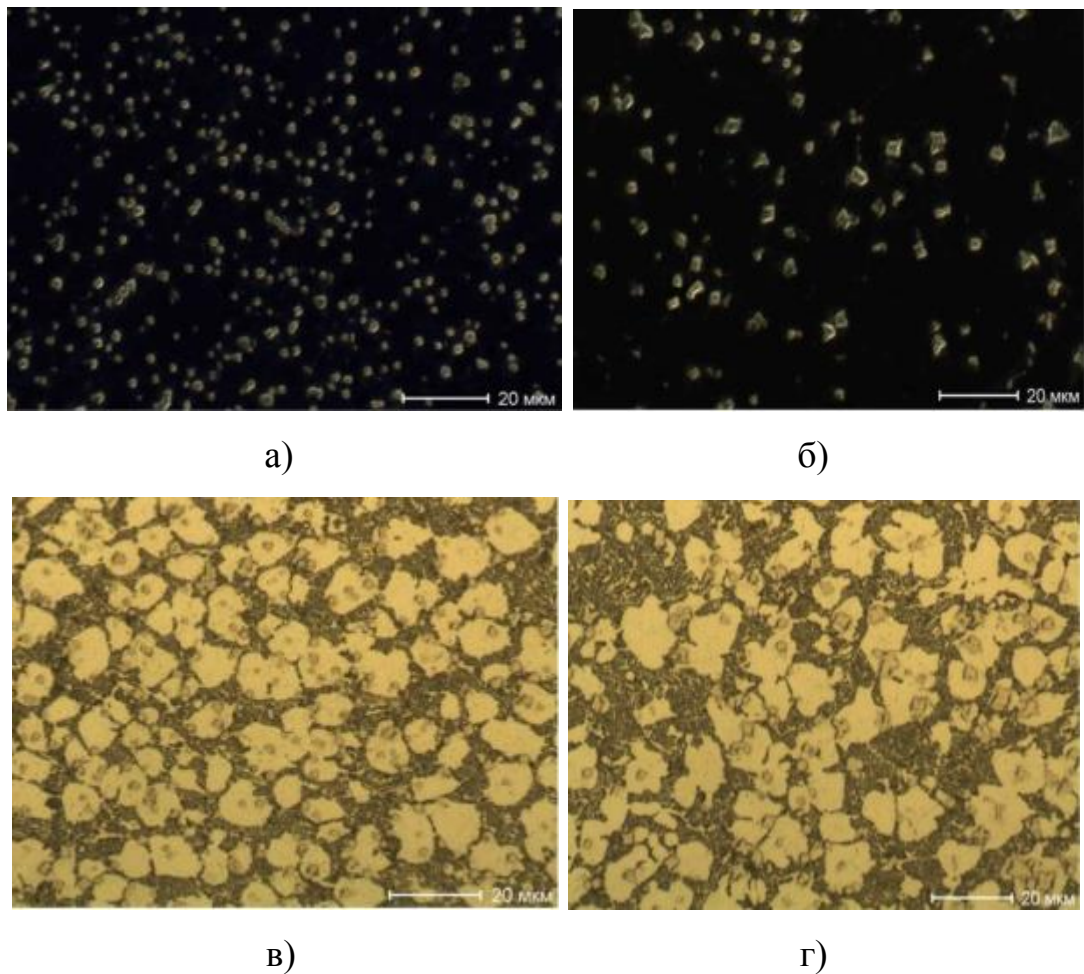


а – перетин 1; б – перетин 2; в – перетин 3; г – схема шаруватої будови
наплавленого валика

Рисунок 3.7 – Макроструктура покриття (режим: 160 А, 4,5 м/г, 1,5 кг/г)

Дослідження полірованих мікрошліфів за допомогою методу темнопольного освітлення дозволили в перерізі 1 зафіксувати еліптичні темні області (рис. 3.7, а). У перетинах 2 та 3 вони розташовуються у вигляді серпастих сегментів, які повторюють контури зварювальної ванни (рис. 3.7, б, в). Схематичне зображення шаруватої будови сформованого ППН валика системи Fe-Cr-V-Mo-C представлено на рисунку 3.7, г. Утворення періодичних структур, безумовно, пов'язано з переривчастою природою процесу кристалізації зварювальної ванни [42, 44].

На рисунку 3.8 приведена мікроструктура покриття яка чергується в світлих (а, в) і в темних (б, г) обсягах, добре помітних на рисунку 3.7.



а, б - після рельєфного полірування; в, г - після травлення

Рисунок 3.8 – Особливості розподілу карбідних фаз у світлих (а, в) і темних (б, г) на рисунку 3.7 обсягах покриття (режим: 160 А, 4,5 м/г, 1,5 кг/г):

При переході від світлої до темної області (рис. 3.7) об'ємна частка частинок карбіду ванадію знижується від 8 ... 9 % до 5 ... 8 %, число частинок на одиницю площі (10000 мкм^2) зменшується від 280 ... 310 до 110 ... 150, а їх середній розмір (діаметр) зростає від 1,65 ... 1,75 до 1,9 ... 2,2 мкм, фактор форми зменшується від 0,78 ... 0,81 до 0,72 ... 0,76. Крім того, спостерігається зростання середніх розмірів зерен матриці та колоній евтектики. Темні області формуються в моменти зниження швидкості переміщення фронту кристалізації, а світлі, навпаки, в моменти, коли вона висока.

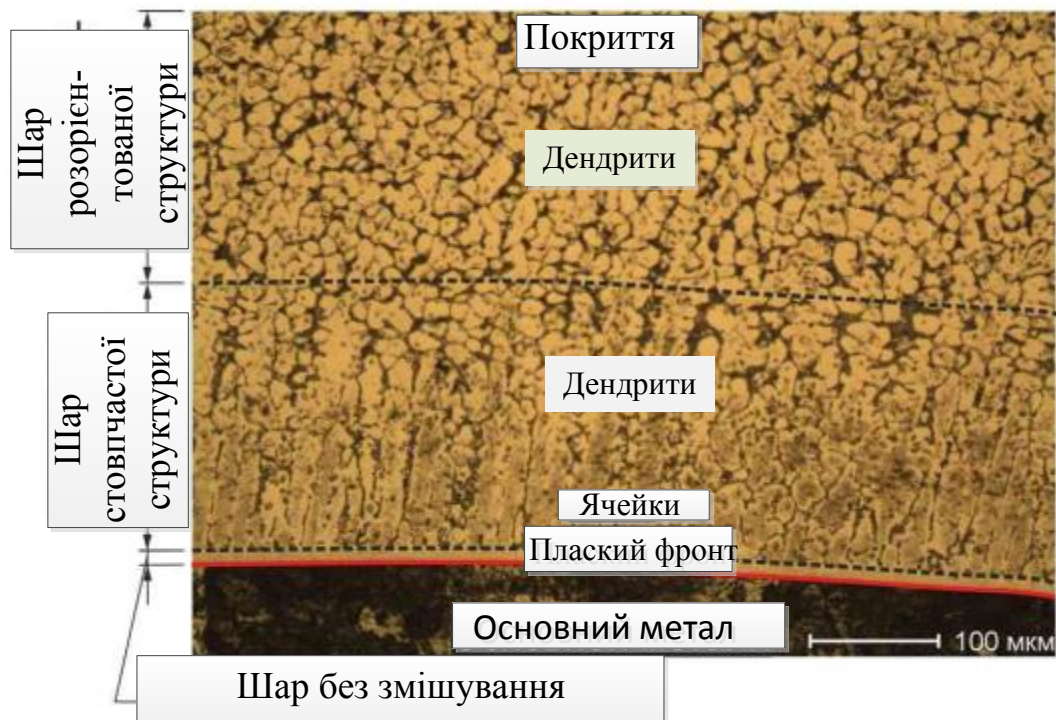


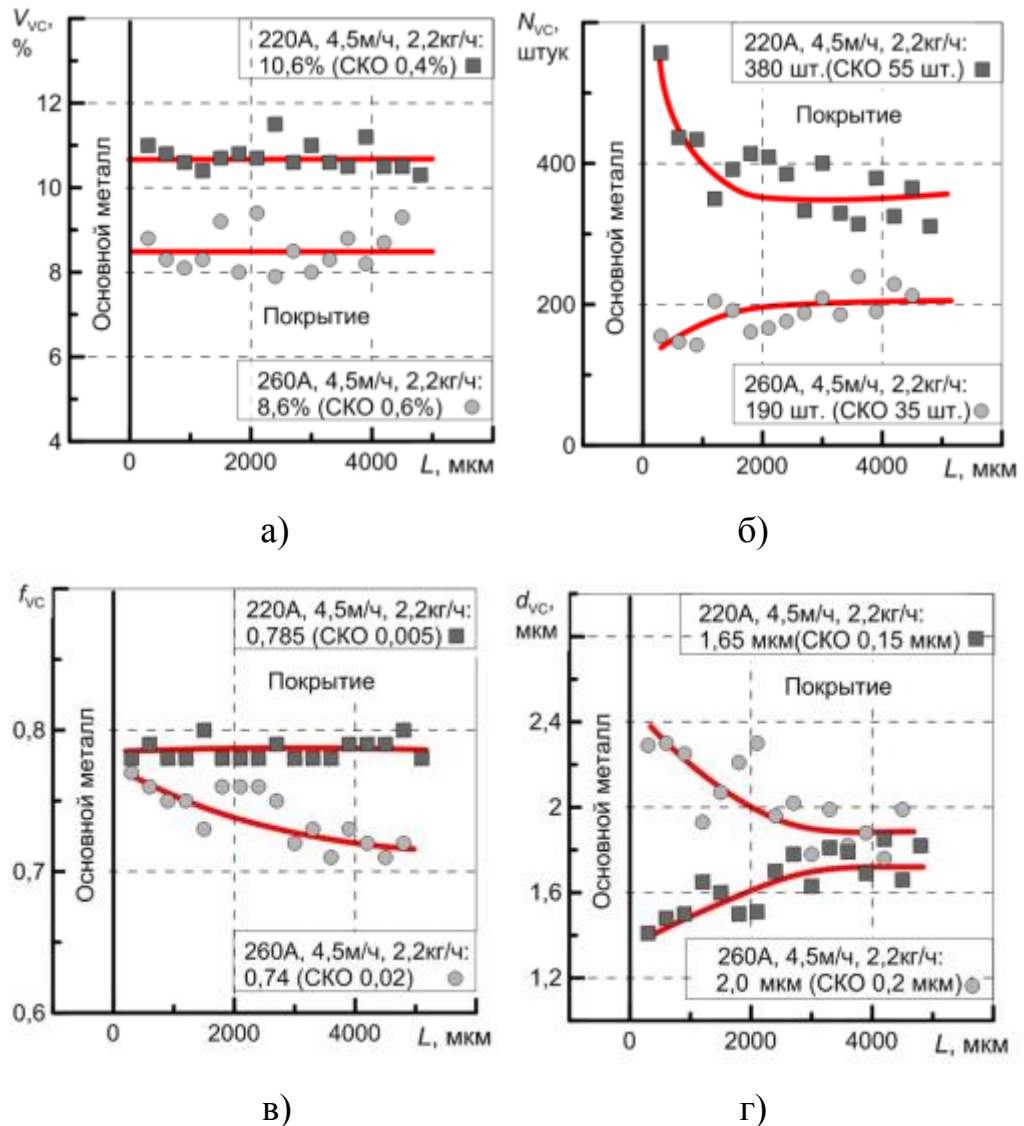
Рисунок 3.10 – Мікроструктура покриття поблизу кордону сплаву з основним металом в області прямокутника 1 (див. рис. 3.1).

Примикає до кордону сплаву зі зміцнюючою пластиною шар, що не "змішується", [43 - 45] (рис. 3.10). Його товщина залежно від режиму наплавлення змінюється від 2 до 25 мкм, збільшуючись з ростом погонної енергії. Інтенсивний тепловідвід в зміцнюючу деталь, постійний рух джерела нагріву, дія сил в'язкого тертя і сил поверхневого натягу призводять до того, що метал ванни поблизу кордону сплаву не встигає добре перемішатися з металом центральній її частині [46, 47]. Шар, що не "змішується", вільний від карбідних фаз. Зважаючи на малу товщину і розташування поблизу кордону з відносно м'якою підкладкою точно виміряти твердість цього шару проблематично. Утворення цього шару є типовим як для дугових [48], так і для променевих способів наплавлення.

3.2 Особливості розподілу структурних складових по висоті валика

На рисунку 3.13 представлений розподіл об'ємної долі (V_{VC}) карбіда

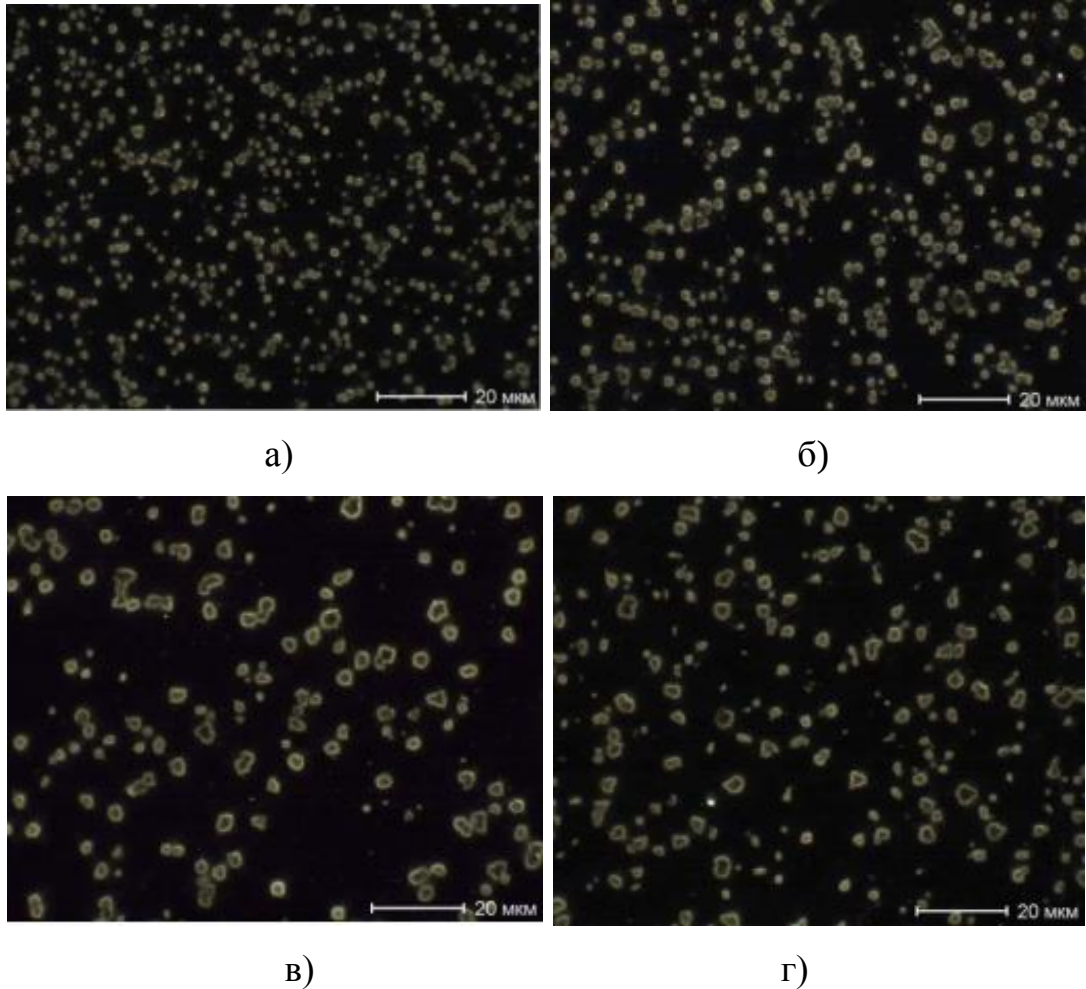
ванадія, числа його частиць на площі в 10000 мкм^2 (N_{VC}), середнього фактора їх форми (f_{VC}) та діаметру (d_{VC}) по висоті двох наплавлених з різною величиною струму валиків. На рисунку 3.14 приведений аналогічний розподіл в них об'ємної долі евтектики на основі M_7C_3 ($V_{эвт}$) та мікротвердості ($HV_{0.3}$).



а – об'ємна доля карбіду ванадію; б – число його часток на площі в 10000 мкм^2 ;
в – середній чинник форми; г – діаметр

Рисунок 3.13 – Розподіл по висоті покриттів структурних складових (СКВ - середнеквадратичне відхилення середньої арифметичної вибірки значень параметра мікроструктури)

З рисунка 3.13, б випливає, що в залежності від режиму наплавлення число дисперсних карбідних частинок поблизу кордону сплаву може бути більше (рис. 3.14, а, б) або менше (рис. 3.14, в, г), середня їх кількості на центральному і верхньому ділянках перетину валика.

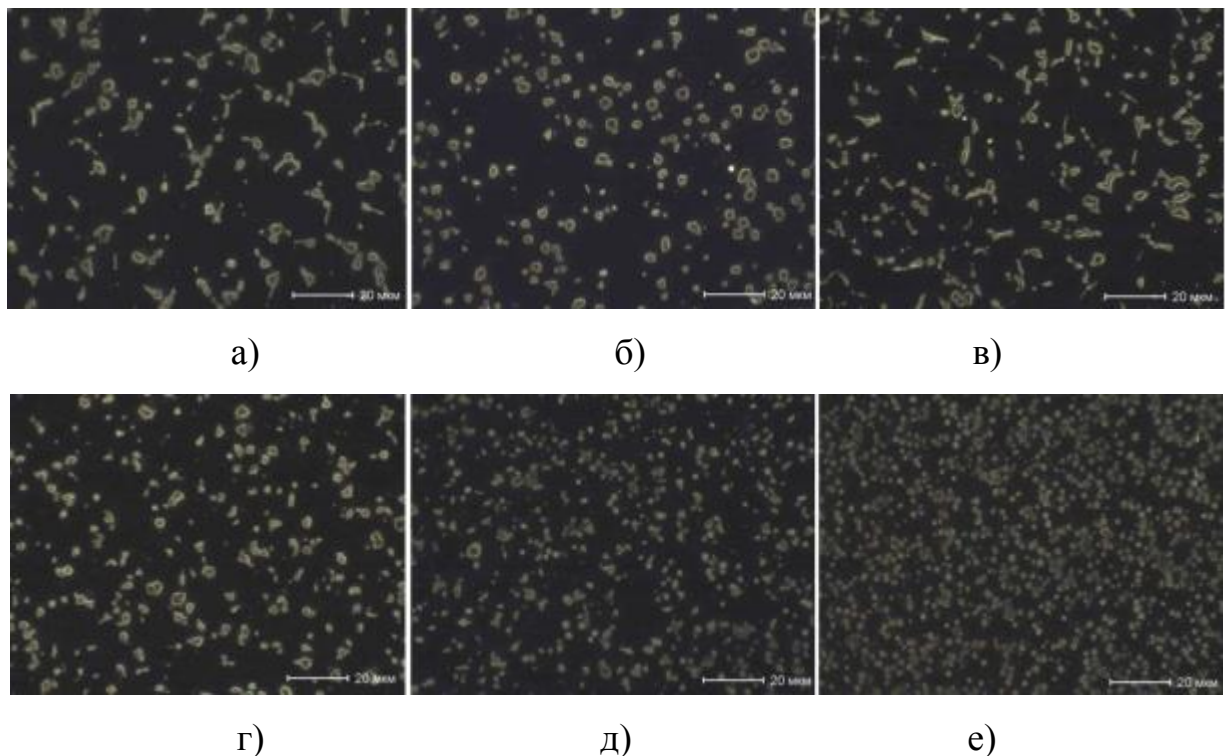


а – струм 220 А, низ валика; б – струм 220 А, центр валика; в – струм 260 А, низ валика;
г – струм 260 А, центр валика

Рисунок 3.14 - Розподіл часток карбіду ванадію в покриттях, отриманих при наплавленні зі швидкістю 4,5 м/год при витраті порошку у 2,2 кг/год

3.3 Зв'язок «режим-мікроструктура» в Fe-Cr-V-Mo-C покриттях, отриманих наплавленням ниткових валиків

Для оцінки впливу основних параметрів режиму плазмового наплавлення на мікроструктуру покриттів величину струму (I) задавали в межах від 220 до 260 А, швидкість наплавлення (v_n) від 4,5 до 13 м/год, швидкість подачі присадного порошку (V_p) від 1,1 до 2,2 кг/год. При будь-якій комбінації варійованих параметрів режим наплавлення забезпечував формування якісних покриттів. Ширина валиків змінювалася в межах від 17 до 6 мм, висота від 1,7 до 5,3 мм, площа наплавленого металу від 8 до 60 мм², коефіцієнт форми валика від 2,1 до 6,6, частка основного металу в наплавленому від 34 до 2 % (рис. 3.3, а). Аналіз мікроструктури покриттів підтвердив значну чутливість до режиму наплавлення як об'ємної частки й розмірів включень VC, так і об'ємної частки евтектики на основі M_7C_3 . Про це свідчать наведені на рисунках 3.17 і 3.18 фотографії мікроструктури.



а – 260 А, 4,5 м/год, 1,1 кг/год; б – 260 А, 4,5 м/год, 2,2 кг/год;
 в – 260 А, 6 м/год, 1,1 кг/год; г – 220 А, 6 м/год, 1,1 кг/год;
 д – 260 А, 10 м/год, 1,1 кг/год; е – 260 А, 13 м/год, 2,2 кг/год
 Рисунок 3.17 – Розподіл і морфологія VC в покриттях

ВИСНОВКИ

1. Показано, що зміна величини струму стислої дуги в межах від 220 до 260 А, швидкості подання присадного порошку від 0,7 до 2,2 кг/г, розмаху поперечних коливань плазмотрона від 10 до 30 мм і частоти від 0,25 до 0,5 Гц забезпечує отримання покриттів, що відрізняються середніми по перерізу мікроструктурними характеристиками. Середня об'ємна доля часток VC змінюється від 3,5 до 11 %, їх число від 210 до 740 штук, діаметр від 1,2 до 1,6 мкм, чинник форми від 0,74 до 0,81, середня об'ємна доля евтектики на основі M_7C_3 от 1 до 38 %, долі мартенситу в матриці від 15 до 75 %.

2. Визначено, що зі збільшенням розмаху коливань плазмотрона (за рахунок збільшення результуючої швидкості наплавлення і швидкості кристалізації) число часток карбіду ванадію росте, а їх діаметр зменшується. Форма включень VC вже при розмаху в 10 мм близька до рівноосної. Збільшення швидкості подання присадного порошку забезпечує збільшення числа часток карбіду ванадію, а зростання величини струму стислої дуги провокує зменшення їх кількості.

3. Встановлено, що для забезпечення відносно однорідної добре перемішаної структури першочергово наплавленого металу, доля металу зміцнюваної деталі в широкошаровому валику не повинна перевищувати 20 %, а висота наплавленого покриття повинна складати 1,5 мм і більше.

СПИСОК ПОСИЛАНЬ

1. Шейнман Е.Л. Абразивный износ. Обзор американской печати // Трение и износ. - 2005. - Том 26. - №1. - С. 100 - 111.
2. Гладкий П.В., Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А. Плазменная наплавка. - К.: Екотехнология, 2007. - 292 с.
3. Сидоров А.И. Восстановление деталей машин напылением и наплавкой.-М.: Машиностроение, 1987. - 192 с.
4. Переpletчиков Е.Ф., Рябцев И.А., Гордань Г.М. Высокованадиевые сплавы для плазменно-порошковой наплавки инструментов // Автоматическая сварка. - 2003. - № 3. - С. 21 - 25.
5. Хасуи А., Мorigаки О. Наплавка и напыление / Пер. с яп. В. Н. Попова; Под ред. Степина В. С., Шестеркина Н. Г. - М.: Машиностроение, 1985. - 240 с.
6. [35] Пантелеенко Ф.И., Лялякин В.П., Иванов В.П., Константинов В.М.; Под ред. Иванова В.П. Восстановление деталей машин: Справочник. - М.: Машиностроение, 2003. - 672 с.
7. Зенин Б.С., Слосман А.И. Современные технологии поверхностного упрочнения и нанесения покрытий. Учебное пособие. - 2-е изд. - Томск: Изд-во ТПУ, 2012. - 120 с.
8. Малинов Л.С., Харланова Е.Я., Зареченский А.В., Нечай А.А., Миненко И.В. Свойства поверхностных слоев марганцовистых сталей после электронно-лучевой обработки // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1996. - №2. - С. 35 - 39.
9. Башев В.Ф., Воробьев Г.М., Большаков В.И. Особенности неравновесной кристаллизации высокомарганцовистой аустенитной стали при закалке из расплава // Физика металлов и металловедение. - 2002. - №5. - С. 80 - 85.