

**СТУДЕНТСЬКА НАУКОВА РОБОТА**

**МЕТАЛУРГІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО  
МЕТАЛУ МЕТОДОМ ПРОСОЧЕННЯ РОЗПЛАВОМ КАРКАСУ ІЗ  
ДИСПЕРСІЙНИХ МАТЕРІАЛІВ**

**ШИФР «КОМПОЗИТ»**

## ЗМІСТ

РЕФЕРАТ.....	3
ВСТУП.....	4
1. Процеси формування та призначення композиційного металу із специфічними властивостями.....	6
2. Методика досліджень.....	9
3. Вибір матеріалу.....	10
4. Металографічне та електронно-мікроскопічне дослідження композиційного металу.....	11
5. Властивості композиційного металу.....	22
6. Практичне застосування композиційного металу.....	25
7. Загальні висновки.....	28
ЛІТЕРАТУРА.....	30

Додаток А Акт впровадження у виробництво

## РЕФЕРАТ

Тема: «Металургійні особливості формування композиційного металу методом просочення розплавом каркасу із дисперсійних матеріалів.

Проведено аналітичне обґрунтування застосування формування композиційного металу методом просочення розплавом каркасу із дисперсійних матеріалів. Досліджено вплив просочення розплавом каркасу із дисперсійних матеріалів на властивості композиційного металу.

У роботі проведено дослідження з застосуванням механічних випробувань, оптичної й електронної мікроскопії властивостей композиційного металу, який формується при просоченні розплавом дисперсного матеріалу різного складу при нагріванні в захисному середовищі.

Робота складається з пояснювальної записки об'ємом 30 сторінок, у тому числі 19 рисунків, 6 таблиць, 10 використаних джерел та 1 додатку.

**КОМПОЗИЦІЙНИЙ МЕТАЛ, ДИСПЕРСІЙНИЙ МАТЕРІАЛ,  
КАРКАС, РОЗПЛАВ, ПРОСОЧЕННЯ, МАТРИЦЯ, ЗРОЩЕННЯ  
КРИСТАЛІВ, ДИСПЕРГУВАННЯ, КУЛЬОВИЙ КРАН, УЩІЛЬНЕННЯ**

## ВСТУП

У машинобудуванні широко застосовуються композиційні матеріали, сформовані з дисперсійних матеріалів, частки яких зв'язані металевою матрицею. Велика розмаїтість дисперсійних матеріалів, виробництво яких освоєно промисловістю і не менший різновид матеріалів, придатних в якості матриці, дозволяє створювати безліч композиційних матеріалів [1]. Для створення таких матеріалів необхідно поєднання дисперсійного матеріалу і матриці, матеріал якої має більш низьку, ніж у дисперсійного матеріалу, температуру плавлення.

У порошковій металургії застосовують різні методи створення композиційних матеріалів з просоченням розплавом заготовок із заздалегідь спресованих і потім спечених дисперсійних матеріалів.

Представляє інтерес просочування дисперсійного матеріалу, який знаходиться у вільному насипному стані, що виключає застосування дорогого обладнання для пресування. Необхідно обладнання тільки для нагріву дисперсійного матеріалу, плавлення металу матриці і технологічне оснащення для здійснення операції просочення. Формування металу відбувається в чотири стадії: спікання дисперсійного матеріалу (наповнювача) у технологічній формі, заповнення її розплавом, взаємодія його з наповнювачем і кристалізація. При нагріванні в середовищі, що не містить кисню, в місцях контакту частинок дисперсійного матеріалу наповнювача відбувається дифузійне зрощення, яке посилюється процесами відновлення оксидів на поверхні частинок. Як правило, після нагріву до температури вище 800°C в наповнювачі з різноманітних металевих дисперсійних матеріалів утворюється каркас. Спікання частинок супроводжується зближенням поверхонь, збільшенням площі їх контакту під дією стискаючого капілярного тиску [2]. Створення ланцюжка зрощених частинок приводить при зменшенні довжини ланцюжка до розтягування перемичок між частинками в перпендикулярному напрямку і створення шийок. Каркас, що утворюється при нагріванні до плавлення матриці, не змінює свого положення при появі розплаву. При наявності у формі з дисперсійним

матеріалом порожнин без наповнювача вони заповнюються тільки розплавом. Перерозподіл наповнювача в об'ємі або переміщення його з рідкою фазою в порожні порожнини не відбувається. Якщо розплав переміщається в обсяг з наповнювачем з нижньої зони форми під дією капілярних сил, то порожнини без наповнювача не заповнюються розплавом.

## 1. ПРОЦЕСИ ФОРМУВАННЯ ТА ПРИЗНАЧЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО МЕТАЛУ

Просочення наповнювача з порошку в стані вільної засипки передбачає застосування технологічної форми, яку заповнюють порошком, нагрівають до температури, яка перевищує температуру плавлення металу матриці, і потім просочують порошок розплавом під дією капілярних сил, гравітації, їх спільною дією, або тиском газу на розплав. Деякі принципові схеми просочення представлені на рис.1.1.

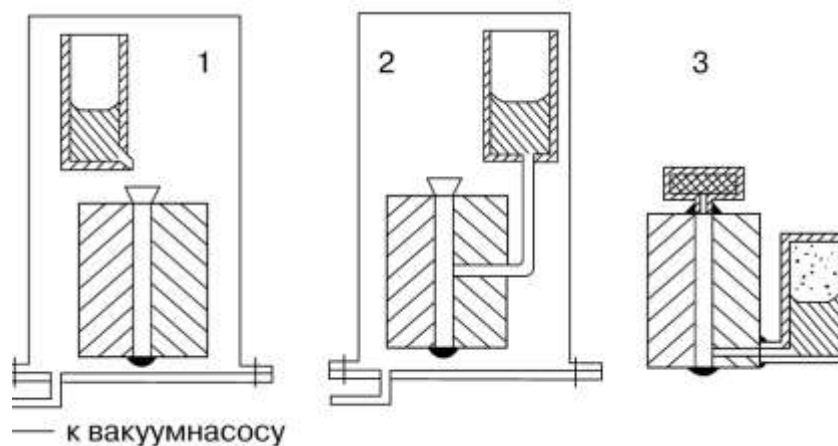


Рис.1.1 Схема просочення розплавом порошку в технологічній формі:

1 - заливанням зверху, 2 - заповненням через отвір, 3 - заповненням під тиском в нижній зоні форми

Нагрівання здійснюють у вакуумній печі, печі із захисною атмосферою або із застосуванням автовакуумного нагріву, при якому вакуум в об'ємі створює сорбент, що поглинає кисень і азот повітря (рис.1.1, 3). Від ступеня видалення газів з порошку, залишкового парціального тиску кисню в порошку і від величини тиску на розплав залежать властивості композиту.

Ступінь заповнення обсягу форми порошком залежить від його грануляції і форми частинок, а вони обумовлені способом виготовлення порошку. Відомо, що найбільш щільне заповнення об'єму можна здійснити частинками тетраедричної форми. Гарне заповнення можна отримати при застосуванні ідеальних куль трьох розмірів, що вписуються в утворені між кулями порожнини. У цьому випадку заповнення об'єму може досягати 65 % [1]. Однак форма реальних порошків далека від ідеальної.

При застосуванні наповнювача, нерозчинного або незначно розчинного в розплаві матриці, формується гетерогенна структура, яка обумовлює невисокі пластичні властивості металу. Форма частинок наповнювача (кристал, куля, циліндр) мало впливає на властивості. Втомна міцність такого металу низька. Експерименти підтверджують дані роботи [3], в якій показано, що криві втомної міцності просоченого міддю заліза нагадують криві для сірого чавуну.

При просочуванні сплавами на основі міді наповнювачів з порошків на основі заліза і нікелю можна сформувати ряд різновидів структур (рис.1.2).

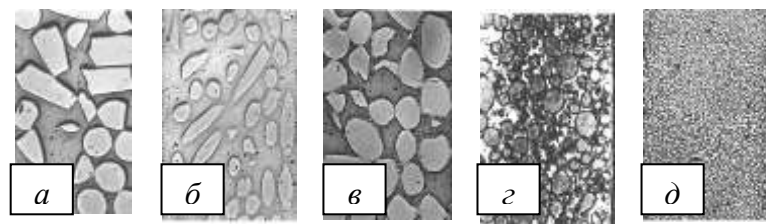


Рис.1.2 Мікроструктура (x20) композиційного металу, сформованого мідними сплавами при просочення наповнювача:

*а* - нерозчинного в сплаві (наповнювач сталь 20 + сплав Cu), *б* - частково розчинної (нікель + Cu-Zn); *в* - зрощуються через дендрити (суміш низько-і високовуглецевої сталі + Cu); *г* - частково дисперговані (залізонікель ПРН24 + Cu-Mn); *д* - дисперговані (залізонікель НПС3 + Cu-Mn)

На рис. 1.2 в показана структура металу, що утворилася при взаємодії розплавленої міді з наповнювачем з суміші порошків низько- і високовуглецевої сталі. Зрощування частинок наповнювача між собою і з основним металом при утворенні стовпчастих кристалів фази Fe-Cu-C істотно підвищує механічні характеристики металу.

Аналогічну гетерогенну структуру має метал при просочуванні залізного порошку латунню. Підтверджуються дані роботи [4], що при розмірі частинок порошку більше ніж 50 мкм залізний наповнювач можна вважати нерозчинним в латуні. Ефект армування металу проявляється і при просочуванні композиційного наповнювача латунню.

При застосуванні наповнювача, розчинного в сплаві, утворюється структура з оплавленими частками (рис.1.2, б). При формуванні металу

розплавом латуні з нікелевим наповнювачем розчинення його в латуні утворює однофазну матрицю шва, а активна дифузія міді і цинку в наповнювач призводить до ізотермічної кристалізації зі зникненням рідкої фази при температурі просочення. У таких композиціях наповнювач - сплав збільшення часу витримки при температурі просочення відводить з матриці елемент, що знижує температуру плавлення сплаву (депресант) з істотним підвищенням її міцності.

Істотно змінюється формування композиційного металу при застосуванні наповнювача частково розчинного в розплаві матриці. У цьому випадку відбувається ізотермічна кристалізація металу при температурі просочення. На рис.1.3 показана схема просочення зразка в формі з перемінним перетином з об'ємом 430 см<sup>3</sup>. Для заповнення обсягу знадобилося 1600 г залізо-нікелевого наповнювача і 2200 г мідно-марганцевого сплаву. Місце введення розплаву було в зоні найменшого перерізу на периферії перетину. З'єднувальний канал і живильник не мали теплоізоляції.

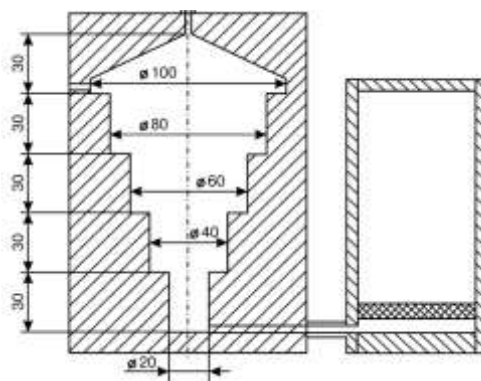


Рис.1.3 Схема зразка зі змінним перерізом форми

Час ізотермічної витримки становив 1 годину. При охолодженні першим кристалізувався сплав у з'єднувальному каналі, виконаному з трубки малого діаметру. Підживлення сплавом припинилося на початковій стадії кристалізації. Однак, як показало дослідження макрошліфа (рис.1.4), усадкових дефектів немає по всьому перерізу. Таким чином, при виборі композиції взаєморозчинних наповнювача і матриці й відповідної ізотермічної витримки



при температурі просочення можна сформувати бездефектну структуру композита.



*Рис.1.4 Макрошліф зразка зі змінним перерізом форми*

Технологічна форма може бути виготовлена з металу, яка потім видаляється механічною обробкою або керамічною, яку можна використати багаторазово.

## **2. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ**

Для визначення властивостей композиційного матеріалу, проводили випробування твердості, механічних властивостей, визначали структури за допомогою оптичного і електронно-мікроскопічного методів.

У якості форми застосовували відрізки сталевих труб різного діаметру. Просочення дисперсійних матеріалів у формі виконували при нагріванні в вакуумній печі й у печі з контрольованою атмосферою та при автовакуумному нагріванні. Із сформованого композиційного металу вирізали зразки для механічних випробувань, визначення твердості й виготовлення зразків для мікроскопічних досліджень.

На рис.2.1 показані зразки для випробувань механічних властивостей композиційного матеріалу на розтягування й удар.

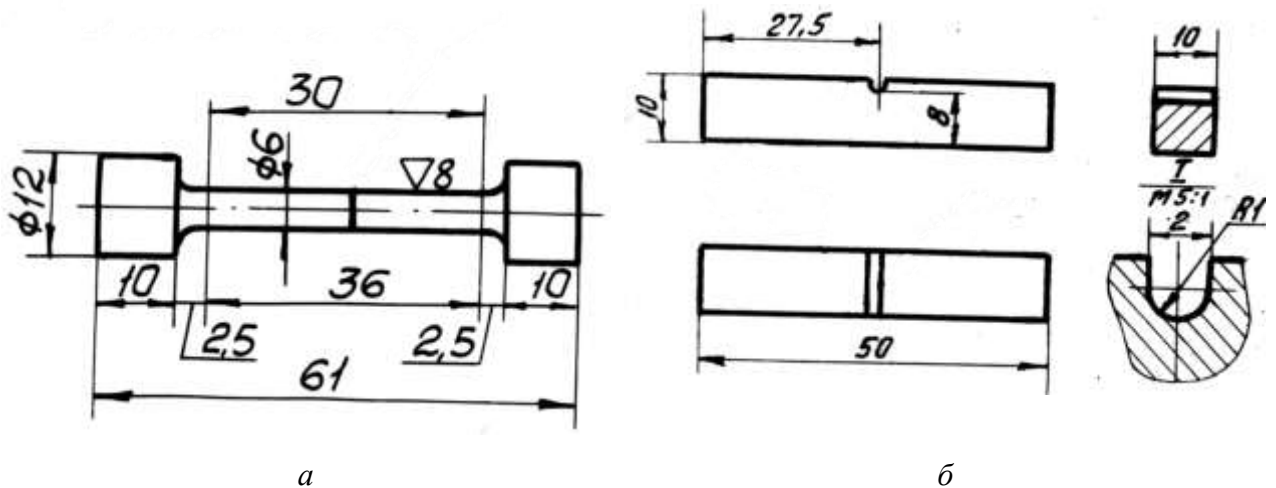


Рис.2.1 Зразки для механічних випробувань композиційного металу на розтягування (а) і удар (б)

### 3. ВИБІР МАТЕРІАЛУ

Промислові порошки на основі заліза і нікелю мало придатні в якості наповнювача із-за значної окисленості поверхні часточок і значного вмісту розчинених газів. Високі механічні властивості забезпечує композиційний наповнювач, спечений із суміші 25 % карбонільного нікелю і 75 % карбонільного заліза. Проте виготовлення такого наповнювача пов'язане зі значними технологічними труднощами.

Спінання суміші карбонільних порошоків необхідно виконувати у вакуумі. При нагріванні у вакуумі відбувається видалення газів з порожнин між частинками, часткове видалення адсорбованих газів і подальше відновлення оксидів вуглецем, що містяться в карбонільних порошках заліза і нікелю. У результаті між частинками утворюються усадкові порожнини. Таким чином утворюється конгломерат, який легко руйнується по дефектним ділянкам без утворення пилоподібних частинок.

Можливість керувати структуроутворенням металу композиту, зокрема диспергацією наповнювача, введенням у розплав елементів-диспергаторів, дозволяє застосувати в якості наповнювача розпилений порошок із залізо-нікелевого сплаву типу пермалой, що містить 24 % нікелю. Вміст нікелю знаходиться в межах 21 – 25 % і обумовлюється його розчинністю в матриці на

основі міді й кількістю, що входять до складу твердого розчину, що утворюється при розчиненні-осадженні наповнювача. Для виготовлення наповнювача придатний метод розпилення розплаву металу азотом.

Для дослідів застосовували дисперсійні матеріали із спечених порошків карбонільного заліза і нікелю, а також із розпиленого залізо-нікелевого сплаву – пермалою, при просоченні цих порошків розплавом сплавів на основі міді. Аналогічно з просоченням дисперсійних матеріалів на залізній основі мідними сплавами використовують дисперсійні матеріали з карбідів металів із просоченням їх сплавами на нікелевій основі.

#### **4. МЕТАЛОГРАФІЧНЕ ТА ЕЛЕКТРОНО-МІКРОСКОПІЧНЕ ДОСЛІДЖЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО МАТАЛУ.**

При визначенні структури композиційного металу виявили два основних механізму їх утворення:

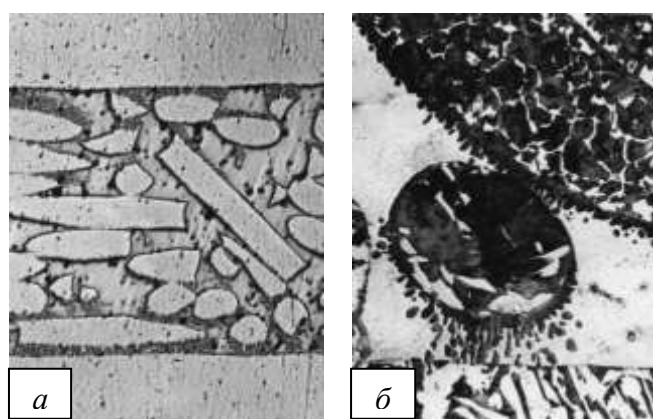
1. процес розчинення і осадження дисперсійного матеріалу в розплаві на мідній основі;
2. процес диспергування дисперсних часток при взаємодії з такими розплавами.

Процес розчинення-осадження може бути використаний для формування композиційного металу з наповнювачем, що є гетерогенною системою зі значною концентраційною неоднорідністю, що входять до складу елементів. Розчинення наповнювача в розплаві знижує термодинамічну нестійкість системи й підвищує корозійно-механічну міцність [5]. Прагнення до зниження термодинамічної нестійкості системи обумовлює процес розчинення-осадження залізовуглецевого наповнювача в розплавленій міді й її сплавах. Процес протікає більш активно в контакті з розплавом на мідній основі дисперсних частинок наповнювача з різним вмістом вуглецю.

На рис.4.1 показана структура композиту просоченого у формі зі сталі 20 ( $C \approx 0.23\%$ ), розплавом міді частинок зі сталі У10 ( $C \approx 0.90\%$ ). У вузьких зазорах між частинками наповнювача й металом форми утворилися

стовпчасті дендрити. У частинках наповнювача, прилеглих до металу форми, з'явився ферит, а в основному металі збільшилася кількість перлиту. У більш віддалених від металу форми частинках наповнювача фериту менше, а в центрі об'єму знаходяться частинки з чисто перлитною структурою. Таким чином, у напрямку дифузійного потоку вуглецю в частках змінився його вміст і між ними також утворилися стовпчасті дендрити. Процес зростання дендритів триває до утворення перетинок між високо-і низьковуглецевою складовими. Після утворення перетинок по них спрямовується основний дифузійний потік вуглецю й утворення дендритів припиняється. До утворення перетинок структурні перетворення зазнають, в основному, високовуглецеві частинки, у їх структурі збільшується кількість фериту.

Дифундуючий у рідку фазу вуглець концентрується в фазі Fe-Cu-C, що утворюються. Структура низьковуглецевих часток не змінюється. Після утворення перетинок структура високо- і низьковуглецевих частинок стає однотипною, що свідчить про вирівнювання концентрації вуглецю. Мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено, що фаза Fe-Cu-C містить 9 - 12 % Cu і 1 - 2% C. При нормальній температурі вона має структуру типу перлит. Ці дані збігаються з отриманими раніше в роботах [6, 7].



*Рис.4.1 Мікроструктура (а -  $\times 20$ ; б -  $\times 100$ ) металу форми із сталі 20 при просочуванні розплавом міді частинок зі сталі У10 (0,98% С);  $T_n 1100^\circ$ ; 60 хв*

Процес осадження дендритів повільний, для утворення перетинок з дендритів між поверхнями на відстані 0,01 мм тривалість ізотермічної витримки складає до 30 хв.

Процес розчинення-осадження більш активно протікає в розплаві латуні. На рис.4.2 показані мікроструктура композиту при просоченні латунню в різній комбінації складів матриці і наповнювача. Процес протікає в контакті з розплавом латуні і в композиційному наповнювачі, що складається зі сплавів заліза з різним вмістом вуглецю (рис. 4.3).

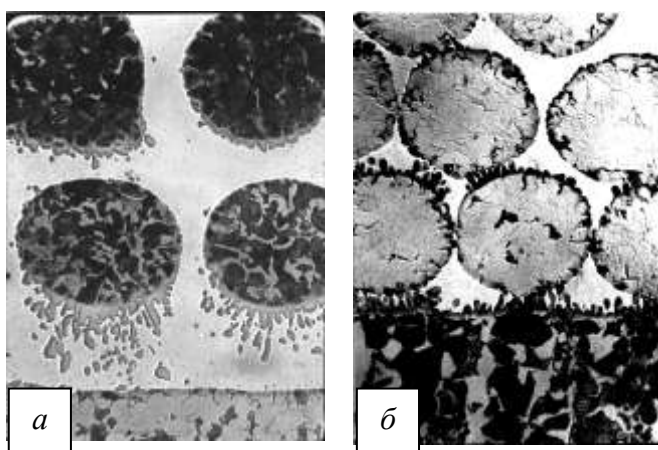


Рис.4.2 Мікроструктура (x100) композиту при просоченні латунню форми із сталі 20 з високовуглецевим наповнювачем (а) і сталі 40 з низьковуглецевим наповнювачем(б)

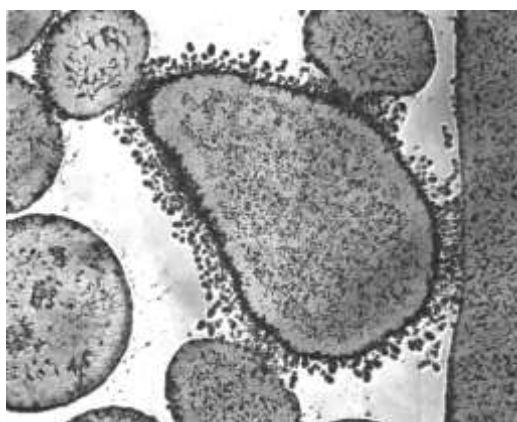


Рис.4.3 Мікроструктура (x50) металу при просочуванні латунню наповнювача з суміші низько-і високовуглецевої сталі.  $T_n$  920°C; 60 хв

Проникнення розплаву металу по межах зерен у твердий метал, а таким є частки металевого наповнювача в процесі просочення, досліджено в багатьох роботах. Розплав міді найбільш активно проникає по межах зерен залізовуглецевих сплавів. При наявності в змочуваному розплавом металі напруження розтягання він може зруйнуватися. Частинки наповнювача з металевого порошку або дискретних волокон знаходяться в розплаві просочуючого сплаву, який має можливість всебічно проникати в частку [8].

На рис.4.4 видно, як після утворення дифузійної зони розплав проникнув по межах зерен на поверхні циліндричної частинки з низьковуглецевої сталі. Після проникнення розплаву по межах зерна утворюється нова поверхня його взаємодії з рідкою фазою. Виникаючі при дифузії Ni, Cu, Zn напруги призводять до відриву зерна на поверхні частинки. Із поверхні відкритих зерен дифузія елементів розплаву направляється вглиб частки, обумовлюючи відділення нових зерен. У відокремлених зернах дифузія протікає до досягнення для даної системи рівноважного стану при температурі просочення. Як ми бачимо на рис.4.4,  $\gamma$  дифузія нікелю в низьковуглецеву сталь протікає набагато активніше міді. У поверхневій зоні й у відокремлених частинках концентрація нікелю вище ніж у матриці металу шва.

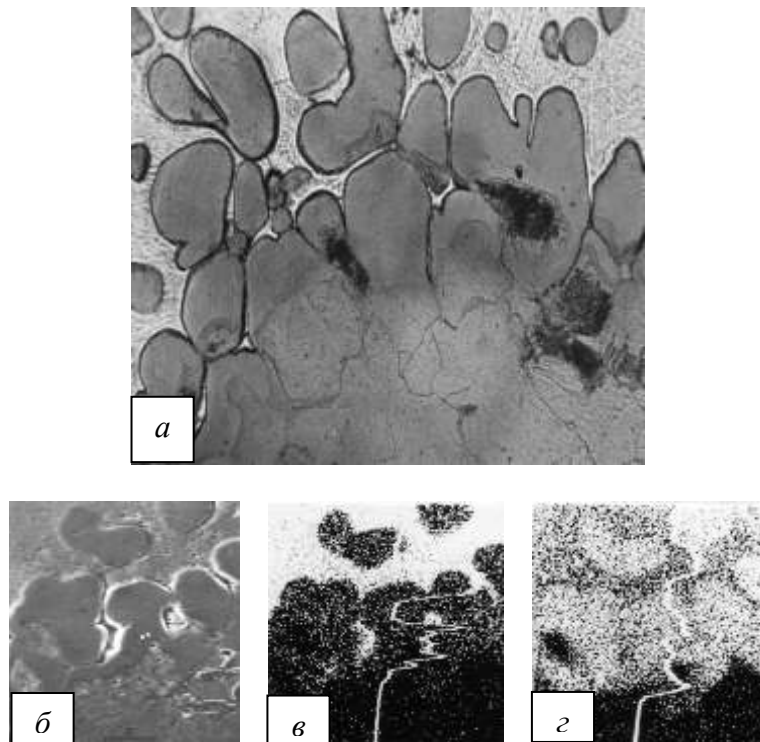
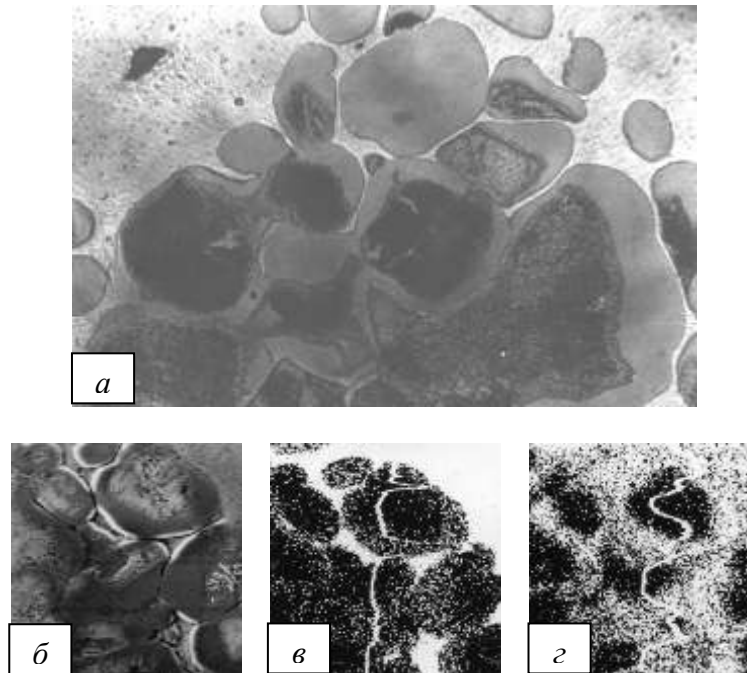


Рис.4.4 Мікроструктура (а), електронномікроскопічне зображення (б), характеристичне  $K_{\alpha}$  випромінювання міді (в) і нікелю (г) поверхні низьковуглецевої циліндричної частинки з залізо-нікелевого композиційного наповнювача після взаємодії з розплавом латуні при  $1000^{\circ}\text{C}$ , 20 хв;  $\times 800$

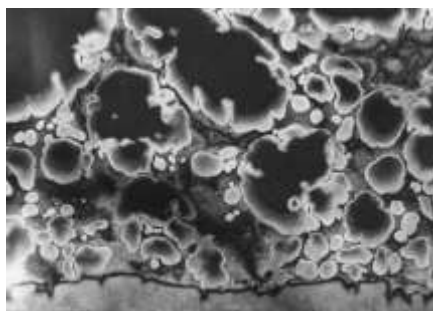
На криволінійній випуклій поверхні в високовуглецевому залізному наповнювачі процес дифузії й диспергування має аналогічний характер (рис.4.5). Так як швидкість дифузії Ni, Cu, Zn в високовуглецевому сплаві

менше, то процес диспергування протікає менш активно й для повної диспергації частки необхідна більш тривала витримка.



*Рис.4.5 Мікроструктура (а), електронномікроскопічне зображення (б), характеричне Ка випромінювання міді (в) і нікелю (г) поверхні високовуглецевої циліндричної частинки з залізо-нікелевого композиційного наповнювача після взаємодії з розплавом латуні при 1000°C, 20 хв; х 800*

Ефект впливу кривизни поверхні на процес диспергування добре проявляється при порівнянні стану плоскої поверхні металу форми і частинки наповнювача з різним радіусом кривизни. На рис.4.6 показана структура з наповнювачем з розпорошеного залізо-нікелевого сплаву. Дифузія компонентів мідно-марганцевого сплаву в частинки наповнювача й в метал з плоскою поверхнею виявлено кольоровим термічним травленням. Видно фронтальну дифузію міді зі сферичною поверхнею частинок і випереджальне фронтальне перемішані дифузії по межах зерен. Чітко виявлено проникнення сплаву по межах зерен, руйнування частинок і відділення зерен.



*Рис.4.6 Мікроструктура (x200) металу, утвореного при просочуванні мідно-марганцевим сплавом наповнювача з розпиленого залізо-нікелевого сплаву;  $T_p$  980°C, 90 хв*

Для диспергування частинок з залізо-нікелевого сплаву до складу розплаву необхідно вводити елементи, що підвищують швидкість дифузії вакансій або значно спотворюють кристалічну решітку через більший розмір атомного радіусу. Легуючий елемент повинен бути розчинний у залізо-нікелевих сплавах і мати радіус атома більш ніж 1,26 Å. Серед необмежено розчинних у Fe і Ni металів V, Rh, Pd, Pt мають радіуси відповідно 1,34; 1,34; 1,37; 1,38 Å.

Процес формування композиційного матеріалу, що складається з металевої матриці й неметалевого наповнювача з порошків твердих, корозійно-і зносостійких карбідів, боридів, нітридів становить практичний інтерес для технологій плакування і наплавлення.

Процес наплавлення шару металу зі специфічними найбільш затребуваними корозійно- і зносостійкими властивостями на металеву підкладку можна представити як процес просочення такого шару з одночасним його з'єднанням металом матриці до підкладки. Шар формується як композиція з твердих дисперсних частинок наповнювача, з'єднаних розплавом матриці між собою та з підкладкою. Завдання полягає у створенні якоїсь технологічної форми, що забезпечує необхідну товщину шару порошку наповнювача на підкладці в процесі просочення частинок рідкою фазою. При цьому товщина шару встановлюється будь-якою відповідно до конструктивних і технологічних вимог. Роздільний вибір матеріалу наповнювача і матриці дозволяє формувати композиційний метал наплавлення з однією з необхідних властивостей:

- твердий зносостійкий каркас з частинок наповнювача і пластична м'яка матриця;



- твердий зносостійкий каркас з частинок наповнювача і міцна корозійно-стійка, зносостійка матриця;
- твердий непластичний наповнювач, який утворює твердий пересичений розчин при взаємодії з міцною корозійно-стійкою зносостійкою матрицею.

Композиції властивостей наповнювача і матриці можуть бути іншими в залежності від призначення наплавлення. Неодмінним є вибір металу матриці з температурою плавлення значно нижчою температури плавлення металу підкладки.

Як варіант можна використати в якості форми деталь, на яку наплавляють композиційний метал. У такому разі складовою форми буде поверхня, на яку наплавляють сплав, а з іншого боку форму можна організувати за допомогою керамічних оболонок.

Схема формування композиційної наплавлення наступна (рис.4.7). При нагріванні в шар наповнювача, розміщеного на поверхні підкладки, направляють розплавлений метал матриці. Розплав переміщається по змочуваним поверхням деталі, що наплавляється, й наповнювачі, витісняючи з нього газу. При наявності форми на ній передбачають дренажний, не змочуваний розплавом, прошарок для відводу газу. Переміщення розплаву на плоскій поверхні підкладки випереджає його переміщення в лабіринті зазорів між частинками порошку. Дискретні потоки розплаву від поверхні підкладки в шар порошку витісняють газу на поверхню шару.

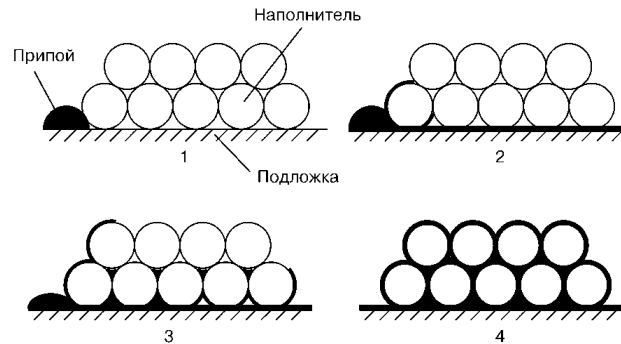


Рис.4.7 Схема формування композиційного наплавлення:

1 - до наплавлення; 2 - початок наплавлення; 3 - наплавлення; 4 - завершення наплавлення

Із технологічних причин дрібнодисперсні порошки непридатні в якості наповнювача. Одна з причин - у дрібнодисперсному порошку розплав матриці переміщається на незначну (не більше 10 мм) відстань, інша - з дрібнодисперсних порошків не повністю видаляється газ і третя - дрібнодисперсні порошки погано заповнюють зазор між формою і підкладкою через низьку текучість. Експериментально встановлено, що в якості наповнювача придатні порошки зі сферичною або кристалічною формою частинок грануляції 50-150 мкм.

Після просочення каркаса з частинок наповнювача розплавом зв'язки формується один з наступних видів структури: неоднорідна структура з незмінною розмірами і формою частинок наповнювача;

- неоднорідна структура з частково або повністю дисперговою рідкою фазою частинками наповнювача;
- однорідна структура з повністю диспергованими і перейшовшими в твердий розчин частками наповнювача.

При формуванні наплавлення частинками з кулястою формою коефіцієнт заповнення об'єму наповнювачем може досягати 0,5. При кристалічній формі частинок коефіцієнт заповнення не перевищує 0,45. Тобто, об'єм частинок наповнювача й матриці в металі наплавлення може бути рівним або з переважанням об'єму матриці. Комірчаста неоднорідна структура з незмінними за формою частинками утворюється в тому випадку, коли дифузія елементів наповнювача з поверхні порошку в рідку фазу і зустрічна дифузія

елементів рідкої фази в наповнювач призводить до ізотермічної кристалізації рідкої фази. Кристалізація наплавленого шару завершується без зниження температури процесу просочення. Від співвідношення властивостей - міцності, в'язкості, твердості частинок наповнювача й матриці залежать службові властивості наплавлення.

При неоднорідній структурі, в якій в об'ємі переважає метал матриці з диспергованими і частково розчиненими частинками наповнювача властивості наплавлення залежать від структури утвореного твердого розчину. Нерозчинені частки армують матрицю й перешкоджають утворенню крупнодендритної литої структури з усадковими мікродфектами при кристалізації.

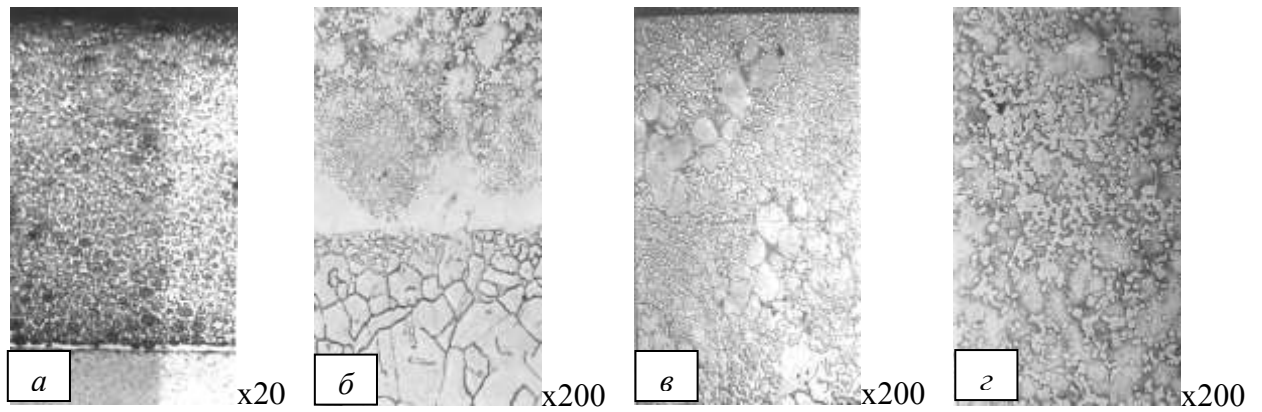
Повне розчинення частинок наповнювача в рідкій фазі можливе при відповідній композиції складів фаз і тривалості їх взаємодії, що призводить до утворення пересиченого твердого розчину. При кристалізації такого розчину утворюється однорідна структура з дрібнодисперсним зміцненням інтерметалідами, карбідами і борідами.

У процесі просочення розплав матриці переміщається по металу швидше, ніж у порошку наповнювача. У спаї - зоні з'єднання наплавлення і підкладки - відбувається взаємна дифузія елементів. З одного боку дифузія активних елементів із матриці й наповнювача в підкладку обумовлює утворення на границях зерен карбідів, боридів, силіцидів, що трохи підвищує твердість дифузійної зони. З іншого боку в матрицю з підкладки дифундують елементи, не створюючи твердих сполук, у результаті утворюється перехідний шар більш пластичний, ніж метал наплавлення. Таку характерну структуру з'єднання має спай на підкладці із сталі 08X17H13M3T, сформований з порошку стелліта АН 34 на основі кобальту і зв'язкою зі сплавом системи Ni-Cr-Si-B (рис.4.8).

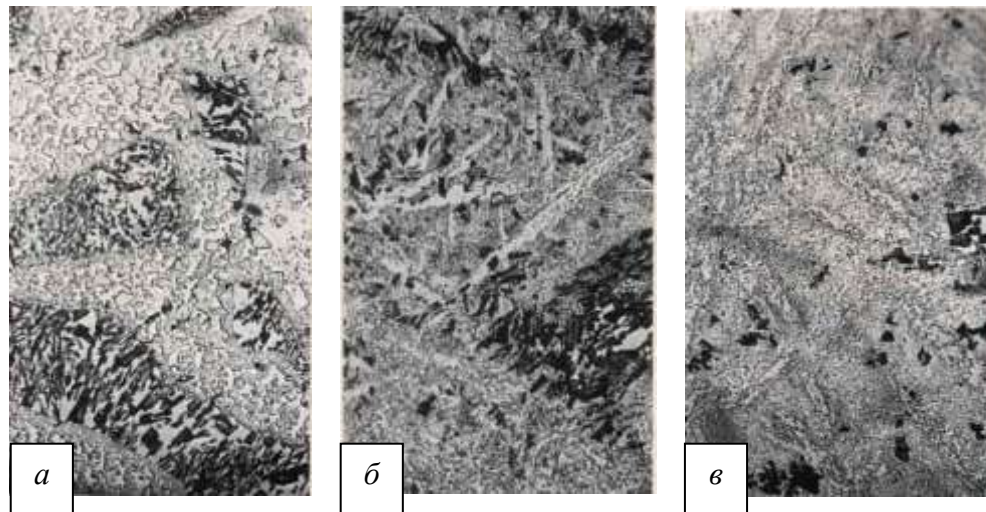
При взаємодії розплавленої матриці з наповнювачем більш 15 хв. утворюється метал з характерною комірчастою структурою. Розплав диспергує кулясті частки наповнювача і частково розчиняє їх. Температура плавлення рідкої фази підвищується і відбувається ізотермічна кристалізація. Збільшення часу просочення при цьому практично не змінює структуру металу

наплавлення. У структурі металу характерні три зони: спай товщиною 50 ... 70 мкм між підкладкою і наплавленням, зона осередків у місцях розташування частинок наповнювача і матриця, що з'єднує осередки. При взаємодії розплаву зі сталлю вуглець, який перейшов в розплав з наповнювача, що містить 0,7 - 1,0 % С, активно дифундує в основний метал, утворюючи на межі зерен сітку карбідів. Ширина зони, насиченої вуглецем, в сталі становить 50 - 60 мкм, а мікротвердість 300 - 400 Н/мм<sup>2</sup>. Знеуглецьована зона в спаї являє собою однофазний твердий розчин з мікротвердістю 400 - 500 Н/мм<sup>2</sup>. У зоні сплавлення, розташованій на відстані 40 мкм від основного металу, вміст заліза знижується з 65 % до 5 - 6 %.

Основні елементи наповнювача і матриці (Co, Ni, Cr і Si), що утворились при взаємодії твердої і рідкої фаз та твердий розчин, рівномірно розподіляються по перетину наплавлення. Мікротвердість матриці композиційного металу становить 500 - 700 Н/мм<sup>2</sup>. Матриця зміцнена мілкодисперсними складними карбідами розміром 2 - 4 мкм. Мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що карбіди утворені хромом і кремнієм. У місцях скупчення карбідів в зонах осередків мікротвердість складає 700 - 900 Н/мм<sup>2</sup>. Окремі великі карбіди мають мікротвердість 1000 - 1700 Н/мм<sup>2</sup>. Зазначена мікротвердість фаз композиційного металу обумовлює наступні значення макротвердості в перетині наплавлення: сталева підкладка - 140 - 145 HV, дифузійна зона протяжністю 50 - 60 мкм - 160 - 180 HV, спай шириною 60 - 70 мкм - 180 - 270 HV. Метал наплавлення має рівномірну (480 - 530 HV) твердість по всьому перерізу. Завдяки наявності зони з плавною зміною градієнта концентрації елементів і твердості відбувається релаксація внутрішніх напружень, обумовлена значною відмінністю фізичних властивостей наплавлення і підкладки. Для зниження рівня залишкових напружень та стабілізації розмірів плаковані сталеві деталі можна піддавати термічній обробці. При нагріванні до 1100°C руйнування в наплавці і в спаї не спостерігається.



*Рис.4.8 Мікроструктура композиційного наплавлення (а) і трьох характерних зон: б - спай; в - осередки наповнювача; з - матриця; при просочуванні зв'язкою Ni-Cr-Si-B сферичного стеліта*



*Рис.4.9. Мікроструктура (x400) композиційного наплавлення при просочуванні зв'язкою Ni Co Cr-W-Si-BC дробленого реліту з витримкою при температурі 1080°C 10 (а), 20 (б) і 40 (в) хв*

## 5. ВЛАСТИВОСТІ КОМПОЗИЦІЙНОГО МЕТАЛУ

Дослідження показали, що механічні властивості композиту з однокомпонентним наповнювачем із залізного порошку не можуть бути високими через гетерогенну структури метала шва (табл.5.1).

Таблиця 5.1 Механічні властивості композиційного металу з однокомпонентним наповнювачем

Наповнювач	Сплав матриці	Межа міцності, $\sigma_B$ МПа	Ударна в'язкість, $a_H$ Дж/см <sup>2</sup>
Порошок залізний ПЖ4С	Cu-Zn	300	14
Порошок залізний ПЖ3С	Cu-Mn	390	27
Порошок залізний розпилений ПЖР	Cu-Zn	360	25
Дискретні волокна сталь 20 $\varnothing 0,3 \times 1,5$ мм	Cu-Zn	300	13

Карбонільні, електролітичні і розпилені промислові порошки можна застосувати для виготовлення спеченого наповнювача. Суміш залізного порошку з карбонільним або електролітичним нікелем при нагріванні в безкисневій атмосфері спікається в конгломерат, при розмолі якого утворюється порошок потрібної грануляції. Губчаста форма частинок з гострими виступами, неупорядкована кристалічна структура спеченого металу обумовлюють активну диспергацію наповнювача розплавом. Спечений наповнювач із суміші карбонільного або електролітичного нікелю й залізних порошоків ПЖС, ПЖМ забезпечує ударну в'язкість композиту більше 150 Дж/см<sup>2</sup>. Вплив способу виготовлення порошку в спеченому наповнювачі на властивості композиційного металу представлено в табл.5.2.

Таблиця 5.2 Вплив вихідних матеріалів спеченого бінарного наповнювача з 25% нікелевого і 75% залізного порошку на механічні властивості композиту при просочуванні сплавом Cu-Mn-Ni

Нікелевий порошок	Залізний порошок	Межа міцності. $\sigma_b$ МПа	Ударна в'язкість, $a_n$ Дж/см <sup>2</sup>
Карбонільний	ПЖЗС	600	32
	Карбонільне	600	56

Таким чином, як показали експерименти, промислові порошки на основі заліза і нікелю мало придатні в якості наповнювача. Високі механічні властивості забезпечує композиційний наповнювач, спечений із суміші 25 % карбонільного нікелю і 75 % карбонільного заліза.

Механічні властивості композиційного металу, сформованого просоченням наповнювачів НПС3 і ПРН24, розроблених стосовно для такого методу, наведені в табл.5.3.

Таблиця 5.3 Механічні властивості композиційного металу, сформованого із застосуванням спеціальних залізо-нікелевих наповнювачів

Наповнювач	Сплав	Межа міцності. $\sigma_b$ МПа	Ударна в'язкість, $a_n$ Дж/см <sup>2</sup>
ПРН-24	Cu-Zn	600	8
ПРН-24	Cu-Mn-Ni	610	110
НПС3	Cu-Mn-Ni	610	150
НПС3	Cu-Mn-Ni-Y	620	200

Механічні властивості композиційних матеріалів, сформованих просоченням залізо-нікелевих наповнювачів ПНС3 ПРН-24 сплавами на основі Cu-Mn-Ni наведені в табл. 5.4. Коефіцієнт термічного розширення і його залежність від температури композиційного металу, сформованого при просоченні наповнювача ПРН-24 сплавом Cu-Mn-Ni наведена в табл. 5.5. Для порівняння в таблиці наведено коефіцієнт термічного розширення сталі 20.

Таблиця 5.4 Механічні властивості композиційного металу, сформованих просоченням залізо-нікелевих наповнювачів сплавом Cu-Mn-Ni

Наповнювач	Матриця	Межа текучості, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Ударна в'язкість, Дж/см <sup>2</sup>	НВ
ПРН-24	Cu64Mn30Ni6	260	490	36	46	100	145
НПС-3	Cu64Mn30Ni6	310	520	26	54	155	170

Таблиця 5.5 Коефіцієнт термічного розширення композиційного металу і сталі 20,  $\alpha \cdot 10^{-6}$  мм/°C

T, °C	100	200	300	400	500	600	700	800
Сталь 20	11,9	12,4	13,0	13,3	14,1	14,6	14,8	15,2
Композит	18,4	18,7	18,9	19,2	19,8	19,9	20,3	20,8

Характеристика композиційного плакованого шару, сформованого просоченням розплавом різних сплавів деяких промислових порошкових матеріалів, що застосовуються для наплавлення, наведена в табл.5.6.

Таблиця 5.6 Характеристика композиційної зносостійкої корозійностійкої наплавки

Наповнювач	Матриця	Температура просочення, °C	Структура	Макро-твердість	Швидкість корозії, мм/год
Стеліт АН34 ПР-КХ30Н6ВСР сферичний	Ni-Cr-Si-B ПХ17Н70С12 Р	1190	Рівноважна матриця з диспергованим наповнювачем	54-56 HRC	0,04
Реліт WC мелений, кристалічний	Ni- Si-B	960	Рівноважна матриця з частково не розчиненим наповнювачем	900-970 HV	0,28
Реліт WC мелений, кристалічний	Ni-Co-Cr-W- Si-B-C	1080	Рівноважна матриця з карбідним зміцненням	1250-1300 HV	0,17

Для формування композиційного металу наплавки в якості матриці застосовують промислові компактні або порошкові наплавочні матеріали типу колмоной. При необхідності виплавляють метал матриці необхідного складу.



## 6. ПРАКТИЧНЕ ЗАСТОСУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО МЕТАЛУ

Застосування плакування деталей матеріалом з особливими властивостями дозволяє створювати конструкції необхідної міцності, надійності та довговічності. Прикладом такої конструкції є кульовий кран з ущільненням «метал по металу» (рис.6.1), в якому основні деталі - міцна сталева кульова пробка і ущільнювальні кільця покриті зносостійким корозійностійким шаром, що забезпечує тривалу роботу в корозійному абразивному середовищі при високих температурах і тиску.



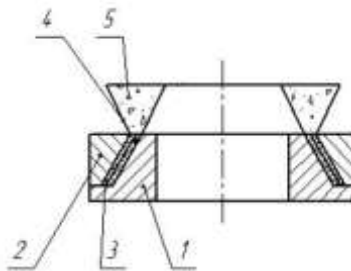
*Рис.6.1 Кульовий кран і його основні плаковані деталі з прохідним перетином діаметром 100 мм*

Застосування способу плакування, при якому метал покриття формується при нагріванні в захисному середовищі з композиції металевих порошків і розплаву металевих матриць, дозволяє вирішити проблеми міцності і товщини шару. Розплав матриці з'єднує металевим зв'язком частинки порошків між собою й з основним металом при будь-якій необхідній товщині шару. При цьому залежно від складу порошків й матриці формується композиційний метал покриття із заданими властивостями. Керувати структуроутворенням композиційного металу покриття можна технологічними чинниками - складом і дисперсністю порошків наповнювача, складом матриці, температурою і тривалістю нагрівання, а також термічною обробкою плакованої деталі.

Схема формування композиційної наплавки ущільнювальних кілець наступна (рис.6.2). При нагріванні в шар наповнювача, розміщеного на поверхні підкладки, направляють розплавлений метал матриці. Розплав переміщується по змочуваним поверхням деталі й порошків, витісняючи з нього

гази. При наявності форми на ній передбачають дренажний, не змочуваний розплавом, прошарок для відводу газу. Переміщення розплаву по плоскій поверхні підкладки випереджає її переміщення в лабіринті зазорів між частинками порошку. Дискретні потоки розплаву від поверхні підкладки в шар порошку витісняють гази на поверхню шару.

При плакуванні деталей з просоченням наповнювача розплавом матриці під дією капілярних сил краще застосовувати керамічні форми для формування шару необхідної товщини.



*Рис.6.2. Схема плакування ущільнювального кільця композиційним металом:*

*1 - керамічна форма, 2 - наплавляється сталеве кільце, 3 - порошок наповнювача в зазорі, 4 - живильник з металом матриці; 5 - метал матриці*

Для плакування збирають форму 1 і деталь що наплавляється 2 з зазором 3. У зазор 3 поміщають зносостійкий порошковий матеріал. Зазор 3 з'єднують з камерою-живильником 4, в яку поміщають метал матриці 5. Гази витісняються розплавом по не змочуваній поверхні форми. Зібраний вузол нагрівають у вакуумі або захисному газі, витримують і охолоджують. Так як прошарок не змочується і не з'єднується з металом матриці, форма після охолодження легко видаляється з наплавленого шару без застосування механічної обробки і може використовуватися багаторазово [9].

Плакування краще здійснювати при нагріванні в вакуумі, так як наповнювач і матриця містять у своєму складі елементи, що утворюють стійкі, перешкоджаючі змочуванню, оксиди.

Промисловість виготовляє у широкому асортименті порошки для газотермічного і плазмового напилення на основі кобальту (стеліти) і на основі нікелю (колмоной) системи Co (Ni) - Cr - Si - B. Сплави стеліти забезпечують високу міцність і корозійну стійкість при температурі до 800°C. Сплави колмоної

забезпечують зносостійкість, корозійну стійкість і міцний металевий зв'язок з поверхнею сталей, їх розплав має високу рідкотекучість.

Технологічна схема здійснення способу плакування ущільнювальних кілець просоченням розплавом наповнювача представлена на рис.6.3.

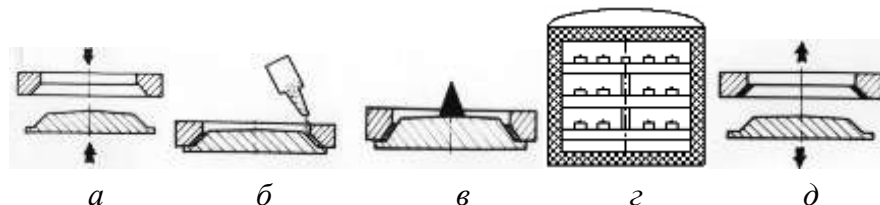


Рис.6.3 Схема формування плакуючого шару: а - установка деталі на технологічну форму, б - заповнення зазору наповнювачем, в - дозування і установка металу матриці; г - нагрівання у вакуумній печі; д - видалення форми

Для формування плакуючого шару може бути застосована керамічна форма (мал.6.4) або сталева з нанесенням захисної пасти, що запобігає взаємодії розплаву зі сталлю [10]. Форми придатні для багаторазового використання.



Рис.6.4. Керамічні форми для плакування ущільнювальних кілець Ø100, 80, 50, 40, 25

На рис.6.5 показані ущільнювальні кільця кульових кранів, виготовлені із застосуванням просочення наповнювача зі сплаву АН-35. Експлуатація кульових кранів з такими кільцями в умовах агресивних середовищ целюлозно-паперового виробництва протягом багатьох років підтвердила надійність і якість плакування.

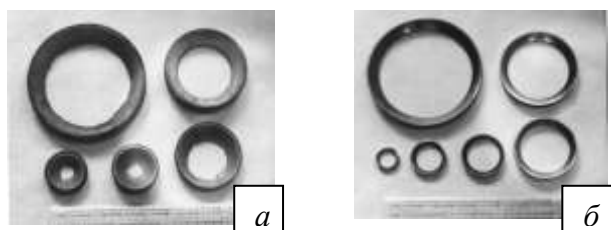


Рис.6.5. Ущільнювальні кільця Ø 25 - 200 мм кульових кранів у стані після плакування (а) і механічної обробки (б)

## 7. ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Створити композиційний матеріал можна просоченням сплавами різного складу дисперсійних матеріалів з різними фізичними і хімічними властивостями, що розміщені в довільному об'ємі.

2. Створенню композиційного металу при просоченні дисперсійних матеріалів в довільному об'ємі, сприяють наступні металургійні процеси:

- зрощення часток дисперсійних металів при наявності градієнту вуглецю між поверхнею часток при взаємодії з розплавами на мідній основі;

- диспергування розплавом на мідній основі часточок з утворенням мікроструктури з мілко дисперсною глобулярною формою часточок.

3. Для об'єктивної оцінки властивостей композиційного матеріалу доцільно використати характеристику межі міцності і плинності, а також ударну в'язкість, так як вона є найбільш чутливою характеристикою властивостей композиту. Поряд з механічними випробуваннями виявлення механізмів формування композиту дозволяє оптична і електронно-мікроскопія.

4. Для формування композиційного металу, просоченням дисперсійних матеріалів у довільному об'ємі, доцільно використовувати порошки металів, порошки із зносостійких матеріалів, які в широкому асортименті виготовляються промисловістю. У якості просочуючого матеріалу доцільно використовувати сплави на мідній основі й сплави на нікелевій основі, леговані кремнієм і бором, з порівняно низькою температурою плавлення.

5. При просоченні сплавів на залізній основі, легованих нікелем, розплавом сплавів на мідній основі, формується композиційний метал з високими механічними властивостями завдяки активному протіканню процесів зрощення і диспергування часток наповнювача в розплавах металу.

6. Аналогічно процесу формування композиту із сплавів на залізній і залізо-нікелевій основах, при просочуванні карбідів і наплавочних матеріалів сплавами системи Ni-Si-B формується композит завдяки процесам диспергування і утворення мілкодисперсної структури.

7. При використанні методу просочення залізних і залізо-нікелевих сплавів можна одержати композит з механічними властивостями на рівні

властивостей низьколегованих конструкційних сталей. При просочуванні карбідів і стелітів сплавами на нікелевій основі можна одержати корозійностійкий, зносостійкий сплав з твердістю більш ніж 56 HRC.

8. Досліджуваний метод, знайшов практичне застосування при формуванні із композиційного зносостійкого металу кілець ущільнення для кульових кранів з розміром прохідного перетину від 25 – 200 мм.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Федорченко М.И. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, область применения / М. И.Федорченко, И. Н. Францевич, И. Д. Радомысльский и др. – К.: Наук. думка, 1985. - 624 с.
2. Бальшин М. Ю. Основы порошковой металлургии / М. Ю.Бальшин, С. С.Кипарисов. - М.: Металлургия, 1978. - 184 с.
3. Усталостная прочность железа, пропитанного медью / Konda Tsao, Yagi Hidetsugu, Nakagawa Toshiyuki. // J. Jap. Soc. Power and Powder Met., 1976, N 2, p. 48-54.
4. Шапиро А.Е. Интенсивность растворения железного наполнителя в латунном припое. / А. Е. Шапиро, М. И. Савельева, Э. С. Каракозов // Автоматическая сварка. - 1978. - № 2. - С.28-30.
5. Стеклов О.И. Коррозионно-механическая прочность паяных соединений углеродистых сталей. / О. И. Стеклов, Л. Н. Лапшин. // Сварочное производство, 1978. - № 2. - С. 26-28.
6. Механизм высаживания сплава Fe-Cu-C в швах из стали с различным содержанием углерода, паянных медью. / Ohmura H, Yoshida T. // Есэцу гаккай ромбуксю. Quart J. Jap. Weld. Soc., 1984. - №4.- p. 605-612.
7. Yoshida Tohru. Dissolution and deposit of base metal in dissimilar carbon steel brazing. / Yoshida Tohru, Ohmura Hirohiko. // Welding jornal, 1980. - № 10. – p. 278-282.
8. Радзиевский В.Н. Влияние диспергирования наполнителя из железного порошка медным припоем на свойства металла паяного шва. / В. Н. Радзиевский, Ю. Ф. Гарцунов, Г. Г. Ткаченко. // Автоматическая сварка, 1997.- № 8. - С.18-22.
9. Радзиевский В.Н. Высокотемпературная пайка стали при широком зазоре. / В. Н. Радзиевский, В. Л. Дудченко, Г. Г. Ткаченко. // Сварочное пр-во, 1991.- №10. - С. 7-10.
10. Радзієвський В.М. Комозиційний матеріал в нероз'ємних з'єднаннях і плакуванні: монографія / В.М.Радзієвський, А.Ф.Будник, В.Б.Юскаєв. - Суми: Вид-во СумДУ, 2010. - 241 с.