

Міністерство освіти і науки України
Сумський державний університет

**Композиційний матеріал у нерознімних
з'єднаннях і плакуванні**

Монографія

Суми
«Видавництво СумДУ»
2010

УДК 621.7
ББК 30.36я73
Р 15

Рецензенти:

В.Б. Тарельник – доктор технічних наук, професор Сумського національного аграрного університету;

О.Р. Якуба – доктор технічних наук, професор Сумського національного аграрного університету

*Рекомендовано до друку вченою радою Сумського державного університету
(протокол № 10 від 13.05.2010 р.)*

Радзівський В.М.

Р 15 Композиційний матеріал у нерознімних з'єднаннях і плакуванні: монографія /В.М. Радзівський, А.Ф. Будник, В.Б. Юскаєв. – Суми: Вид-во СумДУ, 2010. – 241 с.
ISBN 978-966-657-320-2

У монографії розглянуто наукові основи і методи створення нерознімного з'єднання формуванням композиційного металу при просоченні розплавом металу наповнювача із порошку і дискретних волокон. Описані особливості металургії формування металу при взаємодії рідкої і твердої фаз.

Основну увагу зосереджено на процесах розчинення, осадження, диспергування частин наповнювача і основного металу, які дозволяють досягти в з'єднанні властивостей, ідентичних основному металу.

Наведені дані про властивості металічних порошоків, особливості заповнення ними об'ємів, вакуумування і просочення розплавом.

Розглянута технологія з'єднання промислових вузлів особливо відповідального призначення.

Монографія може бути корисною для магістрів, аспірантів, науковців, інженерів машинобудівних спеціальностей.

У монографії наведені дослідження, що були проведені у СумДУ.

УДК 621.7
ББК 30.36я73

ISBN 978-966-657-320-2

© Радзівський В.М., Будник А.Ф.
Юскаєв В.Б., 2010

© Видавництво СумДУ, 2010

ЗМІСТ

Вступ.....	С. 4
Розділ 1. Принципи створення нерознімного з'єднання композиційним металом.....	7
1.1. Недоліки технологій зварних і паяних з'єднань.....	7
1.2. Композиційний метал як з'єднувальний елемент.....	11
1.3. Технологія і механізм формування композиційного металу із порошку і розплаву.....	17
1.4. Технологічні умови формування спеченого каркасу композиту із порошку.....	34
Розділ 2. Властивості металевих порошків для композиційного металу.....	49
2.1. Вплив технології виготовлення порошку на газонасиченість.....	49
2.2. Вплив форми частин порошку на заповнення об'єму....	73
Розділ 3. Особливості структуроутворення композиційного металу.....	86
3.1. Різновид з'єднань з застосуванням композиційного металу.....	86
3.2. Розчинення і осадження порошку в розплаві металу.....	100
3.3. Диспергування і перетворення частин порошку.....	120
3.4. Вплив композиції матеріалів на властивості нерознімного з'єднання.....	135
3.5. Вплив вуглецю на структуру з'єднання композиційним металом.....	157
Розділ 4. Застосування композиційного металу в промислових технологіях формування нерознімних з'єднань.....	169
4.1. Формування телескопічних з'єднань у металевих конструкціях.....	169
4.2. Формування товстостінних таврових паяних з'єднань.....	186
4.3. Плакування композиційним металом як різновид нерознімного з'єднання.....	202
Список літератури.....	223

ВСТУП

Нерознімні з'єднання, що створюються технологіями зварювання і високотемпературного паяння, є одними із основних конструктивних елементів сучасної техніки. Чисельність їх різновидів дозволяє створювати досконалі конструкції в машинобудуванні для використання майже у всіх галузях народного господарства. Технології зварювання і високотемпературного паяння оснащені новітнім обладнанням з процесорним і комп'ютерним керуванням механікою та металургією формування з'єднання в земних і космічних умовах.

Однак подальше вдосконалення конструкції і технології створення нерознімних з'єднань залишається нагальною проблемою. Одним із напрямків удосконалення є поглиблення знання металургійних процесів, які відбуваються при формуванні металу зварного або паяного шва. При цьому бажаною і необхідною метою є створення з'єднання, ідентичного з основним металом за всіма показниками механічних властивостей. Таке важкодосяжне завдання в минулому та й певною мірою сьогодні техніки стає можливим при застосуванні композиційних матеріалів. Одним із методів формування композиційного металу є просочення розплавом дискретних частинок твердого наповнювача. Композиційний метал, що складається з основи – матриці і частинок наповнювача, може мати властивості, які перевершують властивості окремо взятої кожної складової. Кількість і відсоткове співвідношення складових, їх фізичний, структурний стан і хімічний склад є чинниками, які обумовлюють властивості композиційного металу. На них впливає не менше композиція технологічних параметрів створення металу – послідовність, тривалість, температура, швидкість зміни, градієнти та ін. Такий

багатофакторний процес є перспективним напрямком досліджень, що дають змогу формувати нерознімні з'єднання з керованим утворенням структури складових і композиційного металу в цілому.

Імовірно суттєвий вплив на створення композиційних матеріалів, і металів зокрема, буде мати застосування наноматеріалів. Мікролегування складових, або введення мікродоз наноматеріалів у процесі формування композиту може докорінно змінити його властивості й технологію виготовлення.

Одним із напрямків досліджень і практичного застосування є формування композиційного металу в широкому, не властивому для паяння технологічному зазорі між деталями, що вимірюється декількома міліметрами. Композиція із матриці, за яку беруть сплави з меншою, ніж в основного металу, температурою плавлення, і наповнювача із металевих порошків або дискретних волокон при певних умовах формування може бути металом шва нерознімного з'єднання з комплексом властивостей, подібних до основного металу.

Основною технологічною операцією формування композиційного металу при з'єднанні є просочення розплавом матриці частин наповнювача в зазорі, причому композиційний метал може бути сформований не тільки в зазорі між деталями, але й на їх поверхні. У такому разі процес можна розглядати як плакування.

Для створення композиційного металу з певними властивостями і розроблення технології його формування необхідні відомості про властивості металічних порошків, що можуть бути використані як наповнювач, про дослідні й промислові сплави для процесу просочування. Особливості взаємодії розплаву металу з частинками наповнювача при просочуванні є основним предметом досліджень фізи-

ко-хімічних перетворень і їх впливу на властивості композиційного металу.

Зазначеним вище питанням присвячена ця монографія.

У книзі наведені відомості, які відсутні в технічній літературі, про газонасиченість промислових металевих порошків, їх дегазацію, особливості заповнення об'ємів і змочування розплавом різних сплавів. Наведені механізми формування металу при різних композиціях складів порошку і сплаву. При роздільному виборі їх складів під дією розчинення, диспергування, перенесення і осадження металу показана можливість цілеспрямованого керування структуроутворенням металу шва й подолання не рівномірності стикового з'єднання з основним металом.

Для створення рівносильного з основним металом з'єднання, особливо стикового, значна увага приділена процесу надійного очищення поверхні матеріалу, що з'єднується, від оксидної плівки перед змочуванням розплавом. Дослідження процесу видалення оксидної плівки з окиснених поверхонь при нагріванні у вакуумі розглянуто в одному із розділів книги.

Окремий розділ книги присвячений застосуванню композиційного металу в промислових технологіях формування телескопічних і товстостінних таврових з'єднань, а також плакуванню.

Книга може бути корисною вченим, інженерам, які досліджують і розробляють технологічні процеси з'єднання, а також студентам при вивченні матеріалознавства.

РОЗДІЛ 1

ПРИНЦИПИ СТВОРЕННЯ НЕРОЗНІМНОГО З'ЄДНАННЯ КОМПОЗИЦІЙНИМ МЕТАЛОМ

1.1. Основні недоліки технологій зварних і паяних з'єднань

Зварювання і паяння є основними технологічними процесами створення з'єднань деталей в численних об'єктах і виробках машинобудівної галузі народного господарства. Крім спорудженням гігантських гребель, мостів, хмарочосів, літаків і космічних апаратів, ці процеси застосовуються в електротехніці, мікроелектроніці і з'єднанні живої тканини і кісток [1, 2].

Найбільш поширеним є електродугове зварювання, яке за допомогою енергії електричної дуги розплавляє метал деталі і електрода і таким чином утворює зварний шов. Недолік процесу виникає в тому випадку, коли потрібно з'єднати метал великої товщини. У такому разі дуга не може проплавити його на всю товщину і потрібно видалити частину металу в зоні стику, щоб створити доступ для дії дуги, а видалений метал замінити додатковим розплавленим дугою присадним технологічним металом.

Паяння немає такого недоліку. Для з'єднання потрібно створити між деталями зазор розміром у соті або десяті частини міліметра, що обумовлює його заповнення під дією капілярних сил розплавленим технологічним матеріалом – припоєм. Процес здійснюється при нагріванні деталей, що з'єднуються, до температури плавлення припою. Створення зазору з капілярними розмірами, а тим більше збереження цих розмірів при нагріванні, є суттєвим недоліком цієї технології. Для кожного з'єднання, що створюється

паянням, існує оптимальний розмір зазору. Зменшення або збільшення його призводить до зниження механічних властивостей і в певних випадках до браку. Поряд з цим не менш важливим є те, що як припій застосовують сплави з меншою, ніж в основного металу, температурою плавлення і, як правило, меншою міцністю. З цієї причини створення стикових паяних з'єднань з міцністю, що дорівнює міцності основного металу, не розглядається як імовірний технологічний процес. Потрібну міцність в такому з'єднанні забезпечують збільшенням розміру площі накладання між деталями, що з'єднуються.

Особливості процесу паяння і певною мірою недоліки обумовили його використання переважно при виготовленні тонкостінних конструкцій в літако- і ракетобудуванні [3], електротехніці і електроніці [4].

У зварному і паяному з'єднаннях характеристика шва – розмір, склад металу, механічні властивості – мають визначальний вплив на їх міцність і надійність при різних схемах навантаження.

Паяне з'єднання можна розглядати як з'єднання з м'яким прошарком, тому що в більшості випадків метал шва має менші порівняно з основним металом, твердість і міцність. Установлено [5], що, як і у зварному, у паяному з'єднанні при розтяганні проявляється ефект контактного зміцнення м'якого прошарку [6, 7] і міцність з'єднання оцінюється формулою

$$\sigma_B = K_\alpha \cdot \sigma_B^M, \quad (1.1)$$

де σ_B^M – межа міцності м'якого прошарку;

K_α – коефіцієнт, що залежить від співвідношення

$$\alpha = \frac{h}{s} = \frac{h}{d}, \quad (1.2)$$

де h - товщина прошарку;

s - ширина зразка;
d - діаметр зразка.

При цьому K_α значно зростає при зменшенні α .

При більш складних, ніж розтягання, схемах статичного навантаження, наприклад, при стисканні або розтяганні зі зрушенням [8], у м'яких прошарках виникають особливо небезпечні зони, що вимагають ретельного вивчення. У випадку композитних прошарків, у яких поряд з м'яким металом є елементи із твердого металу, загальний характер напруженого стану аналогічний напруженням у з'єднанні з однорідним прошарком, однак на межі м'яких і твердих складових спостерігається скривлення кутових деформацій, величина яких залежить від співвідношення σ_B^M / σ_B^T [9]. У з'єднаннях із тришаровим м'яким прошарком міцність також істотно залежить від частки м'якого металу й підвищується при її зменшенні [10].

При розгляді паяного з'єднання як з'єднання з м'яким прошарком у роботах [5, 11] зроблений висновок, що при розтяганні стикові з'єднання повинні руйнуватися крихко через незначну товщину м'якого прошарку й більш низької порівняно з основним металом міцності металу прошарку. Тому відмічається перевага з'єднань внапуск, у яких відбувається перерозподіл напружень у пластичній зоні.

Однак при дослідженні з'єднань із м'яким прошарком з $\alpha = 0,01-0,05$, виконаних дифузійним зварюванням, установили, що при розтяганні не завжди буде мати місце крихке руйнування тонкого м'якого прошарку. При зменшенні товщини прошарку його руйнування поступово переходить від в'язкого до крихкого. Крихке руйнування відбувається тоді, коли межа плинності м'якого прошарку $\sigma_T^{мп}$, що підвищується зі зменшенням складової із м'якого металу за гіперболічним законом, стане вище опору металу прошарку відриву від основного металу $R \sigma^{мп}$, а діючі напруги хоча б в одній точці стануть більше $R \sigma^{мп}$. Якщо

метал прошарку має $R \sigma^{мп} > \sigma_T^{мп}$, крихкого руйнування не буде. При зменшенні частинки м'якого металу до критичної величини $\sigma_T^{мп}$ буде дорівнювати $\sigma_T^{ом}$ і з'єднання зруйнується по основному металу. Практичне підтвердження отримане при дифузійному зварюванні жароміцних сплавів через тонкий нікелевий прошарок. Такий самий результат отриманий при випробуванні стикових паяних з'єднань низьколегованих і високолегованих сталей, виконаних паладієвими припоями з капілярними зазорами ($\alpha = 0,01-0,015$). Стикові з'єднання руйнуються при розтяганні не крихко по шву, а по основному металу [12-14].

Повідомлень про дослідження паяного шва як м'якого прошарку при динамічних навантаженнях у технічній літературі не виявлено. У зварних з'єднаннях з м'яким прошарком межа втомлюваності σ_{-1} при циклічних навантаженнях зростає зі зменшенням α при лінійному й плоскому напружених станах [15]. Втомлювала міцність з'єднання з м'яким прошарком збільшується зі зменшенням α і при вигині із крутінням. При крутінні σ_{-1} з'єднання з м'яким прошарком не залежить від його товщини [16].

Очевидно, що паяне з'єднання як тонкий м'який прошарок перебуває у жорсткому напруженому стані й має мінімальний ресурс пластичності при деформуванні. Усунути цей недолік паяного з'єднання можна при необхідному збільшенні товщини шва як прошарку, і формуванні металу шва з механічними властивостями, однаковими або вищими, ніж у основного металу. При виконанні таких умов можна створити комбіноване з'єднання. У ньому, як і при зварюванні, деталі з'єднуються у стик, але з'єднання формується як при паянні за рахунок кристалізації технологічного композиційного металу в нехарактерному для паяння великому за розмірами некапілярному зазорі. Розмір зазору обумовлюється, з одного боку, технологічними умовами виконання – можливістю створення при збиранні

деталей, збереження при нагріванні, заповнення складовими, що формують композиційний метал, та інше. З іншого боку, розмір зазору обумовлюється необхідними механічними властивостями з'єднання, що створюється.

1.2. Композиційний метал як з'єднувальний елемент

Відома технологія з'єднання, в якій зазор між розігрітими до певної температури деталями заповнюється розплавленим металом. Таким чином виконується термітне зварювання рейок на залізниці. Однак з тієї причини, що при кристалізації розплаву, як правило, виникають усадкові дефекти і формується дендритна неоднорідна структура, застосування такої технології край обмежене.

Формування бездефектної, з наперед заданими властивостями структури можливе при створенні композиційного металу, в якому поєднуються властивості різних складових – наповнювача і матриці. Наповнювачем можуть бути дисперсні волокна, порошок з різною формою і розміром частинок, плетена із волокон сітка та інше. Матрицею можуть бути різноманітні сплави на основі кольорових та чорних металів. У результаті з'єднання армованих елементів і матриці створюється композиція з комплексом властивостей, в якій не тільки успадковуються властивості складових, але й з'являються нові, які окремим компонентам не властиві. Зокрема, наявність в композиційному металі розгалуженої мережі меж між армованими елементами і матрицею суттєво збільшує тріщиностійкість та усуває усадкові явища. У композиційному металі на відміну від однорідних збільшення статичної міцності приводить не до зниження, а, як правило, до підвищення характеристик в'язкого руйнування.

Безсумнівно, що при розробленні технології паяння вузлів, особливо великогабаритних, кращим є відсутність строгої регламентації розмірів паяльного зазору. Збирання й паяння деталей будуть істотно полегшені, якщо припустити відхилення розмірів зазору будуть вимірятися не сотими й десятими частками міліметра, а його цілими числами.

Паянню з великими (0,5-1,5 мм) некапілярними зазорами присвячено багато робіт, сутність яких зводиться до одного – створення капілярності в некапілярному зазорі. Для цього вводять у зазор тонкий дріт, сітку [19, 20] або металевий порошок-наповнювач [21]. Більш технологічним є застосування порошкового наповнювача.

Вважають, що причиною незначного застосування паяння з великими зазорами є не відсутність капілярності, а неоднорідність структури металу паяних швів [22]. При кристалізації тугоплавка складова припою кристалізується першою на основному металі, а легкоплавка, менш міцна, кристалізується в центральній зоні шва, обумовлюючи істотне зниження механічних властивостей з'єднання. Введення наповнювача в зазор може змінити структуру шва, зокрема, усунути утворення дендритів і ліквацийної зони [23]. Однак зі збільшенням вмісту наповнювача знижується міцність, тому що, як вважають, при просоченні печеного каркаса з наповнювача, утвориться пористість у вигляді замкнутих порожнин із газом. Уникнути такої пористості можна, якщо наповнювач буде переміщатися в зазор разом із розплавленим припоєм у процесі паяння. Однак в'язке переміщення суміші порошку наповнювача й припою можливе при кількості наповнювача не більше 25% [24]. При такому співвідношенні припою й наповнювача структурна неоднорідність металу шва зменшується, але не усувається.

Таким чином, можна вважати, що попереднє заповнення зазору наповнювачем і організація його просочення розплавом припою, що виключає утворення газової пористості, може бути методом істотного підвищення якості паяного з'єднання. Вважають, що при просоченні порошку металу розплавленим припоєм відбувається тристадійне формування металу шва, що супроводжується ущільненням. На першій стадії (капілярна усадка) відбувається перегрупування частинок наповнювача в результаті змочування й дії капілярних сил. Цей процес проходить з великою швидкістю. На другій стадії усадка здійснюється за розчинноосаджувальним механізмом, за яким переважно розчиняються частинки з малим радіусом кривизни, і відбувається перенесення речовини до частинок з більшим радіусом кривизни. На третій стадії, найбільш повільній, проходить твердофазне спікання частинок наповнювача з незначною макроусадкою. Неминучість значної макроусадки на перших двох стадіях процесу вимагає або введення додаткової кількості припою в зазор (підживлення) при виконанні паяння, або зменшення розміру зазору (осаджування) [25]. Кожна із цих операцій викликає певні труднощі й вимагає спеціальних технологічних рішень, у тому числі й із застосуванням фізичних методів керування формуванням паяного шва. Наприклад, для гарантованого заповнення зазору наповнювачем і припоєм застосовують магнітне поле [26, 27]. Однак більш технологічним і універсальним є підживлення фіксованого паяного зазору з наповнювачем, розплавленим припоєм з периферійної зони під дією капілярних сил.

Усадка металу в основному залежить від кількості рідкої фази, що бере участь у формуванні металу шва у фіксованому зазорі. Очевидно, що найменша усадка буде в тому випадку, коли зазор перед паянням повністю заповнений наповнювачем, а розплавлений припій буде просочувати

його, переміщаючись у процесі паяння з периферійної зони [28] або зі спеціального живильника. Усадка металу в остаточному підсумку залежить від кількості рідкої фази, що бере участь у формуванні металу шва у фіксованому зазорі.

Відомо, що найбільш щільне заповнення об'єму можна здійснити часточками тетраедричної форми. Гарне заповнення можна одержати при застосуванні ідеальних куль трьох розмірів, що вписуються в утворені між кулями порожнини. У цьому випадку заповнення об'єму може досягати 65 % [29].

Процес паяння із заповненням некапілярного зазору наповнювачем і подальшим просоченням його розплавом припою найбільш близький до процесів, що застосовуються у порошковій металургії при спіканні виробів за наявності рідкої металевої фази [30] і просочення пористої заготовки рідким металом [31-33]. Основною рушійною силою переміщення рідкого металу по поверхні твердого металу є змочування й розтікання. У загальному випадку поширення рідини здійснюється шляхом поверхневої міграції адсорбованих атомів, випаровування й подальшої конденсації частинок на твердій поверхні й плинність порівняно товстих шарів (фазова плинність). Поширення, пов'язане з дифузією у твердій фазі, зазвичай відіграє другорядну роль, тому що воно відбувається занадто повільно. У роботах [34,35] розглянуті два механізми дифузійного поширення рідкого металу по підкладці при змочуванні. У першому з них атоми рідкої фази, відриваючись від основної маси, переміщуються по твердій поверхні зі швидкістю, обумовленою коефіцієнтом поверхневої дифузії. Якщо атоми міцно зв'язуються з підкладкою й повільно переміщуються по ній, то поширення здійснюється шляхом самодифузії, що залежно від товщини шару рідини може бути поверхневою або об'ємною. Таке поширення шляхом са-

модифузії зазвичай називають "механізмом килима, що розгортається".

На першій, кінетичній, стадії змочування й розтікання, коли основну роль відіграє дифузійне переміщення, швидкість процесу описується формулою

$$V = K \cdot \sigma_{\text{рп}} \cdot (\cos\theta_0 - \cos\theta), \quad (1.3)$$

де K - константа швидкості розтікання;

$\sigma_{\text{рп}}$ - поверхневий натяг на межі рідкої і твердої фаз;

θ_0 - контактний кут у момент рівноваги;

θ - контактний кут у поточний момент.

В інерційному режимі, коли на розтікання чинить опір в'язка течія рідини, установлена параболічна залежність зміни радіуса краплі r , що розтікається протягом часу τ :

$$r^2 = 2 \cdot \tau \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot \alpha \cdot \sigma_{\text{жсг}}}{\rho}}, \quad (1.4)$$

де α - коефіцієнт пропорційності;

ρ - щільність рідини.

У реальних, гетерогенних, умовах необхідно враховувати гравітаційні сили, хімічну взаємодію рідини з підкладкою, що викликає значну складність для математичного моделювання процесу. Експериментально установлено, що кінетична стадія змочування розплавом товщиною декілька ангстрем по поверхні відбувається з великою швидкістю. Розтікання основної маси розплаву здійснюється у в'язкому режимі.

При просочуванні капілярно-пористих тіл рідким металом швидкість процесу визначається не швидкістю змочування, а швидкістю розтікання [32, 36]. Тривалість просочування визначається співвідношенням [33]:

$$L^2 = \kappa \tau, \quad (1.5)$$

$$\kappa = \frac{\sigma_{\text{жсг}} R \cos\Theta}{2\eta}, \quad (1.6)$$

де η – в'язкість рідини.

У випадку руху рідини в капілярі складної форми, наприклад синусоїдальної, де чергуються розміри більшого R_1 і меншого R_2 радіусів, протяжність просочування визначається формулою

$$L^2 = \frac{R_2 \sigma_{жсг} \cos \Theta}{2,8\eta} \tau. \quad (1.7)$$

У реальному твердому тілі система капілярних каналів складніша і моделювання може бути некоректним. Запропонована формула [33]:

$$L^2 = 2k \frac{S_0}{\delta^2} \sigma_{жсг} \cos \Theta \tau, \quad (1.8)$$

де k – коефіцієнт фільтрації;

S_0 – питома поверхня пор;

δ – відношення об'єму пор до об'єму тіла підлягають безпосередньому експериментальному визначенню.

Експериментальна перевірка підтверджує, що процес просочування відбувається в основному у в'язкому режимі і швидкість його визначається квадратичним законом.

Процеси, що відбуваються у реальному пористому тілі, такому, як наповнювач у некапілярному зазорі, при просоченні його рідким металом ускладнюються дифузійною взаємодією [37]. Процес взаємодії твердої й рідкої фаз залежить від взаємної розчинності. При цьому можуть мати місце три системи взаємодії: система зі значною взаємною розчинністю компонентів, система з обмеженою розчинністю компонентів і система з нерозчинними компонентами в рідкому й твердому станах.

Принципово система зі значною взаємною розчинністю незастосовна для паяння, особливо при значній довжині швів, через непротяжне переміщення розплавленого припою в наповнювачі, що розчиняється. Система з нерозчинними компонентами характерна для металокераміки, де наповнювачем є карбіди, бориди й інші речовини. Для високотемпературного паяння найбільш застосовна система

з малорозчинними або з обмежено розчинними компонентами.

При просоченні необхідно враховувати гравітаційні сили. Тільки при дрібнодисперсному (менше 20 мкм) порошку, коли розмір радіуса капілярного каналу менше 10^{-6} м, можна не враховувати вплив ваги при переміщенні припою знизу вгору на висоту просочення. При розмірах частинок 30-120 мкм розмір каналів становить 10^{-4} - 10^{-5} м і гравітаційні сили впливають на висоту піднімання припою в наповнювачі.

Отже, аналізуючи теоретичні й практичні дослідні дані, можна зробити висновок, що найбільш технологічним може бути процес створення композиційного металу як з'єднувального прошарку необмеженого розміру при заповненні зазору між деталями, що з'єднуються, металевим порошком і просочення його розплавом металу для створення матриці композиції. Роздільний вибір матеріалу порошку і металу матриці дозволяє в широких межах змінювати властивості композиційного металу. Доцільним є створення таких умов при нагріванні перед просоченням, що спричиняють створення спеченого каркаса із частинок порошку. У такому разі можна запобігти переміщенню під дією капілярних сил частинок порошку і тим самим унеможливити створення пустот у з'єднанні.

1.3. Технологія і механізм формування композиційного металу із порошку і розплаву

Поряд з металургійними процесами формування композиційного металу суттєвий вплив має механізм виконання просочення і умови, за яких воно виконується. Можна передбачити, що просочування порошку в замкнутому об'ємі не буде мати рівномірного фронтального поширення. Наявність градієнта температури по перетину, неодно-

рідність грануляції, неоднорідність складу в разі використання суміші порошків, нерівномірність перетину об'єму, в якому міститься порошок, обумовляють нерівномірність переміщення розплаву під дією капілярних сил в каналах між частинками порошку. Це може спричинити утворення замкнених об'ємів газової фази в деяких зонах просоченого каркаса. З цієї причини просочення порошку розплавом металу доцільно виконувати в вакуумі. Однак нагрівання в вакуумі накладає певні суттєві обмеження на можливість створення нерознімного з'єднання за допомогою формування композиційного металу. Основним обмеженням є висока вартість і складність обладнання, а також розміри робочої камери вакуумних печей, якими обмежуються габарити деталей, що з'єднуються.

Розширює можливості створення нерознімного з'єднання застосування автовакуумного нагрівання, що може виконуватися в звичайних термічних печах із великими розмірами робочої камери. Автовакуумний ефект полягає в тому, що при нагріванні в герметизованому об'ємі, який містить порошки активних металів – сорбентів Mg, Ti, V, Cr, Mn, Zr, Nb, створюється вакуум за рахунок поглинання сорбентами основних газів повітря – O_2 , N_2 , CO_2 .

Характер зміни тиску газової фази в герметизованому об'ємі при нагріванні зі швидкістю $10-70$ $^{\circ}C/xv$ однотипний для різних сорбентів. У початковій стадії нагрівання тиск збільшується й при певній температурі T_{max} досягає максимуму P_{max} . Потім при нагріванні тиск знижується до утворення вакууму при температурі $T_{вак}$ і досягає мінімального значення P_{min} при T_{min} . З подальшим підвищенням температури можливе збільшення тиску за рахунок виділення газів з деяких сорбентів [40].

Основні характеристики зміни тиску при нагріванні різних сорбентів наведені в табл.1.1.

Найбільш активними для створення вакууму є порошки Ti, Cr, Mn, та суміші Cr і Mn. Для досягнення найбільшого розрідження достатньо розмістити в 1 см³ об'єму повітря 0,04 г одного із порошоків [39, 40, 41]. Оптимальною є грануляція порошку сорбенту 50-150 мкм. При такій питомій кількості сорбенту і грануляції можна досягти розрідження 133 Па. Кінетика процесу автовакуумного нагрівання показана на рис.1.1.

Таблиця 1.1 – Характеристика автовакуумного ефекту при нагріванні різних сорбентів

Характеристика середовища	Mg	Ti	V	Cr	Mn	Zr	Nb	Mo	Mn+Cr
P _{max} , кПа	+130	+50	+180	+90	+120	+100	+150	+90	+120
T при P _{max} , °C	550	550	800	800	650	700	700	650	650
T _{вак} , °C	750	650	1050	950	750	850	900	-	750
P _{min} , кПа	-40	-100	-95	-100	-100	-100	-80	+20	-100
T при P _{min} , °C	800	700	1100	1100	850	900	1100	900	850

Примітка. Питомий вміст сорбенту 0,04 г/см³

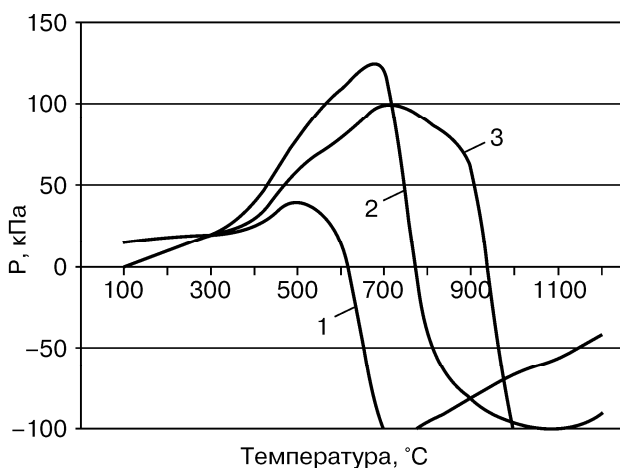


Рисунок 1.1 – Криві залежності тиску при автовакуумному нагріванні від температури і сорбентів титану (1), марганцю (2) і хрому (3) при їх однаковій питомій кількості $0,04 \text{ г/см}^3$

З аналізу барограм впливає таке:

- найбільш інтенсивно поглинає кисень і азот порошок титану;

- екстремальний тиск у герметичному об'ємі з марганцем, хромом і титаном становить 120, 100 і 50 кПа при температурі 700, 750 і 550°C відповідно;

- при нагріванні марганцю, хрому й титану розрідження утворюється при 770, 950 і 640°C відповідно.

Сорбент із порошку активного металу розміщують в технологічній камері, що з'єднується з об'ємом, в якому при нагріванні необхідно створити вакуум. Така технологічна камера, що являє собою сорбційний насос, може бути приєднана до деталей при створенні нерознімного з'єднання за допомогою зварювання.

При високотемпературному паянні в ряді випадків застосовують металеві контейнери, у яких у процесі нагрівання в печі створюється контрольована атмосфера [42]. Для формування атмосфери, придатної для паяння того або іншого матеріалу, контейнер з'єднується трубками із пристроєм, що подає захисний, як правило, інертний газ із добавками газоподібних речовин, що флюсують. У контейнерах передбачається щільний зазор зі спеціальним засипанням, що відокремлює внутрішню порожнину від атмосфери печі, або виконується приварювання кришки герметичним швом. Наявність трубок у контейнері створює певні складності при паянні. Уявляється доцільним використати автовакуумний ефект для формування контрольованої активної атмосфери в контейнері. При цьому забезпечується автономність контейнера при нагріванні, тому що відпадає необхідність у трубопроводах. Для утворення вакууму в герметичному контейнері придатний сорбент, що складається з порошоків Cr і Mn. Для створення активної

газової складової, що флюсує, застосовні галоїдні солі, такі, як хлористий і фтористий амоній, фторборат калію й ін. [43]. Додаток до порошкового металевго сорбенту 0,01-0,2% (за масою) солі створює атмосферу в контейнері, придатну для виконання паяння високолегованих сталей.

При автовакуумному нагріванні при температурі вище 600⁰С з'являється перепад тиску між порожниною контейнера й камерою печі. При 900⁰С різниця тиску досягає однієї атмосфери. Це може призвести до деформації контейнера. Для запобігання деформації при підготовці до паяння необхідно ввести в контейнер певну кількість інертного газу, що не взаємодіє із сорбентом, наприклад, аргону. Однак за наявності в контейнері суміші аргону й повітря на початковій стадії нагрівання створюється надлишковий тиск за рахунок термічного розширення газу. Це також призводить до деформації контейнера. Заповнення контейнера сумішшю інертного газу й кисню усуває цю небезпеку, тому що кисень поглинається сорбентом при температурі близько 300⁰С, при якій стінки контейнера мають достатню міцність, що виключає можливість деформації [44]. Для того щоб зрівноважити тиск атмосфери й тиск інертного газу в контейнері при температурі паяння, його вміст у газовій суміші можна визначити із залежності

$$K = \frac{P_3 273}{T_n},$$

де K- парціальний тиск інертного газу, кПа;

P₃ - заданий тиск у камері, кПа;

T_n - задана температура нагрівання, ⁰С.

При застосуванні атмосфери із вмістом інертного газу від 18 до 55% у діапазоні температур високотемпературного паяння забезпечується тиск усередині контейнера, близький до атмосферного, ≈ 100 кПа.

Поряд з інертним газом для зменшення різниці тиску на стінки контейнера при нагріванні можливе застосування

хімічних речовин, що випаровуються при нагріванні. Такими речовинами можуть бути сполуки, що мають при температурі паяння тиск пари, близький до атмосферного. Неодмінною умовою застосування таких речовин є їхня активність або, щонайменше інертність до оксидів на поверхні металу, що паяється. Крім того, ці речовини не повинні брати участь у реакціях окислювання з утворенням речовин з низьким парціальним тиском. Компенсаторами тиску можуть бути з'єднання, наведені в табл. 1.2.

Таблиця 1.2 – Хімічні з'єднання з високим парціальним тиском пари

Формула речовини	Назва речовини	Температура °С, відповідна тиску пари		Температура плавлення, °С
		13 кПа	100 кПа	
CrCl ₂	Хром двохлористий	1124	1380	815
CrCl ₃	Хром трихлористий	852	949	1152
FeCl ₂	Залізо двохлористе	826	1012	677
FeCl ₃	Залізо трихлористе	271	320	304
MnCl ₂	Марганець хлористий	1017	1231	650
TiF ₄	Титан чотирифтористий	227	287	427
Al ₂ Cl ₆	Алюміній хлористий	151	179	192
CuCl ₂	Мідь двохлориста	435	505	630
KAlCl ₄	Алюмінат калію хлористий	815	1017	690
ZnCl ₂	Цинк хлористий	611	733	316
NH ₄ Cl	Амоній хлористий	270	338	520
NH ₄ F	Амоній фтористий	335	500	сублімація

Термодинамічні розрахунки за [45] показують, що активними відносно більшості оксидів металів є CuCl₂, ZnCl₂, FeCl₂, FeCl₃, NH₄F. Ці речовини поряд із компенсацією тиску виконують флюсування при змочуванні розплавом припою металу, що паяється.

Кількість солі, необхідну для компенсації тиску в контейнері, можна розрахувати на прикладі розрахунку кількості ZnCl₂. Необхідно визначити кількість ZnCl₂ у герметичному контейнері з повітрям обсягом V л для ство-

рення тиску 95 кПа при 1100⁰С. У контейнер поміщений сорбент Mn у кількості 0,04 г/см³. При температурі 733⁰С пари ZnCl₂ створюють тиск 100 кПа. Для створення тиску 95 кПа при температурі 1100⁰С, тиск пари при температурі 733⁰С повинен бути

$$P = 95 \frac{733}{1100} = 63 \text{ кПа} .$$

Один моль ZnCl₂ дорівнює 135,3 г і утворить при випаровуванні 22,4 л пари. Для заповнення контейнера паром необхідно ZnCl₂:

$$\frac{V135,3}{22,4} = 6,04V_2 .$$

Для створення тиску 63 кПа при 733⁰С необхідно ZnCl₂:

$$6,04V \frac{63}{100} = 3,8V_2 .$$

При обраній композиції сорбенту Mn 0,04 г/см³ і 3,8 Vг ZnCl₂ тиск, що знижується при поглинанні повітря сорбентом у контейнері, компенсується наростаючим тиском пари хлористого цинку й при температурі паяння 1100⁰С буде на ≈ 5% нижче атмосферного.

Застосування металевго порошкового сорбенту дозволяє створювати контрольовану атмосферу в контейнері з ножовим затвором. Для цього лабіринт затвора заповнюють сумішшю порошоків Mn, Cr, оксидів і фторидов металів Mg, Al₂O₃, SiO₂, TiO₂, CaF₂ [46]. Суміш містить не більше 30% порошку сорбенту. Його частинки рівномірно розподілені між частинками оксидів (фторидів) і при нагріванні не відбувається спікання засипання затвора. Для гарантованої захисної дії затвора довжина шару, по якому проходять гази, повинна бути 350 мм.

Зміна складу атмосфери в контейнері із затвором із суміші порошоків Mn і SiO₂ грануляції 50-150 мкм досліджували на установці, схема якої показана на рис.1. 2.

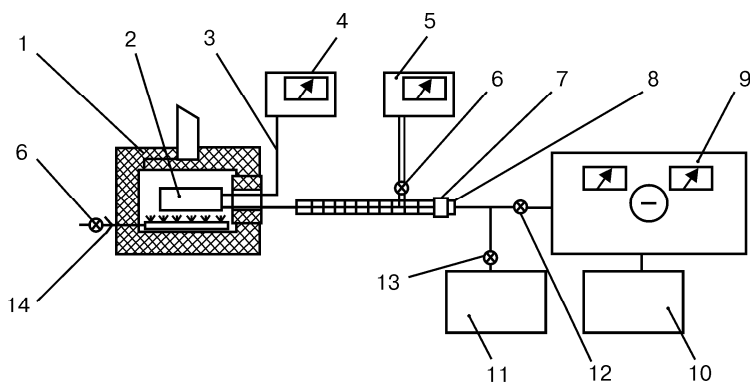


Рисунок 1.2 – Схема установки для дослідження складу газової фази в контейнері: 1 - газова піч; 2 - контейнер; 3 - термопара ТПП; 4 - потенціометр КСП-4; 5 - електронний манометр МАС-ЭЗГСП; 6 - вентиля; 7 - вентиль, що обігрівається; 8 - контрольна ємність; 9 - мас-спектрометр МХ-7303; 10, 11 - вакуумні насоси; 12 - дозуючий вентиль; 13 - трубка з обігрівачем; 14 - газовий пальник

Контейнер нагрівають у газовій печі, склад атмосфери в якій такий, %: O_2 0,5; CO - 5; CO_2 - 12; H_2O - 22; Ar - 0,9; N_2 - останнє. Тиск у контейнері вимірювався електронним манометром МАС-ЭЗГСП із межею чутливості близько 0,4 кПа. Аналіз складу газу проводився мас-спектрометром МХ-7303 у діапазоні масових чисел 4-44, фіксуючи піки, що належать до масових чисел 12, 14, 16, 18, 28, 32, 40 і 44. Досліджуваний газ подавався в вакуумовану контрольну ємність 8, що обігрівається, і далі через дозуючий вентиль 12 в аналізатор мас-спектрометра 9. Після аналізу газ із аналізатора видаляли за допомогою вакуумних агрегатів 10, 11. Проби, що відбираються в процесі нагрівання, істотно не впливали на склад газової фази при подальших випробуваннях, тому що аналізована маса в

ємності 8 обсягом 1 см^3 незначна відносно маси газів, що перебувають у контейнері. Аналіз складу газів проводився при безперервному нагріванні до 1200°C з інтервалом через кожні 100°C .

При нагріванні в контейнері на початку створюється невеликий (2-3 кПа) надлишковий тиск, потім при температурі вище 600°C незначне розрідження, при якому газ з печі надходить у контейнер. Кисень і оксиди вуглецю поглинаються сорбентом у складі затвора. У контейнер надходить суміш азоту й аргону. Сорбент у контейнері поглинає азот, що приводить до накопичення інертного газу аргону (рис.1.3).

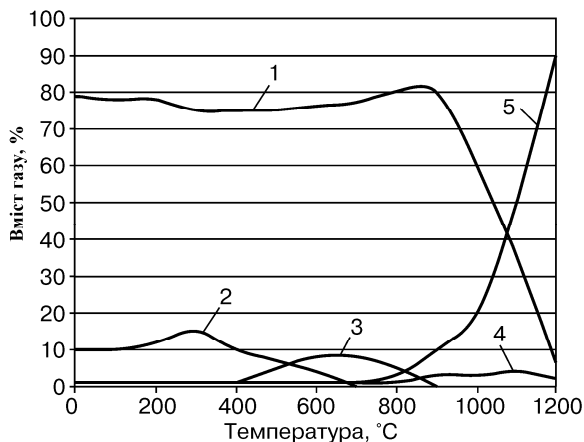


Рисунок 1.3 – Зміна складу газу при нагріванні контейнера з порошковим затвором із сорбентом марганцем у кількості $0,04 \text{ г/см}^3$: 1 - N+CO; 2 - O₂; 3 - CO₂; 4 - H₂O; 5 - Ar

При температурі 1200°C вміст аргону досягає 90%. Крім аргону, в атмосфері контейнера в діапазоні температур $800-1200^\circ\text{C}$ є CO і H₂O, які перемістилися через затвор з газової печі. Наявність пару води спричиняє необхідність застосування в контейнері із затвором активних газових флюсових добавок при паянні легованих сталей.

Процес просочення металевого порошку в зазорі має складний характер. На нього впливає нерівномірність переміщення розплаву в каркасі, витіснення з нього залишкових газів та особливість кристалізації при охолодженні. Механізм просочення при формуванні композиційного металу в зазорі досліджено в ряді проведених нами експериментів.

На рис.1.4 показані схеми з'єднання циліндричних зразків діаметром 100 мм, зібраних із зазором 2,5 мм. Зазор вибраний досить великим, невластивим паяному з'єднанню, для посилення явищ, що виникають при заповненні й кристалізації припою. Зазор заповнювали розплавом при нагріванні у вакуумній печі (схеми 1,2) і при автовакуумному нагріванні (схеми 3,4). Для створення вакууму в зазорі до нього приєднували сорбційний насос із активним порошком. У камеру сорбційного насоса при просочуванні витіснялися залишкові гази. При цьому зазор заповнювали розплавом під дією ваги (схема 1) при невеликому гідростатичному тиску 0,01 МПа (схема 2) і під тиском 0,4 МПа (схеми 3,4). Як показало дослідження макроструктури швів, виконаних мідно-марганцевим припоєм без порошку в зазорі, нагнітання припою в зазор не усуває утворення усадкових дефектів у тих випадках, коли розплав уводиться в зазор на периферії шва й коли він кристалізується в сполучному каналі раніше, ніж у зазорі. Така особливість кристалізації розплаву досконально відома в ливарному виробництві.

Заповнення некапілярного зазору порошком із дискретних волокон діаметром 0,4 та довжиною 1мм із сталі 20 усуває більші усадкові раковини, але при цьому метал шва в центральній зоні має велику кількість усадкових мікродефектів. У зонах усадки частинки порошку полужені припоєм, з'єднані між собою, але в порожнинах між частинками порошку припою немає. Крім усадкових дефектів, при

заповненні зазору з порошком розплавом припою у верхній і центральній зонах перетину шва утворюються ділянки із замкнутими залишковими газами, незважаючи на їх невеликий парціальний тиск при виконанні процесу у вакуумі й автовакуумі. Усуває макро- й мікроусадкові дефекти нагнітання розплаву протягом усього періоду кристалізації металу шва в зоні її завершення. Для цього передбачається відповідна теплоізоляція вузла, що з'єднується, і живильника з розплавом (схема 4) [47, 48].

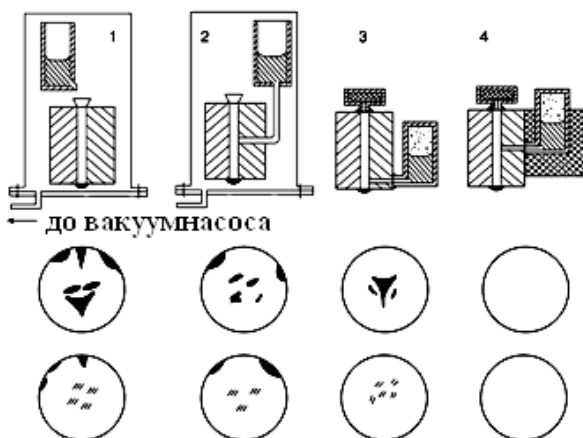
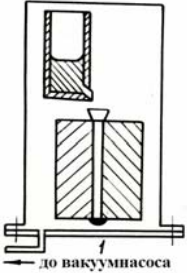
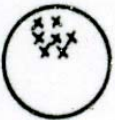
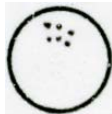

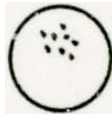


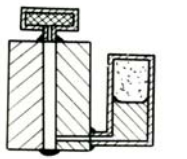


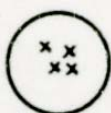
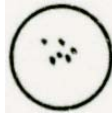

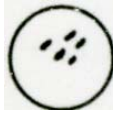
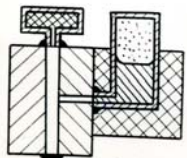



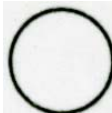

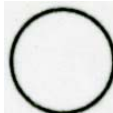


Рисунок 1.4 – Схеми з'єднання зразків і макроструктура відповідних швів за відсутності в зазорі порошку (середній ряд) і з порошком (нижній ряд)

На розміри й кількість усадкових дефектів впливає величина об'ємної усадки розплаву. Дослідження формування з'єднання сплавами Cu-Zn, Cu-Mn-Ni і Cu, об'ємна усадка яких становить 1,7; 1,96; 2,1 %, показала відмінності у структурі, наведені в табл.1.3. Істотних відмінностей у формуванні паяного шва припоями, що мають різний інтервал кристалізації й різну об'ємну усадку при застосуван-

Таблиця 1.3 – Вплив складу розплаву на формування макроструктури металу з'єднання

Схема з'єднання	Cu-Zn		Cu-Mn-Ni		Cu	
	без порош-ку	з порош-ком	без порош-ку	з порош-ком	без порош-ку	з порош-ком
						
						
						

ні нерозчинного й незначно розчинного в припої порошку, немає. При застосуванні мідно-цинкового припою не виявляються макродефекти при нагнітанні розплаву припою на периферії шва. Однак на мікрорівні неоднорідність структури виявляється по всьому перетині шва. Мікропористість у зонах завершення кристалізації металу без підживлення припоєм обумовлює значну неоднорідність механічних властивостей з'єднання: межа міцності 270-300 МПа, ударна в'язкість 4-8 Дж/см². За наявності підживлення шва, що кристалізується, припоєм під тиском механічні властивості значно підвищуються: межа міцності до 380-390 МПа, а ударна в'язкість збільшується на порядок - до 31-47 Дж/см².

У загальному випадку можливість утворення дефектів і неоднорідність металу шва є характерною рисою формування з'єднання з нерозчинним у припої порошком.

Практично шви мають різний перетин і різне розташування в просторі, що утруднює або унеможлиблює організацію підживлення розплавом припою протягом усього періоду кристалізації металу. У реальних умовах при підживленні розплавом припою під дією капілярних сил без зовнішнього тиску на припій імовірність утворення дефектів значна.

Істотно змінюється формування металу шва при застосуванні порошку частково розчинного в розплаві припою. У цьому випадку відбувається ізотермічна кристалізація металу шва при температурі просочування. На рис.1.5 показана схема з'єднання зразка з зазором змінного перетину з об'ємом 430 см³. Для заповнення зазору використано 1600 г залізонікелевого порошку й 2200 г мідно-марганцевого припою. Місце введення розплаву було в зоні найменшого перетину на периферії зазору.

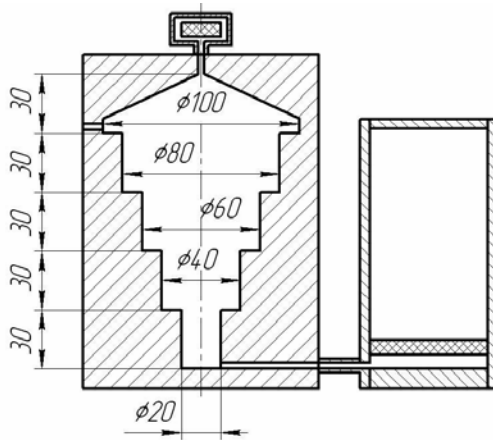


Рисунок 1.5 – Схема зразка зі змінним перетином і об'ємом зазору

Сполучний канал і живильник не мали теплоізоляції. Час ізотермічної витримки становив 1 годину. При охолодженні першим кристалізувався припій у сполучному каналі, виконаному із трубки малого діаметра. Підживлення припоєм шва під тиском припинилося на початковій стадії кристалізації. Однак, як показало дослідження макрошліфа (рис.1.6), усадкових дефектів немає по всьому перетині "шва". Таким чином, при виборі композиції взаєморозчинних порошку й припою при відповідній ізотермічній витримці при температурі просочування можна сформувати бездефектну структуру металу шва.

Експерименти багатьох дослідників із нагнітанням припою в зазор підтвердили позитивний вплив тиску на кристалізацію металу шва [49, 50]. Однак практичне застосування тиску утруднене складністю виконання. Високотемпературні печі, у робочій камері яких можна підвищувати тиск, промисловістю не виготовляється для широкого застосування.

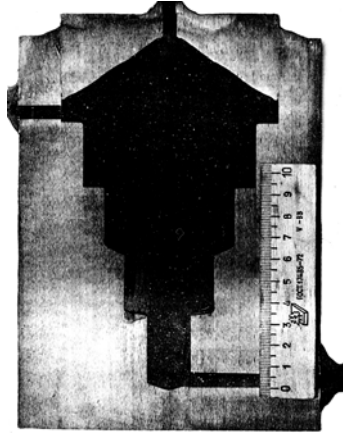


Рисунок 1.6 – Макрошліф зразка без усадкових дефектів

Застосувати тиск над розплавом металу при просочуванні порошку можна за допомогою способу і пристрою, схему яких у загальних рисах ілюструє рис. 1.5 [51, 52]. Заповнений порошком зазор між деталями герметизують по периметру і приєднують до нього сорбційний насос і живильник розплавленого металу за допомогою дугового зварювання. У сорбційному насосі розміщують порошки активних металів – Ti, Mn, Cr, які при нагріванні в звичайних термічних печах поглинають кисень, азот, оксиди вуглецю і створюють автовакуумний ефект зниження тиску до рівня низького вакууму (приблизно 133 Па) [41]. У живильнику газ, розташований над поверхнею розплаву, при підвищенні тиску при нагріванні нагнітає розплав в зазор. Особливістю пристроїв з нагнітанням розплаву стисненим газом є наявність у сполучному каналі герметичної перегородки, що відокремлює камеру живильника від зазору. Перегородка відокремлює живильник доти, доки припій у ньому повністю не розплавиться й не розчинить її. Це виключає можливість проникнення стисненого газу в паяльний зазор раніше розплаву припою.

Відомо, що при кристалізації виливків тиск над поверхнею розплаву величиною більше 0,35 МПа є достатнім для усунення усадкової пористості. Такого ж тиску достатньо і при просочуванні порошку для того, щоб при правильній організації введення розплаву в зазор виключити утворення усадкових дефектів і пористості в металі шва. Результати експериментів з'єднання сталі 20 мідно-марганцевим припоєм швами шириною 2,5 мм, заповнених залізонікелевим порошком, наведені в табл. 1.4.

При просоченні металевих порошоків розплавом металу має місце виділення газів, розчинених у розплаві і порошку. Змочування і розтікання рідкої фази по поверхні твердого тіла активує виділення газів. Сприяє виділенню газів нагрівання в вакуумі. Це підтверджує такий експеримент, проведений при нагріванні в вакуумній печі з візуальним спостереженням процесу просочування. У вертикально розташовану трубку Ø12x2 довжиною 400 мм із металевим порошком через отвір, розміщений у середній зоні, вводили розплавлений припій (рис.1.7).

Таблиця 1.4 – Вплив величини тиску нагнітання розплаву на механічні властивості з'єднання сталі 20

Механічні властивості	Тиск на припій, МПа				
	0	0,2	0,4	0,9	1,3
Межа міцності, МПа	330-360	440*	440*	440*	440*
Ударна в'язкість, Дж/см ²	28-44	45-94	96-108	83-103	68-100
* Руйнування по основному металу					

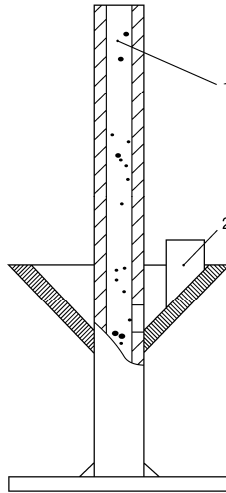


Рисунок 1.7 – Схема експерименту зі змочування порошку розплавом припою у вакуумі: 1 - порошок; 2 - припій

Висота шару порошку й грануляція (0,1-0,4 мм) забезпечували видалення з нього газів при нагріванні до температури плавлення припою. Розплавлений припій переміщався по стінці конусного живильника й також дегазувався до змочування. Проте змочування порошку міддю супроводжується інтенсивним розбризкуванням. Мідь, потрапляючи в отвір, разом із порошком викидається з нього. Інтенсивність процесу залежить від марки порошку. В деяких композиціях порошок – припій такого процесу немає. А у залізному порошок, відновленому з окалини, процес триває практично до повного викиду міді. У результаті з трубки в зоні отвору на відстані 70 мм нагору й униз видаляються порошок і мідь. Ці явища, що можуть вплинути на формування композиційного металу, потребують детального вивчення, чому і будуть присвячені наступні розділи книги.

1.4. Технологічні умови формування спеченого каркаса композиту із порошку

Наявність в зазорі між деталями, що з'єднуються, спеченого каркаса, в якому частинки порошку мають металевий зв'язок між собою і водночас з поверхнею деталей, дозволяє запобігти переміщенню порошку при просочуванні і тим самим уникнути утворення дефектів. Причому доцільним є використання для створення спеченого каркаса процесу нагрівання до температури плавлення металу, що просочує каркас.

Відомо, що операція спікання складається з нагрівання і витримки при $T = (0,7-0,8) T_{пл}$ основного компонента композиції, що спікається. При використанні легованих порошоків або їх сумішей температура спікання становить $(0,85-0,9) T_{пл}$ [29]. За цими даними температура утворення спеченого каркаса із порошоків на основі заліза повинна бути вищою 1100°C . Однак у наших експериментах виявлено, що при нагріванні у вакуумі уже при температурі до 1000°C порошки на залізній основі спікаються в конгломерат, що важко піддається руйнуванню. Металографічні дослідження показали, що в місцях контакту частинок порошку утворюється металеве дифузійне з'єднання.

Відомо, що при нагріванні в вакуумній печі на початковому етапі в її робочій камері з'являється кисень. Його поява пов'язана з відривом адсорбованого шару газів, у тому числі й кисню, з теплоізоляційних екранів робочої камери [53]. Кисень, що з'являється в камері печі, окислює поверхню об'єктів, які нагріваються. Процес окислення триває до температури $\approx 600^{\circ}\text{C}$. При подальшому нагріванні парціальний тиск кисню майже зникає, тому що припиняється виділення газів із нагрітих дегазованих поверхонь теплоізоляційних екранів.

При автовакуумному нагріванні на початковому етапі в об'ємі загерметизованого повітря присутній кисень. При нагріванні сорбент поглинає кисень, але одночасно окислюється порошок, з якого утворюється каркас. Цей процес триває до повного поглинання кисню сорбентом при температурі вище 600°C . При подальшому нагріванні оксидна плівка, що утворилась на поверхні порошку на основі заліза, видаляється під одночасною або роздільною дією двох основних процесів – відновлення вуглецем та розчинення кисню в основному металі. Процес видалення плівки оксидів з поверхні порошку проходить однаково як при нагріванні у вакуумній печі, так і при автовакуумному нагріванні. При чому, як з'ясовано, очищення поверхні сплавів на основі заліза з вмістом вуглецю відбувається раніше при автовакуумному нагріванні порівняно з нагріванням у вакуумній печі при розрідженні $0,01\text{ Па}$ [54].

Для з'ясування механізму видалення оксидної плівки досліджували стан поверхні сталей із різним вмістом вуглецю при автовакуумному нагріванні. Досліджували відновлення оксидів на армко-залізі, сталях 20, 45, У8, що містять відповідно 0,01; 0,21; 0,46; 0,79% вуглецю. Шліфовані, промиті бензином зразки розміром $4\times 10\times 20\text{ мм}$ поміщали у вакуумну піч, нагрівали при розрідженні $1,3\text{ Па}$ до 600°C , витримували 15 хв, припиняли нагрівання й при 350°C камеру печі заповнювали повітрям. Нагрівання у вакуумі видаляло забруднення поверхні органічними речовинами й дозволяло одержати однорідну щільну оксидну плівку синьо-фіолетового кольору. Товщина такої плівки за оцінкою інтерференційного методу становить $600\text{--}700\text{ \AA}$. Окислені зразки поміщали в контейнер, на дні якого розміщався порошок марганцю в кількості $0,04\text{ г/см}^3$. Заповнений повітрям контейнер герметизували й нагрівали до $600, 700, 800, 900, 950^{\circ}\text{C}$ з витримкою 30 хв при цих температурах. Після охолодження до кімнатної температури

контейнер розкривали, досліджували поверхню зразків візуально й за допомогою растрового електронного мікроскопа РЕММА-200. За візуальною оцінкою колір оксидної плівки на сталях змінюється в послідовності: синій, темно-сірий, сірий, ясно-сірий, матово-сталевий [55].

Зміна рельєфу плівки, що зафіксована мікроскопом, наведена на рис.1.8 і 1.9. На всіх сталях зміни мають багато загального. У початковому окисленому стані плівка щільна, повністю повторює рельєф поверхні, утворений механічною обробкою. При температурі 600°C плівка стає горбистою, товщає й згладжує рельєф обробки. На плівці з'являються тріщини й надриви. Це пов'язано зі структурними перетвореннями в плівці.

При нормальній температурі оксидна плівка складається в основному зі стійкого оксиду магнетиту Fe_3O_4 і поверхневого шару гематиту Fe_2O_3 . При температурі вище 570°C магнетит переходить у високотемпературний оксид вюстит FeO , а гематит перетворюється в магнетит. Об'ємне відношення оксидів Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO до металу дорівнює відповідно 2,14; 2,10; 1,76. Зменшення обсягу при утворенні оксиду FeO у плівці призводить до її розтріскування й розшарування. Охолодження з 600°C до нормальної температури супроводжується перетворенням $\text{FeO-Fe}_3\text{O}_4$ зі збільшенням обсягу, що приводить до збільшення товщини плівки, появи горбистості й згладжування рельєфу. Вплив вуглецю не виявляється за зовнішніми топографічними ознаками, однак істотна відмінність у властивостях плівки є. Плівка на армко-залізі після нагрівання до 600°C міцно з'єднана з металом. Плівка з поверхні сталі У8 легко відділяється. Плівка на сталях 20 і 45 має проміжну міцність зчеплення з металом. Це пов'язане із проходженням реакції відновлення оксидів заліза вуглецем з утворенням CO і CO_2 . Реакція проходить на поверхні розділу оксид-газ, тобто на поверхні плівки, у її тріщинах, у місцях контакту

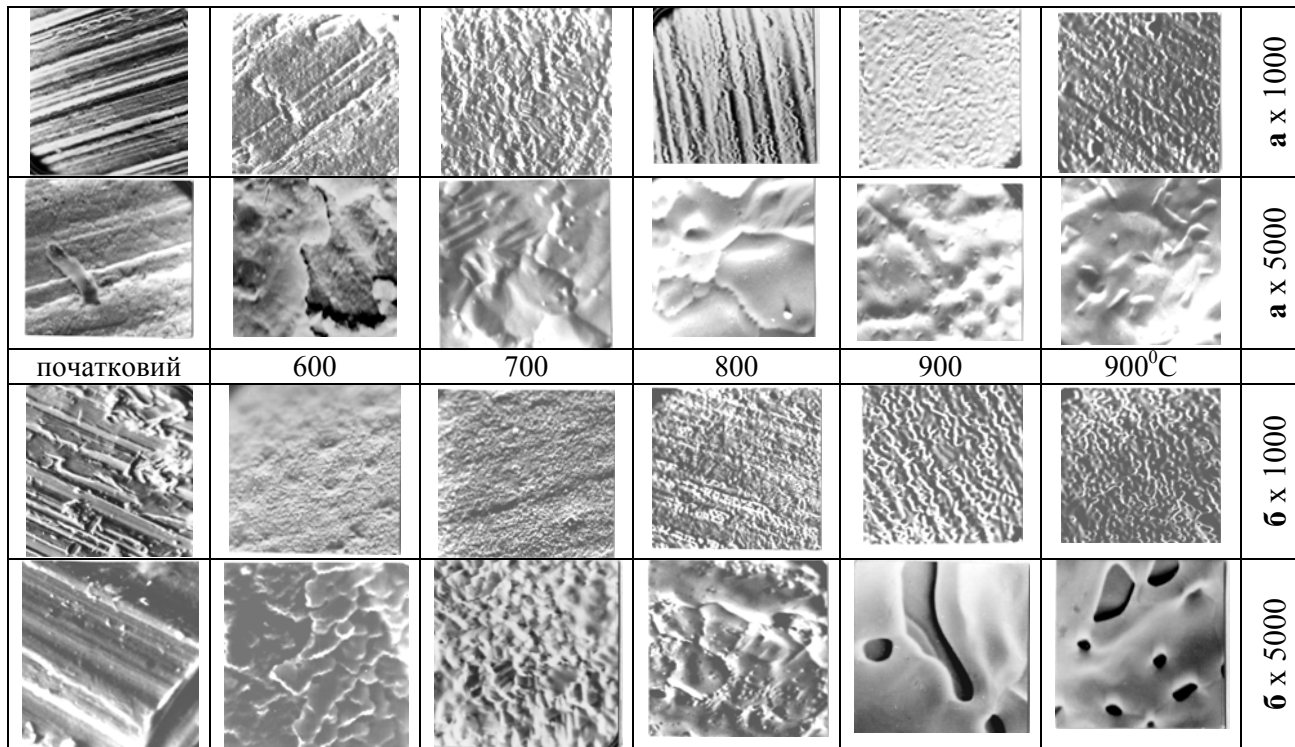


Рисунок 1.8 – Рельєф оксидної плівки на армко-залізі (а) і сталі 20 (б) після автовакуумного нагрівання із сорбентом марганцем

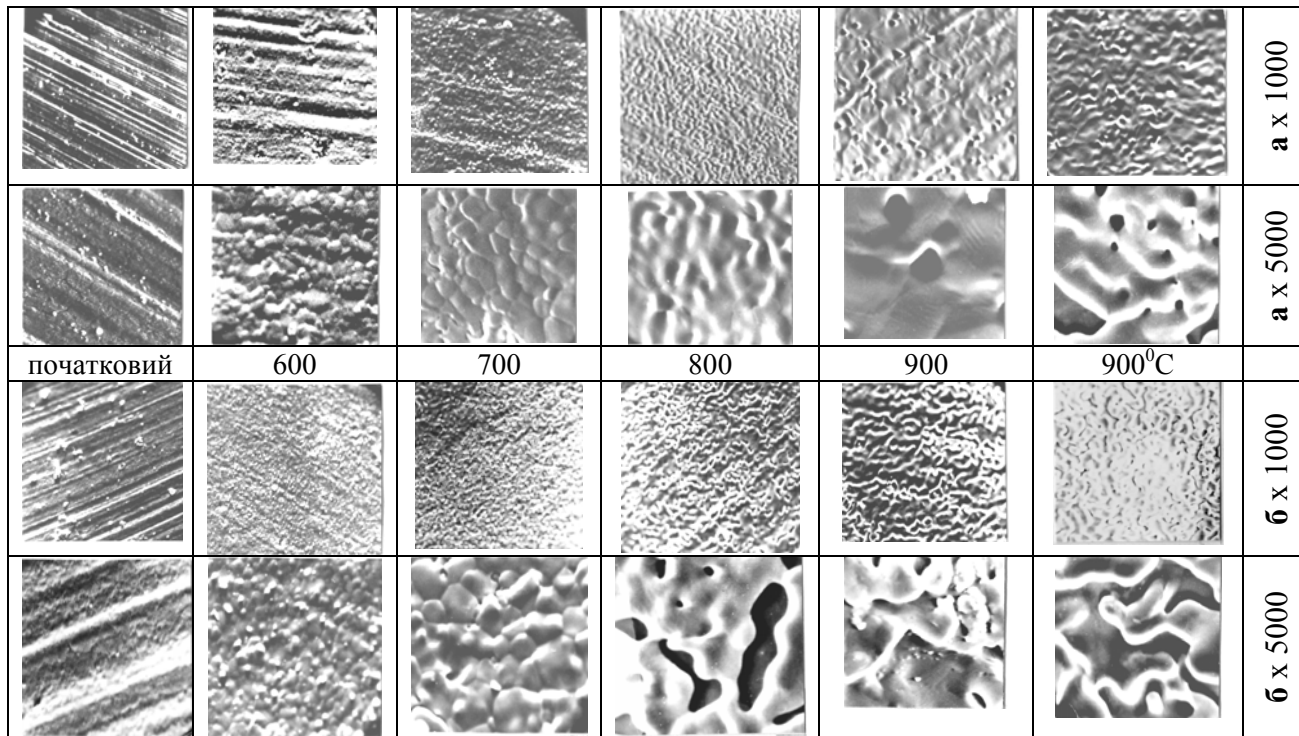


Рисунок 1.9 – Рельєф оксидної плівки на сталі 45 (а) і сталі У8 (б) після автовакуумного нагрівання із сорбентом марганцем

плівки, що відшаровується від основного металу, з якого вуглець дифундує в зону реакції. Газ, що утворюється, сприяє руйнуванню й відшаруванню плівки.

При нагріванні до 700°C парціальний тиск кисню знижується. На вуглецевих сталях відбувається безперервне відновлення оксиду FeO і зменшення товщини плівки. На армко-залізі пластичний вюстит прилягає до поверхні металу, заликовує тріщини на плівці. Товщина її зменшується за рахунок залишкового вуглецю ($\sim 0,01\%$) основного металу й можливої реакції відновлення оксидом CO із газової фази контейнера. Охолодження з 700°C відбувається в контейнері за відсутності кисню, тому перетворення FeO в Fe_3O_4 не відбувається через низький P_{O_2} . На поверхні залишається плівка високотемпературного вюститу. При температурі 800°C на вуглецевих сталях триває відновлення FeO вуглецем на поверхні плівки. Газы, що виділяються, у місцях відшарувань під пластичною плівкою утворюють пузири, що руйнуються при підвищенні тиску. Утворюється характерна поверхня із кратерами. Кількість кратерів на поверхні збільшується з підвищенням вмісту вуглецю в сталі. На армко-залізі при температурі 800°C плівка стає тоншою й на поверхні з'являється рельєф шліфування. На плівці чітко виділяються щільні межі її зерен. При температурі 900°C практично завершується процес відновлення FeO на вуглецевих сталях. Рельєф поверхні стає більш перетнутим за рахунок деформації й розривів біля кратерів плівки відновленого заліза. Нагрівання до 950°C мало змінює рельєф. На армко-залізі при 900°C на плівці зникають межі зерен, на її поверхні з'являються кристалічні утворення. При 950°C розмір їх збільшується.

Термодинамічні умови автовакуумного нагрівання дозволяють повністю видалити відновленням оксидну плівку на вуглецевих сталях. На армко-залізі відновлення залишковим вуглецем, кількість якого $0,01\%$, можливе тільки на першій стадії нагрівання. При подальшому нагріванні плі-

вка, існування якої фіксує растровий мікроскоп, може змінюватися, головним чином, за рахунок розчинення кисню в основному металі.

Для визначення структури плівки після нагрівання до 950°C застосували рентгеноструктурний аналіз на установці УРС-50ІМ з використанням окислених залізних порошків. Порошки із вмістом вуглецю 0,03 і 0,5% окислювали на повітрі при температурі 400°C . Окислені порошки мали чорний колір. Сильно розвинена поверхня порошку дозволяє одержати при рентгеноструктурному аналізі стійкий сигнал про наявність на його поверхні оксидів Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO .

Процес відновлення оксидної плівки підтверджується мас-спектрометричним аналізом газу, що виділяється. Окислені порошки нагрівали в контейнері із сорбентом, реєструючи тиск і склад газу. При температурі 600°C із окисленого порошку з 0,5% вуглецю починалося активне виділення CO і CO_2 з інтенсивним підвищенням тиску. За допомогою вакуумного насоса газу періодично видаляли до завершення виділення газів при 600°C . Після охолодження частини порошку мали блискучу металеву поверхню. Вуглець хімічним аналізом у порошку не виявлений. Рентгеноструктурний аналіз не виявив фаз Fe_2O_3 , Fe_3O_4 , FeO . Порошок із вмістом вуглецю 0,03% при температурі 600°C має незначне газовиділення. Він після такого нагрівання зберігає чорний колір. Хімічний аналіз після нагрівання в складі порошку вуглецю не виявив. Рентгеноструктурний аналіз показує наявність оксидів. Порошок у такому стані після автовакуумного нагрівання до 600°C знову нагрівали до 950°C . Він після цього нагрівання став світлим, частково з металевим блиском. Рентгеноструктурний аналіз оксидів не виявив. Ці експерименти підтверджують, що поряд з відновленням оксидні плівки зникають із поверхні в умовах автовакуумного нагрівання за рахунок розчинення кисню в основному металі. На можливість розчи-

нення кисню в залізі вказують дані [56, 57], згідно з якими розчинність кисню при 700-800⁰С досягає ~ 0,1 %.

Зміна рельєфу оксидної плівки на низьколегованих сталях при автовакуумному нагріванні в інтервалі 600-800⁰С багато в чому аналогічна зміні на вуглецевій сталі. За даними [56] оксидна плівка на низьколегованій хромистій сталі складається з оксидів Fe₂O₃, Fe₃O₄, (CrFe)₂O₃, FeCr₂O₄. При 600⁰С плівка товщає, у ній з'являються тріщини, при 700⁰С триває розпушення й відшарування плівки (рис.1.10). При цій температурі відбувається перетворення й відновлення оксидів Fe₂O₃, Fe₃O₄. При 800⁰С відбувається перетворення структури оксидів, що містять Fe і Cr. Залізо, що входить до складу складного оксиду, відновлюється вуглецем. Гази, що утворюються при цьому, руйнують плівку з утворенням кратерів. При подальшому підвищенні температури на поверхні залишається тільки стійкий оксид хрому Cr₂O₃. Плівка стає тоншою, ущільнюється, дефекти на її поверхні зникають і з'являється рельєф механічної обробки.

На високолегованих сталях, що містять значну кількість хрому і легуваних, крім того, титаном, алюмінієм, зміна стану оксидної плівки при автовакуумному нагріванні інша. При нагріванні в окисній атмосфері в початковій стадії відбувається відбіркове окислювання [58, 59]. На поверхні сталі утворюються переважно оксиди легуючих елементів, що мають більшу спорідненість з киснем. Така плівка в умовах автовакуумного нагрівання до 950⁰С не відновлюється вуглецем основного металу й не розчиняється в ньому (рис.1.11). Ці процеси починаються при більш високій температурі.

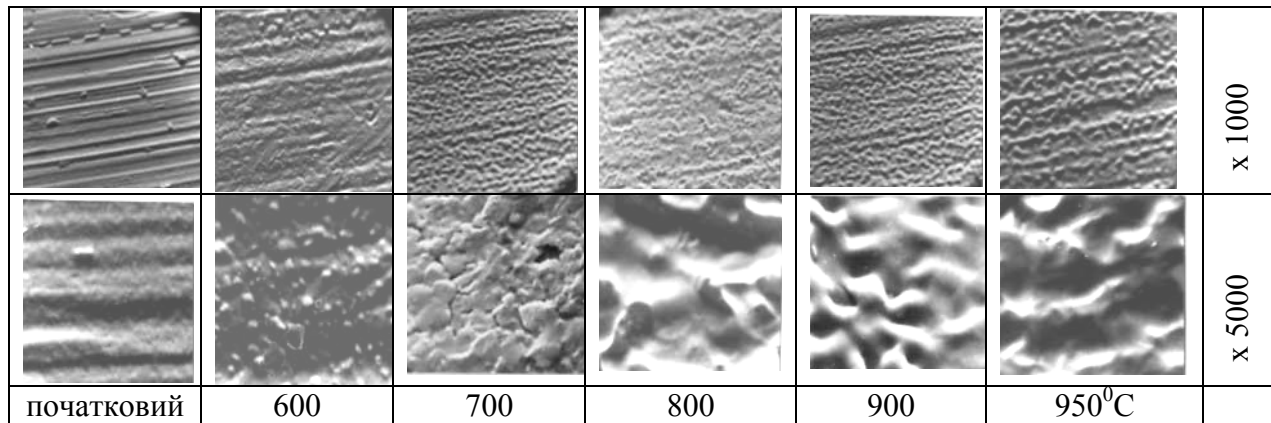


Рисунок 1.10 – Рельєф оксидної плівки на сталі 22Х3М після автовакуумного нагрівання із сорбентом марганцем

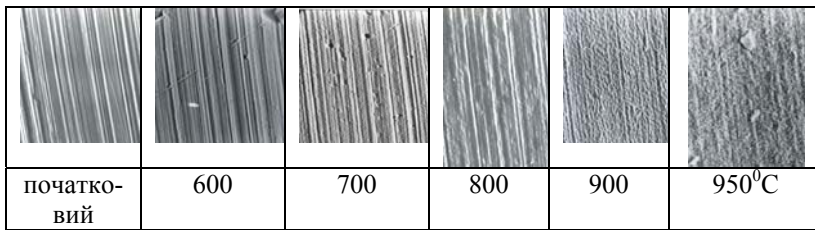


Рисунок 1.11 – Рельєф оксидної плівки на сталі 12Х18Н10Т після автовакуумного нагрівання із сорбентом марганцем, х1000

Наявність порошкового наповнювача в зазорі між деталями може впливати на стан поверхні металу. Порошок із незначним газовиділенням практично не впливає на стан поверхні вуглецевих сталей. Після нагрівання до температури 950⁰C вони мають чисті, з металевим блиском поверхні. Низьколеговані й високолеговані сталі окислюються в різному ступені залежно від складу порошку. У табл.1.5 наведені дані про стан поверхні різних сталей після нагрівання в контактi із залізним порошком, дегазованим нагріванням у вакуумі. Незважаючи на те що такий порошок виділяє дуже незначну кількість газів, поверхня легованих сталей окислюється. При цьому помітно проявляється вплив кількості вуглецю в порошку на колір і рельєф плівки.

На поверхнях з металевим блиском оксидна плівка відсутня. Сірий колір поверхні свідчить про наявність тонкої плівки оксидів.

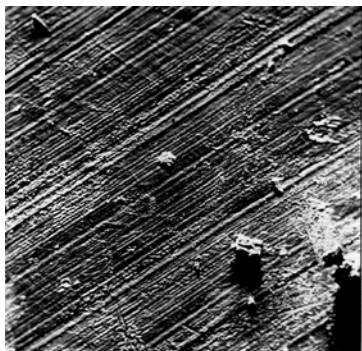
Термодинамічна оцінка відновлення вуглецем оксиду хрому при 950⁰C за реакцією $Cr_2O_3 + 3C = 3CO + 2Cr$ за [60] встановлює її неможливість. Відновлення оксиду хрому відбувається при температурі 1000⁰C і вище. При цьому відновлення проходить активно в контактi з високовуглецевим залізним порошком. На рис.1.12 показаний

Таблиця 1.5 – Вплив складу порошку в зазорі на стан поверхні основного металу при автовакуумному нагріванні до 950⁰С із сорбентом марганцем

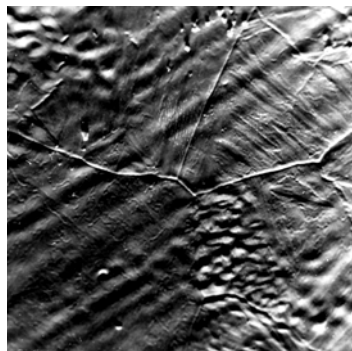
Основний метал	Початкова атмосфера в зазорі	Вміст вуглецю в порошок	Стан. колір поверхні
Сталь 20	Повітря	0,18	Блискуча
		0,55	
	Вакуум 1,3 Па	0,18	
		0,55	
Сталь 40	Повітря	0,18	
		0,55	
	Вакуум 1,3 Па	0,18	
		0,55	
22Х3М	Повітря	0,18	Темно-сіра
		0,55	Сіра
	Вакуум 1,3 Па	0,18	Світло-сіра
		0,55	Блискуча
12Х18Н10Т	Повітря	0,18	Темно-сіра
		0,55	Сіра
	Вакуум 1,3 Па	0,18	Сіра
		0,55	Світло-сіра

рельєф поверхні сталі 22Х3М після автовакуумного нагрівання при 1000⁰С у контактi із залізним порошок, що містить 0,55% С.

На поверхні сталі утворилася щільна плівка відновленого металу, що повторює рельєф, утворений механічною обробкою. На поверхні плівки видно межі зерен і сліди пластичної деформації, викликані усадкою плівки. На поверхні залишилися фрагменти спеченого залізного порошку, що міцно з'єднався в контактi із плівкою.



x 125



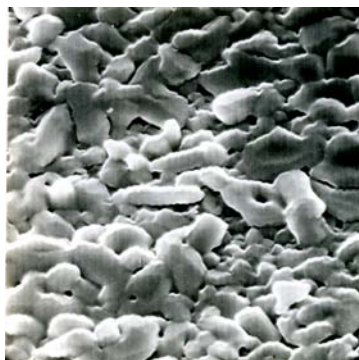
x 5000

Рисунок 1.12 – Рельєф поверхні сталі 22Х3М після автовакуумного нагрівання при 1000°C у контакті з високовуглецевим залізним порошком

Відновлена оксидна плівка на поверхні високолегованої сталі має інший вигляд (рис.1.13).



x 200



x 4000

Рисунок 1.13 – Рельєф поверхні сталі 12Х18Н10Т після автовакуумного нагрівання при 1000°C у контакті з високовуглецевим залізним порошком

Плівка на поверхні високолегованої сталі складається із дрібних лусочок відновленого хрому. Очевидно, що при відновленні міцної й стійкої оксидної плівки, основу якої становить Cr_2O_3 , значну роль відіграє двостороннє підведення вуглецю - з основного металу й порошку в зазорі.

На поверхні металевих порошоків, застосовуваних як наповнювачі некапілярних зазорів у з'єднанні, також відбуваються окислювально-відновні реакції. Утворення відновленої плівки чистого металу з рельєфною поверхнею сприяє формуванню металевого зв'язку в щільному контакті двох поверхонь, на яких відбувається процес окислювання-відновлення. На рис.1.14 показані місця зрощених у контакті поверхонь частинок порошку різної форми при нагріванні в зазорі.

Такі з'єднання утворюють міцні зв'язки часток наповнювача між собою й з поверхнею металу, що з'єднується. Розплав, переміщаючись у лабіринті капілярних каналів між частинами порошку, не переміщає їх під дією капілярних сил. Це дозволяє керувати усадкою розплаву в зазорі. На рис.1.15 показана мікроструктура з'єднання, утвореного залізонікелевим наповнювачем зі сферичною формою частинок. Перемички між частинами й основним металом, що утворилися при дифузійній взаємодії відновлених оксидних плівок, збереглися при взаємодії з розплавом мідно-марганцевого сплаву. Особливості процесу окислювання-відновлення оксидної плівки дозволяють цілеспрямовано керувати формуванням металу з'єднання.

При створенні нерухомого спеченого каркаса з множиною дискретних мікроскопічних зв'язків із поверхнею деталей є можливість керувати їх міцністю. Застосування порошку з необхідним вмістом вуглецю, створення оксидної плівки необхідної товщини на поверхні частинок порошку і деталі, температура й тривалість процесу відновлення оксидної плівки є технологічними чинниками формування

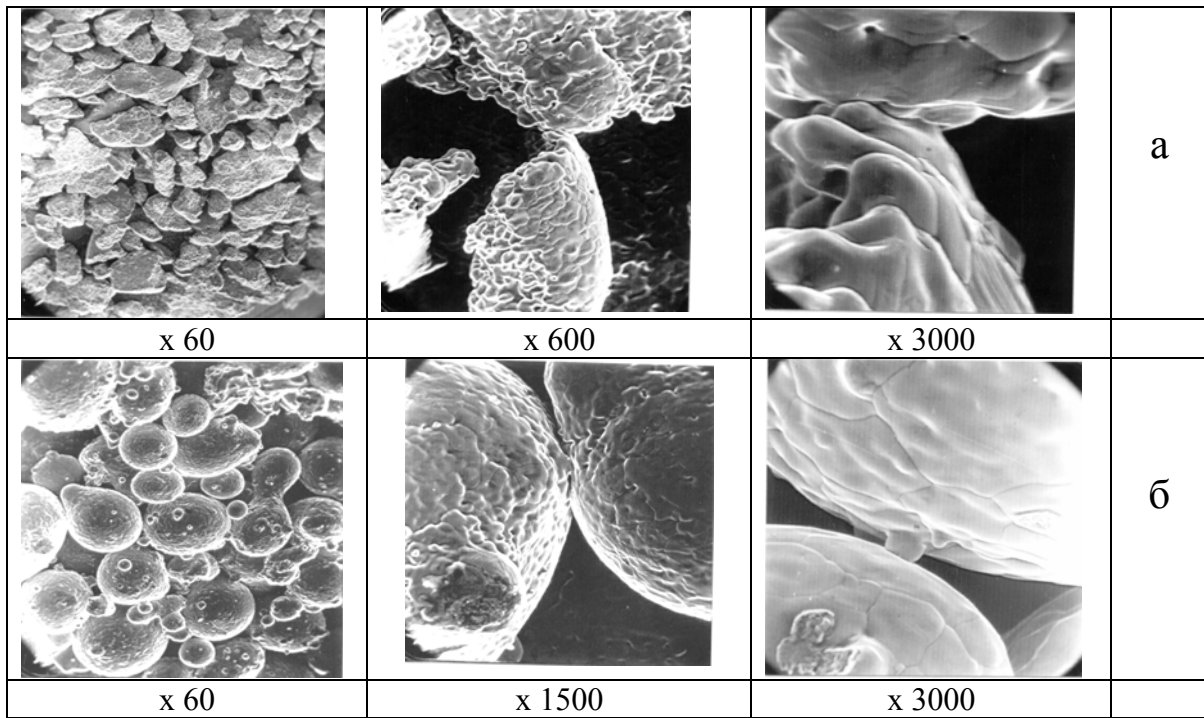


Рисунок 1.14 – Контактні перетинки, що утворилися при нагріванні у вакуумі, у залізонікелевому порошку із частинами губчастої (а) і кулястої (б) форм

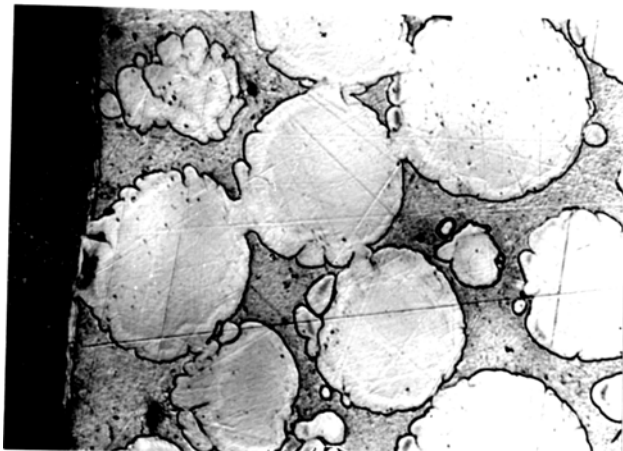


Рисунок 1.15 – Мікроструктура металу з'єднання з залізо-нікелевим наповнювачем з кулястою формою частинок, x200

каркаса. Причому його формування можливе не тільки в зазорі з'єднання, а й на поверхні металу, що дозволяє після просочення розплавом виконувати плакування з різноманітними властивостями шару, в тому числі і з необхідною товщиною.

РОЗДІЛ 2

ВЛАСТИВОСТІ МЕТАЛЕВИХ ПОРОШКІВ ДЛЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО МЕТАЛУ

2.1. Вплив технології виготовлення порошку на їх газонасиченість

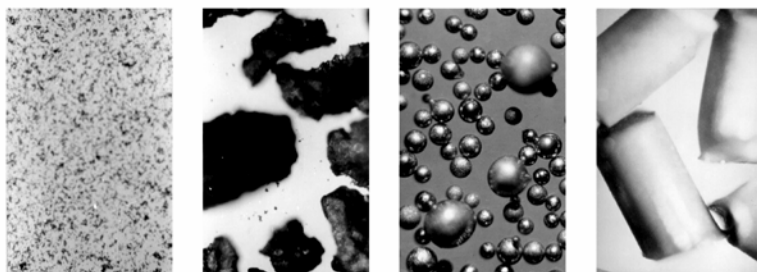
Розвиток порошкової металургії дозволив створити сучасні технології й устаткування для виготовлення металевих порошків. З них різними методами виготовляють широкий перелік деталей, а також специфічні технологічні матеріали, до яких належать припої. Застосування припоїв у вигляді порошку відкрило нові можливості в технології паяння. Пасти, що приготовлені із суміші порошку припою й зв'язувальних речовин, застосовуються для дозованого нанесення припою в місцях з'єднання й дозволяють автоматизувати підготовку виробів до паяння і сам процес паяння [61]. Однак при виготовленні порошків із припоїв потрібні спеціальні технології, такі, як відцентрове розпорошення, розпорошення інертним газом або азотом. Інші способи не забезпечують формування якісного паяного з'єднання [62-64].

Суміш порошків припою й наповнювача з металів і сплавів дозволяє створити композиційний метал шва [65]. Відповідним вибором композиції керують формуванням з'єднання на стадії заповнення зазору й кристалізації, а також при ізотермічній витримці при температурі паяння. Однак якщо для виготовлення порошку із припоїв, що являють собою спеціальні сплави, потрібні спеціальні технології, то як наповнювач для створення спеченого каркаса в необмеженому розмірами зазорі можна використати порошки, що широко застосовуються в порошковій металургії [66]. Відомі способи виготовлення порошків і деякі їхні властивості наведені в табл.2.1.

Таблиця 2.1 – Способи виготовлення й характеристика металевих порошків

Спосіб виготовлення	Матеріал	Розмір частинок, мм	Форма частинки
Дисоціація карбонілів	Fe, Ni, Cu, Mn, W	0.0001 – 0.02	Куля, пластина
Відновлення воднем розчинів солей	Fe, Ni, Cu	0,005-0,02	Кристал, пластина
Електроліз розчинів солей	Fe, Ni, Cu, Co		Кристал
Металотермічне відновлення оксидів гідридом кальцію	Cr, Ta, Zr, Ti	0,02 – 0,16	Кристал
Відновлення оксидів активними газами	Fe, Ni, Cu, Co, Mo		Кристал, губка
Розпорошення металевих розплавів	Fe, Ni, Cu, Al	0,02 – 2	Куля
Механічне подрібнення стружки, дроту, конгломерату	Fe, Ni, Cu, Cr	0,1 - 2	Циліндр, кристал

Зовнішній вигляд часток порошку показано на рис. 2.1.



а

б

в

г

Рисунок 2.1 – Зовнішній вигляд частинок порошку: а - карбонільне залізо; б - залізо, відновлене з окалини, промислова марка ПЖ; в - сталь ХН2, розпорошення розплаву азотом; г - дискретні волокна із дроту $\varnothing 0,3 \times 1$ мм

Наповнювачем зазору при з'єднанні сталі в багатьох випадках може бути порошок заліза. Як видно з табл.2.1, залізний порошок виготовляється багатьма способами. Для оцінки придатності порошку як наповнювача необхідні відомості про газовиділення з порошку при нагріванні, про особливості змочування порошку розплавом припою та особливості його вакуумування. Таких відомостей у довідковій літературі немає. Інформація про порошки як наповнювач зазору отримана в проведених нами спеціальних дослідженнях.

2.1.1. Газовиділення при нагріванні порошку

Газовиділення при нагріванні металевих порошоків переважно на основі заліза досліджували в роботі [67]. Для дослідження цього процесу застосували установку, схема якої показана на рис.2.2.

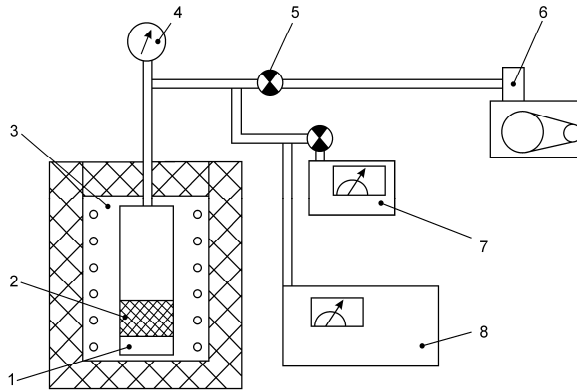


Рисунок 2.2 – Схема установки для проведення аналізу газів, що виділяються при нагріванні

У сталевий контейнер 1 обсягом 60 см³ поміщали 40 г порошку. Потім форвакуумним насосом 6 видаляли газ до розрідження 1,33 Па, закривали вентиль 5, перевіряли за допомогою електронного манометра 7 (МАС-ЭЗГСП) герметичність системи й нагрівали контейнер у печі 3. Аналіз газів у контейнері проводили за допомогою мас-спектрометра 8 (МХ7303), а тиск вимірювали мановакууметром 4 і манометром. Досліджували порошки, виготовлені різними способами. Через кожні 100⁰С нагрівання в діапазоні 20 - 1000⁰С реєстрували тиск у контейнері й визначали склад газу. Розрахунком визначали приведеній до нормальних умов обсяг газу (см³), що виділяється з 1 г порошку при температурі випробувань. При розрахунку виходили з такого: тиск газу P_{oi}, що виділився при температурі T, приведеній до нормальної температури 20⁰С, дорівнює

$$P_{oi} = a_i P_i,$$

де $a_i = 273 / (T_i - 20)$; P_i – тиск газу в контейнері при T_i.

Обсяг газу в контейнері V_c при нормальній температурі становить:

$$V_r = V_k - \frac{Q_n}{\gamma_n},$$

де V_k - обсяг контейнера, см^3 ;

Q_n - маса порошку, г;

γ_n - щільність металу порошку, $\text{г}/\text{см}^3$.

Газ обсягом V_r при нормальній температурі має тиск 100 кПа, тоді P_{oi} створюється обсягом газу, що виділився, V_i :

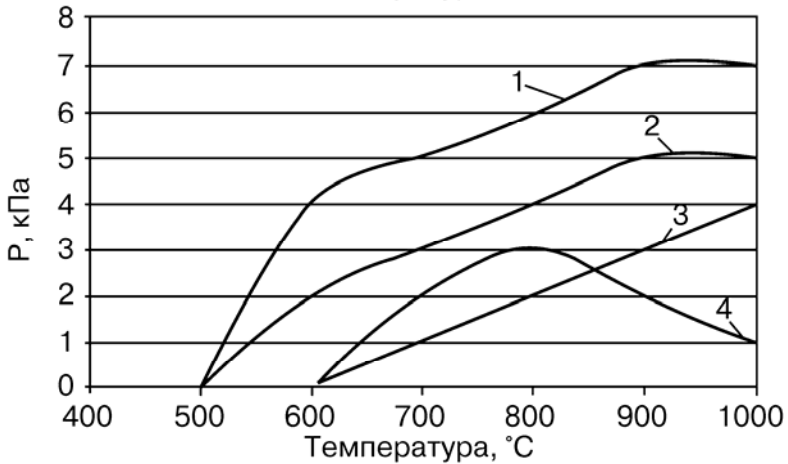
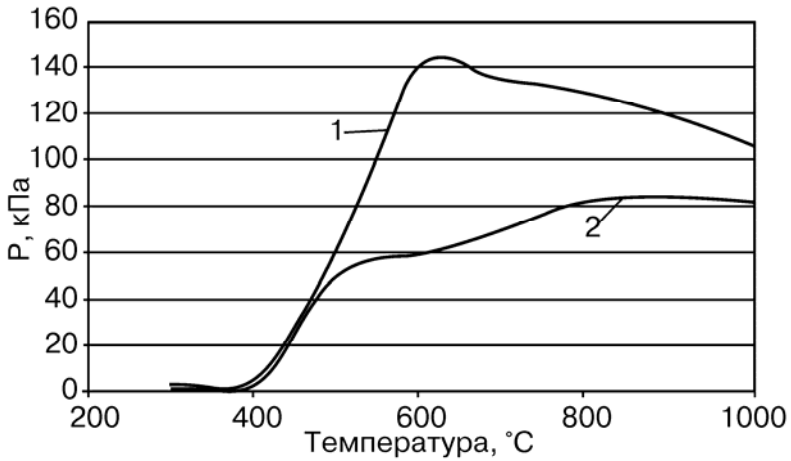
$$V_i = \frac{(V_k - \frac{Q_n}{\gamma_n}) a_i P_i}{100}.$$

Оскільки маса порошку в контейнері обсягом 60 см^3 становить 40 г, то з 1 г порошку виділяється газ в обсязі

$$V_{yi} = \frac{273 (1,5 - 1/\gamma_n)}{T_i - 20} P_i.$$

Відомості про газовиділення з порошків наведені в табл. 2.2, а характер зміни тиску газу, що виділяється, показаний на рис.2.3.

Як видно з табл.2.2 і рис.2.3, спосіб виготовлення порошку визначає його газонасиченість. Газовиділення з карбонільних і залізних порошків, відновлених із окалини, настільки значне, що при нагріванні тиск у вакуумованому контейнері перевищує атмосферний. При заповненні всього герметизованого об'єму такими порошками нагрівання до 1000°C призведе до підвищення тиску вище 400 кПа. На порядок знижується газовиділення з порошків, виготовлених розпорошенням. Порошки, що розпорошені повітрям, після відновлення у водні також характеризуються низьким газовиділенням.



б

Рисунок 2.3 – Криві зміни тиску газу, що виділяється, при нагріванні залізного порошку: а) – 1 – карбонільного; 2 – відновленого з окалини (ПЖ4); б) – 1 – розпоршеного стиснутим повітрям (ПЖР2); 2 – нагрітого у вакуумі ПЖ4; 3 – відновленого воднем (ПЖЧ2); 4 – розпоршеного азотом залізонікелевого сплаву

Таблиця 2.2 – Вплив температури на газовиділення при нагріванні металевого порошку у вакуумі 1,33 Па

Назва порошку і спосіб виготовлення	Насипна щільність, г/см ³	Вміст вуглецю, %	Об'єм газу, що виділяється з 1г порошку, см ³ , при температурі °С		
			600	700	900
Карбонільне радіотехнічне залізо ГОСТ 13610-79	3,4	0,9	0,66	0,53	0,37
Карбонільний нікель ПНК-1 ГОСТ 9722-79	1,0	0,3	0,16	0,18	0,15
Залізнікелевий Н25 (спечений у вакуумі з карбонільних Fe і Ni після розмелювання)	3,0	0,5	0,055	0,07	0,049
Залізний ПЖ4С ГОСТ 9849-76 (відновлений з окалини)	2,8	0,12	0,047	0,064	0,034
ПРХН2М ТУ14-127.134.80 (розпорошення повітрям)	3,1	0,05	0,034	0,041	0,035
Електролітичний нікель ПНЕ -1 ГОСТ9722- 79	3,4	0,02	0,024	0,027	0,039
ПРХ11Н2В2МФ (розпорошення азотом)	3,4	0,05	0,002	0,032	0,002
Залізний ПЖР2 (розпорошення повітрям, відновлення воднем)	2,9	0,02	0,009	0,019	0,021
Залізний ПЖЧ-2 (відновлення руди в ендогазі і водні)	2,8	0,01	0,003	0,005	0,008
ПРХН2 (розпорошення азотом)	3,2	0,05	0,002	0,002	0,002
Залізнікелевий Н25 (спікання в водні карбонільних Fe і Ni, нагрітий у вакуумі після розмелювання)	3,6	0,03			0,001
Дискретні волокна Ø0,3x1 із маловуглецевої сталі (після нагрівання в вакуумі)	4,1	0,12	0,003	0,007	0,002

Активне газовиділення газонасичених карбонільних порошоків починається при температурі вище 300⁰С. Для інших порошоків характерна більш висока (500⁰С) температура початку активного газовиділення. Це пов'язане з тим, що верхні шари адсорбованих газів видаляються при попередньому вакуумуванні, а адсорбований газ, що залишився, в основному кисень, не видаляється при нагріванні. Підтверджена мас-спектрометром відсутність у газах, що виділяються, кисню добре узгоджується із твердженням про його перехід при нагріванні з адсорбованого в хемадсорбований стан [68]. На рис.2.4 наведені характерні спектральні склади газів, що виділяються з різних порошоків.

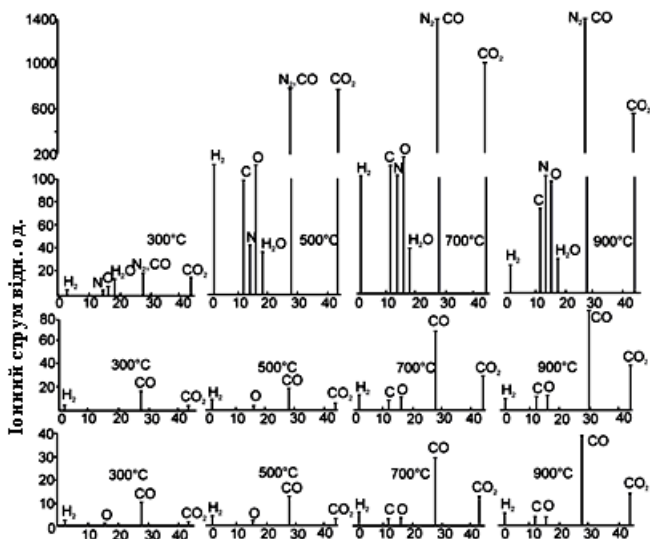


Рисунок 2.4 – Зміна складу газу при нагріванні залізного порошку: а) карбонільного; б) розпорошеного ПЖР; в) відновленого з окалини ПЖ4С після нагрівання у вакуумі

Найширший спектр мас газів при нагріванні карбонільних порошоків - H₂, H₂O, N₂, CO, CO₂. Відомо, що розчинність водню в залізі й нікелі збільшився з підвищенням температури. Однак при нагріванні спостерігається значне

виділення водню в інтервалі температур 500-600⁰С. Це пов'язане з тим, що водень, крім розчину, перебуває в обсязі мікродефектів. При нагріванні створюється тиск, що викликає руйнування металу й вихід газу [69]. Одночасно з воднем з'являється водяна пара. Порівняно висока температура появи свідчить про реакційний характер її утворення. Імовірно, водень, що звільняється з мікропорожнин, взаємодіє зі значно окисленими поверхнями частинок порошку з утворенням Н₂О. При нагріванні порошоків, прогрітих у вакуумі або водні, з неокисленими поверхнями виділення водню не супроводжується утворенням Н₂О (див. табл.2.3).

Таблиця 2.3 – Склад газу (%), що виділяється, при нагріванні порошку до температури 900⁰С із попереднім вакуумуванням до 1,33 Па

Назва порошку*	Хімічний склад газу, %				
	H ₂	N ₂	H ₂ O	CO	CO ₂
1. Залізо карбонільне	4,8	27,6	1,6	27	39
2. Нікель карбонільний	1,5	-	3,5	27	68
3. Н25, спечений, після розмелення	4,4	-	2,6	64	28
4. ПЖ4С, відновлений із окалини	4,5	7	1,5	38	49
5. ПРХН2, розпорошений повітрям	1,4	-	1,6	45	52
6. Н25, відпал у вакуумі	6	-	-	79	15
7. Нікель електrolітичний ПНЕ1	4,6	-	13,4	39	43
8. ПР11Х11Н2В2МФ	16,6	-	-	80	3,4
9. ПЖР-2, розпорошений повітрям	12	-	-	63	25
10. ПРХН2, розпорошений азотом	15	-	-	63	22
11. ПРН22, розпорошений азотом	10	-	-	84	6
12. Н25, спікання в Н ₂ ,нагр. вакуумі	18	-	-	68	24
13. Волокна Ø0,3х1	12	-	-	76	12

*Характеристика порошоків наведена в табл.2.2

Основну частину вмісту газів, що виділяються при нагріванні порошоків, становлять СО і СО₂. Утворення цих

газів пов'язане з реакціями відновлення вуглецем і його оксидом:



Отримані при експериментах дані про активне проходження відновлення оксидів заліза вуглецем при 600°C добре узгоджуються з наявними відомостями про активне проходження таких процесів при атмосферному тиску при $T > 900^\circ\text{C}$ [70] і у вакуумі $T > 400^\circ\text{C}$ [71]. За даними наведеними вище експериментів, реакція відновлення досягає високої активності при температурі 600°C . Для уточнення цих даних провели такий експеримент. Неокислені порошки залізонікелевого сплаву із вмістом вуглецю 0.5 і 0,03% окислили при нагріванні в повітрі до 400°C . Характер зміни тиску газів, що виділяються, при безперервному нагріванні цих порошків у вакуумованому контейнері показаний на рис.2.5.

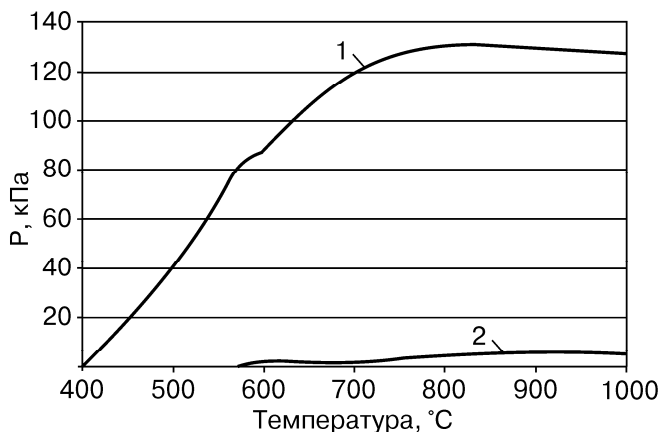


Рисунок 2.5 – Зміна тиску газу, що виділяється при безперервному нагріванні окисленого залізонікелевого порошку із вмістом вуглецю: 1 - 0,5; 2 - 0,03%

З високовуглецевого порошку активне газовиділення починається при температурі вище 400°C . З низьковуглецевого порошку незначне газовиділення починається при температурі вище 600°C . В іншому експерименті при нагріванні окислених порошоків через кожні 100°C після вимірювання тиску й мас-спектрального аналізу газу видаляли з контейнера до $1,33\text{ Па}$. Зміна тиску при нагріванні високовуглецевого окисленого порошку показана на рис.2.6, а мас-спектр газів на рис.2.7.

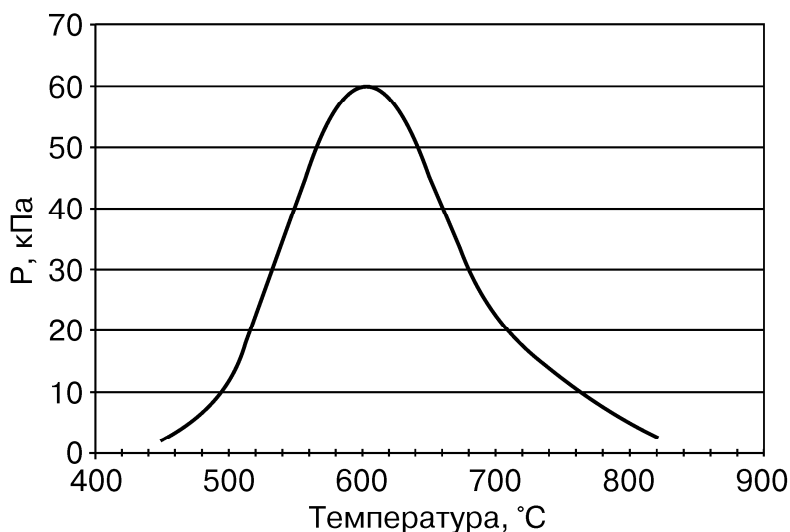


Рисунок 2.6 – Зміна тиску газу, що виділяється при нагріванні з вакуумуванням через кожні 100°C з окисленого залізнікелевого порошку, що містить 0,5% вуглецю

Видно, що швидкість реакції відновлення досягає максимуму при температурі 600°C . Спектр газів свідчить, що проходять обидві реакції (2.1) і (2.2) з утворенням CO і CO_2 . Належність маси 28 до CO установлюється наявністю в спектрі мас 12 (C) і 16 (O), що утворюються при іонізації

газів пучком електронів у камері мас-спектрометра. Маса 14 (N), що свідчить про наявність у складі газу азоту N_2 з масою 28, у спектрі немає.

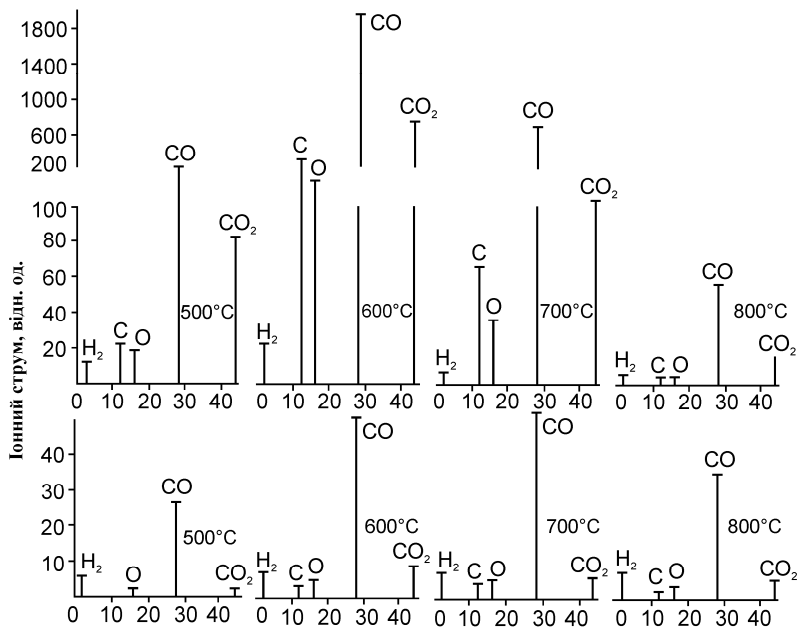


Рисунок 2.7 – Зміна складу газу, що виділяється при нагріванні з відкачуванням через $100^{\circ}C$ окисленого залізонікелевого порошку із вмістом вуглецю: а) - 0,5 і б) - 0,03%

Таким чином, виявляється загальна закономірність газовиділення при нагріванні у вакуумі порошків на залізній основі. У результаті відновлення оксидів заліза вуглецем при температурі вище $400^{\circ}C$ виділяються CO і CO_2 . Кількість їх залежить від вмісту вуглецю в порошок і від окислення його поверхні. Порошки, виготовлені карбонільним способом, відновленням із окалини, розпиленням повітрям і водою, значно окислені і їхнє нагрівання супроводжується виділенням CO , CO_2 і H_2O . При цьому переважає реак-

ція (2) з утворенням CO_2 . При нагріванні таких порошків у вакуумі відбувається відновлення окислених поверхонь вуглецем при безперервному відкачуванні CO і CO_2 . Газовиділення при повторному нагріванні нагрітих у вакуумі порошків незначне. Спікання дрібнодисперсних карбонільних порошків у вакуумі приводить до утворення конгломерату, видалення з якого газоподібних продуктів реакцій при відновленні утруднено. Порошок, отриманий розмелюванням конгломерату, при нагріванні виділяє значну кількість газів, тому що проходження реакцій відновлення триває при повторному нагріванні на знову утворених поверхнях. Нагрівання у вакуумі розмеленого порошку знижує його газонасиченість.

При нагріванні порошків у водні відбувається активне відновлення оксидів як воднем, так і вуглецем, що міститься в порошок. У складі високовуглецевих порошків, що пройшли нагрівання у водні, залишається незначна кількість вуглецю.

Мінімальним газовиділенням відрізняються у початковому стані порошки, що отримані розпиленням в інертному середовищі.

Із усіх порошків виділяється в різних кількостях водень, що перебуває в мікропорожнинах. При підвищенні температури нагрівання після очищення поверхні частинок від оксидів водень поглинається металом, що приводить до зниження його парціального тиску, до припинення підвищення або зниження загального тиску в контейнері.

2.1.2. Виділення газів при змочуванні металевих порошків розплавом припою

Досліджували порошки з найменшим газовиділенням при нагріванні. Як припої вибрали латунь Л63, мідно-марганцевий (Cu65Mn35), мідно-марганцево-нікелевий (Cu60Mn35Ni5) сплави, переплавлену у вакуумі мідь і мідь М1. На мірку порошку масою 40 г поміщали компактний

шматок припою масою 40 г і нагрівали до температури плавлення, контролюючи при цьому тиск і склад газу. Оскільки при нагріванні у вакуумі через сублімацію із припоїв Zn і Mn може змінитися температура плавлення припоїв, частину експериментів провели при автовакуумному нагріванні. У контейнер із порошком і припоєм поміщали сорбент марганець, герметизували й нагрівали. Тиск залишкових газів запобігав активній сублімації Zn і Mn на стадії нагрівання, що передуює плавленню припою. Результати експериментів наведені в табл. 2.4.

Таблиця 2.4 – Зміна тиску газів при змочуванні порошку розплавом припою

Найменування порошку	Припій	Атмосфера на початку нагрівання	Тиск, кПа, при температурі °С				
			900	920	950	1000	1100
-	Л63	Вакуум	17	23	32		
H25, відпалювання в вакуумі			17	25	35		
-		Повітря	4	8	15		
H25, відпалювання в вакуумі			20	19	18		
-	Cu-Mn	Вакуум	4	3,9	3,6		
H25, розпорощення в N ₂			4,8	4,8	3,8		
-	Cu-Mn-Ni	Повітря		2,8	2,9	3,0	
H25, відпалювання в вакуумі				4,4	4,3	4,3	
Волокна Ø0,3x1				3,7	3,4	3,7	
ПРХ11Н2В2МФ				1,6	1,6	2,4	
-	Мідь М1	Вакуум			3,6	4,4	7,2
H25, розпорощення в N ₂					3,8	4,5	7,8
ПЖ4, відпалювання в вакуумі					8,7	11,2	17,6
ПЖ4, відпалювання в вакуумі	Мідь, вак переплав			8,6	10,8	15,2	
-	Мідь М1	Повітря			6,4	4,0	3,6
Волокна Ø0,3x1					6,1	4,2	4,4
-	Мідь, вак переплав				5	3,8	3,2
Волокна Ø0,3x1					5,1	4,2	4,0

Як видно, істотного підвищення тиску після розплавлення припою й змочування порошку не спостерігається, що узгоджується з даними про відсутність газовиділення при змочуванні з малими крайовими кутами [72]. Несуттєво змінюється газовиділення при застосуванні припоїв, виплавлених в атмосфері повітря, під флюсом і у вакуумі.

Однак при проведенні експериментів було помічено значне розбризкування міді при змочуванні порошку. Особливості цього явища уточнили в експериментах, проведених у вакуумній печі з візуальним спостереженням процесу (рис. 1.5). Пояснення цього явища варто шукати не в газовиділенні при змочуванні, а в здатності розплавленої міді активно проникати по межах зерен у метал. У мікропорожнинах частинок порошку перебуває під тиском нагрітий газ. Проникнення міді викликає руйнування частинок і вихід стисненого газу через рідкий прошарок. У вакуумі процес має вибуховий характер. При змочуванні порошку мідно-марганцевими припоями процес менш інтенсивний через меншу активність проникнення цих розплавів по межах зерен.

Незважаючи на бурхливий характер газовиділення при змочуванні, застосованими методами вимірювання стрибка підвищення тиску встановити не вдалося. Це пов'язане з досить малою стосовно контрольованого обсягу кількістю газу, що виділяється з мікропорожнин.

2.1.3. Особливості відкачування газів із металевих порошків

Для формування бездефектного з'єднання при просоченні розплавленим припоєм наповнювача в паяльному зазорі необхідно в ході процесу просочення або попередньо видалити з нього газ. Надійний метод видалення газу із зазору - вакуумування, яке можна здійснити за допомогою вакуумного насоса або автовакуумного ефекту. Течія газів у капілярних каналах, утворених частинками порошку, має

ряд особливостей і значно впливає на вакуумування. Відомостей про дослідження особливостей вакуумування газу з металевого порошку в літературі не виявлено. Деякі необхідні відомості були отримані в нашому спеціальному дослідженні [73].

При паянні з'єднань із великими швами паяльний зазор з наповнювачем герметизують по периметру зварюванням і з'єднують за допомогою металеві трубки з вакуумним (механічним або сорбційним) насосом. Паяльний зазор можна подати у вигляді сукупності утворених наповнювачем капілярних каналів, що сходяться в отворі, який веде до насоса. Для дослідження уявляється коректною модель, що складається з декількох окремих каналів, обмежених оболонкою (трубкою) із внутрішнім діаметром і довжиною, що приблизно дорівнюють висоті й довжині зазору.

Особливості вакуумування газу з порошку механічним насосом ВН-2МГ продуктивністю 5,8 л/с досліджували на установці, схема якої показана на рис.2.8.

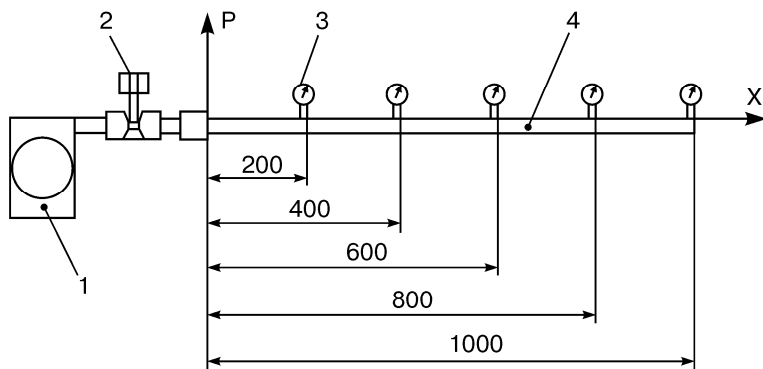


Рисунок 2.8 – Схема установки для визначення тривалості вакуумування металевого порошку: 1 – форвакуумний насос; 2 – вакуумний вентиль; 3 – вакуумметр; 4 – трубка з порошком

Трубку із внутрішнім діаметром 3 мм і довжиною 1000 мм із відводами на 200, 400, 600 і 800 мм заповнювали досліджуваним порошком, для чого відводи закривали сіткою, що перешкоджає переміщенню порошку в манометр. Трубку встановлювали вертикально й при струшуванні заповнювали порошком. Порошок попередньо нагрівали у вакуумній сушильній шафі для видалення вологи й органічних забруднень. При вакуумуванні вимірювали час зниження тиску на відводах і кінці трубки до 0,4 кПа. У випадках, коли тривалість відкачування перевищувала 1 годину, реєстрували отриманий тиск і експеримент припиняли.

Характеристика каналів між частинками порошку залежить від їхньої форми й розмірів, обумовлених способом його виготовлення. Досліджували порошки, отримані розпорошенням розплаву, відновленням з окалини й дискретні волокна з порізаного сталевого дроту. При цьому частинки мають форму кулі, кристала й циліндра відповідно.

Результати дослідження наведені на рис. 2.9, 2.10 і 2.11.

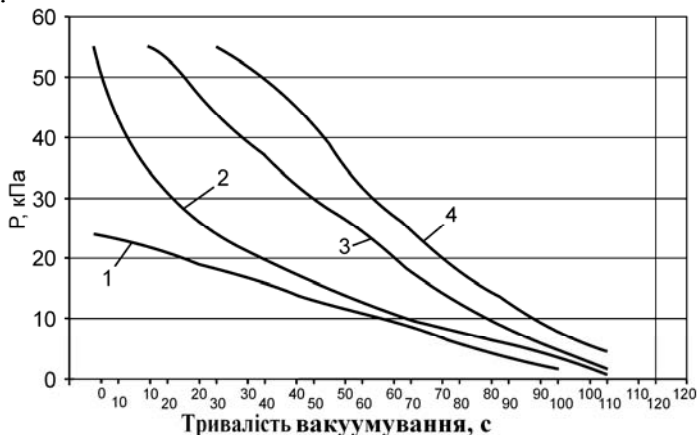


Рисунок 2.9 – Вплив форми частинок на тривалість вакуумування металевих порошків: 1 – дискретні волокна $\varnothing 0,5 \times 1$; 2 – те саме $\varnothing 0,3 \times 1$ мм; 3 – відновлений з окалини ПЖ грануляція 0,2-0,4 мм; 4 – розпорошений ПРХН2 грануляція 0,2 - 0,4 мм

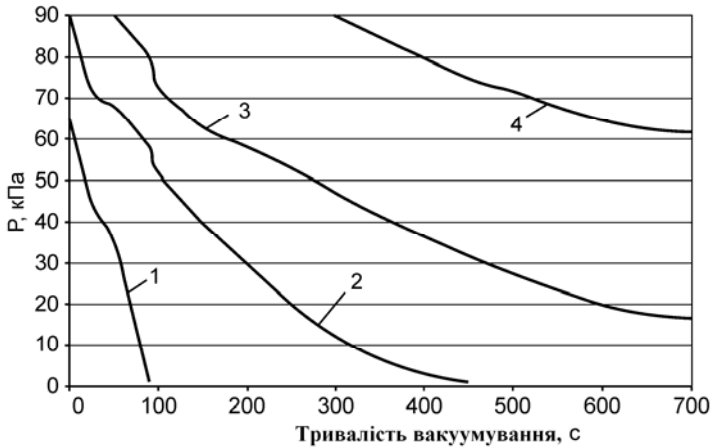


Рисунок 2.10 – Вплив грануляції й товщини шару сферичного порошку ПРХН2 на тривалість вакуумування: 1 – грануляція 0,2-0,4мм, товщина шару 200 мм; 2 – грануляція 0,2-0,4 мм, товщина шару 1000 мм; 3 – грануляція < 0,05 мм, товщина шару 200 мм; 4 – грануляція < 0,05 мм, товщина шару 1000 мм;

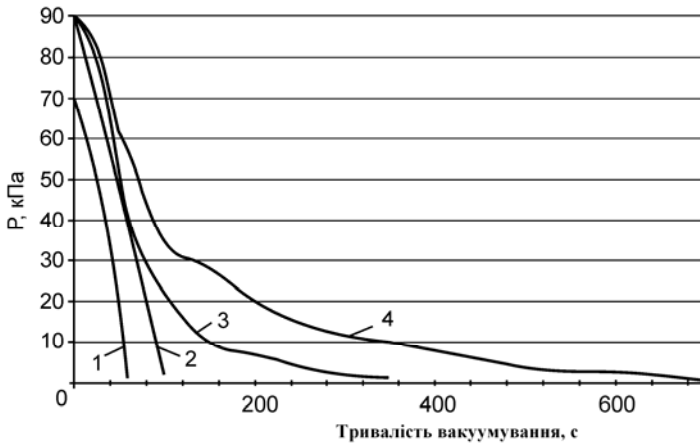


Рисунок 2.11 – Вплив грануляції й товщини шару порошку ПЖ із губчастою формою частинок на тривалість вакуумування: 1 – грануляція 0,2 - 0,4мм товщина шару 200 мм; 2 – грануляція 0,2-0,4мм, товщина шару 1000 мм; 3 – грануляція 0,06 - 0,1 мм, товщина шару 200 мм; 4 – грануляція 0,06 - 0,1 мм, товщина шару 1000 мм

Як видно на рисунках, сферична форма, що забезпечує найщільніше розташування частинок порошку, найбільше утрудняє його вакуумування. Основний вплив на тривалість відкачування має розмір частинок порошку. При грануляції порошку $< 0,05$ мм тривале, більше години, відкачування не знижує тиску нижче 20 кПа на відстані 400 мм від насосу. Збільшення розміру частинок більше 0,2 мм дозволяє одержати на відстані 1000 мм розрідження 1 кПа за 15-20 хв. Зміна швидкості відкачування насоса від 5 до 40 л/с практично не впливає на тривалість вакуумування порошку.

У літературі не виявлено даних теоретичного аналізу процесу відкачування газу з порожнини, заповненої металевим порошком. Оцінка числа Кнудсена за результатами експериментів показує, що процес належить до динаміки суцільного в'язкого середовища. Для якісної оцінки процесу розглянемо відкачування ідеалізованої трубки довжиною l із перетином, утвореним контактуючими сферичними частинками (рис.2.12).

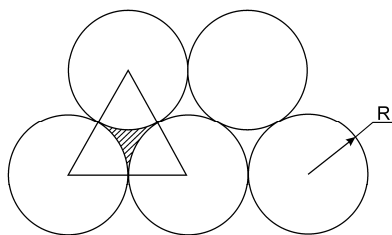


Рисунок 2.12 – Схема розташування частинок

Тривалість відкачування трубопроводу, закритого заглушкою, визначається формулою [103]:

$$t = \frac{V}{U} \lg \frac{P_1}{P_2},$$

де V - обсяг труби; U - провідність труби; P_1, P_2 - початковий і кінцевий тиск у закритому перетині труби.

Перетин ідеалізованої трубки $S = 0,43 R^2$, а обсяг $V = 0,43 R^2 l$.

Провідність трубопроводу з рівностороннім трикутним перетином (a - сторона трикутника) дорівнює

$$U = 299 \frac{a^4}{l} P_{cp},$$

де P_{cp} – середній тиск по довжині трубопроводу.

У нашому випадку $a \approx R$, тоді

$$t = 1,43 \times 10^{-3} \left(\frac{l}{R} \right)^2 \frac{\lg \frac{P_1}{P_2}}{P_1 + P_2}.$$

Ідеалізовану трубку можна представити у вигляді витягнутої порожнини, утвореної послідовно з'єднаними порожнинами між кулями. Тоді $l \sim 1/R$ і:

$$t = 1,43 \times 10^{-3} \left(\frac{l}{R^4} \right) \frac{\lg \frac{P_1}{P_2}}{P_1 + P_2}.$$

Ця формула дає якісну оцінку значного впливу розміру частинки на тривалість відкачування, однак не дає реальної оцінки складного характеру зміни тиску в трубці з порошком.

Згідно з експериментальними даними процес відкачування є "повільним", тому можна вважати його ізотермічним – $T = \text{Const}$, тоді й динамічна в'язкість газу також є практично незмінною величиною $\mu = \text{Const}$ [74]. При повільній течії газу величина тиску є функцією осрової коор-

динати X , спрямованої вздовж труби. Процес відкачування може бути представлений у вигляді диференціального рівняння

$$\frac{\partial P}{\partial t} - a \frac{\partial^2 P^2}{\partial X^2} = 0,$$

де $a = R^2/12 \mu$.

Нелінійне диференціальне рівняння в частинних похідних описує нестационарну течію газу в трубопроводі. Розв'язок рівняння (2.3) можна шукати у вигляді добутку двох функцій:

$$P(x,t) = P_1(t) \cdot P_2(x).$$

Тоді, розділяючи змінні, одержимо:

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{dP_{1(t)}}{dt} - aP^2_{1(t)} = 0 \dots\dots\dots, \end{array} \right. \quad (2.2)$$

$$\left\{ \begin{array}{l} \frac{d^2 P^2_{1(t)}}{dx^2} - \frac{a}{a} P_2(x) = 0 \dots\dots\dots, \end{array} \right. \quad (2.3)$$

де a - деяка Const, що підлягає визначенню. Функція $P_2(x)$ являє собою розподіл тиску по довжині труби залежно від граничних умов, тоді $P_1(t)$ - деяка безрозмірна функція, що відображує нестационарність завдання: $P_2(x) > 0$, $P_1(t) > 0$.

Оскільки в нашому випадку відкачування газу, то $\frac{\partial P}{\partial t} < 0 \dots$ або $\dots \frac{dP_1(t)}{dt} < 0$, тоді з рівняння (2.4) випливає, що $a < 0$, а з рівняння (2.3):

$$\frac{d^2 P^2_2(x)}{dx^2} < 0.$$

Ця умова виконується, якщо крива розподілу тиску $P_2(x)$ опукла. Цей висновок якісно узгоджується з експериментальними даними (рис.2.13).

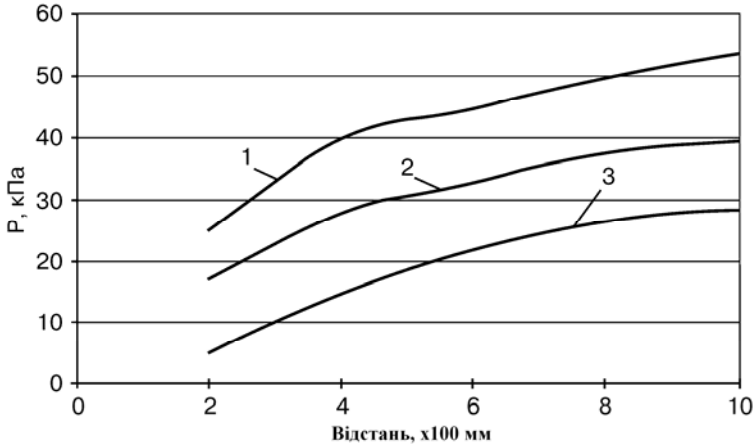


Рисунок 2.13 – Розподіл тиску через 50 с після початку вакуування порошку ПЖ на різній відстані від насоса. Грануляція: 1 – 0,06-0,1 мм; 2 – 0,1-0,16 мм; 3 – 0,2 - 0,4 мм

Конкретний вигляд функції $P_2(x)$ не викликає інтересу, оскільки параметри R і l трубопроводу, утвореного частинками порошку, не зафіксовані в експерименті й зрівняти $P_2(x)$ з експериментальними даними неможливо.

Основна інформація, яку може дати рівняння (2.3), - це з'ясування питання про постійну α . Постійна α являє собою комбінацію величин, що входять у рівняння (2.3). Тоді, вводячи характерні величини тиску - ΔP і довжини l , маємо

$$\frac{\alpha}{\alpha} \approx \frac{\Delta P}{l^2},$$

де $\Delta P = P_0 - P_B$; P_0 - початковий тиск у трубі; P_B - тиск вакуування.

$$\alpha \approx \left(\frac{R}{l}\right)^2 \frac{\Delta P}{\mu}$$

або

$$\alpha = \lambda^{-1} \frac{\Delta P \left(\frac{R}{l} \right)^2}{\mu},$$

де $\lambda > 0$ – коефіцієнт пропорційності.

Далі запишемо граничні умови для функцій $P_1(t)$ і $P_2(x)$ і проінтегруємо рівняння (2.2).

Інтегруючи рівняння (2.2), маємо

$$P_1(t) = \frac{1}{1 - \alpha(t - t_0)}$$

або

$$\Delta t = \lambda \left(\frac{l}{r} \right)^2 \frac{\mu}{\Delta P} \left(1 - \frac{1}{P_1(t)} \right).$$

Необхідний час відкачування газу Δt_k визначиться з умови вирівнювання тиску по трубі:

$$P(0, t_k) = P_1(t_k) \cdot P_2(0) = P_k,$$

звідки

$$P_1(t_k) = \frac{P_k}{P_0}.$$

З рівняння (2.4) знайдемо необхідний час відкачування газу:

$$\Delta t_k = \lambda \left(\frac{l}{R} \right)^2 \frac{\mu}{\Delta P} \left(\frac{P_0}{P_k} - 1 \right),$$

де P_k – змінний кінцевий тиск.

Якщо кінцевий і початковий тиски значно відрізняються, то можна записати

$$\Delta t_k = \lambda \left(\frac{l}{R} \right)^2 \left(\frac{P_0}{\Delta P_k} \right) \frac{\mu}{\Delta P}.$$

Якщо тиск вакуумування досить малий, то $\Delta P \approx P_0$ і зменшення тиску P_k практично не позначається на величині перепаду тиску ΔP , у той час як відношення

P_0 / P_k може істотно змінюватися.

Наприклад: $P_0 = 100$ кПа, $P_k = 1$ кПа, $\Delta P = 99$ кПа; зменшуючи P_k до 0,1 кПа, маємо $\Delta P = 99,9$, тобто перепад змінився менш ніж на 1%, у той час як відношення P_0 / P_k збільшилося на порядок.

Отже, з огляду на, те що $l \approx 1/R$, робимо висновок: час відкачування газу із труби, заповненої порошком, зворотно пропорційно зведеному радіусу частинок у четвертому ступені й кінцевому тиску вакуумування, тобто

$$\Delta t_k \approx \frac{l}{R^4} \cdot \frac{l}{P_k},$$

Дані експериментів і теоретичний аналіз дозволяє зробити деякі практичні висновки.

У порожнині з лінійними розмірами більше 200 мм, заповненій дрібнодисперсним порошком грануляції $< 0,05$ мм, практично неможливо досягти розрідження 13-1,3 Па при відкачуванні форвакуумним насосом. Залишковий тиск газів у порошку навіть після тривалого відкачування становить більше 10 кПа.

У порожнині з порошком грануляції більше 0,1 мм за 20-30 хв досягається розрідження до 1 кПа. Подальше зниження тиску відбувається дуже повільно. Розрахунок показує, що під шаром 1000 мм порошку з розміром частинок 0,2-0,4 мм тиску 13 Па можна досягти через 25 годин відкачування.

2.2. Вплив форми частинок порошку на заповнення об'єму

Металевий порошок характеризується насипною щільністю, обумовленою при вільному заповненні обсягу під власною вагою. Однією з умов однорідності властивостей паяного з'єднання є рівномірне заповнення паяльного зазору наповнювачем. Рівномірність може бути забезпечена при повному, тобто без макропорожнин, заповненні зазору. Утворення макропорожнин усувається застосуванням вібрації, ударами, струшуванням та іншими технологічними прийомами. Наявність цих операцій, що викликають примусове взаємне переміщення частинок, не дозволяє користуватися насипною щільністю для характеристики заповнення зазору. Для характеристики заповнення зазору обраний коефіцієнт заповнення K_z , обумовлений як відношення ваги наповнювача, що перебуває в зазорі, до добутку питомої щільності наповнювача на обсяг зазору [75].

Оскільки взаємне розташування частинок у зазорі різних розмірів може бути різним, K_z визначали в зазорах розміром 1, 1,5, 2 і 2,5 мм із застосуванням вібрації або ударів по моделі. Наповнювач із заповненого зазору видаляли для зважування. Досліджували порошки з різною формою частинок – губчастої (ПЖЗ), кулястої (ПРХН2) і циліндричної (дискретні волокна, отримані різанням дроту). З табл. 2.5 видно, що K_z при губчастій формі частинок порошку невеликий, його значення підвищується при збільшенні їхнього розміру й не залежить від розміру зазору.

У порошках зі сферичною формою частинок, отриманих розпорошенням у середовищі азоту, вплив грануляції інший (табл. 2.6).

Зі збільшенням розміру частинок K_z зменшується. Це пов'язане із збільшенням кількості частинок з неправильною, відмінною від сферичної, формою (рис. 2.14).

Таблиця 2.5 – Залежність K_z від розміру зазору й частинок порошку губчастої форми

Розмір частинок, мм	Розмір зазору, мм			
	1	1,5	2	2,5
0,06 – 0,1	0,36	0,37	0,35	0,36
0,1 – 0,16	0,36	0,37	0,35	0,36
0,16 – 0,2	0,37	0,38	0,35	0,37
0,2 – 0,3	0,40	0,39	0,37	0,39
0,3 – 0,4	0,45	0,45	0,43	0,45

Таблиця 2.6 – Залежність K_z від розміру зазору й частинок порошку сферичної форми

Розмір частинок, мм	Розмір зазору, мм			
	1	1,5	2	2,5
0,06 – 0,1	0,61	0,56	0,57	0,58
0,1 – 0,16	0,62	0,58	0,56	0,59
0,16 – 0,2	0,60	0,56	0,56	0,59
0,2 – 0,3	0,60	0,56	0,56	0,59
0,3 – 0,4	0,56	0,55	0,55	0,56

Заповнення зазору дискретними волокнами має більш складний характер. Співвідношення між величиною зазору δ , діаметром d і довжиною L волокна може істотно впливати на K_z . Досліджені волокна виготовлені із дроту 65М. Зрізи волокон цього дроту мають порівняно невелику деформацію й форма дискретного волокна наближається до циліндра. Для визначення K_z зазор розміром 0,7; 1; 1,5; 2; і 2,5 мм заповнювали волокнами діаметром 0,2; 0,3; 0,45; 0,5; 0,6; 0,7 мм і довжиною 1; 1,5; 2 мм. Зазор розміром 0,7 мм заповнювали волокнами діаметром 0,2; 0,3 і 0,4 мм.

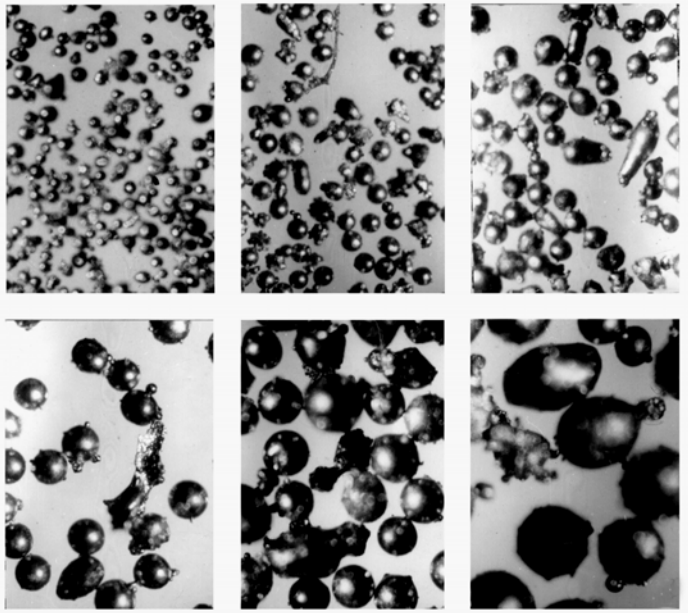


Рисунок 2.14 – Зовнішній вигляд розпорошеного азотом порошку зі сталі ХН2. (х50). Грануляція: а – 0,05-0,06; б – 0,06-0,1; в – 0,1-0,16; г – 0,16-0,2; д – 0,2-0,3; е – 0,3-0,4 мм

При обробці результатів багатofакторного експерименту одержали таке рівняння регресії:

$$K_3 = 0,4615 + 0,1843 d - 0,0748 L + 0,074\delta + 0,1035 d L + 0,1341 d\delta - 0,0232 \delta L - 0,5582 d^2 + 0,0085 L^2 - 0,0186\delta^2.$$

Аналіз окремого впливу факторів показує, що збільшення L зменшує K_3 (рис.2. 15).

Це пов'язане зі збільшенням невпорядкованості розташування волокон у зазорі. Збільшення d до деякого розміру збільшує K_3 (рис.2.16).

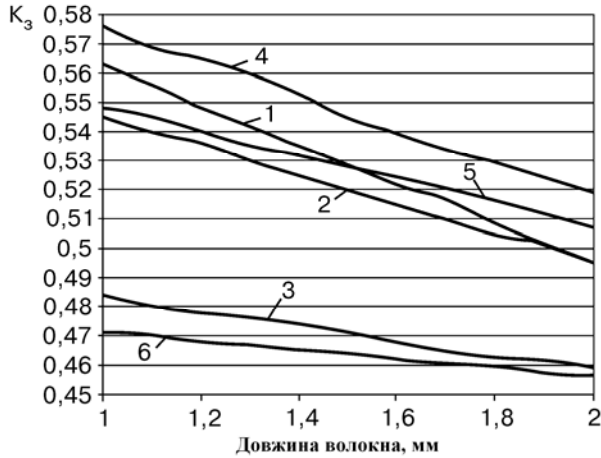


Рисунок 2.15 – Залежність K_3 від довжини дискретного волокна:
 1,2,3 - $d = 0,4$ мм; 4,5,6 - $d = 0,5$ мм; 1,4 - $\delta = 2,5$ мм;
 2,5 - $\delta = 1,78$ мм; 3,6 - $\delta = 0,7$ мм

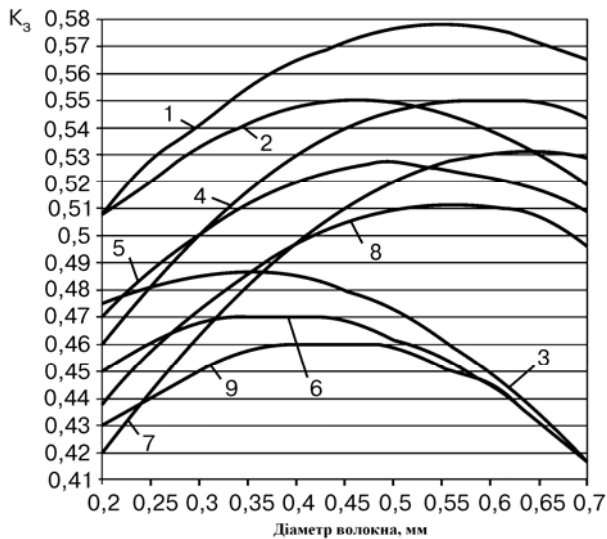


Рисунок 2.16 – Залежність K_3 від діаметра волокна:
 1,2,3 - $L = 1$ мм; 4,5,6 - $L = 1,5$ мм; 7,8,9 - $L = 2$ мм;
 1,4,7 - $\delta = 2,5$ мм; 2,5,8 - $\delta = 1,78$ мм; 3,6,9 - $\delta = 0,7$ мм

Зменшення K_3 при подальшому збільшенні L зв'язано, у першу чергу, з парною взаємодією $d\delta$. При $d > 1/2 \delta$ відбувається заклинювання волокон у зазорі, що приводить до утворення пустот і різкого зменшення K_3 . Цим пояснюється значне зменшення K_3 при зменшенні зазору (мал.2.17).

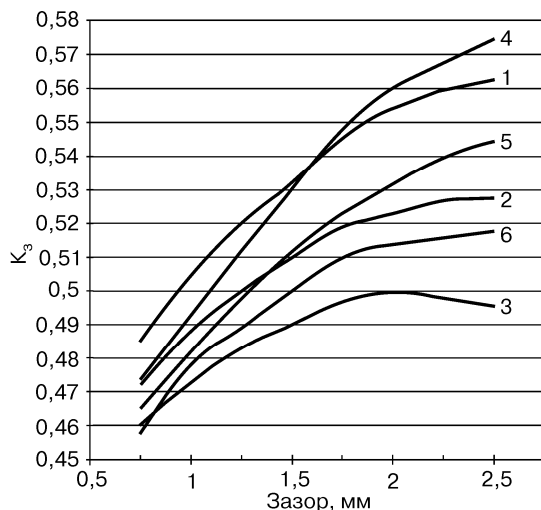


Рисунок 2.17 – Залежність K_3 від розміру зазору:
 1,2,3 - $d = 0,4$ мм; 4,5,6 - $d = 0,5$ мм; 1,4 - $L = 1$ мм;
 2,5 - $L = 1,5$ мм; 3,6 - $L = 2$ мм

Утрудненість в орієнтації волокон при заповненні зазору вимагають вибору такої його величини, при якій дискретні волокна з однаковою ймовірністю могли б розташовуватися перпендикулярно і паралельно поверхням, що паяються. Очевидно, що при співвідношенні $\delta < L$ волокна будуть розташовані в основному паралельно поверхням, що паяються. Ймовірність перпендикулярного розташування волокон виникає з $\delta > L$. Експерименти показали, що кращим є співвідношення $\delta \geq L + d$. При цьому досягається більш високий K_3 .

Важливою характеристикою порошку, що впливає на заповнення зазору, є його плинність. Плинність порошків вимірювали віскозиметром ВЗ-4 ГОСТ 9070-75 при переміщенні 100 г порошку. Результати вимірювань наведені в табл.2.7.

Таблиця 2.7 – Плинність і коефіцієнт заповнення порошком зазору

Характеристика порошку	Марка	Плинність, г/с	Коефіцієнт заповнення, Кз
Розпорошений сферичний	ПРХН2, ПЖР-2, ПР11Х11Н2ВМФ	50	0,55 – 0,60
Дискретні волокна		25	0,45 – 0,55
Спечений молотий	Н25	23	0,35 – 0,45
Відновлений губчатий	ПЖ	20	0,35 – 0,40

Істотна відмінність плинності порошків, що залежить від форми частинок, незначно впливає, як показали експерименти, на заповнення вертикального зазору розміром більше 1.5 мм. При похилому розташуванні зазору заповнення його порошком із губчастою формою частинок утруднено. У зазорі менше 1,5 мм можуть утворитися незаповнені порожнини. Для гарантованого заповнення зазорів наповнювачем з порошку з губчастою формою частинок необхідно застосовувати вібрацію або струшування.

Для формування паяного шва з більшими лінійними розмірами розплавлений припій повинен переміститися з живильника в паяльний зазор, пройшовши значний шлях через наповнювач. Становлять практичний інтерес дані про довжину переміщення розплавленого припою в металевому порошку. Довжина переміщення залежить від коефіцієнта змочування, від розчинності порошку в припої,

від форми й розміру частинок, від напрямку гравітації, від наявності тиску на припій, від температури й тривалості паяння. Така багатофакторна залежність вимагає для кожної композиції складів наповнювача й припою експериментального визначення довжини переміщення розплаву припою. Деякі відомості, що дозволяють оцінити можливості процесу, отримані в наступному дослідженні.

Дослідження проводили із трьома залізо-нікелевими порошками, отриманими розмелюванням спеченого конгломерату, розпорошенням в інертному середовищі й дискретних волокнах. Випробовували мідно-марганцевий і мідно-цинковий припої відповідно з більшою й меншою активністю розчинення наповнювача. Порошок поміщали у сталеву трубку розміром $\text{Ø } 10 \times 2$ і з'єднували її зварюванням зі сталевим контейнером, у якому розплавляли припій при нагріванні у вакуумній або звичайній печі. Трубку з порошком розташовували горизонтально або вертикально над розплавом припою. При автовакуумному нагріванні застосували модель, схема якої показана на рис. 2.18, що дозволяє нагнітати розплавлений припій у порошок. Сталеву трубку приварювали до живильника із припоєм, заповнювали порошком і з'єднували із сорбційним насосом. У камері живильника створювали необхідний тиск при нагріванні певного обсягу газу.

Експерименти показали, що при нагріванні у вакуумі на довжину переміщення припою в порошок під дією капілярних сил великий вплив має форма його частинок. При компактній формі частинок припій у горизонтальному напрямку може переміститися на відстань більше 500 мм (рис.2.19). При цьому істотний вплив має грануляція порошку (рис.2.20).

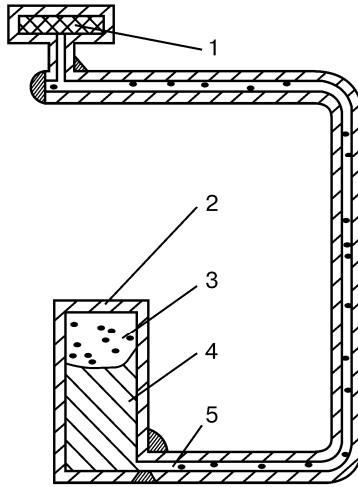


Рисунок 2.18 – Схема пристрою для визначення довжини переміщення припою під тиском у порошок: 1 – сорбційний насос; 2 – живильник; 3 – газова камера; 4 – припій; 5 – трубка з порошком

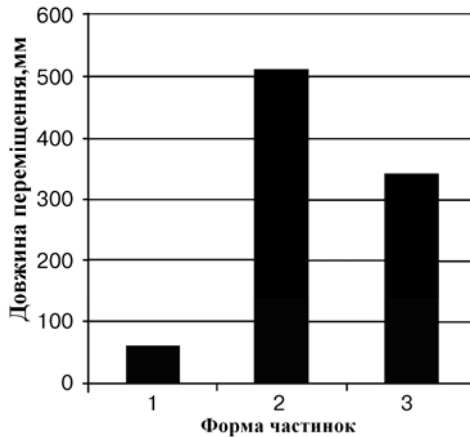


Рисунок 2.19 – Залежність довжини переміщення припою в горизонтальному напрямку під дією капілярних сил мідно-марганцевого припою при нагріванні у вакуумі від форми частинок порошку грануляції 0,16-0,2 мм: 1 – губчаста; 2 – дискретні волокна; 3 – куляста

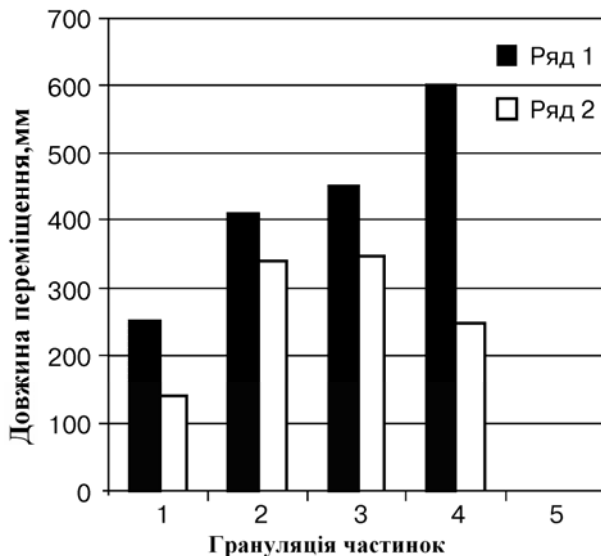


Рисунок 2.20 – Залежність довжини переміщення припою в горизонтальному напрямку (ряд 1) і піднімання нагору (ряд 2) під дією капілярних сил при нагріванні у вакуумі від грануляції часток кулястої форми: 1 – 0,05; 2 – 0,16; 3 – 0,25; 4 – 0,35 мм

У порошку з губчастою формою частинок припій переміщається на досить малу відстань через активне розчинення частинок у розплавленому припої. Зменшення довжини переміщення припою при зменшенні грануляції компактних часток також пояснюється активацією процесу розчинення.

При збільшенні грануляції $>0,2$ мм істотний вплив має гравітація, і висота піднімання розплавленого припою нагору в порошок зменшується (рис. 2.20).

При нагнітанні припою в порошок під тиском форма частинок робить значно менший вплив. На рис. 2.21 показана залежність довжини переміщення припою від величини тиску нагнітання.

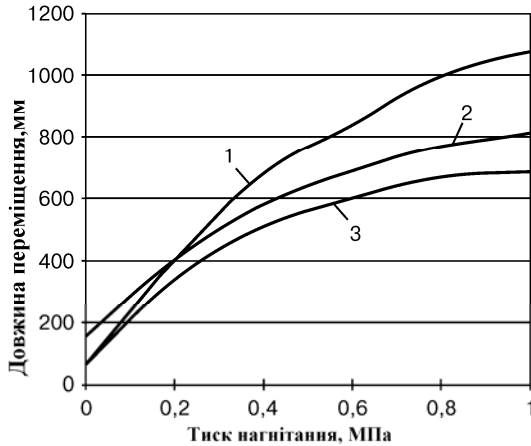


Рисунок 2.21 – Вплив тиску на довжину переміщення мідноцинкового (1) і мідно-марганцевого (2,3) припою в залізонікелевому порошку з губчастих частинок (1,3) і дискретних волокон (2) розміром 0,2-0,3 мм при температурі 980⁰С

На графіку наведені значення тиску в кінцевій стадії експерименту з урахуванням збільшення обсягу газу за рахунок витиснутого з живильника припою.

Вплив розміру частинок порошку на довжину переміщення мідно-марганцевого припою визначали в розпорошеному порошку зі сферичною формою частинок ПРН22 (рис. 2.22). При цьому початковий тиск нагнітання був 0,45, а кінцевий - 0,2 МПа. Дані експерименту показують, що довжина переміщення припою значно скорочується при зменшенні розміру частинок.

За експериментальними даними процес переміщення припою в порошку під тиском можна представити в такий спосіб. Основною рушійною силою переміщення припою в порошку є тиск. Капілярні сили й гравітація впливають несуттєво у випадках застосування дрібнодисперсного порошку, що розчиняється, або порошку з губчастою формою

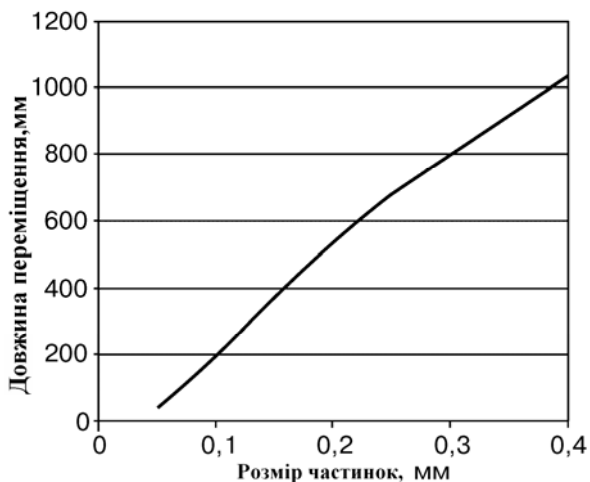


Рисунок 2.22 – Вплив розміру частинок сферичної форми залізонікелевого порошку на довжину переміщення мідно-марганцевого припою при 980⁰С під тиском. Початковий тиск 0,45 МПа

частинок. Під дією тиску припій переміщується в порошок до того часу, доки на передньому фронті рідкої фази збільшення концентрації розчинених у ній елементів порошку не приведе до підвищення температури плавлення вище температури паяння. Оскільки розчинення пов'язане з дифузією й вимагає певного часу для досягнення граничної концентрації, то підвищення тиску, а отже, і швидкості переміщення припою приводить до збільшення довжини переміщення припою в порошок до початку кристалізації. Температура паяння T_p впливає двобічно. З одного боку, при підвищенні T_p збільшується припустима концентрація розчинених елементів, але у той самий час збільшується швидкість розчинення порошку. Процес переміщення припою в порошок короткочасний, тому час витримки при T_p мало впливає на довжину переміщення припою (рис.2.23). На довжину переміщення припою може вплинути

ти наявність залишкових газів у паяльному зазорі, що залежить від підготовчих операцій.

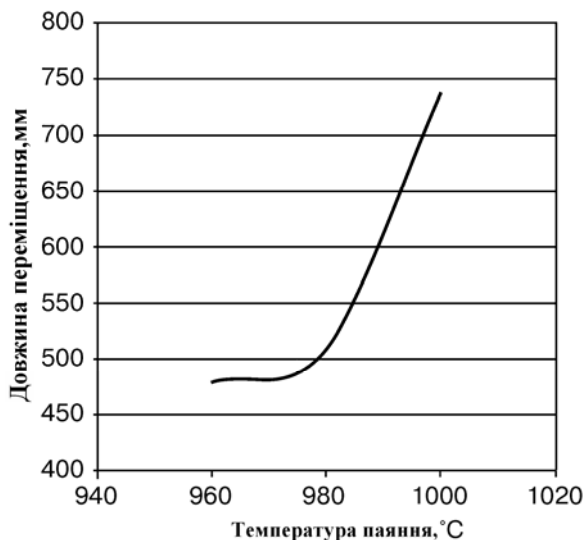


Рисунок 2.23 – Вплив температури паяння на довжину переміщення мідно-цинкового припою в залізонікелевому порошку з губчастою формою частинок. Початковий тиск 0,45 МПа

Як видно, дослідження довжини переміщення припою являє собою багатофакторний експеримент. Для його реалізації застосували мідно-марганцевий припій зі складом 65Cu35Mn і залізонікелевий розпорошений в інертному середовищі порошок ПРН22. Досліджували три фактори, варіюючи їх на трьох рівнях - основному, верхньому і нижньому: діаметр кулястих частинок d 0,3; 0,2 і 0,1 мм; тиск у живильнику P - 1; 0,6 і 0,2 МПа; температура паяння T_p 980, 950 і 920⁰C. Експеримент провели, скориставшись планом напіврепліки повного трифакторного експерименту [76]. Для визначення довжини L переміщення припою в порошку з розміром частинок d при температурі T_p під ти-

ском нагнітання Р вибрали математичну модель у вигляді апроксимуючого полінома:

$$L = a_0 + a_1 P + a_2 T_{\Pi} + a_3 d + a_4 P T_{\Pi} + a_5 P d + a_6 d T_{\Pi} + a_7 P^2 + a_8 T_{\Pi}^2 + a_9 d^2,$$

що враховує лінійні ефекти, ефекти взаємодії й квадратичні ефекти. Статистичний аналіз масиву з 36 експериментів дозволив визначити коефіцієнти регресії $a_0, a_1 \dots a_9$ методом найменших квадратів. У результаті отримане рівняння

$$L = 9109d^2 + 3155Pd - 3742P + 2898P^2 + 575,347T_{\Pi} - 0,299639T_{\Pi}^2 - 274927.$$

Перевіркою встановлена адекватність моделі з різницею між обчисленими й експериментальними значеннями L, що не перевищує 5%. Для попередніх розрахунків придатне рівняння

$$L = d(2141P + 4,557 T_{\Pi}) - 95,$$

що забезпечує точність розрахунку довжини переміщення припою 10%.

РОЗДІЛ 3

ОСОБЛИВОСТІ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО МЕТАЛУ

3.1. Різновид з'єднань із застосуванням композиційного металу

Паяне з'єднання з некапілярним зазором складається зі шва, зон, що прикристалізовані до основного металу (спаї) і дифузійних зон. Спаї й дифузійні зони утворюються в результаті взаємодії припою з наповнювачем і основним металом. Тому особливості утворення цих складових з'єднання доцільно розглядати для конкретних металів, що паяються. Формування металу паяного шва з некапілярним зазором, заповненим наповнювачем, залежить в основному від його взаємодії із припоєм і може бути розглянуте в загальному вигляді без урахування впливу металу, що паяється [77, 78].

Формування металу шва відбувається в чотири стадії: спікання наповнювача в зазорі, заповнення зазору з наповнювачем розплавленим припоєм, взаємодія розплаву припою з наповнювачем і кристалізація. При нагріванні у середовищі, що не містить кисню, у місцях контакту частинок порошку наповнювача відбувається дифузійне зрощування, що підсилюється процесами відновлення оксидів на поверхні частинок. Після нагрівання до температури вище 800°C у наповнювачі утворюється каркас. Спікання частинок супроводжується зближенням поверхонь, збільшенням площі їхнього контакту під дією стискального капілярного тиску [79]. Утворення ланцюжка з'єднаних частинок приводить при зменшенні довжини ланцюжка до розтягування перемичок між частинками в перпендикулярному напрямку й утворення шийок. Утворення спеченого каркаса впливає на заповнення зазору розплавом припою. Каркас, що

утворився при нагріванні до плавлення припою, не змінює свого положення з появою розплаву. За наявності в паяльному зазорі порожнин без наповнювача вони заповнюються тільки припоєм, якщо він нагнітається в зазор. Перерозподіл наповнювача в зазорі або переміщення його з рідкою фазою в пусті порожнини не відбувається. Якщо припій переміщується в некапілярний зазор із наповнювачем під дією капілярних сил, то порожнини без наповнювача не заповнюються припоєм.

Особливості формування структури металу паяного шва при взаємодії наповнювача з розплавом припою залежать від їхньої взаємної розчинності. На рис. 3.1 наведена мікроструктура паяних з'єднань сталі 20, виконаних просочуванням різними сплавами при широкому паяльному зазорі розміром 2 мм із порошковим наповнювачем з залізо-нікелевого сплаву зі сферичними частинками діаметром 100-400 мкм. Характеристика сплавів, що застосували для просочення, подана в табл.3.1.

Таблиця 3.1 – Характеристика сплавів для формування композиційного металу просочуванням порошку

Основа сплаву	Склад сплаву	Температура просочування, °С	Промислова марка сплаву (припою)
Мідь	Cu63Zn37	960	Л63
	Cu70Mn24Ni6	1020	ВПр2
	Cu	1100	МО
	Cu68Ni30Si2	1160	ВПр1
Марганець	Mn70Ni30	1160	Г70НХ
Нікель	Ni66Mn34	1180	ВПр7
	Ni52Mn30Cr12	1220	ПЖК35
	Ni90Cr6Si3	1240	ВПр24
Паладій	Pd 48 Ni33 Cr19	1250	ПЖК-1000

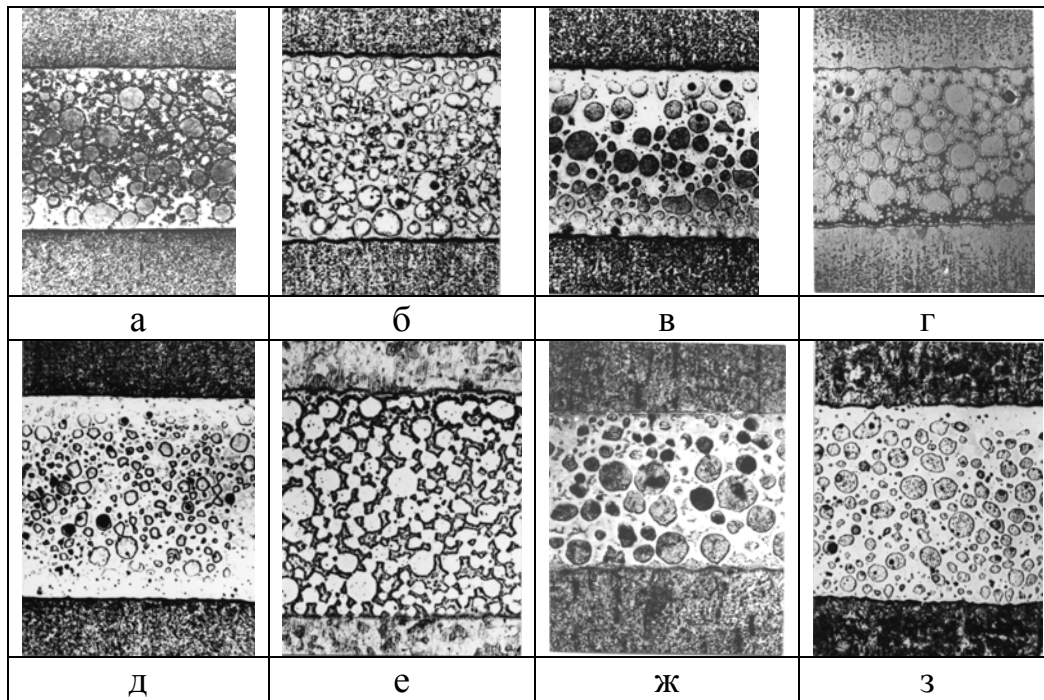


Рисунок 3.1 – Мікроструктура (x20) з'єднання сталі 20 з залізонікелевим наповнювачем у зазорі 2 мм, виконаного сплавами: а – Cu70Mn24Ni6; б – мідь МО; в – Cu68Ni30Si2; г – Mn70Ni30; д - Ni66Mn34; е – Ni52Mn30Cr12; ж – Ni90Cr6Si3; з – Pd 48 Ni33 Cr19 при витримці 5 хв

Структури, що утворюються, можна розділити на дві групи за ознакою розчинності наповнювача в сплаві. Сплави на мідній основі, а також сама мідь при взаємодії з наповнювачем незначно розчиняють його частинки. Нерозчинений наповнювач у структурі металу швів, виконаних цими сплавами, за даними металографічного аналізу становить $\approx 50\%$ обсягу. Сплави на нікелевій основі значно розчиняють наповнювач і вміст частинок, що не розчинилися у металі шва, залежно від складу сплаву зменшується до $\approx 30-40\%$. У цьому випадку структура матриці металу шва впливає на властивості з'єднання. У з'єднаннях, виконаних сплавами на нікелевій основі, матриця металу шва має грубозернисту неоднорідну структуру зі значними виділеннями великих крихких силіцидів і карбідів на межах зерен. Матриця металу шва, виконаного сплавом на паладієвій основі, складається з однорідного твердого розчину з невеликими розмірами зерен, на межах яких розташовані дрібнодисперсні карбіди хрому.

Сплав на основі марганцю розчиняє наповнювач, але в значно меншій мірою, ніж сплави на основі нікелю. Матриця металу шва, утворена цим сплавом, грубозерниста з дрібнодисперсними карбідами на межах зерен.

Перевірка впливу тривалості (60 хв) ізотермічної витримки при температурі просочування на структуру з'єднання показала, що при застосуванні залізонікелевого наповнювача розчинення крихких складових матриці металу шва не відбувається. Значне збільшення витримки при просочуванні нікелевими сплавами приводить до істотного розчинення наповнювача. Однак повного розчинення наповнювача не відбувається. У всіх випадках його частинки присутні у структурі металу шва, тому що часткове розчинення наповнювача у сплаві приводить до ізотермічної кристалізації рідкої фази й припинення процесу розчинення. Загалом збільшення витримки при просочуванні сплавами

на нікелевій основі приводить до збільшення дендритів і крихких складових матриці металу шва.

Для визначення впливу складу сплаву на механічні властивості з'єднання при зазорі 2 мм із залізонікелевим наповнювачем паяли зразки зі сталей 20 і 35 з витримкою 5 і 60 хв. Схема паяного зразка показана на рис. 3.2.

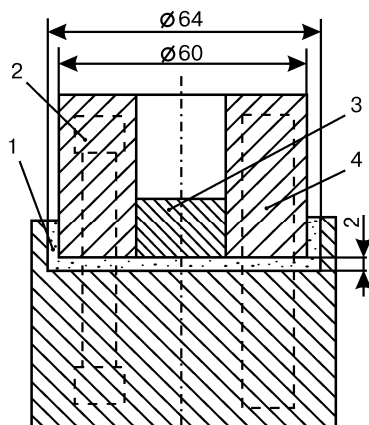


Рисунок 3.2 – Схема паяного зразка: 1 – паяльний зазор з наповнювачем; 2, 4 – місця вирізування зразків для випробувань на розтягання й удар; 3 – припіп

Паяння виконували у вакуумі. Припіп, розміщений у зоні завершення кристалізації, після розплавлювання витісняв з наповнювача з розміром частинок 100-400 мкм на периферію шва залишкові гази й підживлював метал шва протягом усього періоду його формування. Для порівняння здійснювали паяння зразків із зазором 0,15 мм без наповнювача. Після паяння зразки нормалізували. З паяних з'єднань вирізали стикові зразки типу I (ГОСТ 23047) діаметром 6 мм для випробувань на розтягання й зразки типу II (ГОСТ 23046) з надрізом по шву для випробувань на удар. Результати випробувань наведені в табл.3.2 і 3.3.

Таблиця 3.2 – Механічні властивості з'єднань сталі 20

Основа сплаву; температура просочування, °С									
Зазор 0,15 мм, без наповнювача, витримка 5 хв									
Механічні властивості	Cu-Zn 980	Cu-Mn-Ni 1020	Cu 1100	Cu-Ni 1160	Mn-Ni 1180	Ni-Mn 1180	Ni-Mn-Cr 1220	Ni-Cr-Si 1240	Pd-Ni-Cr 1250
σ_B , МПа	380	410	330	450*	450*	320	310	270	450*
a_H , Дж/см ²	7	4	6	11**	20	17	2	2	60
Зазор 2 мм, наповнювач H24, витримка 5 хв									
σ_B , МПа	410	450*	450*	450*	450*	450*	430	330	450*
a_H , Дж/см ²	13	60	11	19**	90**	19	17	6	60**
Зазор 2 мм, наповнювач H24, витримка 60 хв									
σ_B , МПа	390	450*	435	450*	450*	290	250	300	-
a_H , Дж/см ²	6	86	14	20**	19**	30**	4	3	
*Руйнування по основному металу.									
**Руйнування по дифузійній зоні основного металу									

Таблиця 3.3 – Механічні властивості з'єднань сталі 35

Основа сплаву; температура просочування, °С									
Зазор 0,15 мм, без наповнювача, витримка 5 хв									
Механічні властивості	Cu-Zn 980	Cu-Mn-Ni 1020	Cu 1100	Cu-Ni 1160	Mn-Ni 1180	Ni-Mn 1180	Ni-Mn-Cr 1220	Ni-Cr-Si 1240	Pd-Ni-Cr 1250
σ_B , МПа	120	420	410	620	580	510	350	**	450*
a_H , Дж/см ²	5	3	5	9	11	6	6	**	30
Зазор 2 мм, наповнювач H24, витримка 5 хв									
σ_B , МПа	450	610	580	570	580	435	430	380	480
a_H , Дж/см ²	8	29	20	37	15	10	7	3	14
Зазор 2 мм, наповнювач H24, витримка 60 хв									
σ_B , МПа	460	630*	550	-	-	250	**	240	-
a_H , Дж/см ²	5	50	11	-	-	13	**	2	-
*Руйнування по основному металу.									
**Руйнування по дифузійній зоні основного металу									

Як видно з табл. 3.2, ряд сплавів забезпечує рівномірність стикового паяного з'єднання з основним металом (сталь 20) за наявності в широкому паяльному зазорі наповнювача. При цьому міцність таких з'єднань, як правило, вища, ніж утворених при капілярному зазорі без наповнювача. При використанні наповнювача значно підвищується ударна в'язкість з'єднання. Загалом механічні властивості повною мірою відповідають структурі паяних швів.

У з'єднаннях, виконаних сплавами на нікелевій і паладієвій основах, незважаючи на невеликий час паяння (5 хв), в основному металі виявлена дифузійна зона довжиною 200-500 мкм зі зміненою структурою. Розміри цієї зони збільшуються в міру підвищення температури паяння. При випробуванні на удар з'єднань зі сталі 20, виконаних цими сплавами, установили, що злам, який починається у виконаному по шву надрізі, переміщається в дифузійну зону основного металу. Характер зламу крихкий. Збільшення витримки при температурі просочування інтенсифікує крихкість дифузійної зони.

Аналіз наведених вище результатів порівняльних випробувань паяних з'єднань показує, що за наявності в некапілярному зазорі наповнювача комплекс механічних властивостей - міцність і в'язкість - стикового з'єднання на рівні основного металу можна забезпечити при застосуванні сплавів на мідній основі, менш міцних, ніж припої на нікелевій, марганцевій й паладієвій основах.

При паянні некапілярного зазору з наповнювачем із порошків на основі заліза й нікелю мідними припоями можна сформувати ряд різновидностей структур (рис. 3.3).

При застосуванні наповнювача, нерозчинного або незначно розчинного в розплаві сплаву, формується гетерогенна структура, що обумовлює невисокі пластичні властивості металу шва. Форма частинок наповнювача (кристал, куля, циліндр) мало впливає на властивості. Втомлю-

вана міцність такого з'єднання низька. Експерименти підтверджують дані роботи [80], у якій показано, що криві втомлюваної міцності просоченого міддю заліза нагадують криві для сірого чавуну. Аналогічну гетерогенну структуру має метал шва при просоченні залізного порошку латунню. Підтверджуються дані роботи [81], що при розмірі частинок порошку > 50 мкм залізний наповнювач можна вважати нерозчинним у латуні.

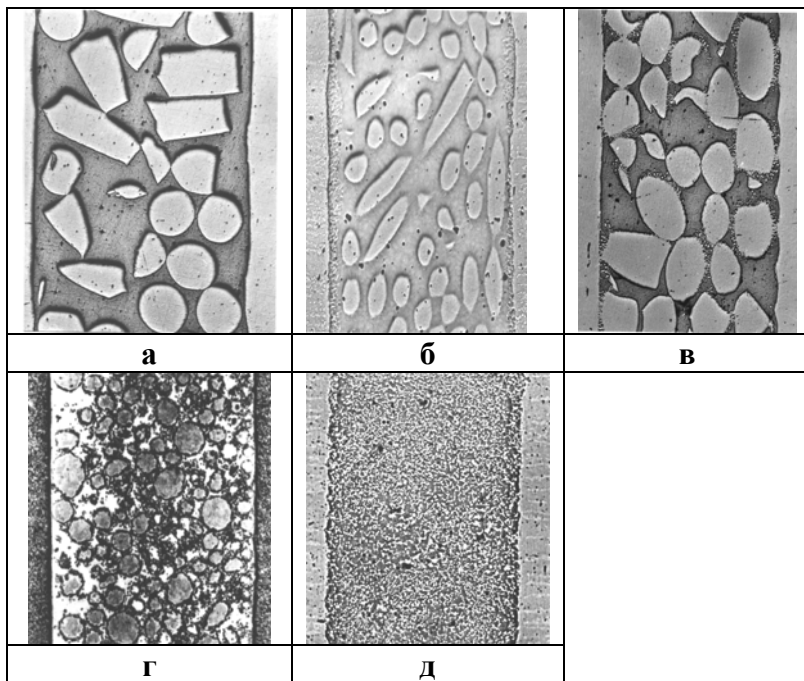


Рисунок 3.3 – Мікроструктура (x20) паяного мідними сплавами з'єднання з наповнювачем: а – нерозчинним у сплаві (наповнювач сталь 20 + сплав Cu); б - частково розчинним (нікель + Cu-Zn); в – зрощування через дендрити (суміш низько- і високовуглецевої сталей + Cu); г – частково диспергованим (залізонікель ПРН24 + Cu-Mn); д – диспергованим (залізонікель НПС3 + Cu - Mn)

Разом з тим мала розчинність заліза в розплавленій міді або латуні обумовлює проходження процесу розчинення-осадження, що дозволяє істотно змінювати структуру металу шва. На рис. 3.3 в показана структура металу шва, що утворилася при взаємодії розплавленої міді з наповнювачем із суміші порошків низько- і високовуглецевої сталей. Зрощування частинок наповнювача між собою й з основним металом при утворенні стовпчастих кристалів фази Fe-Cu-C істотно підвищує міцність металу шва. Ефект армування металу шва проявляється й при просоченні композиційного наповнювача латунню.

При застосуванні наповнювача, розчинного у сплаві, утворюється структура з оплавленими частинками (рис.3.3 б). При формуванні металу шва сплавом Cu-Zn з нікелевим наповнювачем розчинення його у сплаві утворює однофазну матрицю шва, а активна дифузія міді й цинку в наповнювач приводить до ізотермічної кристалізації зі зникненням рідкої фази при температурі просочування. У таких композиціях наповнювач - сплав при збільшенні часу витримки при температурі просочення взаємна дифузія елементів обумовлює істотне підвищення міцності матриці композиційного металу. При певному складі композиції можливий епітаксiальний перехід на межі наповнювач-сплав, що порівняно з гетерогенною структурою може підвищити механічні властивості металу шва.

При значній взаємній розчинності припою й наповнювача можна сформувати метал шва зі структурою, близькою до однорідного твердого розчину. На рис.3.4 показана структура металу шва, утвореного розплавом латуні й наповнювачем зі сплаву на мідній основі - копелю МНМЦ43-0,5, що містить 42-44 % Ni+Co і 0,5 % Mn з температурою плавлення 1290⁰С. Розчинення у двофазній латуні Л63 нікелю й кобальту, що розширюють область твердого розчину α , приводить до утворення однофазного

сплаву з підвищеними механічними й корозійними властивостями. Одночасно з розчиненням у частинки копелю дифундує цинк, тому що розчинність Zn в Co практично необмежена, а розчинність Zn в Ni становить 33 % [82, 83]. У результаті утворюється з'єднання матриці металу шва й частинки наповнювача із плавною зміною концентрації елементів і орієнтованою кристалізацією.

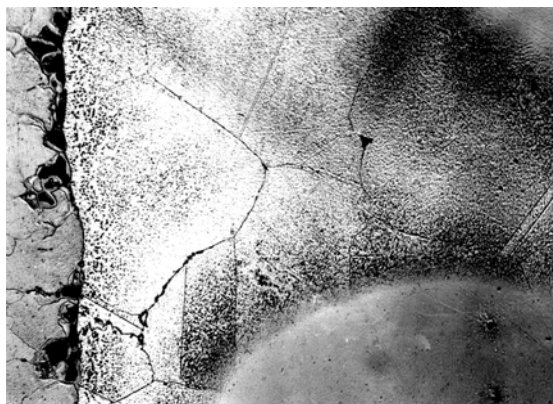


Рисунок 3.4 – Мікроструктура (x200) металу шва сталі 20 при просочуванні латунню наповнювача із копелю МНМЦ43-0,5

Така структура підвищує пластичні властивості металу шва. При певному співвідношенні складових композиційного наповнювача одна з них може перейти у твердий розчин матриці, а нерозчинні складові армують і зміцнюють метал шва. На рис.3.5 показана структура шва, утвореного латунню і наповнювачем із суміші копелю й низьковуглецевої сталі. При вмісті копелю до 50% у наповнювачі він розчиняється з утворенням твердого розчину матриці. При цьому підвищується міцність і пластичність металу шва [84, 85].

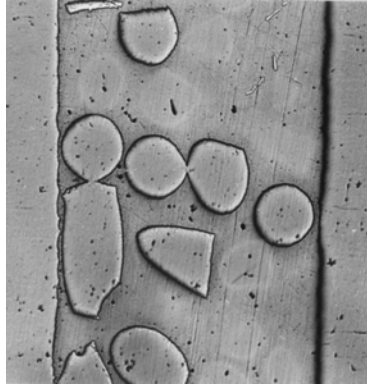


Рисунок 3.5 – Мікроструктура (x20) металу шва при просоченні латунню наповнювача із суміші 1:1 дискретних волокон зі сталі 20 і копелю МНМЦ43-0,5

Однак більш значне зміцнення відбувається при введенні в наповнювач низько- і високовуглецевої складових. При такому наповнювачі відбувається додаткове армування пластичної матриці орієнтованими зернами надлишкової фази, що випадає з розчину, типу Fe-Cu-C (рис. 3.6) [86].



Рисунок 3.6 – Мікроструктура (x20) металу шва при просоченні латунню наповнювача із суміші 1:1:1 дискретних волокон зі сталей 20, 65Г і копелю МНМЦ43-0,5

Особливо відрізняється структура металу шва, виконаного мідними сплавами при тривалій витримці в контактi з різними наповнювачами. Частинки наповнювача при взаємодії з розплавленим припоєм диспергуються по межах зерен. Дрібнодисперсні частинки, що утворилися при диспергуванні, набувають в основному сфероїдальної форми за рахунок розчинення ділянок з малим радіусом поверхні (рис. 3.7). Процес диспергування й сфероїдизації наповнювача можна використати для підвищення механічних властивостей з'єднання шляхом утворення дрібнодисперсної структури. Розміри частинок наповнювача 100-400 мкм, обрані з умови можливості переміщення в ньому розплавленого сплаву при формуванні з'єднання, зменшуються при диспергуванні до 5-20 мкм. Рівномірний розподіл по всьому обсязі шва великої кількості дрібнодисперсних частинок, що утворилися при диспергуванні наповнювача, як центрів кристалізації обумовлює утворення дрібнозернистої матриці. За активністю диспергування наповнювача сплави розташовуються так: Cu-Zn, Cu, Cu-Mn-Ni.

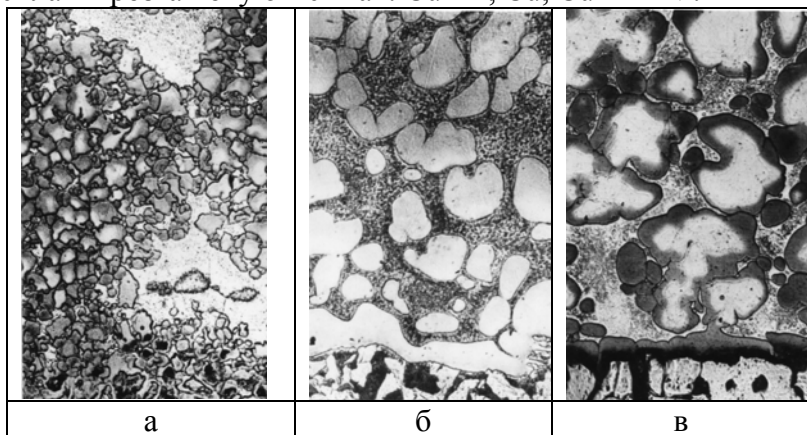


Рисунок 3.7 – Мікροструктура (x200) металу шва, виконаного сплавами: а – Cu-Zn, б - Cu, в – Cu-Mn-Ni з залізонікелевим розпорошеним з розплаву наповнювачем із кулястими частинками при витримці 60 хв

Процес диспергування активно проходить в композиційних наповнювачах, що складаються з різних за складом компактних частинок. На рис. 3.8. показана структура, що утворилася на різних стадіях взаємодії великих (\varnothing 0,5 x 1 мм) частинок композиційного наповнювача із частинок нікелю, низько- і високовуглецевої сталей з розплавом Cu-Zn.

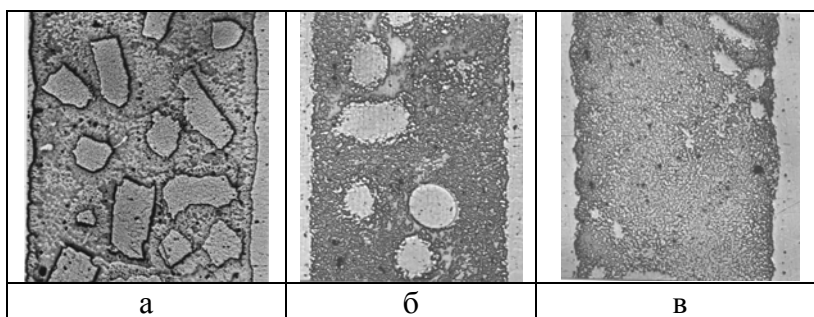


Рисунок 3.8 – Мікроструктура металу шва (x20) з наповнювачем із суміші дискретних волокон \varnothing 0,5 x 1 мм із нікелю, низько- і високовуглецевої сталей, просоченого сплавом Cu-Zn при температурі 1000⁰С з витримкою: а – 20; б – 40; в – 60 хв

Найбільш активно диспергуються частинки, отримані спіканням дрібнодисперсних порошоків. У спечених тілах відбувається активна міграція розплавів під дією градієнта хімічного потенціалу компонентів [87]. На рис.3.9 показана структура металу шва, утвореного при взаємодії розплаву латуні з наповнювачем зі спеченої у вакуумі суміші карбонільного нікелю й залізного порошку ПЖ. Розмір частинок після розмелювання конгломерату становив 0,2-0,5 мм. У результаті взаємодії наповнювача із розплавом при короткій витримці утворилася однорідна структура з розміром наповнювача 5-20 мкм. Система з капілярно-

дисперсної перетворилася у структуровану дисперсну систему тверде тіло-рідина.

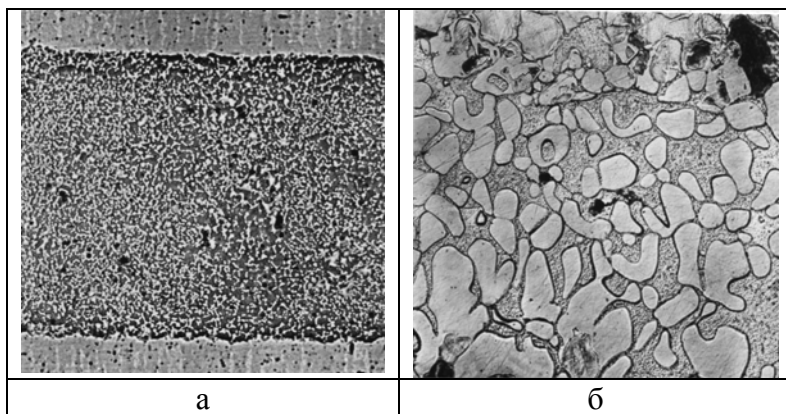


Рисунок 3.9 – Мікроструктура металу шва (а – $\times 20$; б – $\times 200$), утвореного при просочуванні сплавом Cu-Zn наповнювача зі спеченої у вакуумі суміші карбонільного нікелю й залізного порошку ПЖЗС

3.2. Розчинення-осадження металу при просочуванні наповнювача розплавом

Процес паяння міддю різнорідних за вмістом вуглецю сталей досліджений у багатьох роботах [88-95]. При паянні міддю з'єднань зі сталей, що містять різну кількість вуглецю, відбувається розчинення сталі з меншим вмістом вуглецю й утворення стовпчастих кристалів з фази Fe-Cu-C, що кристалізується на поверхні сталі з більшим його вмістом. Процес проходить до зрощування стовпчастих кристалів із поверхнею сталі з меншим вмістом вуглецю. Для паяння однорідних сталей застосовується прокладка зі сталі, що відрізняється вмістом вуглецю [90]. Зрощування кристалів із поверхнями металу, що паяється, розглядають як утворення зварного з'єднання й називають процес зва-

рювання-паяння, що дозволяє вдвічі збільшити міцність паяних з'єднань [96-101]. Для активного проходження процесу необхідно, щоб градієнт вмісту вуглецю між поверхнями, що паяються, був не менше 0,15 %, а зазор не більше 0,01 мм [96, 98]. Вважають, що кристалізація надлишкової фази пов'язана з низькою розчинністю заліза в розплавленій міді. При переході вуглецю під дією градієнта концентрації в розчин заліза в міді з насиченого розчину осаджується фаза складу Fe-Cu-C. Осадження фази з розчину приводить до розчинення низьковуглецевої складової.

Капілярне паяння заліза й залізовуглецевих сплавів міддю досліджене в роботах [102, 103]. Установлено, що в шарі міді товщиною 30 мкм, що прилягають до заліза або низьковуглецевої сталі, розчиняється до 4% заліза. На відстані 60 мкм вміст заліза знижується до 2,5%. Такий розподіл досягається при витримці 1 хв. При витримці 60 хв середній вміст заліза становить 3,1%.

При паянні високовуглецевої сталі вміст заліза у шві підвищується до 4,7%. При кристалізації частина заліза осаджується на поверхні основного металу. При паянні сталі, що містить 1% вуглецю, осаджується більша кількість дендритів заліза, ніж при паянні низьковуглецевої сталі. Мідь із розплаву дифундує в основний метал і після годинної витримки вміст міді в залізі на відстані 5 мкм досягає 8%, а на відстані 15 мкм - 1%. Відзначається, що незважаючи на те що швидкість дифузії вуглецю в міді на кілька порядків менше швидкості дифузії вуглецю в залізі, спостерігається висхідна дифузія вуглецю з основного металу в збагачені міддю шари заліза. Зазначено, що в малих зазорах (0,03-0,05 мм) можливо аномальне порівняно з рівноважним підвищення вмісту компонентів основного металу в розплаві міді. Однак ці дослідження проводилися при паянні однорідних за вмістом вуглецю сталей і спрямованого росту стовпчастих кристалів не спостерігалось.

Як показано в роботах [91, 95, 99], осадження надлишкової фази відбувається при дифузії в розплавах не тільки вуглецю, але й елементів шостої групи періодичної системи. Армування металу шва може бути здійснено фазами Fe-Cu-W, Fe-Cu-Mo та ін. Природно, що процес розчинення осадження може бути використаний для формування металу шва в паяльному зазорі з наповнювачем, що є гетерогенною системою зі значною концентраційною неоднорідністю елементів, що входять до її складу. Розчинення основного металу й наповнювача в розплавленому припої знижує термодинамічну нестійкість системи й підвищує корозійно-механічну міцність паяних з'єднань [104]. Прагнення до зниження термодинамічної нестійкості системи обумовлює процес розчинення-осадження залізовуглецевого наповнювача в розплавленій міді та її сплавах. Процес проходить більш активно в контакті з розплавом на мідній основі дисперсних частинок наповнювача й основного металу з різним вмістом вуглецю.

На рис.3.10 показана структура з'єднання сталі 20, паяного міддю з наповнювачем зі сталі У10. У вузьких зазорах між частинками наповнювача й основним металом утворилися стовпчасті дендрити. У частинках наповнювача, що прилягають до основного металу, з'явився ферит, а в основному металі збільшилася кількість перліту. У більш віддалених від основного металу частинках наповнювача фериту менше, а в центрі шва містяться частинки із чисто перлітною структурою. Таким чином, у напрямку дифузійного потоку вуглецю в частинках змінився його вміст і між ними також утворилися стовпчасті дендрити. Процес росту дендритів триває до утворення перетинок між високо- і низьковуглецевими складовими. Після утворення перетинок по них спрямовується основний дифузійний потік вуглецю й утворення дендритів припиняється. До утворення перетинок структурні перетворення відбуваються в основному

в високовуглецевих частинках. У їхній структурі збільшується кількість фериту. Вуглець, що дифундує в рідку фазу, концентрується в фазі Fe-Cu-C, що утворилася. Структура низьковуглецевих частинок 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 перліт. Ці дані збігаються з отриманими раніше в роботах [89, 94].

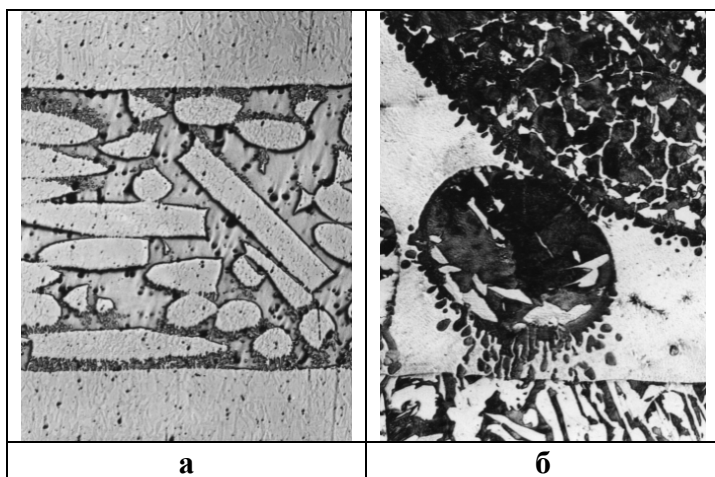


Рисунок 3.10 – Мікроструктура металу шва (а – $\times 20$; б – $\times 100$), паяного міддю з'єднання сталі 20 з наповнювачем зі сталі У10 (0,98%С); $T_{\text{п}} 1100^{\circ}$; 60 хв

Процес осадження дендритів повільний, для утворення перетинок дендритів між поверхнями сплавів на відстані 0,01 мм тривалість ізотермічної витримки становить до 30 хв. Процес розчинення-осадження більш активно проходить в розплаві латуні. На рис.3.11 показані мікроструктури паяних латунню швів при різній комбінації складів

основного металу й наповнювача. Процес здійснюється в контактi з розплавом латуні й у композиційному наповнювачі, що містить сплави заліза з різним вмістом вуглецю (рис. 3.12).

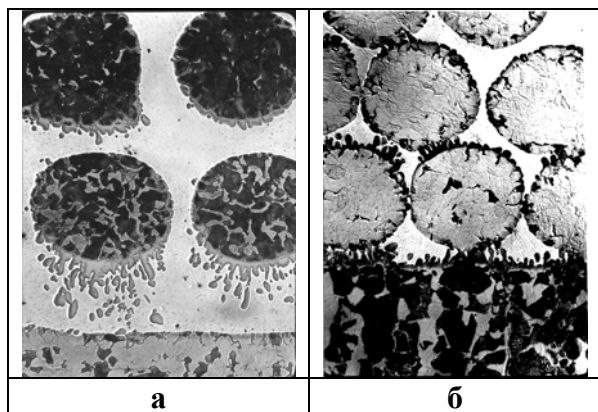


Рисунок 3.11 – Мікроструктура (x100) паяного латунню з'єднання сталі 20 з високовуглецевим наповнювачем (а) і сталі 40 з низьковуглецевим наповнювачем (б) у некапілярному паяльному зазорі

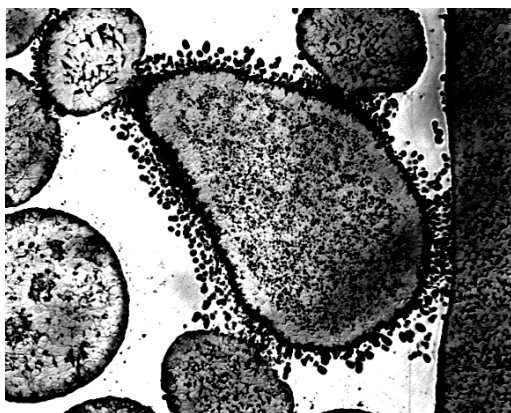


Рисунок 3.12 – Мікроструктура (x50) металу шва, паяного латунню з наповнювачем із суміші низько- і високовуглецевої сталей. $T_{п} 920^{\circ}\text{C}$; 60 хв

У дослідженнях процесу розчинення-осадження металу, що паяється, і осадження фази Fe-Cu-C немає однозначного пояснення механізму процесу. Пояснити процес розчинення-осадження металу, що паяється міддю, можна з позиції сучасного уявлення про будову рідких металів [105, 106]. Основною структурною ланкою рідини при температурі, яка незначно перевищує температуру плавлення, що характерно для паяння, є не атоми, а так звані кластери, що являють собою мікрогрупування з декількох періодів ґрат твердого металу. Кластери становлять основний об'єм рідини. Обсяг міжкластерної неупорядкованої зони в розплаві міді становить 4,75%. Активність атомів і швидкість дифузійних процесів у міжкластерному просторі вищі, ніж в обсязі кластерів. При паянні мідь, в основному з міжкластерної зони, дифундує в залізовуглецевий сплав і досягає в поверхневому шарі межі розчинності $\approx 8\%$. Атомний радіус міді більше атомного радіуса заліза, що викликає деформацію в ґратах заліза при дифузії заміщення. Деформацію в ґратах підвищують швидкість дифузії й концентрація вуглецю в шарі, що містить мідь. Висхідна дифузія вуглецю відбувається в результаті дії атомних сил зв'язку й сприяє зменшенню деформації у кристалічних ґратах. Крім того, мідь знижує енергію активації дифузії вакансій у залізі й збільшує їхню дифузійну рухливість. Поверхня розділу твердої й рідкої фаз є необмеженим джерелом вакансій. Тому дифузійний потік міді в залізо збігається з потоком вакансій. Вакансія викликає деформацію на відстані 8-10 періодів ґрат. Нові вакансії утворюють власні сфери деформації, які розсовують існуючі зі збільшенням міжатомних відстаней між поверхнями сфер. При збільшенні міжатомних відстаней на певну величину одна сфера деформації відривається від іншої й кристал послідовно з поверхні подрібнюється на окремі блоки. Таким чином, у розплаві виявляються кластери заліза, що насичені міддю ($\approx 8\%$) і утримують вуглець у кількості, що пере-

вищує його вміст в основному металі. При флуктуації у вузькому зазорі кластер контактує з поверхнею високовуглецевого сплаву. Швидкорухливий вуглець, що легко віддає валентні електрони з утворенням металевого зв'язку, закріплює кластер на поверхні й дифундує в його обсяг. При контакті кластерів вуглець установлює з ними зв'язок і приводить до росту фази, що осаджується. Атоми міді з міжкластерного простору насичують фазу і її вміст підвищується до 9-12%.

Як відзначалося, у розплаві міді розчиняється чисте залізо, низько- і високовуглецеві сталі. Однак швидкість їхнього розчинення різна. Це пояснюється різною швидкістю дифузії міді в залізовуглецевих сплавах. Зі збільшенням вмісту вуглецю в сплаві дифузія міді різко спадає. Так, у чистому залізі й у сталі з 0,24% С при однаковій витримці мідь проникає відповідно на 110 і 50 мкм. Оскільки дифузія міді викликає висхідну дифузію вуглецю, то в середньо- і високовуглецевих сталях відбуваються значне гальмування дифузії міді й уповільнення процесу розчинення. При паянні композиції з низько- і високовуглецевої сталей відбувається переважне й випереджальне розчинення низьковуглецевої складової. При осадженні фази Fe-Cu-C на поверхні високовуглецевої складової зменшується площа її контакту з розплавом міді, а це, у свою чергу, знижує дифузійний потік міді у сталь.

Знання механізму процесу дозволяє цілеспрямовано застосувати його для формування металу шва при паянні. Якщо зазор заповнити сумішшю порошоків з високо- і низьковуглецевої сталей, то можна одержати активне армування в повному обсязі металу шва. Очевидно, що при зменшенні розмірів частинок до певної величини можна на всьому обсязі забезпечити утворення вузьких зазорів між різнорідними за складом частинками й одержати високі властивості з'єднання. Зменшувати розміри частинок і тим самим зменшувати розміри зазору між ними дозволяє ви-

сока проникна здатність розплавленої міді в капіляри, утворені поверхнею заліза.

На активність проходження процесу розчинення-осадження металу впливає наявність у розплаві мідних сплавів легуючих елементів. На рис. 3.13 наведена ілюстрація експерименту, у якому на краю паяльного зазору в зразках зі сталі 20 помістили пластинку нікелю розміром 1x20x20 мм, а інший обсяг заповнили кулями діаметром 1 мм зі сталі ШХ15, що містить 0,9% С. Паяння виконували латунню. Таким чином, кількість нікелю, що дифундує, у міру віддалення від пластинки зменшувалась, а кількість вуглецю, що дифундує, у зазорах між кулями й основним металом була однаковою.

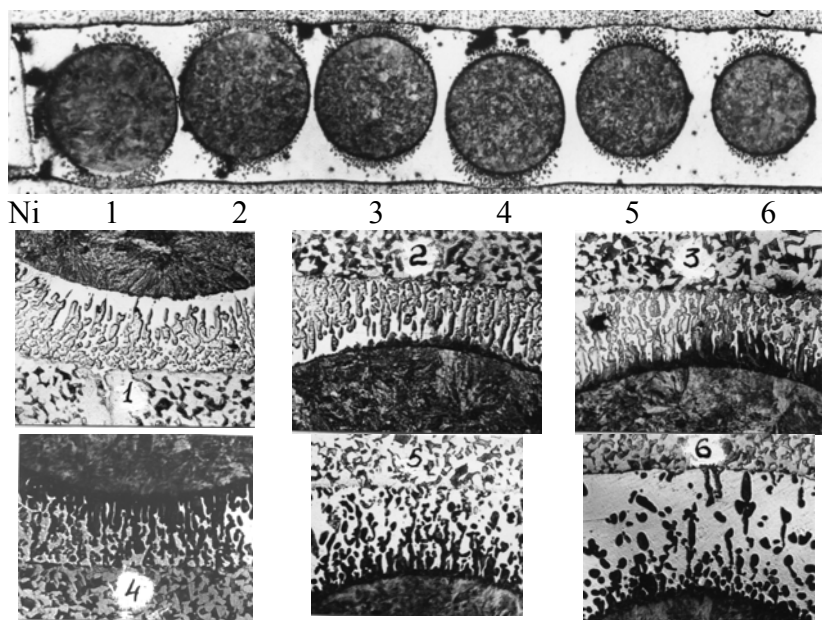


Рисунок 3.13 – Загальний вигляд (x20) і фрагменти (x100) мікроструктури з'єднання сталі 20 латунню з наповнювачем зі сталі ШХ15 і нікелевою пластинкою в зазорі. T_p 960⁰C; 60 хв

Аналіз мікроструктури шва підтверджує переважне осадження фази, що утворюється, тільки у вузькому зазорі між основним металом і кулями наповнювача. Чітко спостерігається розчинення основного металу з утворенням ямок у зоні вузьких зазорів. Кількість осадженої фази зростає при збільшенні кількості нікелю в розплаві припою. Осаджена фаза має склад Fe-Ni-Cu-Zn-C. Кількісний склад і мікротвердість фази наведені в табл.3.4.

Таблиця 3.4 – Вплив відстані від джерела нікелю на хімічний склад і мікротвердість осаджених частинок і матриці металу шва

Відстань, мм	Вміст елемента (%) на відстані від Джерела нікелю, мм					
	0	0,5	1,5	2,5	3,5	4,5
Zn Фаза	4,0	2,7	2,6	1,5	1,5	0,8
Матриця	30,9	32,3	32,3	33,3	33,3	34,1
Cu Фаза	6,0	3,5	3,5	2,8	2,8	2,7
Матриця	61,5	65,4	65,7	65,2	65,1	64,0
Ni Фаза	16,5	6,8	2,6	1,9	1,9	0,3
Матриця	5,8	0,9	0,6	0,17	0,15	0,1
Fe Фаза	73,3	86,8	91,1	95,7	95,8	96,0
Матриця	1,8	1,3	1,3	1,1	1,1	1,5
Мікротвердість частинок, Н _{V20}	550- 590	600- 1140	690- 1140	450- 1030	450- 1030	330- 450

На склад фази істотний вплив має вміст нікелю в розплаві. Безпосередньо біля пластинки нікелю в осадженій фазі виявлена максимальна кількість Ni, Cu і Zn. У міру зниження вмісту нікелю в розплаві кількість Cu і Zn у фазі зменшується відповідно до $\approx 2,6$ і $1,5\%$ і стабілізується на такому рівні. Вміст нікелю в осадженій фазі зменшується в міру віддалення від джерела, але при цьому його кількість у фазі перевищує в 3-12 разів його вміст у розплаві. Таким чином, виявлена висхідна дифузія нікелю. Зі зміною вмісту

нікелю у фазі змінюється її структура. При вмісті нікелю >2% структура осаджених дендритів однофазна з мікротвердістю 860-1140 Н_{V20}. При вмісті нікелю 1,5-2% вона мартенситного типу, голчаста з мікротвердістю 700-850 Н_{V20}. При зменшенні вмісту нікелю до 0,5% структура дендритів подібна до перліту й має мікротвердість 330-370 Н_{V20}.

Електронно-мікроскопічне дослідження показало, що на поверхні нікелю підвищується концентрація заліза (рис. 3.14 в). На відстані 20-30 мкм від поверхні нікелю вміст заліза в розчині становить 3,5-5%, у той час як в інших зонах, у тому числі, що прилягають до сталі, вміст заліза 1,1-1,8%. Мікротвердість у зоні з підвищеним вмістом заліза становить 460-510 Н_{V20}. Мікротвердість нікелю й матриці шва – 220-240 Н_{V20}.

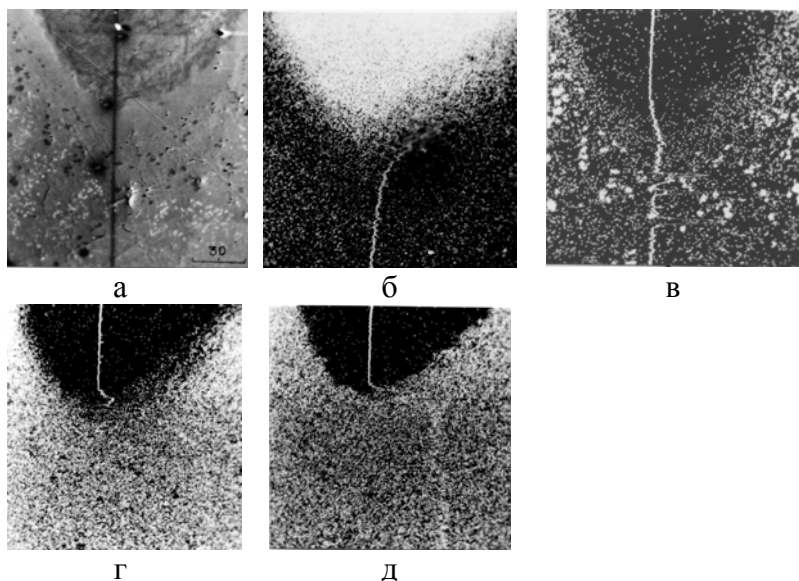


Рисунок 3.14 – Електронно-мікроскопічне зображення (а) і характеристичне К_α випромінювання елементів у зоні торця нікелевої вставки: б – нікелю; в – заліза; г – міді; д – цинку; x700

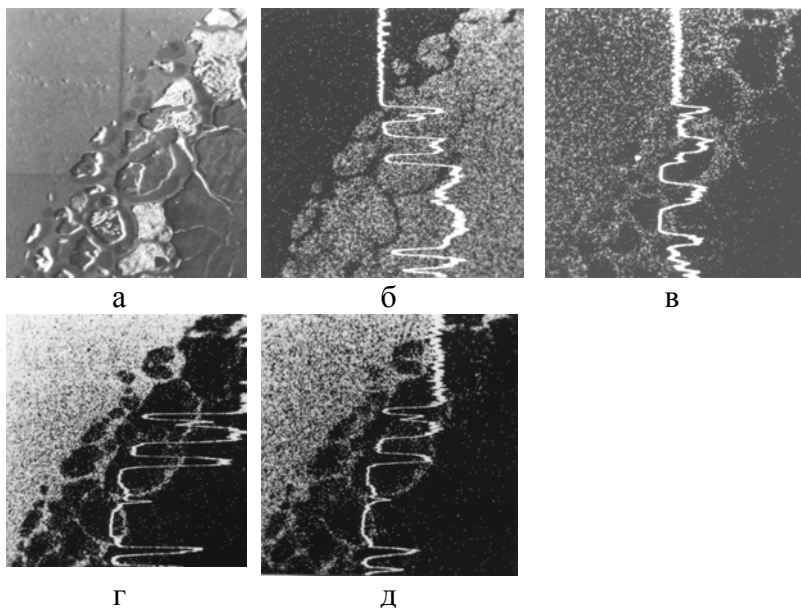


Рисунок 3.15 – Електронно-мікроскопічне зображення (а) і характеристичне K_{α} випромінювання елементів основного металу в зоні торця нікелевої вставки: б – заліза; в – нікелю; г – міді; д – цинку; $\times 700$

Мікротвердість нікелю й матриці шва – 220-240 H_{V20} . У зоні з підвищеним вмістом заліза з розчину випадає надлишкова фаза на основі заліза розміром 1-3 мкм. Основний метал (сталь 20) поряд із нікелевою вставкою піддається інтенсивному розчиненню (рис. 3.15). Розплав проникає по межах зерен і відокремлює їх від основного металу. Одночасно відбувається й диспергування відділених зерен. Усі частинки, що відділилися, і суміжні ділянки в основному металі мають підвищений стосовно матриці вміст нікелю (рис. 3.15 в). Вміст заліза в матриці в цій зоні 1,5-2%.

Розчинення основного металу на відстані від нікелевої вставки в зоні розташування високовуглецевих частинок

наповнювача має інший характер (рис. 3.16). У цій зоні немає значного проникнення розплаву по межах зерен, від основного металу відділяються невеликі частинки розміром 5-15 мкм. По всьому фронті в дифузійній зоні основного металу спостерігається підвищений вміст нікелю (рис. 3.16 в). Фронт розчинення основного металу відносно рівний. Вміст заліза в матриці металу шва в цій зоні становить 1-1,5%.

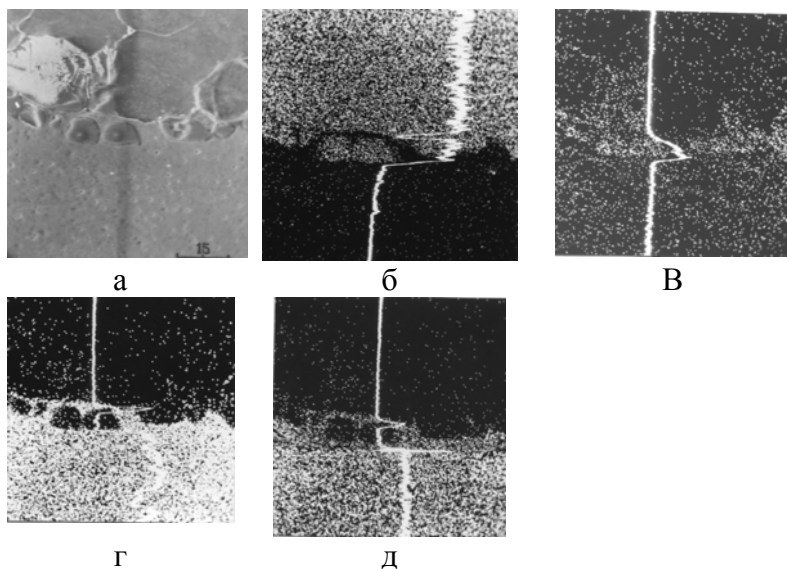


Рисунок 3.16 – Електронно-мікроскопічне зображення (а) і характеристичне K_{α} випромінювання елементів основного металу на відстані 1 мм від нікелевої вставки: б – заліза; в – нікелю; г – міді; д – цинку; х1400

Осаджені на поверхні високовуглецевої частинки наповнювача дендрити мають спрямований характер кристалізації й містять підвищену відносно матриці кількість нікелю (рис. 3.17 в). Вміст вуглецю в дендритах також значно перевищує його вміст у матриці, в основному металі й наповнювачі (рис. 3.18 в).

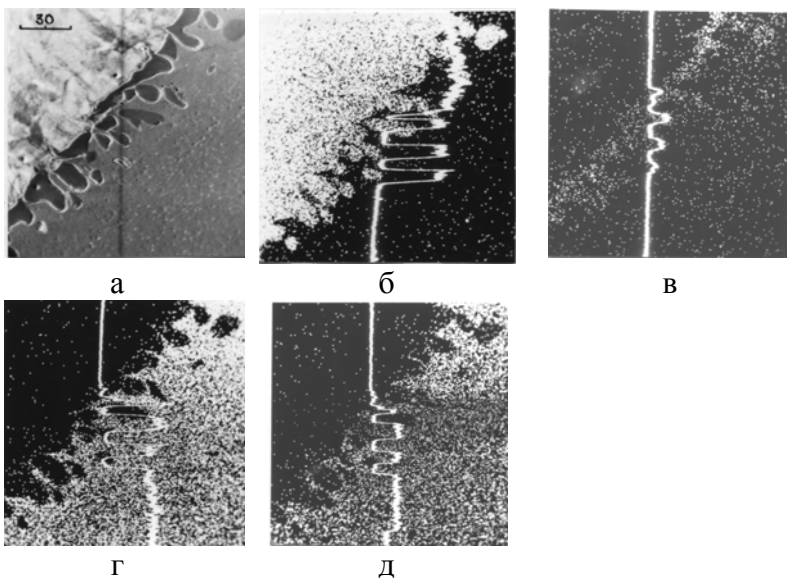


Рисунок 3.17 – Електронно-мікроскопічне зображення (а) і характеристичне K_{α} випромінювання елементів поверхні частинки наповнювача зі сталі ШХ15 на відстані 1 мм від нікелевої вставки: б – заліза; в – нікелю; г – міді; д – цинку ; x700

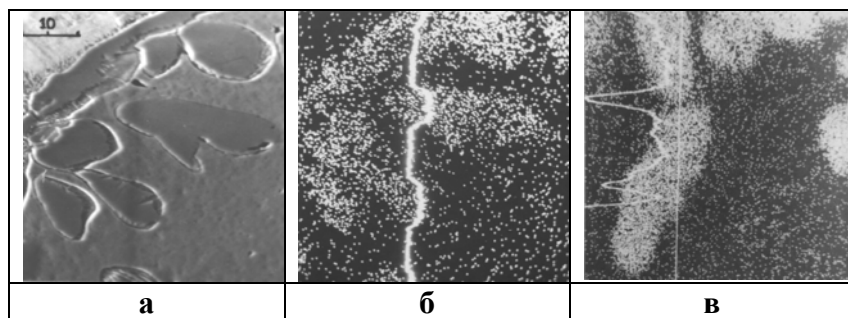


Рисунок 3.18 – Електронно-мікроскопічне зображення (а) і характеристичне K_{α} випромінювання нікелю (б) і вуглецю (в) у стовпчастих дендритах; x2100

Описаний вище експеримент не зовсім коректний, тому що центри куль наповнювача, що потрапили в перетин шліфа, розташовані не на одній лінії. Тому в перетині шліфа частинки мають різний діаметр і внаслідок цього зазори між частинками й основним металом також різні. Як встановлено раніше, вплив розміру зазору на процес росту стовпчастих дендритів великий. Виявлений в експерименті вплив нікелю може бути змішаним із впливом розміру зазору. Для усунення цієї методичної неточності виконали паяння латунню двох шліфованих пластин зі сталей 20 і У8 із зазором 0,02 мм і вставкою з нікелю. Аналіз мікроструктури з'єднання (рис. 3.19) підтвердив виявлені раніше закономірності структуроутворення. Виявлено сходинку $\approx 0,02$ мм на сталі 20, що утворилася при розчиненні металу в розплаві. На торці пластини зі сталі У8, виконаному під кутом 45° , видно, що стовпчасті дендрити кристалізуються між сталями 20 і У8 у зазорі розміром менше 0,08 мм. Кількість стовпчастих дендритів у шві біля вставки з нікелю більша. У цій зоні вони однофазні, мають високу твердість. У міру віддалення від джерела нікелю частки змінюють структуру й твердість аналогічно експерименту з кулястим наповнювачем.

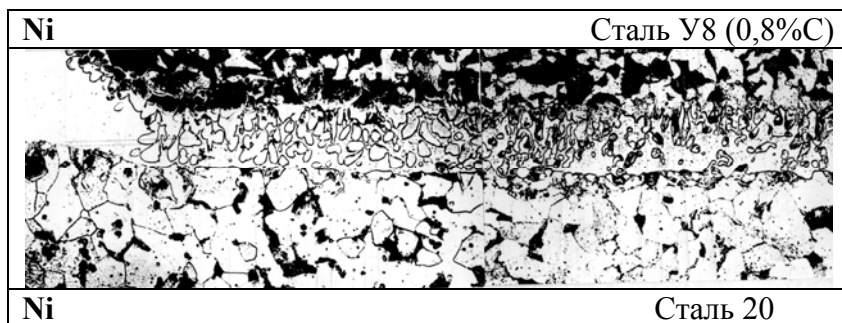


Рисунок 3.19 – Мікроструктура (x250) паяного латунню з'єднання сталей 20 і У8 за наявності на краю зазору нікелевої вставки; T_n 960°C , 60 хв

Процес розчинення-осадження активно відбувається в композиційному наповнювачі, що складається з однакової кількості високо- і низьковуглецевих складових з добавкою частинок чистого нікелю. Досліджували композиційний наповнювач із добавкою 4, 8, 12, 16, 20, 25, 33, 42 і 50% нікелю у вигляді дискретних волокон $\text{Ø } 0,3-0,5 \times 1$ мм. Структура паяного латунню металу шва наведена на рис.3.20. Введення нікелю в наповнювач істотно змінює характер структуроутворення: збільшуються розміри стовпчастих дендритів і їх кількість у металі шва. Мікротвердість стовпчастих дендритів, висока при малому вмісті нікелю, зменшується при збільшенні його вмісту в наповнювачі (табл. 3.5).

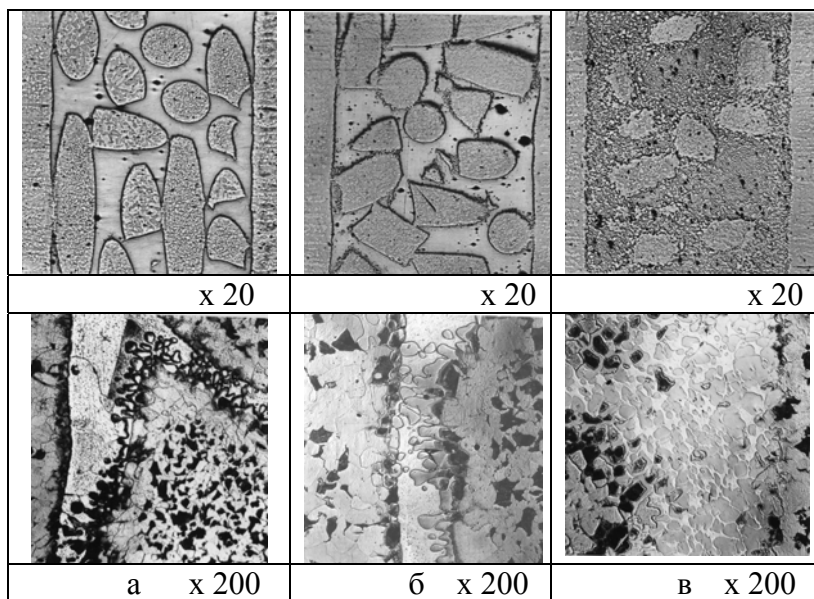


Рисунок 3.20 – Мікроструктура паяного латунню металу шва з наповнювачем, що містить нікель, низько- і високовуглецеву складові в %: а – 4-48-48; б – 8-46-46; в – 16-42-42

При вмісті нікелю більше 10% зникає напрямленість стовпчастих дендритів по градієнту вуглецю, вони стають рівновісними з рівномірним розподілом у матриці металу шва. Гранули нікелю при його вмісті в наповнювачі до 20% повністю розчиняються в рідкій фазі, створюючи нову тверду фазу Fe-Ni-Cu-Zn-C і легуючи латунь. При більшому вмісті нікелю в металі шва залишаються його нерозчинені частинки. При вмісті нікелю в наповнювачі більше 30% збільшується його кількість у розплаві, що приводить до зникнення рідкої фази при ізотермічній витримці.

Нікель значно прискорює процес розчинення-осадження наповнювача в рідкій фазі. Тривала (4 години) витримка при температурі 980⁰С наповнювача із суміші 1:1 високо- і низьковуглецевих частинок у рідкій латуні приводить до утворення невеликої кількості фази Fe-Cu-Zn-C. Кількість її становить не більше 5% металу шва й утворюється вона тільки в зонах з мінімальною відстанню між частинками з різним вмістом вуглецю. При введенні нікелю й підвищенні його вмісту в композиційному наповнювачі кількість осадженої фази при однакових режимах паяння збільшується й розподіляється майже по всьому обсязі матриці шва (рис. 3.20 в). Зміна структури, форми й мікротвердості осадженої фази залежно від вмісту нікелю в наповнювачі (табл. 3.5) пов'язана зі зміною її складу. Мікроспектральний аналіз фази показав, що вміст нікелю в ній підвищується від 7 до 22% при збільшенні його вмісту в наповнювачі від 8 до 50%. Вміст міді й цинку у фазі меншою мірою залежить від зміни складу наповнювача й становить 3-8 і 1,6-5% відповідно. Залізо є основою фази, вміст його знижується відповідно до підвищення вмісту нікелю. Характеристичне випромінювання вуглецю в металі шва показує його наявність у фазі в концентрації, що значно перевищує його концентрацію в частинках наповнювача й твердому розчині матриці.

Механізм активації процесу розчинення-осадження залізовуглецевого наповнювача нікелем можна подати таким чином. При взаємодії розплаву латуні із частками композиційного наповнювача в міжкластерній неупорядкованій зоні з'являються атоми міді, цинку, нікелю, заліза. Атоми міді, цинку й нікелю дифундують у залізовуглецеві частинки. Розміри атомів заліза й нікелю майже однакові, що обумовлює активну дифузію заміщення нікелю в залізі. Кристалічні ґрати заліза не деформуються при дифузії нікелю. Дифузія міді й цинку в залізонікелеві ґрати викликає її деформацію й активує дифузію вуглецю. Таким чином, у поверхневому шарі формується розчин складу Fe-Ni-Cu-Zn-C.

Таблиця 3.5 – Вплив складу наповнювача на структуру паяного латунню з'єднання сталі 20

Вміст нікелю, %	Вміст низько-вуглецевої сталі,(0,1C) %	Вміст високо-вуглецевої сталі,(0,7C) %	Форма зерен фази	Мікро твердість фази, Н _{V20}	Вміст фази (%) у структурі
-	50	50	стовпчаста	300-385	5
4	96	=	рівновісна	270-750	11
4	-	96	стовпчаста	594-1450	14
4	48	48		513-1030	15
8	46	46		394-1030	20
16	-	84	рівновісна	350-550	42
16	84	-		320-450	50
16	42	42		390-825	42
20	80	-		320-450	60
25	37,5	37,5		296-826	60
33	33,5	33,5		280-312	60
50	25	25		280-312	45
100	-	-		230-280	9

Вміст нікелю в ньому за однакових умов залежить від його кількості в наповнювачі. Відомо, що Cr, V, Mo, Mn збіль-

шують енергію активації дифузії вакансій у залізі, а Cu, Al, Si, Ni, Co - знижують її. При цьому нікель збільшує дифузійну рухливість вакансій у залізі при температурі 950-1100⁰С у 5-7 разів [106]. Тому в поверхневому шарі при дифузії нікелю активується процес деформації, розриву зв'язків у ґратах і відрив з поверхні блоків, порівнянних з розмірами кластерів, складу Fe-Ni-Cu-Zn-C. Подальший хід процесу проходить за схемою, розглянутою при описі паяння різномірних сталей міддю. Рухливі кластери при контакті з високовуглецевою частинкою наповнювача осаджуються з розплаву, що створює умови для безперервного відводу кластерів від поверхні й активного розчинення металу, що паяється, і наповнювача. Швидкість розчинення порівнянна зі швидкістю проникнення розплаву по межах зерен. Цим пояснюється відносно рівний фронт розчинення й відсутність значного проникнення елементів розплаву в метал, що паяється, у зоні біля високовуглецевої частинки наповнювача.

Окремого розгляду вимагає виявлене явище висхідної дифузії нікелю, що проходить при утворенні стовпчастих дендритів. Така дифузія має місце при утворенні нової фази, енергетично більш стійкої, наприклад, при утворенні карбідів або інтерметалідів. У цьому випадку рушійною силою дифузії є не градієнт концентрації, а градієнт хімічного потенціалу [107]. Багатокомпонентна система Fe-Ni-Cu-Zn-C не вивчена й діаграма її стану невідома. Однак відомо [108], що у системі Fe-Ni-Cu утворюється кілька з'єднань складу: $2\text{FeNi}_5 \text{CuNi}_{12}$; $2\text{CuNi}_4 \text{FeNi}_5$; $\text{Cu}_3\text{Ni}_4 \text{2FeNi}_3$; 2CuNi_4 ; $\text{CuNi}_4 \text{2FeNi}$. У системі Fe-Ni-Zn виявлені з'єднання NiZn_3 ; FeZn_7 ; $\text{Fe}_5\text{Zn}_{11}$. Імовірно, у розглянутій системі створюються умови для утворення з'єднання інтерметалідного типу, що складаються з Fe, Ni, Cu, Zn, C. Залежно від концентрації компонентів у розплаві змінюється склад інтерметаліду. Так, біля поверхні нікелю може

утворюватися фаза на базі з'єднання $2\text{FeNi}_5\text{CuNi}_{12}$ з підвищеною концентрацією нікелю, а в зонах меншої концентрації на базі CuNi_4FeNi . Цим можна пояснити підвищення концентрації заліза в поверхні нікелю, де створюються умови для осадження інтерметаліду на основі нікелю з Fe, Cu, Zn.

Твердість фази значною мірою залежить від вмісту вуглецю. Тому фаза з високою твердістю утворюється при надлишку вуглецю в контакт з високовуглецевими частинками. Однак при цьому кількість нікелю у фазі повинна бути в межах 2-7%. При зниженні вмісту нікелю структура фази набуває перлітної будови з мікротвердістю 330-400 $\text{H}_{\text{V}20}$. При підвищенні вмісту нікелю > 7% мікротвердість фази монотонно знижується й зрівнюється із твердістю фериту.

Утворення з'єднання з високою мікротвердістю 1000-1140 $\text{H}_{\text{V}20}$, характерною для карбідів і інтерметалідів, пов'язане з наявністю в композиції цинку. Свідченням цьому є результати при паянні міддю сталі 20 за наявності в зазорі кулястого наповнювача зі сталі ШХ15 і нікелевої вставки за методикою, наведеною на рис. 3.13. У цьому випадку стовпчасті дендрити, що утворюються, складу Fe-Ni-Cu-C мають максимальну мікротвердість 700 $\text{H}_{\text{V}20}$. Висхідна дифузія нікелю при утворенні дендритів спостерігається й у цьому випадку, що підтверджує правомірність припущення про інтерметалідний характер з'єднання. Вміст нікелю в дендритах у 5-13 разів вище його вмісту в матриці.

Процес розчинення-осадження наповнювача залізонікелевої композиції проявляється значно меншою мірою при взаємодії з мідно-марганцевим припоєм. Це пов'язане з більшою, ніж у латуні й міді, розчинністю заліза й вуглецю в мідно-марганцевому сплаві. Кристалізація стовпчастих дендритів у розплаві припою $\text{Cu}_{64}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_6$ відбувається

при градієнті концентрації вуглецю між поверхнями, що паяються, $>0,5\%$. На рис. 3.21 показана структура з'єднання сталей 65 і 12X18H10, виконаного припоєм Cu64Mn30Ni6 при градієнті концентрації вуглецю $0,53\%$.

При збільшенні градієнта концентрації вуглецю між частинками наповнювача $>1\%$ відбувається інтенсивний процес розчинення металу й осадження стовпчастих дендритів у розплаві припою Cu64Mn30Ni6 навіть при короткочасних витримках. На рис.3.22 показана мікроструктура металу шва, паяного мідно-марганцевим припоєм з композиційним наповнювачем із чавунним порошком з $3,6\%$ С. Введення чавунного порошку до складу залізонікелевого композиційного наповнювача викликає активний ріст стовпчастих дендритів з високою $> 600 \text{ Н}_{\text{V}20}$ мікротвердістю на частинках чавуну навіть при короткочасному паянні.

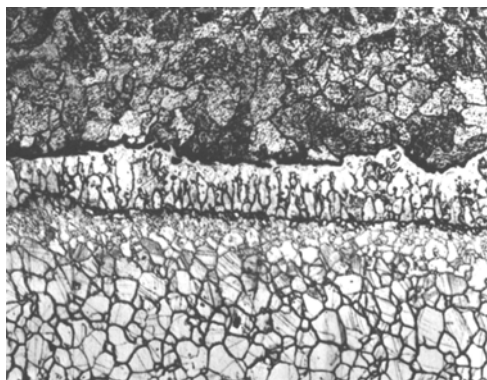


Рисунок 3.21 – Мікроструктура (x100) з'єднання сталей 65 і 12X18H10 припоєм Cu64Mn30Ni6 . $T_{\text{п}} 980^{\circ}\text{C}$, 60 хв

Розглянуті вище особливості формування металу паяного шва з використанням ефекту росту стовпчастих дендритів у процесі розчинення-осадження компонентів наповнювача й металу, що паяється, дозволяють цілеспрямова-

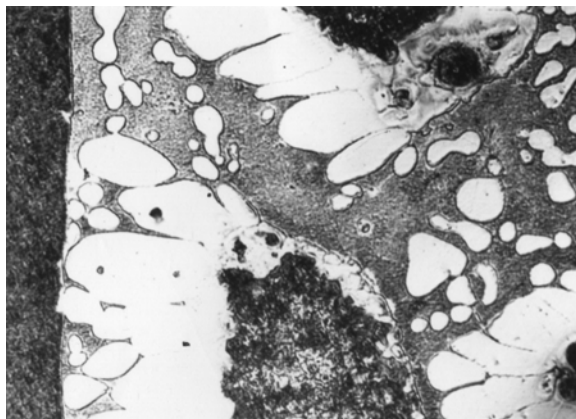


Рисунок 3.22 – Мікроструктура (x200) металу шва, паяного припоєм Cu64Mn30Ni6 з композиційним залізонікелевим наповнювачем, що містить чавун з 3,6% вуглецю. $T_{\text{п}} 980^{\circ}\text{C}$, 5 хв

но керувати механічними властивостями з'єднання [109, 110]. Однак при формуванні металу шва поряд із процесом розчинення-осадження металу в розплаві припою відбувається процес диспергування наповнювача й металу, що паяється, що також ефективно впливає на структуру й властивості паяного з'єднання.

3.3. Диспергування і перетворення частинок порошку

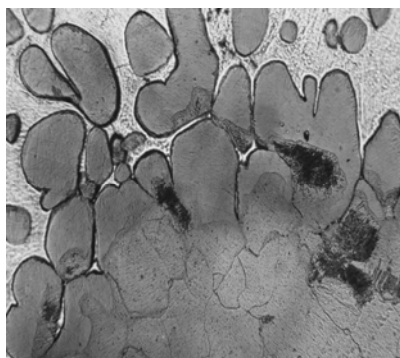
Проникнення розплаву при просочуванні по межах зерен у метал, що з'єднується, а таким можна вважати й частинки металевого наповнювача в зазорі, досліджено в численних роботах стосовно високотемпературного паяння. Розплав міді найбільш активно проникає по межах зерен залізівуглецевих сплавів. За наявності в металі, що змочується розплавом, напруги розтягання він може руйнуватися. Частинки наповнювача з металевого порошку або дис-

кретних волокон містяться у розплаві, що просочує порошок, і він має можливість всебічно проникати в частинку.

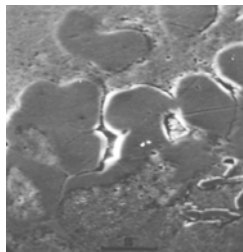
Частинки композиційного наповнювача, що складається із суміші нікелю, високо- і низьковуглецевої сталей, при вмісті нікелю більше 16% активно диспергуються розплавом латуні. Обсяг частинок, що утворилися в результаті диспергування, може досягати 60% обсягу металу шва (табл.3.5). При цьому диспергуються як низько-, так і високовуглецеві частинки. Аналіз показав, що в процесі диспергування утворюються частинки фази складу Fe-Ni-Cu-Zn-C. Перетворення композиційного наповнювача в частинки фази Fe-Ni-Cu-Zn-C проходить як за наявності градієнта концентрації вуглецю між елементами з'єднання, так і за його відсутності. Тобто перетворення суміші нікелевих і залізних частинок відбувається в основному шляхом диспергування залізних частинок із утворенням фази Fe-Ni-Cu-Zn. Так, при паянні латунню сталі 20 з наповнювачем з 16% нікелю й 84% із сталі 20, а також при паянні армко-заліза з наповнювачем з 16% нікелю й 84% частинок низьковуглецевого (0,02С%) заліза відбувається повне перетворення частинок наповнювача в сфероїди фази Fe-Ni-Cu-Zn при температурі 980⁰С з витримкою 60 хв.

Механізм диспергування частинок наповнювача уявляється таким. При ізотермічній витримці тривалістю 60 хв дифузійна зона в залізі досягає 15-20 мкм. У поверхневому шарі концентрація міді досягає межі розчинності $\approx 8\%$, цинку $\approx 5\%$, а концентрація нікелю залежно від його вмісту в наповнювачі досягає 15-18%. Дифузія міді й нікелю активує дифузію вакансій з поверхні вглиб металу. У поверхневому шарі утворюється структура, що має більший, ніж початковий, обсяг основного металу. У дифузійному шарі на плоскій поверхні виникає напруга стискання. На криволінійній опуклій поверхні виникає напруга розтягання, що обумовлює проникнення розплаву по межах зерен.

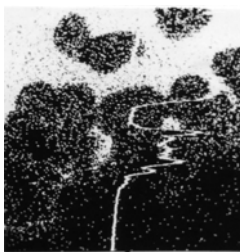
На рис. 3.23 видно, як після утворення дифузійної зони розплав припою проникнув по межах зерен на поверхні циліндричної частинки з низьковуглецевої сталі. Після проникнення припою по межі зерна утворюється нова поверхня його взаємодії з розплавом припою. Напруги, що виникають при дифузії Ni, Cu, Zn приводять до відриву



а



б



в



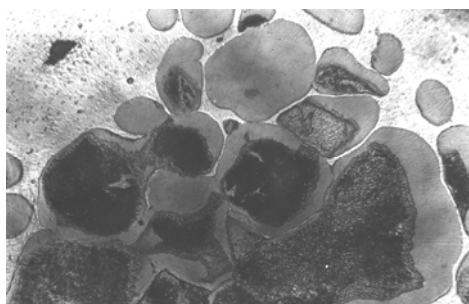
г

Рисунок 3.23 – Мікроструктура (а), електронномікроскопічне зображення (б), характеричне K_{α} випромінювання міді (в) і нікелю (г) поверхні низьковуглецевої циліндричної частки з залізонікелевого композиційного наповнювача після взаємодії з розплавом латуні при 1000°C ; 20 хв; $\times 800$

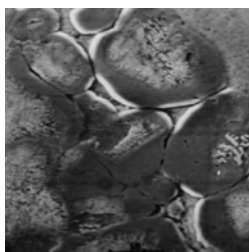
зерна на поверхні частинки. З поверхні зерен, що відкрилися, дифузія елементів розплаву спрямовується вглиб частинки, обумовлюючи відділення нових зерен. У відділених зернах дифузія проходить до досягнення для даної си-

стеми рівноважного стану при температурі просочення. На рис. 3.23 видно, що дифузія нікелю в низьковуглецеву сталь проходить набагато активніше, ніж міді. У поверхневій зоні й у частинках, що відділилися, концентрація нікелю вища, ніж у матриці металу шва.

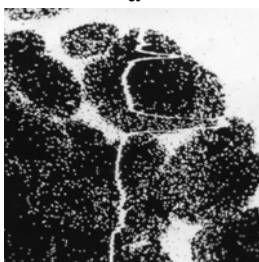
На криволінійній опуклій поверхні у високовуглецевому залізному наповнювачі процес дифузії й диспергування має аналогічний характер (рис.3.24). Оскільки швидкість дифузії Ni, Cu, Zn у високовуглецевому сплаві менша, процес диспергування проходить менш активно, й для повного диспергування частинки необхідна триваліша витримка.



а



б



в



г

Рисунок 3.24 – Мікроструктура (а), електронно-мікроскопічне зображення (б), характеристичне K_{α} випромінювання міді (в) і нікелю (г) поверхні високовуглецевої циліндричної частинки з залізнікелевого композиційного наповнювача після взаємодії з розплавом латуні при 1000°C , 20 хв; $\times 800$

Ефект впливу кривизни поверхні на процес диспергування добре проявляється при порівнянні стану плоскої поверхні металу, що з'єднується, і частинки наповнювача з різним радіусом кривизни. На рис.3.25 показана структура шва з наповнювачем з розпорошеного залізонікелевого сплаву. Дифузія компонентів мідно-марганцевого сплаву в частинки наповнювача й метал, що з'єднується, виявлена за допомогою кольорового термічного травлення. Видно фронтальну дифузію міді зі сферичної поверхні частинок і випереджальну дифузію по межах зерен. Чітко виявлене проникнення розплаву по межах зерен, руйнування частинок і відділення зерен. Плоска поверхня металу, що з'єднується, при цьому не піддається руйнуванню.

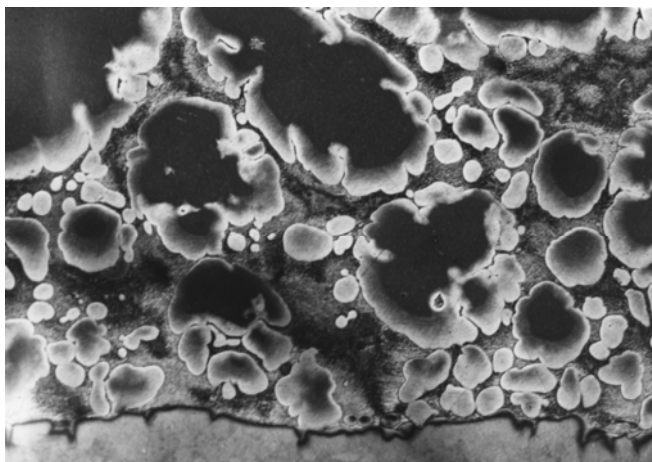


Рисунок 3.25 – Мікроструктура (x200) металу шва, утвореного мідно-марганцевим сплавом і наповнювачем з розпорошеного залізонікелевого сплаву; $T_{п}$ 980⁰С, 90 хв

На рис. 3.26 показана структура металу шва, що утворилася в результаті взаємодії мідно-марганцевого сплаву із частинками наповнювача з залізонікелевого композиту, що

мають вигляд плоских дисків. Краї дисків мали овальну, близьку до напівсферичної форму. Плоскі поверхні залізо-нікелевих частинок, як і поверхня металу, що з'єднується, зі сталі 45, не піддалися диспергуванню, у той час як краї частинок з напівсферичними поверхнями активно диспергуються розплавом. Таким чином, вирішальне значення має кривизна поверхні, а не хімічний склад металу, що диспергується. Очевидно, що швидкість диспергування частинок кулястої форми вища, ніж дископодібних або циліндричних часток. Зі зменшенням радіуса кулястих частинок напруга розтягання на їхній поверхні зростає й активність диспергування збільшується. У металі шва зі зменшенням діаметра частинок зростає кількість зерен нової фази, що утворилася при диспергуванні дифузійного шару. Тривалість повного диспергування зменшується пропорційно зменшенню їх розміру.

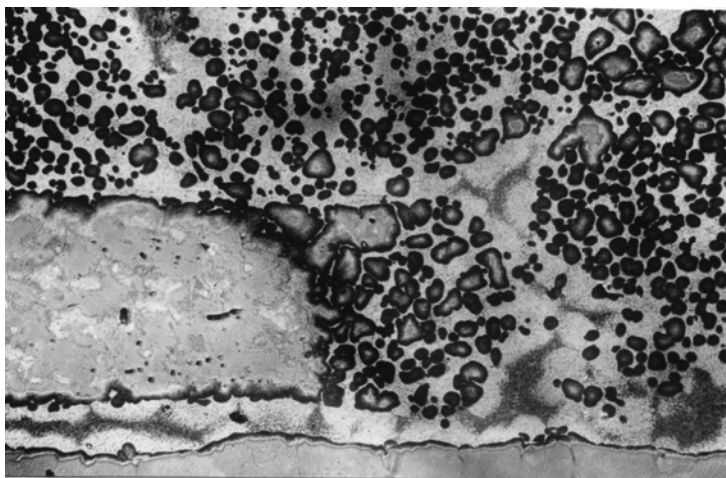


Рисунок 3.26 – Мікроструктура (x200) металу шва, утвореного мідно-марганцевим сплавом і наповнювачем зі спеченого залізо-нікелевого конгломерату з дископодібними частинками; $T_{\text{п}}$ 980⁰С, 30 хв

Диспергування наповнювача є бажаним процесом для підвищення механічних властивостей композиційного металу. Активне диспергування великих частинок відбувається, якщо на їхній поверхні є ділянки з радіусом кривизни < 0.05 мм. Таку горбисту поверхню мають порошки з губчастою формою частинок, отримані відновленням оксидів або розмелюванням спеченого конгломерату. Великі у початковому стані частинки такого порошку активно диспергуються на ділянках, що виступають, а зерна, що відділилися, відкривають нові поверхні з малим радіусом кривизни. Повне диспергування частинки вимагає в 2-3 рази менше часу (залежно від складу наповнювача й сплаву) порівняно з компактною частинкою сферичної форми такої ж грануляції.

Істотний вплив на процес диспергування має перегрів розплаву вище температури плавлення. Просочення міддю при температурі 1100°C з ізотермічною витримкою до 60 хв не приводить до помітного диспергування залізного й залізонікелевого наповнювача. Диспергування наповнювача на криволінійних поверхнях міддю починається при перегріві розплаву до $1140-1160^{\circ}\text{C}$. Немає диспергування наповнювача в мідно-цинковому й мідно-марганцевому сплавах при температурі розплаву 920°C . Диспергування відбувається при нагріванні розплаву вище 980°C (рис. 3.27).

При просоченні міддю швидкість її дифузії при температурі 1100°C повинна бути вищою, ніж при температурі 980°C при просоченні сплавами на мідній основі. Варто очікувати більш активного диспергування при 1100°C . Однак фактично диспергування не спостерігається. Причиною цього є те, що обсяг міжкластерної неупорядкованої зони зростає при перегріві розплаву. В неупорядкованій зоні перебувають одиничні атоми міді, які активно беруть участь у дифузійному процесі в поверхневому шарі твер-

дого металу, що змочується. Таким чином, у перегрітих до 980°C розплавах мідних сплавів з температурою плавлення $900-920^{\circ}\text{C}$ кількість міді, що дифундує, виявляється більшою, ніж при просоченні міддю при 1100°C . Перегрів розплаву міді на $50-60^{\circ}\text{C}$ вище температури плавлення збільшує кількість атомів міді в міжкластерній зоні, активує дифузію й відповідно диспергування.

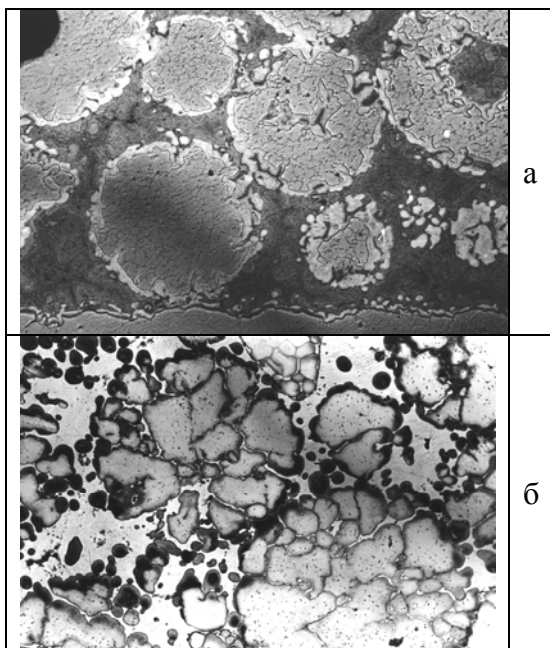


Рисунок 3.27 – Мікроструктура (x200) металу шва, утвореного мідно-марганцевим сплавом і наповнювачем з розпорошеного залізонікелевого сплаву при: а - $T_{\text{п}} 920^{\circ}\text{C}$, 180 хв; б – $T_{\text{п}} 980^{\circ}\text{C}$, 60 хв

При просоченні латунню поряд з міддю в процесі диспергування бере участь й цинк. За даними [112] коефіцієнт дифузії цинку в залізі при температурі 900°C

дорівнює $1,13 \cdot 10^{-14} \text{ м}^2/\text{с}$, а коефіцієнт дифузії міді $\approx 2,0 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$, тобто цинк порівняно з міддю проникає в залізні частинки на меншу глибину. Як і мідь, цинк дифундує переважно по межах зерен (рис. 3.28), а це значною мірою сприяє диспергуванню, тому що атом цинку має більший, ніж у заліза, розмір атома й істотно спотворює кристалічні ґрати.

При просоченні мідно-марганцевим сплавом марганець практично не впливає на диспергування, тому що розмір його атома дорівнює розміру атома заліза - $1,25 \text{ \AA}$. Марганець активно дифундує по всьому обсязі зерна частинки наповнювача на залізній основі і його вміст у поверхневому шарі може досягати 20% (рис. 3.29). Дія марганцю на процес диспергування проявляється двояко. З одного боку, Mn, збільшуючи енергію активації, зменшує швидкість дифузії вакансій з поверхні в метал [105].

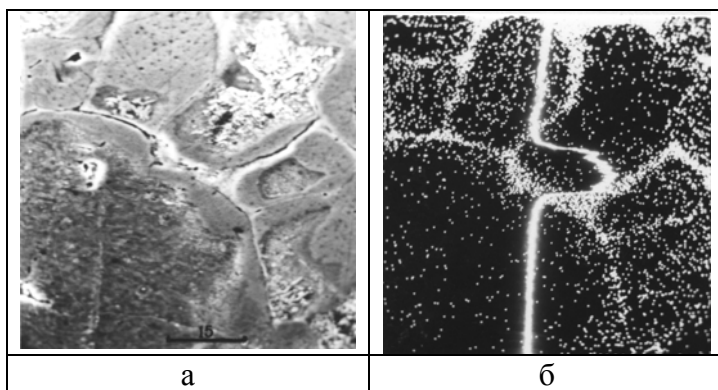


Рисунок 3.28 – Електронно-мікроскопічне зображення (а), характеристичне K_{α} випромінювання цинку (б) поверхні високовуглецевої циліндричної частинки з залізонікелевого композиційного наповнювача після взаємодії з розплавом латуні при 1000°C , 20 хв; $\times 1400$

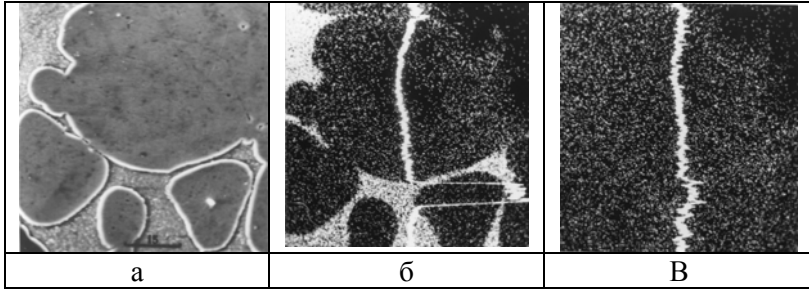


Рисунок 3.29 – Електронно-мікроскопічне зображення (а), характеристичне K_{α} випромінювання міді (б) і марганцю (в) поверхні сферичної частинки наповнювача з залізонікелевого сплаву після взаємодії з розплавом мідно-марганцевого сплаву при 980°C , 90 хв

З іншого боку, Mn, що утворює безперервний ряд твердих розчинів з міддю, збільшує розчинність міді в дифузійній зоні до 14-16 %. Мідь, як було зазначено раніше, спотворює ґрати сплаву на залізній основі й підвищує швидкість дифузії вакансій. Однак сумарний вплив марганцю знижує активність диспергування. На рис. 3.30 показана структура шва, що утворилася при взаємодії мідно-марганцевого сплаву з композиційним наповнювачем із суміші 1:4 дискретних волокон нікелю й низьковуглецевої сталі. Такий наповнювач при взаємодії з латунню повністю диспергується протягом години при температурі 980°C . У марганцевому припої за таких умов диспергування тільки починається.

Для підвищення активності диспергування наповнювача мідно-марганцевим сплавом необхідно підвищувати напругу розтягання в поверхневому шарі за рахунок застосування кулястих і губчастих частинок з малими радіусами кривизни поверхні або вводити до складу припою елементи, що активують диспергування. При застосуванні як наповнювача порошку з залізонікелевого сплаву активація

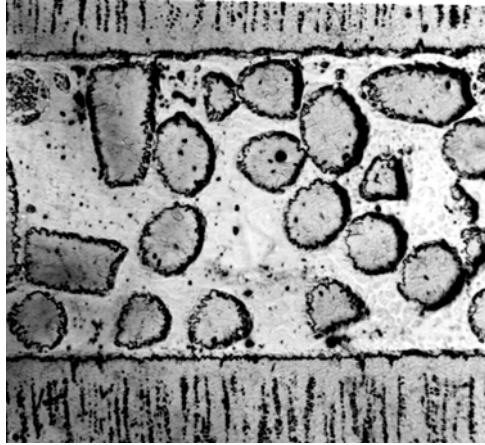


Рисунок 3.30 – Мікроструктура (x20) металу шва, утвореного мідно-марганцевим сплавом і наповнювачем із суміші дискретних волокон \varnothing 0,4x1 нікелю й низьковуглецевої сталі при $T_{\text{п}} 980^{\circ}\text{C}$, 60 хв

припою вкрай необхідна. Порівняльна оцінка активності диспергування наповнювача, що складається із суміші кулястих частинок нікелю й заліза у співвідношенні 25:75%, і кулястого наповнювача зі сплаву такого ж складу показала, що в першому випадку диспергування проходить значно активніше. Це підтверджує той факт, що тільки при дифузії нікелю із зовнішнього джерела в поверхневому шарі заліза виникає напружений стан за рахунок підвищення концентрації вакансій.

На практиці застосування наповнювача з розпорошеного залізонікелевого сплаву уявляється більш доцільним, тому що суміш не забезпечує однорідність складу композиційного металу. Для диспергування частинок з залізонікелевого сплаву до складу просочувального сплаву необхідно вводити елементи, що підвищують швидкість дифузії вакансій або значно спотворюють кристалічні ґрати через більший розмір атомного радіуса. Легуючий елемент

повинен бути розчинний у заліззонікелевому сплаві й мати радіус атома $> 1,26 \text{ \AA}$. Серед необмежено розчинних у Fe і Ni металів V, Rh, Pd, Pt мають радіуси відповідно 1,34; 1,34; 1,37; 1,38 \AA . Обмежено розчинні мають радіуси, \AA :

Cu	Ru	Ge	Zn	Mo	W	Nb	Ti	Hf	Zr	In	Y
1,28	1,34	1,37	1,38	1,39	1,39	1,46	1,47	1,58	1,60	1,66	1,80

При виборі легуючого елемента повинна бути врахована активність карбідоутворення. Якщо у системі метал-наповнювач-розплав є вуглець і активні карбідоутворювальні елементи, то вони будуть виведені з механізму диспергування. Активними карбідоутворювачами є Ti, Zr, Hf, V, Nb, W.

Для випробувань були відібрані легуючі елементи Pd, Zn, Mo, In. Просочення сплавами, що містить 1,5% одного з перелічених легуючих елементів, підтвердила активацію диспергування наповнювача з розпорошеного заліззонікелевого сплаву, що містить 22% нікелю. На підставі результатів цих досліджень розроблений припій на основі Cu-Mn-Ni, що містить Zn і Mo [113].

У процесі диспергування істотне значення має стан меж зерен у металі наповнювача. Чим менше домішок і дефектів на межах зерен, тим менш активно проходить диспергування. У металі спеченого з дрібнодисперсних порошків наповнювача немає чітко виявлених меж зерен. При твердофазному спіканні між частинками утворюються нерівноважні контактні кути з випадковим сполученням граней і різною орієнтацією атомів [87]. У такому металі при взаємодії з розплавом переважно розчинюються напружені контактні ділянки частинок. Це значно активізує процес диспергування. У дифузійному диспергованому шарі відділяються блоки різного розміру від 5 до 45 мкм. Тривалість диспергування такого наповнювача залежно від температури просочення становить 15-40 хвилин.

При дослідженні структури металу шва, утвореної при диспергуванні наповнювача, установлено, що зерна металу, що відділилися, згодом набувають сферичної або сфероїдальної форми. Спочатку після відділення частина зерна, що відділилася, має склад і структуру металу початкового стану (рис. 3.31, 3.32). Зерна, що відділилися, мають неправильну різноманітну форму. Після дифузійного насичення зерна елементами розплаву його структура стає однорідною, а форма сфероїдальною. У тому випадку, коли частинка мала складну розгалужену форму, відбувається відділення відгалужених ділянок з утворенням декількох сфероїдів. Розміри перетину сфероїдів у площині мікрошліфа знаходяться у межах 5-45 мкм. Менші розміри (5-10 мкм) обумовлені в більшості випадків розсіченням сфероїдів площиною шліфа на їхній периферії. За статистичною оцінкою розміри сфероїдів знаходяться у межах 15-45 мкм, що відповідає 5-9 балу зерна за ГОСТ 5639-82.

Розподіл зерен неправильної форми з утворенням сфероїдів спостерігається не тільки при диспергуванні, але й у процесі розчинення-осадження наповнювача. Частина осаджених дендритів витягнутої форми деформується й перетворюється в ланцюжок сфероїдів (рис. 3.33). Утворення сфероїдів не є особливістю фази одного стехіометричного складу. Вони утворюються з фаз складу Fe-Cu-C, Fe-Ni-Cu, Fe-Ni-Cu-C, Fe-Ni-Cu-Zn-C, Fe-Ni-Mn-Cu, Fe-Ni-Mn-Cu-C, що являють собою твердий розчин або інтерметалід на основі заліза. Відомо, що при взаємодії твердої і рідкої металевих фаз відбувається розчинення металу на поверхнях з малим радіусом кривизни й осадження його з насиченого розчину на поверхнях з більшим радіусом [87]. Таким чином, відбувається розчинення дрібнодисперсних частинок і згладжування рельєфу поверхні. Такий процес проходить й у розглянутому випадку взаємодії композиційного



Рисунок 3.33 – Мікроструктура (x100) металу шва в поверхні високовуглецевої частинки з залізонікелевого композиційного наповнювача після взаємодії з розплавом латуні при T_p 980°C, 60 хв

наповнювача з розплавом. Однак за сукупністю фактів його не можна вважати єдиним або основним у механізмі утворення сфероїдів із диспергованого наповнювача. Характер розглянутого структуроутворення якоюсь мірою має ознаки явищ, що проходять при взаємодії двох взаємно нерозчинних рідин із в'язкістю, що значно відрізняється, або взаємодії рідини з нерозчинною високопластичною аморфною речовиною.

Мікрорентгеноспектральним аналізом сфероїдів, утворених при різних композиціях наповнювача й розплаву, установлений такий їх усереднений склад: Fe89Cu10C, Fe77Ni15Cu8, Fe68Ni19Cu8Zn5, Fe64Ni15Cu11Mn10, Fe.56Ni16Mn16Cu12. Діаграми стану деяких систем наведені в [114]. Температура солідусу таких твердих розчинів досить висока, не нижче 1300°C. Оскільки дослідження утворення сфероїдів проводилося при температурі 1000°C, то не можна пояснити високу пластичність сфероїдів ста-

ном передплавлення, що досягається при наближенні до температури плавлення. У роботі [115] вважають, що при плавленні металів із щільно упакованими ґратами у середньому один із 12 сусідів кожного атома замінюється вакансією. Імовірно, у металі сфероїдів, що утворилися з диспергованого шару при активації дифузії вакансій, концентрація їх не досягає величини, при якій з'являється стан передплавлення, але достатня для переходу у надпластичний стан, при якому може проявлятися дія сил поверхневого натягу.

Для визначення стану диспергованих частинок у процесі структуроутворення металу провели такий експеримент. У герметизованому паяному шві при ізотермічній витримці створили мікроотвір. Метал шва під тиском газу витіснявся в мікроотвір. У цьому стані зразок різко охолодили. На рис. 3.34 показана структура металу в зоні мікроотвору. Видно, що сфероїди в потоці розплаву деформуються й набувають витягнутої волокнистої структури. Це свідчить

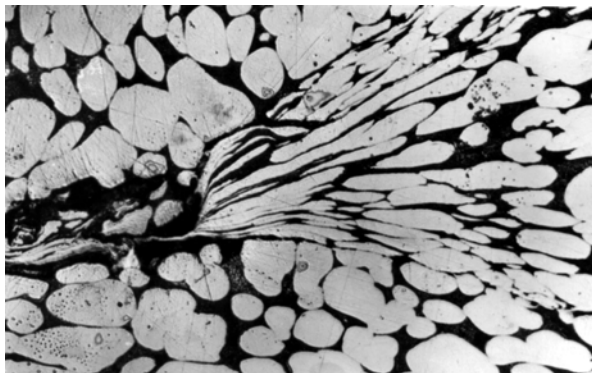


Рисунок 3.34 – Мікроструктура (x100) металу шва, утвореного мідно-марганцевим сплавом і залізонікелевим наповнювачем у зоні мікроотвору при T_n 980°C після витримки 50 хв

про пластичний стан сфероїда, при якому стискування викликає значну деформацію. Можна вважати, що при такому надпластичному стані сфероїди формуються силами поверхневого натягу.

Таким чином, форма й розмір частинок, спосіб виготовлення й склад композиції наповнювача, а також склад розплаву й параметри режиму просочення істотно впливають на процес диспергування наповнювача. Відомості про вплив кожного із цих факторів дозволяють раціонально використати їх у конкретних умовах технологічного процесу для керування структуроутворенням.

3.4. Вплив композиції матеріалів на властивості металу нерознімного з'єднання

Крім знань про властивості порошків, придатних для створення композиційного металу, знань про структури, що можуть утворитися при взаємодії порошку і розплаву, необхідні знання про механічні властивості композиційного металу і нерознімних з'єднань, що утворені при його застосуванні. Визначення цих властивостей і їх дослідження доцільно проводити при з'єднанні різних сталей швами, створеними при просоченні в широкому (> 2 мм) зазорі різних порошків різними за складом розплавами. Випробування механічних властивостей з'єднань дає комплексну оцінку впливу композиції застосованих матеріалів. Універсальними є оцінка міцності при розтягуванні і ударна в'язкість за наявності надрізу в металі шва.

Матеріалом для наповнювача некапілярного паяльного зазору можуть бути металеві порошки, що випускаються промисловістю. Основні характеристики порошків, включаючи дані про вміст газів, хімічний склад й насипну щільність, наведені в розділі 2. Металеві порошки можуть застосовуватися як однокомпонентний наповнювач або

входить до складу композиційного наповнювача, що являє собою суміш порошків. Порошки, що випускаються промисловістю, можуть бути вхідним матеріалом для виробництва спечених композиційних наповнювачів. При певних режимах спікання, подрібнення й відпалу можна одержати необхідні для наповнювача властивості. Поряд з порошком як наповнювач можуть застосовуватися дискретні волокна, отримані при подрібненні тонкого дроту. Волокна можуть застосовуватися в однокомпонентному або композиційному наповнювачі.

Аналіз результатів досліджень показує, що при некапілярному паяльному зазорі з однокомпонентним наповнювачем із залізного порошку механічні властивості не можуть бути високими через гетерогенну структуру металу шва (табл. 3.6).

Таблиця 3.6 – Механічні властивості стикового паяного з'єднання сталі 20 з однокомпонентним наповнювачем у некапілярному зазорі

Наповнювач	Просочувальний сплав	Межа міцності σ_B , МПа	Ударна в'язкість, a_{10} , Дж/см ²
Порошок залізний ПЖ6С	Cu-Zn	310	13
Порошок залізний ПЖ4С		300	14
Порошок залізний ПЖ3С		380	21
Дріб сталева колота ДСК	Cu-Mn	390	27
Порошок залізний розпорошений ПЖР	Cu-Zn	380	15
Дискретні волокна сталь 20 Ø 0,3x1,5 мм		360	25
	Cu-Mn	300	13
	Cu-Mn-Ni	270	3
		360	26

Застосування композиційного наповнювача, складеного з різнорідних металів, дозволяє значно підвищити властивості з'єднання в результаті зрощування, диспергації й сфероїдизації частинок. Як показано раніше, наповнювач, що складається з 20% великих частинок чистого нікелю й 80% низьковуглецевої сталі, при взаємодії з розплавом латуні диспергується з утворенням дрібнодисперсних частинок в однорідному металі шва. Однак реалізація такого простого рішення із застосуванням промислових порошків виявляється обмеженою технологічними причинами. Так, для заповнення некапілярних зазорів придатні порошки з кулястою формою частинок розміром 0,1-0,4 мм. Такі порошки виготовляють розпорошенням розплавів. Суміш із розпорошених порошків має необхідні технологічні властивості - низьку газонасиченість, однорідність й плинність. Однак одержати високу ударну в'язкість з'єднання із застосуванням розпорошеного порошку нікелю неможливо (табл.3.7).

На рис. 3.35 показана структура металу шва, що містить розпорошений порошок нікелю. Зниження механічних властивостей з'єднання викликає значна пористість частинок розпорошеного нікелю. Майже в кожній частинці нікелю розміром $> 0,1$ мм розташовується одна або кілька пор. Після розчинення нікелю пори залишаються в металі шва. Відпал порошку нікелю у вакуумі не видаляє газ із пори й не усуває пористість металу шва. Пористість частинок є характерною рисою розпорошених порошків з нікелю й сплавів на його основі, наприклад пермалою Ж50Н50. Як і в чистому нікелі, у кожній частинці сплаву є різні за величиною мікропори, що негативно впливає на ударну в'язкість з'єднання (табл. 3.8).

Таблиця 3.7 – Механічні властивості стикового з'єднання сталі 20 з композиційним наповнювачем у некапілярному зазорі у складі нікель 20%, залізо 80%

Нікель	Залізо	Сплав	Межа міцності, σ_B , МПа	Ударна в'язкість, a_n , Дж/см ²	
Карбонільний	ПЖЗС	Cu-Zn	380	18	
Електролітичний			450*	30	
Електролітичний	Дискретні волокна Сталь 20		410	26	
Дискретні волокна $\varnothing 0,5 \times 1$	ПЖЗС		330	20	
	Дискретні волокна Сталь 20		450*	30	
Розпорошений початковий стан	ПРХН2 розпорошений початковий		450*	101	
			450*	28	
			450*	50	
Розпорошений відпал у вакуумі	ПРХН2 розпорошений початковий		Cu-Mn-Ni	450*	32
				450*	50
		450*		27	
Розпорошений відпал у вакуумі	ПРХН2 розпорошений відпал в Н ₂	450*		50	
		450*		27	
Розпорошений відпал у вакуумі	ПРХН2 розпорошений відпал в вакуумі	450*		27	
		450*		27	

* Руйнування по основному металу

Таблиця 3.8 – Механічні властивості стикового з'єднання сталі 20 сплавом Cu-Mn-Ni з композиційним наповнювачем із суміші порошків Ж50Н50 і ПРХН2

Пермалой Ж50Н50		Сталь ПРХН2		Межа міцності. σ_B МПа	Ударна в'язкість, a_n Дж/см ²
Стан	%	Стан	%		
Початковий	100	Початковий	-	450*	47
	80		20	450*	40
	50		50	450*	32
Відпал у вакуумі	50	Відпал у Н ₂	50	450*	50

* Руйнування по основному металу

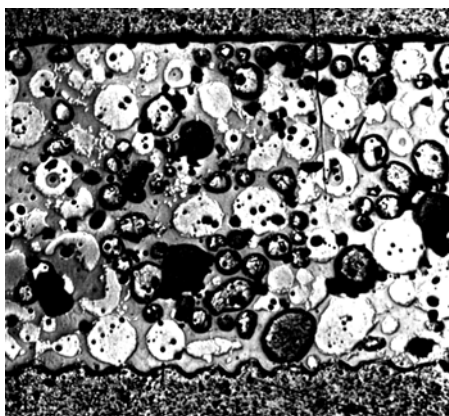


Рисунок 3.35 – Мікроструктура (x 20) металу шва, виконаного сплавом Cu-Mn-Ni з наповнювачем із суміші розпоросених порошків нікелю й сталі ХН2. T_n 980⁰С; 15 хв

Як видно з табл.3.7 і 3.8, рівномірність стикового з'єднання сталі 20 досягається при різноманітному сполученні нікелевих і залізних порошків у композиційному наповнювачі. Задовільну ударну в'язкість з'єднання забезпечують

тільки деякі композиції. Наповнювач із суміші порошків нікелю й розпорошеного сталевого порошку ПРХН2 незабезпечує ударної в'язкості з'єднання. Це зв'язано в основному з пористістю частинок нікелю й з окисленим станом поверхні частинок порошку ПРХН2. Залишковий кисень у застосовуваному для розпорошення азоті обумовлює утворення на поверхні частинок оксидної плівки товщиною 400-500Å. Через низький вміст вуглецю в порошку відновлення оксидів хрому при нагріванні до температури просочення не відбувається. Не усуває оксидну плівку відпал порошку у вакуумі при температурі 900⁰С. Підвищення температури відпалу неприпустимо, тому що призводить до спікання порошку. Ударна в'язкість з'єднання з наповнювачем з відпаленого у вакуумі порошку ПРХН2 не досягає 30Дж/см². Відпал порошку ПРХН2 у водні відновлює оксидну плівку й підвищує ударну в'язкість до 50 Дж/см².

Суміші із застосуванням порошків карбонільного й електролітичного нікелю не технологічні. Пилоподібні частинки карбонільного нікелю під дією адгезивних сил закріплюються на частинках залізного порошку, а також між собою й зв'язують їх. У суміші утворюються грудки. Такий наповнювач має низьку плинність і неякісно заповнює зазор. Електролітичний порошок нікелю має гарну плинність, однак через малі розміри частинок його суміш із залізним порошком не має однорідного розподілу. При транспортуванні й заповненні зазору відбувається сепарація суміші.

Перелічених недоліків, у тому числі й пористості, не має наповнювач із дискретних волокон. Дискретні волокна можна виготовити подрібненням тонкого дроту на спеціальній установці. Такий наповнювач вимагає очищення, тому що при волочінні й подрібненні поверхня дроту значно забруднюється. Виготовлення наповнювача із дроту є трудомістким і неекономічним процесом. Із цієї причини такий наповнювач не може розглядатися як матеріал для

промислового застосування. Однак такий спосіб є зручним при дослідженні й розробленні композицій. Промисловість випускає різноманітний асортимент тонких дротів, що дозволяє одержувати різноманітні композиції наповнювача з дискретних волокон.

Карбонільні, електролітичні й розпорошені 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 розмелюванні якого утворюється порошок потрібної грануляції. Губчаста форма частинок з гострими виступами, неупорядкована кристалічна структура спеченого металу обумовлюють активне диспергування наповнювача розплавом. Спечений наповнювач із суміші карбонільного або електролітичного нікелю й залізних порошків ПЖС, ПЖМ забезпечує ударну в'язкість з'єднання сталі 20 більше 150 Дж/см². Вплив способу виготовлення порошку в спеченому наповнювачі на властивості стикового паяного з'єднання сталі 40 подано в табл. 3.9.

Таблиця 3.9 – Вплив вхідних матеріалів спеченого композиційного наповнювача складу нікель 25%, залізо 75% на механічні властивості з'єднання сталі 40 сплавом Cu-Mn-Ni

Нікель	Залізо	Межа міцності, σ_b , МПа	Ударна в'язкість, a_n , Дж/см ²
Карбонільний	ПЖЗС	600	32
	ПЖ4	480	20
	ПЖР	570	40
	ПЖОТ	580	38
	Електролітичне	570	20
	Карбонільне	600	56
Електролітичний	ПЖР	560	46
	Електролітичне	590	46
	Карбонільне	580	63

У залізних порошках марки ПЖ залежно від способу виготовлення так званий нерозчинний у HCl залишок може досягати 0,5%. Цей залишок являє собою включення - силікати, оксиди, що потрапляють у порошок у процесі його виготовлення. Неметалічні включення із залізного порошку в спеченому наповнювачі обумовлюють зниження пластичності металу шва. Високу, на рівні основного металу, ударну в'язкість з'єднання середньовуглецевої сталі забезпечує наповнювач із карбонільних порошків, що не мають металічних включень.

Таким чином, як показали експерименти, промислові порошки на основі заліза й нікелю мало придатні як наповнювач некапілярних зазорів. Високі механічні властивості нерознімних з'єднань низько- і середньовуглецевих сталей забезпечує композиційний наповнювач, спечений із суміші 25% карбонільного нікелю й 75% карбонільного заліза. Однак виготовлення такого наповнювача пов'язано зі значними технологічними труднощами. Спінання суміші карбонільних порошків необхідно виконувати у вакуумі. При цьому відбувається дегазація порошків, відновлення оксидів і з'єднання частинок у конгломерат. Температура спікання не повинна перевищувати 850⁰С. При збільшенні температури спікання конгломерат стає пластичним і не розмелюється. При меншій температурі відбувається неповне спікання й при розмелюванні утворюється значна кількість пилоподібної фракції. Для дегазації порошків температуру спікання необхідно наближати до температури просочення, у цьому випадку можна значно знизити газовиділення при змочуванні наповнювача розплавом. Підвищити температуру спікання можна, застосувавши потрійну суміш із карбонільних порошків нікелю, заліза й розпорошеного сталевого порошку ПРХН2. При перемішуванні сферичні частинки ПРХН2 обволікаються дрібнодисперсними

(1-5 мкм) частинками карбонільного порошку. Адгезивні сили утримують їх на поверхні. Суміш виходить однорідною, без сепарації кулястих частинок. При нагріванні у вакуумі відбувається видалення газів із порожнин між частинками, часткове видалення адсорбованих газів і подальше відновлення оксидів вуглецем, що вводить до складу карбонільних порошоків заліза й нікелю. Поверхня частинок порошку ПРХН2 у початковому стані покрита оксидною плівкою товщиною 400-600Å. У контакті з частинками карбонільного порошку, що містить вуглець, на поверхні ПРХН2 відбуваються відновлення оксидної плівки й утворення міцного зв'язку частинок. Одночасно частинки карбонільного порошку спікаються між собою зі значною усадкою. У результаті в порожнинах між кулями утворюються усадкові порожнини. Таким чином, утворюється армований конгломерат, що легко руйнується на дефектних ділянках без утворення пилоподібних частинок. Така структура конгломерату дозволяє підвищити температуру спікання до 950⁰С. При спіканні у вакуумі 0,01-13 Па відбувається основна дегазація порошку. Після розмелювання конгломерату порошок можна додатково дегазувати при нагріванні у вакуумі до 1000-1050⁰С. Після такого відпалу з'єднання між частинками порошку легко руйнуються при просіванні. Це пов'язане з тим, що активне спікання дрібнодисперсного карбонільного порошку при протіканні реакції відновлення оксидів відбувається при першому нагріванні. При розмелюванні конгломерату утворюються великі частинки, незначно окислені при механічному дробленні. Підвищення температури при повторному відпалі не приводить до утворення міцного каркаса й дозволяє істотно знизити вміст газів у порошок. Газовиділення при 1000⁰С у вакуумі 13 Па становить після відпалу $\approx 0,02 \text{ см}^3/\text{г}$. Експериментально встановлено, що більшості вимог відповідає наповнювач із суміші, що складається з

25% карбонільного нікелю ПНК-1 або ПНК-Л-1 ГОСТ 9722-79, 37% карбонільного заліза Р-10 або Р-20 ГОСТ 13610-79 і 38% порошку ПРХН2 ТУ 14-127-134-80. Карбонільний нікель містить 0,15-0,30% С; карбонільне залізо 0,7-1,2% С; ПРХН2 не більше 0,05% С. У початковій суміші порошоків міститься до 0,54% С. При спіканні частина вуглецю (> 20%) відділяється у вигляді газоподібних оксидів СО і СО₂. Після відпалу в наповнювачі залишається 0,15-0,25% С. Спечений наповнювач такого складу названий НПС-3. Кращі результати щодо механічних властивостей з'єднань забезпечує наповнювач, що містить порошок ПРХН2 грануляції 0,05-0,4 мм.

У загальному випадку незалежно від складу металу, що з'єднується, при просоченні сплавом на мідній основі з наповнювачем НПС-3 відбуваються такі процеси. Наповнювач являє собою губчасті частинки, усередині яких перебуває куляста частинка порошку зі сталі ХН2. Спечені частинки дрібнодисперсних порошоків нікелю й заліза, що знаходяться на поверхні кулі, через недосконалість структури швидко розчиняються в розплаві. У пересиченому розчині кристалізується фаза Fe-Ni-Cu-C. Кулясті частинки ХН2, будучи низьковуглецевою складовою наповнювача, активно диспергуються по межах зерен під дією міді й нікелю, що дифундують із розплаву. Дисперговані частинки насичуються міддю, нікелем, вуглецем і набувають сфероїдальної форми. Процес диспергування й сфероїдизації наповнювача НПС-3 завершується протягом 20-30 хв при температурі 1000⁰С (рис. 3.36), забезпечуючи при цьому високі механічні властивості з'єднання (табл.3.10).

Можливість керувати структуроутворенням металу шва, зокрема диспергуванням наповнювача, введенням до складу припоїв елементів диспергаторів дозволяє застосувати як наповнювач розпорошений порошок із залізонікелевого сплаву типу пермалой, що містить 24% нікелю.

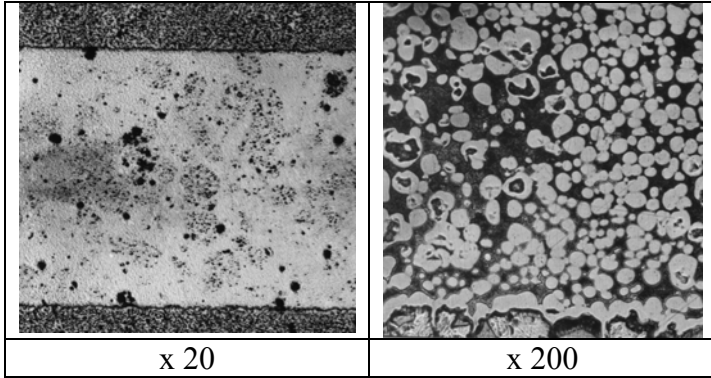


Рисунок 3.36 – Мікроструктура з'єднання сталі 40 сплавом Cu-Mn-Ni-Y з наповнювачем НПС-3; T_n 1000⁰C; 30 хв

Вміст нікелю знаходиться в межах 21-25% і обумовлений його розчинністю в матриці просочувального сплаву на основі міді й кількістю, що входить до складу твердого розчину, що утворюється при розчиненні-осадженні наповнювача. Для виготовлення наповнювача придатний метод розпорошення розплаву металу азотом. Наповнювач зазначеного складу виготовляється за ТУ-14-1-4409-88. Марка наповнювача за ТУ - ПРН-24 [116]. Характеристика порошку наповнювача наведена в табл.3.10 і 3.11.

Таблиця 3.10 – Насипна вага й газовиділення у вакуумі 13 Па при 1000⁰C порошку ПРН-24

Насипна вага, г/см ³	Газовиділення, см ³ /г	% H ₂	% CO	%CO ₂
4,5	0,007	17	75	7

Таблиця 3.11 – Гранулометричний склад порошку ПРН-24

Розмір часток, мкм	< 50	50-63	63-100	100-160	160-200	200-315	315-400
%	5	17,5	7,5	29	11	23	5

Як наповнювач застосовуються частинки розміром 50-400 мкм. Частинки наповнювача ПРН24 щільні, пори спостерігаються тільки у великій фракції 315-400 мкм. Кількість пористих частинок становить 2-3%. Наповнювач ПРН-24 не кородує в атмосферних умовах. Тривале зберігання може здійснюватися в герметичній упаковці, що захищає порошок від забруднень.

Механічні властивості з'єднання із застосуванням наповнювача ПРН-24 наведені в табл. 3.12. Стикові з'єднання мідно-марганцевим легованим сплавом низьковуглецевих і середньовуглецевих конструкційних сталей рівномічні або близькі до рівномічності з металом, що з'єднується, при випробуванні на розтягання й удар.

Таблиця 3.12 – Механічні властивості стикових з'єднань, виконаних із застосуванням спеціальних залізонікелевих наповнювачів

Метал, що з'єднується	Наповнювач	Сплав для просочення	Межа міцності, σ_B , МПа	Ударна в'язкість, a_{H_2} , Дж/см ²
Сталь 20	ПРН-24 НПС-3	Cu-Zn	450*	8
		Cu-Mn-Ni	450*	150
Сталь 35	ПРН-24 НПС-3	Cu-Zn	610*	8
		Cu-Mn-Ni	600	56
		Cu-Mn-Ni-Y	610*	110
Сталь 45	ПРН-24 НПС-3	Cu-Mn-Ni	580	55
		Cu-Mn-Ni-Y	610	54
		Cu-Mn-Ni-Y	610	74
Сталь 22Х3М	ПРН-24 НПС-3	Cu-Mn-Ni	590	52
		Cu-Mn-Ni-Y	640	55
		Cu-Mn-Ni-Y	650	62

* Руйнування по основному металу

Аналіз процесу структуроутворення металу шва при застосуванні наповнювача показує, що для формування з'єднання просоченням інтерес становить мідь і сплави на її основі двох систем - Cu-Zn і Cu-Mn. Сплави цих двох систем кращі, тому що менше порівняно з іншими розчиняють наповнювач на залізній основі, але при цьому активно диспергують його. Системи добре вивчені, а на їх основі розроблена велика кількість промислових припоїв [4, 11, 61]. Добавки до складу припоїв цих систем уводяться, як правило, для забезпечення флюсуючих властивостей при видаленні оксидної плівки з поверхні металу [103,117]. Виконуючи основне призначення й забезпечуючи можливість здійснення паяння в різних захисних середовищах, флюсуючі добавки погіршують властивості металу шва. На рис.3.37 показана структура металу шва, виконаного припоєм системи Cu-Mn (ВІР4), який має у своєму складі комплекс флюсуючих добавок, за наявності в зазорі низьковуглецевого наповнювача. Ліквіаційні прошарки, що утворюються в матриці металу шва, значно окрихчують з'єднання.

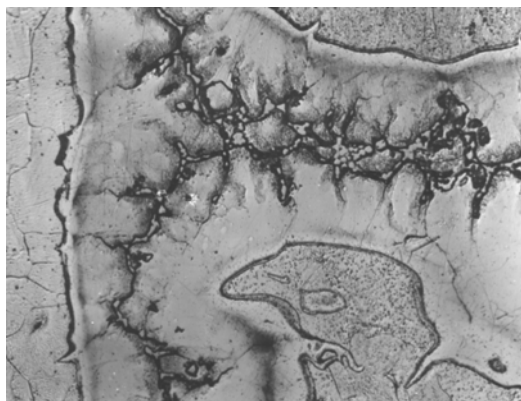


Рисунок 3.37 – Мікроструктура (x200) з'єднання сталі 20 припоєм ВІР4 з наповнювачем із низьковуглецевої сталі

При виконанні паяння у вакуумі або при автовакуумному нагріванні поверхня металу, що паяється, і наповнювача при температурі паяння звільняється від оксидів відновленням і розчиненням. Ця обставина дозволяє виключити елементи, що флюсують, зі складу припоїв. Крім того, при автовакуумному нагріванні можна застосовувати припої, які містять компоненти, що легко випаровуються. Експериментальні дані [54, 118, 119] і дані робіт [103, 117] показують, що в герметизованому паяльному зазорі з появою розплавленого припою досягається рівноважний тиск пари компонентів і процес випарування припиняється. У такий спосіб виключається або значно зменшується пористість металу шва, пов'язана з випаруванням Zn і Mn.

Бінарний сплав із вмістом 62% міді й 38% марганцю становить інтерес як основа просочувального сплаву насамперед через порівняно низьку (870°C) температуру плавлення. З ряду причин бінарний сплав, що являє собою твердий розчин, для просочення при з'єднанні сталі застосовувати не можна. По-перше, таке з'єднання піддається інтенсивній ножовій корозії [120]. По-друге, мідно-марганцевий сплав не стабільний при нагріванні до 400°C . Перерозподіл Mn у твердому розчині веде до розшарування, фазового наклепу й окрихчування [121]. По-третє, при кристалізації сплаву в шві утворюється значна концентраційна неоднорідність. На рис. 3.38 показана структура металу шва, виконаного сплавом Cu-Mn з наповнювачем з низьковуглецевої сталі. У прикристалізованому до основного металу й частинок наповнювача шарі товщиною 5-15 мкм утримується до 70% марганцю. Таке з'єднання руйнується крихко з нульовою ударною в'язкістю.

Однак бінарний сплав $\text{Cu}_{62}\text{Mn}_{38}$ цікавий тим, що, перебуваючи в критичній концентрації з мінімумом температури й інтервалу плавлення, може при введенні невеликих легуючих добавок істотно міняти свої властивості [117].

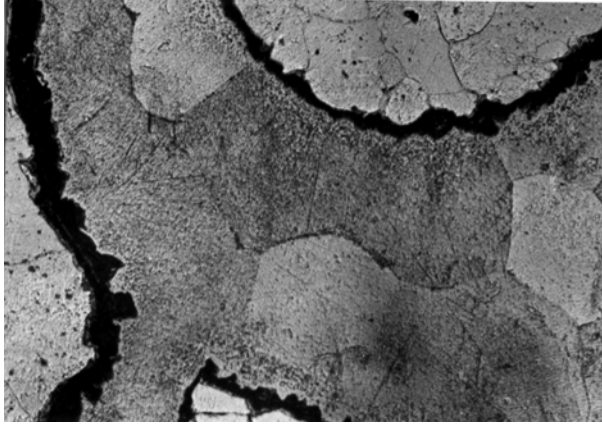


Рисунок 3.38 – Мікроструктура (x200) з'єднання сталі 20 сплавом Cu-Mn з наповнювачем із низьковуглецевої сталі

Так, введення до складу сплаву нікелю в кількості 3-6% незначно змінює температуру плавлення - 882-904°C. Але властивості сплаву змінюються істотно, він стає пластичним, має демпферні властивості й при певному легуванні може стати дисперсійно-зміцнюваним сплавом [117, 120, 122-123]. При застосуванні композиційного наповнювача, що містить нікель, легування сплаву Cu-Mn відбувається в процесі просочення. При цьому кількість нікелю, що розчиняється в сплаві, залежить від температури процесу.

На рис. 3.39 видно, що при введенні нікелю в наповнювач у шарі, що прикристалізувався до низьковуглецевої сталі, відсутній збагачений марганцем прошарок.

Механічні властивості з'єднання значно підвищуються. Однак матриця металу шва грубозерниста, хімічно неоднорідна, із грубими межами зерен у ліквіаційній зоні.

Відомо, що мікролегування рідкоземельними елементами істотно змінює структуру й властивості металів. Невелика кількість ітрію, що діє як розкислювач і модифіка-

тор, очищає межі зерен, коагулює карбіди, подрібнює зерно в чавуні, сталях і сплавах, підвищуючи їхні механічні



Рисунок 3.39 – Мікроструктура (x200) з'єднання сталі 20 сплавом Cu-Mn з наповнювачем із суміші нікелю й низьковуглецевої сталі

властивості [126, 127]. Позитивна дія ітрію виявляється і у сплаві Cu-Mn, що становить матрицю металу шва [128]. Ітрій вводили в сплав при його виплавці через лігатуру CuY і SiY. У табл. 3.13 наведені результати випробування ударної в'язкості з'єднання сталі 20 сплавом Cu65Mn35, легованим ітрієм, з наповнювачем з 20% нікелю й 80% низьковуглецевої сталі.

Таблиця 3.13 – Вплив вмісту ітрію в мідно-марганцевому сплаві на ударну в'язкість з'єднання сталі 20

Вміст ітрію, %	-	0,008	0,016	0,032	0,064	0,128
Ударна в'язкість, Дж/см ²	63	95	92	104	106	68

Межа міцності з'єднань у всіх випадках вище міцності основного металу. Металографічні дослідження показали, що межі зерен у сплаві, легovanому ітрієм, стають тоншими, дрібнодисперсні включення рівномірно розподіляються по всьому об'єму зерна.

Для досягнення однорідності властивостей металу шва по всьому об'єму при паянні бінарним сплавом Cu-Mn необхідна тривала витримка при взаємодії розплаву з наповнювачем для легування сплаву нікелем. Для підвищення однорідності властивостей паяного шва доцільно вводити нікель до складу припою, зберігаючи співвідношення Cu:Mn, таким, що дорівнює 2,25:1 [120]. Припій, що містить 6% нікелю, має інтервал плавлення 865-930°C [125]. У спаї з'єднання сплавом Cu₆₄Mn₃₀Ni₆ з наповнювачем з низьковуглецевої сталі не утворюється прошарок, збагачений марганцем. Це підвищує механічні властивості, однак ударна в'язкість становить 25-30 Дж/см². Застосування наповнювача, що містить 20% нікелю, і сплаву Cu₆₄Mn₃₀Ni₆ зводить до розкиду результатів при випробуваннях з'єднань сталі 20 на ударну в'язкість, а введення до його складу 0,06% ітрію підвищує її мінімальне значення до 100 Дж/см². Збільшення вмісту ітрію > 0,06% знижує a_n з'єднання.

Матриця металу шва, виконаного сплавом Cu₆₄Mn₃₀Ni₆ з залізонікелевим наповнювачем, являє собою твердий розчин, що містить елементи наповнювача. Залежно від складу й форми частинок наповнювача, від температури й часу витримки насиченість матриці елементами наповнювача може бути різною. Практично у всіх випадках при охолодженні після паяння насичений твердий розчин матриці піддається дисперсійному розпаду з виділенням дрібнодисперсних частинок розміром 1-2 мкм. При застосуванні залізонікелевого наповнювача дрібнодисперсні частинки, що виділилися із твердого розчину,

мають такий склад, %: 44-51 Cu, 21-22 Mn, 17-22 Fe, 10-11 Ni. Тривала ізотермічна витримка залізонікелевого наповнювача в розплаві легованого нікелем мідно-марганцевого сплаву приводить, як показано раніше, до диспергування й сфероїдизації наповнювача. У цьому випадку досягається однорідність металу матриці шва. Вона являє собою твердий розчин складу, %: 56-60 Cu, 22-26 Mn, 7-9 Ni й 7-10 Fe, дисперсійно-зміцнений частинками, що виділилися з розчину, розміром 1-2 мкм (рис. 3.30).

При з'єднуванні низьковуглецевої сталі легований сплав забезпечує рівномірність з'єднання, а для середньовуглецевих - властивості, близькі до основного металу.

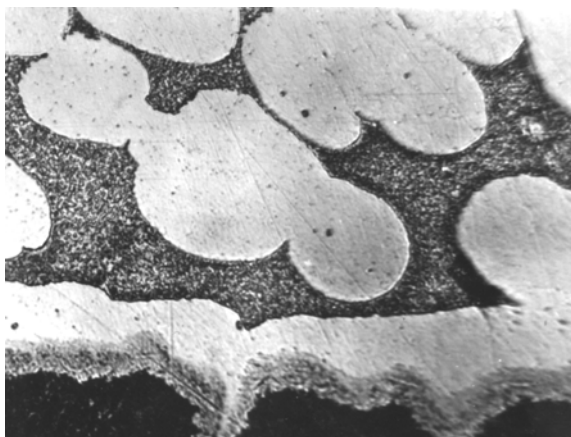


Рисунок 3.30 – Мікроструктура (x800) металу шва, виконаного сплавом $\text{Cu}_{64}\text{Mn}_{30}\text{Ni}_6$ з залізонікелевим наповнювачем після ізотермічної витримки при температурі паяння 60 хв

Для забезпечення міцності з'єднання більше 600 МПа при ударній в'язкості $> 50 \text{ Дж/см}^2$ розроблений сплав на мідно-марганцевій основі з легуванням Ni, Mo, Zn, Y. Деякі дані про вплив легування сплаву Cu-Mn-Ni молібденом і цинком на механічні властивості з'єднань сталі 35, вико-

наних при зазорі 2 мм із залізонікелевим наповнювачем грануляції 0,16-0,40 мм, наведені в табл. 3.14.

Таблиця 3.14 – Вплив легування сплаву Cu-Mn на температуру паяння й механічні властивості з'єднання сталі 35

Вміст легуючих елементів у сплаві, %			Температура просочення, °С	Межа міцності, МПа	Ударна в'язкість, Дж/см ²
Ni	Zn	Mo			
2	-	-	980	470-490	15-17
3	-	-		500-520	19-21
6	-	-	1000	540-560	29-32
7	-	-	1040	550-580	30-36
5	1,0	-	1000	550-560	42-48
5	3	-		550-580	82-97
5	4,0	-		550-570	83-96
5	5,0	-		520-530	83-95
5	6,0	-	980	510-520	81-97
5	7,0	-		490-500	80-95
5	-	1,0	1000	580-590	29-36
5	-	2,0	1020	630-640	33-41
5	-	3,0	1050	630-650	48-65
5	-	4,0	1080	640-650	51-65
5	1,5	1,5	1000	630-640	56-63
5	3,0	1,5		630-640	62-65
5	5,0	3,0		630-640	67-69

Сплав складу, %: Cu – основа, Mn 30-40; Ni 5-6; Mo 1,2-3,0; Zn 1,2-3,0; Y 0,05-0,1 рекомендовано як припій для промислового застосування [184, 210]. Припій виплавляється в індукційних печах із застосуванням магнетитових, графітових і алундових тиглів. Виплавка виконується в інертному середовищі або під покривним високофтористим флюсом АНМ-10, що містить, %: 70NaF, 20CaF₂, 10LiF. Розплави кристалізують в лотку із графіту

або чавуну й застосовують у вигляді прутків. Характеристика сплаву в литому стані така: σ_T 330-340 МПа, σ_B 530-550 МПа, δ % 38-40, ψ % 32-35; γ 7,95 г/см³.

Промисловість виготовляє велику кількість різноманітних припоїв системи Cu-Zn. Латунні припої при взаємодії з наповнювачем на залізній основі формують різноманітну, у тому числі дрібнозернисту однорідну структуру із задовільною міцністю. Однак ударна в'язкість стикових з'єднань не перевищує 50 Дж/см² [129, 130]. Причину цього варто шукати в особливості будови спаю з'єднання. При взаємодії розплаву латуні зі сталлю залізо обмежено розчиняється в латуні, а при кристалізації випадає з розчину у вигляді променистих дендритів (рис. 3.31).

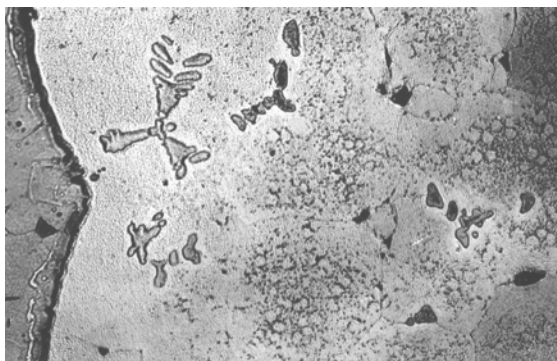


Рисунок 3.31 – Мікроструктура (x200)металу матриці шва, паяного латунню, при температурі 960⁰С з витримкою 30 хв

Дендрити заліза, що випали з розчину, не знижують міцності й пластичності матриці. Руйнування паяного з'єднання відбувається по спаю. Імовірною причиною окрихчування спаю є особливість діаграми Fe-Zn [114]. Розчинність цинку в γ -Fe при 1000⁰С досягає 5,7%, в α -Fe розчинність цинку максимальна при 780⁰С і досягає 43%, а при нормальній температурі знижується до нуля. Розпад твер-

дого розчину в дифузійній зоні при охолодженні призводить до окрихчування спаю.

Дослідження показали, що при формуванні нерознімного з'єднання з просочуванням наповнювача в зазорі > 2 мм на його властивості впливає склад основного металу. Особливо значущою є структура спаю – вузької зони, що з'єднує основний і композиційний метали. Тому дані про механічні властивості нерознімного з'єднання не повною мірою характеризують властивості композиційного металу шва.

Для визначення властивостей металу шва сталевий контейнер $\emptyset 57 \times 7$, висотою 100 мм заповнювали наповнювачем, з'єднували із сорбційним насосом, живильником і піддавали нагріванню за режимом просочування. Після охолодження сталевий контейнер видаляли проточуванням й піддавали випробуванням утворений композиційний метал. В отриманих у такий спосіб даних відсутній вплив основного металу. Механічні властивості металу, отриманого при деяких композиціях наповнювача і просочувального сплаву, наведені в табл. 3.15. Як видно з таблиці, композиційний метал має такі механічні властивості як сталь 45 після загартування й відпущення. Ця обставина не дозволяє розглядати з'єднання як з'єднання з м'яким прошарком, а створює передумови для його рівномірності. При випробуванні на розтягання з'єднань сталей з міцністю < 600 МПа руйнування відбувається по основному металу. Міцність з'єднання від ширини шва не залежить. З'єднання більш міцних сталей руйнуються по шву. При міцності сталі > 700 МПа при розтяганні переважно деформується метал шва й спостерігається часткове крихке руйнування по спаю. У цьому випадку міцність з'єднання залежить від ширини шва. При зменшенні її з 3 до 1 мм міцність зростає, але руйнування відбувається крихко.

Таблиця 3.15 – Механічні властивості композиційного металу

Наповнювач	Просочувальний Сплав	Межа плинності, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Ударна в'язкість, Дж/см ²	НВ
ПРН-24	Cu64Mn30Ni6	260	490	36	46	100	145
НПС-3	Cu64Mn30Ni6	310	520	26	54	155	170
ПРН-24	Cu63Mn30Ni5Mo	310	560	25	44	103	164
ПРН-24	Cu63Mn30Ni5Zn	290	550	31	60	123	164

Зі збільшенням ширини зазору > 4 мм міцність перебуває на рівні міцності металу шва, руйнування відбувається в'язко по металу шва. На властивості з'єднання значною мірою впливає спай, у якому утворюються внутрішні напруження через різницю коефіцієнтів термічного розширення основного металу шва (табл. 3.16).

Таблиця 3.16 – Коефіцієнт термічного розширення складових паяного з'єднання, $\alpha \cdot 10^{-6}$ мм/ $^{\circ}$ С

T, $^{\circ}$ С	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
Композицій- ний Метал	18, 4	18, 7	18, 9	19, 2	19, 8	19, 9	20, 3	20, 8

Експериментально встановлено, що залишкові напруги у шві при такій різниці коефіцієнтів основного металу (сталь 20) і композиційного металу шва не перевищують 100МПа.

3.5. Вплив вуглецю на структуру з'єднання композиційним металом

При паянні з капілярним зазором дифузія елементів розплаву припою в метал, що паяється, не викликає істотних змін у його структурі через незначний обсяг розплаву й короткочасності витримки при температурі паяння. При формуванні з'єднання з широким зазором при просочуванні наповнювача обсяг сплаву, що взаємодіє з основним металом, значно більший і тривалість взаємодії, необхідної для формування структури, може бути на порядок більшою. У цьому випадку взаємна дифузія елементів розпла-

ву й металу, що паяється, може істотно впливати на властивості з'єднання.

При з'єднанні залізовуглецевих сплавів із застосуванням залізовуглецевого наповнювача вуглець є найбільш дифузійно рухливим елементом. Його дифузійна рухливість на 5-10 порядків вище рухливості елементів при дифузії заміщення. Вплив вуглецю вимагає окремого розгляду, тому що він істотно може змінювати структуру елементів з'єднання.

Вуглець може входити до складу металу, що з'єднується, і наповнювача. У складі просочувальних сплавів вуглець спостерігається рідко, а у сплави на мідній основі він, як правило, не входить. Дифузійне переміщення вуглецю відбувається на всіх стадіях термічного циклу просочення: при нагріванні до T_p , при витримці й при охолодженні. На стадії нагрівання до температури просочення вуглець, як показано раніше, активно відновлює оксидні плівки на поверхні наповнювача й основного металу. При з'єднанні низьковуглецевої сталі доцільним є застосування високовуглецевого наповнювача для активації процесу відновлення на поверхні оксидної плівки, що утворилася в результаті взаємодії із залишковими газами в зазорі з'єднання. У цьому випадку практично не спостерігається збільшення вмісту вуглецю в дифузійній зоні основного металу. Це пов'язане з тим, що основна частина вуглецю, що дифундує з наповнювача, бере участь у реакції відновлення й у вигляді газоподібного оксиду видаляється із зони взаємодії. Збільшення вмісту вуглецю в напівнескінченному тілі металу, що з'єднується, через точкові контакти із частинками наповнювача відбувається неактивно й структурних змін не викликає.

При з'єднанні високовуглецевого металу із застосуванням низьковуглецевого наповнювача дифузія вуглецю на стадії нагрівання до T_p проявляється більшою мірою. У

частинках низьковуглецевого наповнювача, що контактують з основним металом, вміст вуглецю збільшується. Так, при нагріванні до 1000°C у контакті зі сталлю 65 у зазорі 2 мм вміст вуглецю в безвуглецевому залізонікелевому наповнювачі досягає 0,03-0,09%. Вміст вуглецю при цьому визначено щодо всього обсягу наповнювача, що міститься у зазорі. Фактично істотне збільшення вмісту вуглецю поширюється тільки на один, два шари частинок, що контактують з основним металом. Таке збільшення вмісту вуглецю приводить до різного ступеня диспергації розплавом частинок, що знаходяться на різній відстані від основного металу (рис. 3.32). Зменшення вмісту вуглецю в поверхневому шарі основного металу при його збільшенні в наповнювачі не спостерігається, тому що перехід вуглецю через точкові контакти в наповнювач компенсується дифузійною вуглецю з напівнескінченного тіла основного металу.

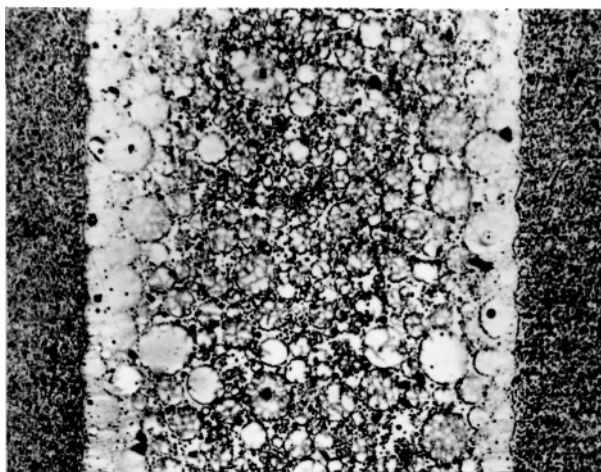


Рисунок 3.32 – Мікроструктура (x20) з'єднання мідно-марганцевим сплавом сталі 40 з безвуглецевим залізонікелевим наповнювачем

Поява в зазорі розплаву істотно впливає не швидкість дифузії вуглецю між металом, що з'єднується, і наповнювачем у тому випадку, якщо вуглець розчинний у розплаві. При застосуванні розплаву міді або мідного сплаву, у яких вуглець практично не розчинний, його дифузія приводить до структурних перетворень тільки при тривалих ізотермічних витримках. Як показано раніше, при кристалізації стовпчастих дендритів фази Fe-Cu-C утворюються перетинки між поверхнями з різним вмістом вуглецю. При ізотермічній витримці вміст вуглецю через перетинки вирівнюється в основному металі і частинках наповнювача. Це приводить залежно від вмісту вуглецю в наповнювачі до збільшення або зменшення вмісту вуглецю в дифузійній зоні основного металу. Повільне охолодження після просочення зменшує ширину дифузійної зони зі зміненим вмістом вуглецю, а нормалізація з'єданого вузла усуває цю зону в основному металі.

Вплив дифузії вуглецю на структуру з'єднання досліджували при формуванні швів на сталях 20 і 45 мідно-марганцевим сплавом. Залізовуглецевий наповнювач містив 0; 0,2; 0,3; 0,4 і 0,5% вуглецю. Просочування виконували сплавом Cu-Mn-Ni при температурі 980°C з витримкою 30 хв. Наявність марганцю в сплаві обумовлює обмежену розчинність вуглецю в розплаві. Після взаємодії розплаву зі сталлю 45 у сплаві зафіксовано 0,03% вуглецю. Тому в цьому випадку дифузія вуглецю відбувається не тільки в місцях контакту основний метал-наповнювач, але й через розплав.

Паяні зразки зі сталі 20 і частина зразків зі сталі 45 випробували на механічні властивості після з'єднання, а частину зразків зі сталі 45 піддали нормалізації при 860°C. При випробуваннях на розтягання всі зразки зі сталі 20 зруйнувалися по основному металу з межею міцності 420-430 МПа. Зразки зі сталі 45 зруйнувалися по металу шва з межею міцності 550-630 МПа. При цьому впливу вмісту вуглецю на міцність не виявлено. Істотний вплив вміст ву-

глецю в наповнювачі має на ударну в'язкість з'єднання (рис. 3.33). Однозначно виявляється зниження ударної в'язкості зі збільшенням вмісту вуглецю в наповнювачі. Металографічний аналіз з'єднань сталі 20 виявив зміни в дифузійній зоні металу, що паяється, при різному вмісті вуглецю в наповнювачі (рис.3.34). За відсутності вуглецю в наповнювачі чітко виявляється знеуглецьована зона (рис. 3.34,а). За наявності вуглецю в наповнювачі в кількості 0,2-0,3% істотних змін у структурі сталі не спостерігається.

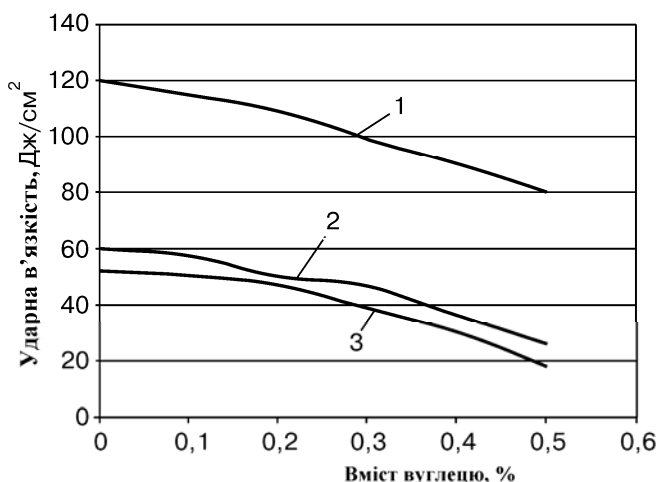


Рисунок 3.33 – Вплив вмісту вуглецю в залізонікелевому наповнювачі на ударну в'язкість з'єднання сталі 20 (1) і 45 (2,3) сплаву Cu-Mn-Ni: стан після просочування - 1,2 і термообробки – 3

Значення ударної в'язкості в цьому випадку високі. За наявності вуглецю в наповнювачі в межах 0,4-0,5% чітко виявляється міграція вуглецю зі шва в основний метал, що приводить до зміни структури сталі 20. З'являються великі перлітні зерна, голчастий ферит і відманштет. Така структура дифузійної зони знижує ударну в'язкість з'єднання. Незважаючи на те, що надріз у зразках при випробуваннях

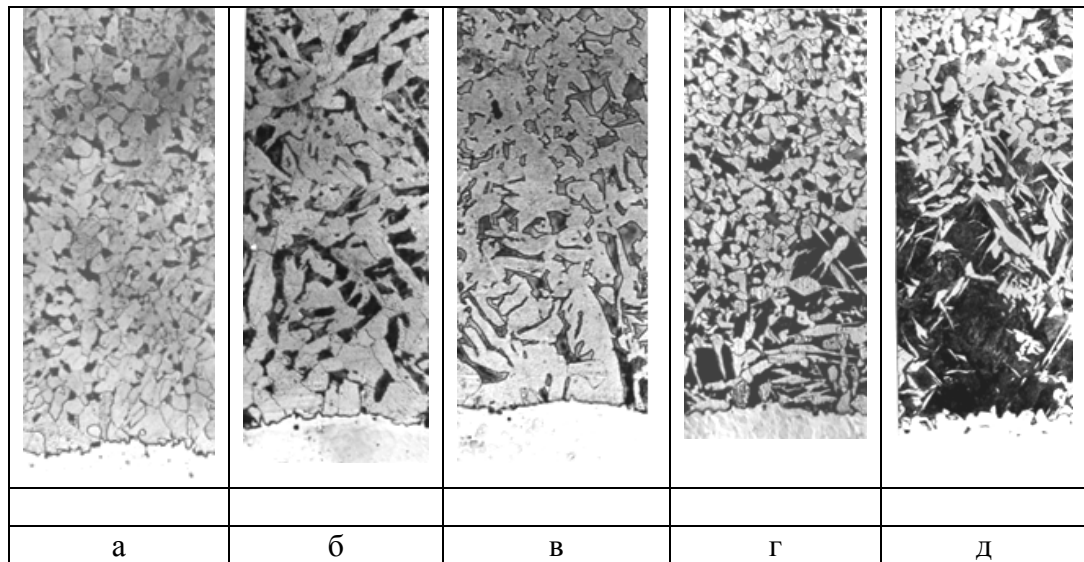


Рисунок 3.34 – Мікроструктура (x 100) дифузійної зони з'єднання сталі 20 при вмісті вуглецю в наповнювачі: а – 0; б – 0,2; в – 0,3; г – 0,4; д – 0,55%; стан після просочування

на ударну в'язкість виконується в металі шва, руйнування відбувається по дифузійній зоні.

Характер змін структури сталі 45 після формування з'єднання показаний на рис. 3.35, а після термообробки вузла - на рис.3.36. Процес міграції вуглецю спостерігається й у сталі 45, що приводить до утворення в дифузійній зоні сталі структури голчастого фериту у вигляді сітки й великого перлітного зерна. Така структура також може знижувати - ударну в'язкість з'єднання. Термічна обробка сталі 45 після формування з'єднання зменшує бал зерна, не усуваючи розподіл фериту у вигляді сітки. Таким чином, наявність вуглецю в наповнювачі негативно впливає на ударну в'язкість сталей, що з'єднуються, насамперед тому, що змінює їхню структуру. Поява голчастого фериту, відманштету, великого перлітного зерна з феритною сіткою послабляє дифузійну зону, що прилягає до шва. Фактографічні дослідження зруйнованих при випробуваннях на удар зразків також показали, що тільки за наявності вуглецю в наповнювачі 0,2-0,3% руйнування йде по металу шва в'язко. У всіх інших випадках руйнування йде по дифузійній зоні основного металу.

Однак вплив вуглецю при руйнуванні з'єднання по дифузійній зоні полягає не тільки в зміні структури сталі, що з'єднується. Істотно його дифузія впливає і на спай. Дифузійні процеси, що відбуваються в розглянутій системі, певною мірою аналогічні тим, що відбуваються в простих системах сталь-мідь, сталь-нікель, сталь-монель при виробництві біметалів [131].

При дослідженні біметалу сталь-мідно-нікелевий сплав на межі розділу в вуглецевій сталі спостерігається поява темної витравленої смужки. У її складі поряд з наявністю Ni і Cu зареєстровано підвищений стосовно сталі вміст вуглецю. Електронно-мікроскопічний аналіз смужки пока-

зав, що вона є продуктом розпаду аустеніту. Структура цієї смужки шириною близько мікрона, залежно від вмісту в ній Ni і Cu відповідає структурі дрібнодисперсного легованого перліту.

Аналогічна структура утворюється в спаї при з'єднанні сталі сплавом, що містить, крім міді й нікелю, ще марганець і кремній. Загальним є поява на межі метал-шов темної смужки з боку сталі й світліша смужка з голчатою структурою з боку шва. Характер спаю на сталях 20 і 45 наведений на рис. 3.37, 3.38, 3.39.

З аналізу структури спаю видно, що він має складну будову й складається з одного або двох шарів. Один шар (темна смужка) перебуває на межі спаю з боку сталі. Цей шар збагачений вуглецем і, як зазначалося вище, являє собою легований перліт. При з'єднанні сталі 20 і 45 із застосуванням безвуглецевого наповнювача у спаї відсутня структура легованого перліту, зміна концентрацій твердих розчинів плавна, зон із мікротвердістю, що різко відрізняється, немає. При підвищенні вмісту вуглецю в наповнювачі в темному прошарку переважає троостит. З підвищенням вмісту вуглецю змінюється структура шва, що прилягає до темної смужки, з боку світлого шару. За даними мікрорентгеноспектрального аналізу він містить 2-6% міді, 2-7% марганцю, 2-10% нікелю. Верхня межа вмісту цих елементів відповідає зоні, суміжній з металом шва. Світлий прошарок при високому вмісті вуглецю у сталі й наповнювачі неоднорідний за структурою й мікротвердістю. У зоні, що прилягає до темного прошарку, він має голчасту будову (рис. 3.40) типу мартенситних голок і підвищену мікротвердість (450-700 Н_{V20}). Наявність двох шарів з мікротвердістю, що значно відрізняється, є причиною низької ударної в'язкості з'єднання.

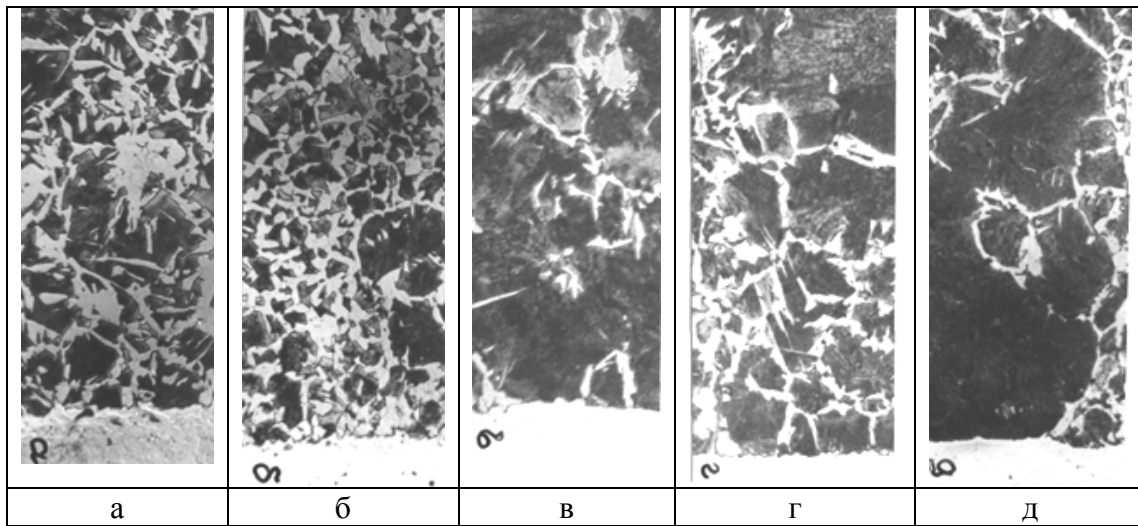


Рисунок 3.35 – Мікроструктура (x 100) дифузійної зони з'єднання сталі 45 при вмісті вуглецю в наповнювачі: а – 0; б – 0,2; в – 0,3; г – 0,4; д – 0,5%. Стан після просочування

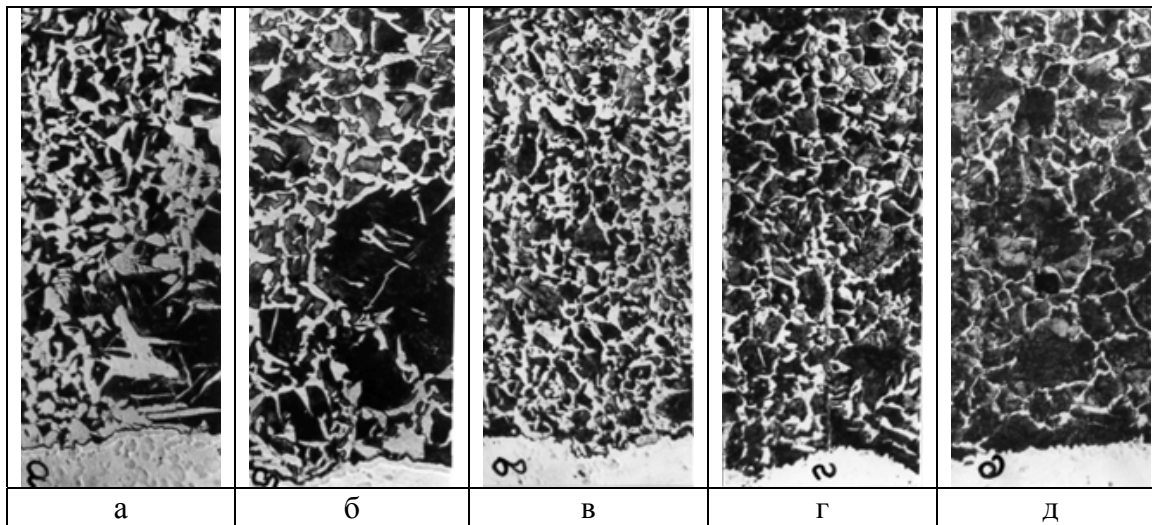


Рисунок 3.36 – Мікроструктура (х 100) дифузійної зони з'єднання сталі 45 при вмісті вуглецю в наповнювачі: а – 0; б – 0,2; в – 0,3; г – 0,4; д – 0,5%. Стан після термообробки

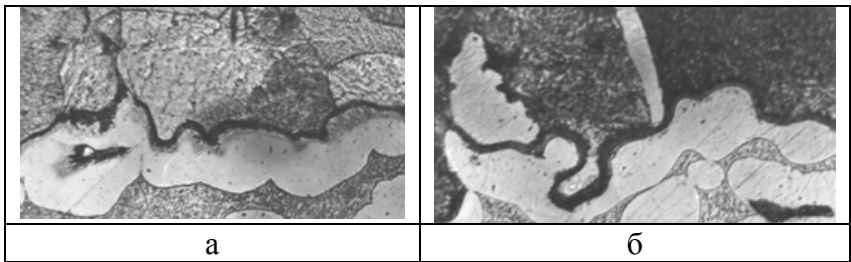


Рисунок 3.37 – Мікроструктура спаю (x 400) сталі 20 при вмісті вуглецю в наповнювачі: а – 0; б – 0,5%

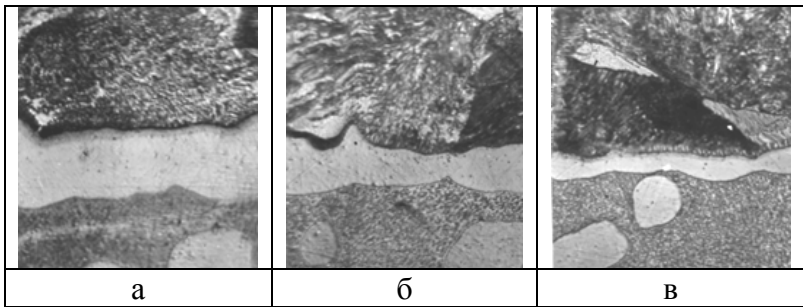


Рисунок 3.38 – Мікроструктура (x 400) спаю сталі 45 при вмісті вуглецю в наповнювачі: а – 0; б – 0,3, в – 0,5%. Стан після про-сочування

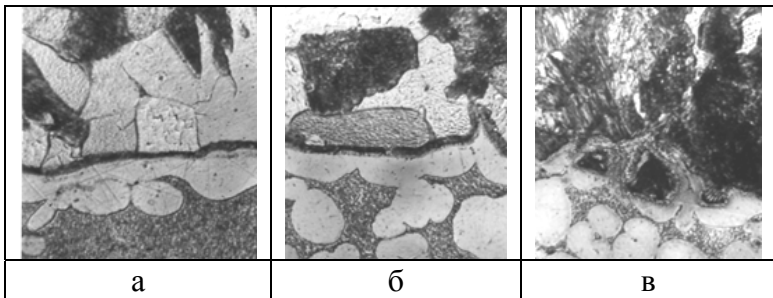


Рисунок 3.39 – Мікроструктура (x800) спаю сталі 45 при вмісті вуглецю в наповнювачі: а – 0; б – 0,3; в – 0,5%. Стан після тер-мообробки

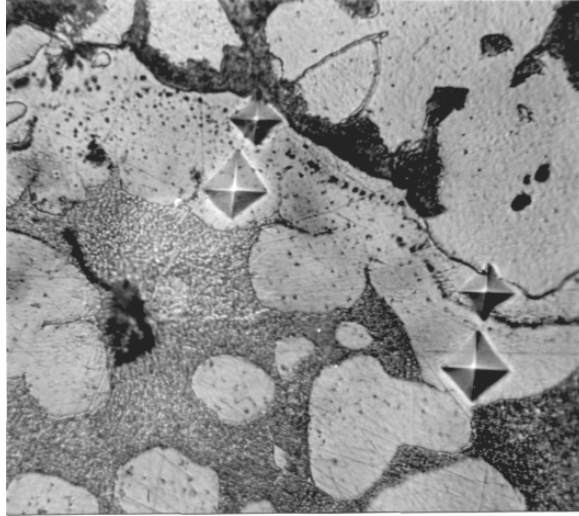


Рисунок 3.40 – Мікроструктура (x1000) спаю сталі 45 після про-
сочування при вмісті вуглецю в наповнювачі 0,5%

Пояснення особливостей структуроутворення у спаї варто шукати у висхідній дифузії вуглецю при дифузії в сталь міді. З появою в дифузійній зоні міді утворюється шар з підвищеним стосовно основного металу вмістом вуглецю. За відсутності в наповнювачі вуглецю він активно дифундує в метал шва. При цьому в спаї не утворюються структури типу сорбіт, троостит. При підвищенні вмісту вуглецю в наповнювачі в спаї утворюється шар з підвищеним вмістом вуглецю, що обумовлює утворення гартівних структур як у сталі (темній смужці), так і в легованому твердому розчині (світлій смужці).

РОЗДІЛ 4

ЗАСТОСУВАННЯ КОМПОЗИЦІЙНОГО МЕТАЛУ В ПРОМИСЛОВИХ ТЕХНОЛОГІЯХ ФОРМУВАННЯ НЕРОЗНІМНИХ З'ЄДНАНЬ

4.1. Формування телескопічних з'єднань в металевих конструкціях

Високотемпературне паяння телескопічних з'єднань труб та арматури широко застосовується в літако-, судно- та ракетобудуванні. Необхідну міцність та надійність з'єднань забезпечують ретельно відпрацьована технологія, спеціальне обладнання і технологічні матеріали. Які припої здебільшого використовуються сплави на основі дорогоцінних матеріалів. Однією із технологічних вимог є забезпечення точного розміру паяльного зазору. Похибки приводять до браку, що може виявитися не тільки при контролі, а й при експлуатації.

Металургійні особливості формування паяного шва з просочуванням розплавом наповнювача у зазорі дозволяють забезпечити високі механічні властивості з'єднанню при використанні недорогих технологічних матеріалів. Однак для досягнення комплексу механічних властивостей - міцності й пластичності - необхідна інша, не властива паянню концепція. Зазор між деталями повинен бути не капілярним з мікронними розмірами, а великим, що вимірюється цілими числами міліметра. Такий зазор варто називати широким. Для виконання паяння із широким зазором необхідний ряд способів і специфічних технологічних операцій для вирішення декількох завдань. Однією з них є заповнення без порожот і фіксування порошку наповнювача в зазорі при складанні й просочуванні розплавом. Інше завдання - розміщення необхідної кількості сплаву для повного просочення наповнювача в зазорі.

Одна з типових схем підготовки до паяння із широким зазором телескопічного з'єднання наведена на рис.4.1.

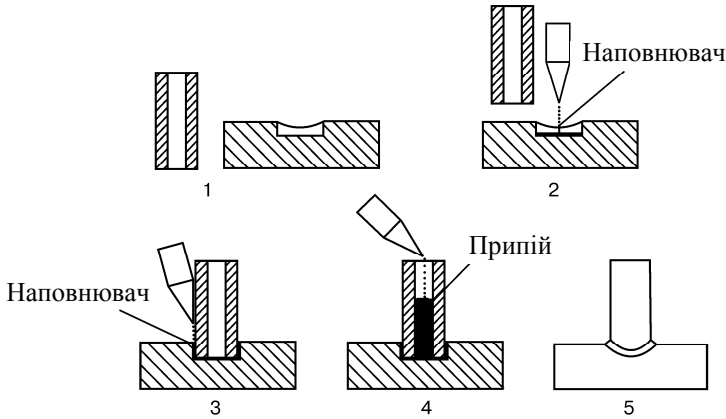


Рисунок 4.1 – Схема збирання деталей для паяння при широкому зазорі з наповнювачем: 1 – деталі перед збиранням; 2 – заповнення стикової частини шва наповнювачем; 3 – заповнення телескопічної частини шва наповнювачем; 4 – заповнення технологічної порожнини припоєм; 5 – вузол після паяння

Дозовану кількість наповнювача розміщують на дні поглиблення в одній з деталей. Шар наповнювача забезпечує необхідний розмір зазору при розташуванні іншої деталі на наповнювачі. Кільцевий зазор установлюють за допомогою центруючого пристрою й заповнюють наповнювачем. Дозовану кількість припою поміщають у технологічній порожнині. Розплавлений припій просочує шар наповнювача, витісняючи з нього газу, й підживлює композиційний метал шва, що кристалізується. За такою схемою виконується паяння заготовок сталевих трійників, відводів, косинців арматури високого тиску компресорних установок (рис. 4.2) [132 - 136].

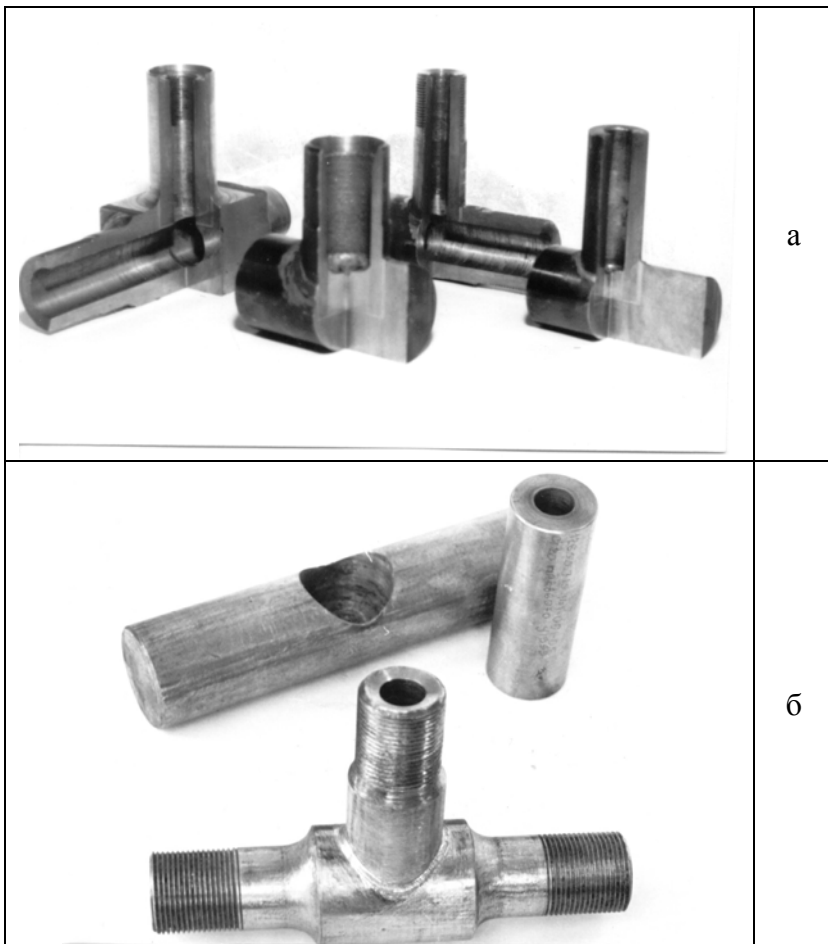


Рисунок 4.2 – Паяні із широким паяльним зазором трійники й косинці високого тиску зі сталевих штампувань (а) і прокату (б)

Збирання, центрування, дозування наповнювача й припою виконується на спеціальній установці (рис. 4.3). Взаємне положення деталей і наповнювача у зазорі фіксують сполучним розчином. Склади застосовуваних розчинів наведені в табл.4.1. Після випару розчинника положення

компонентів з'єднання фіксується зв'язувальною речовиною. Для прискорення процесу випару на стенді збирання застосовують нагрівання інфрачервоними випромінювачами (рис.4.4). При нагріванні у вакуумі зв'язувальна речовина сублімує при температурі 350-400⁰С, а взаємне розташування наповнювача деталей утримується адгезивними силами й дифузійним з'єднанням у контактах частинок наповнювача і основного металу.

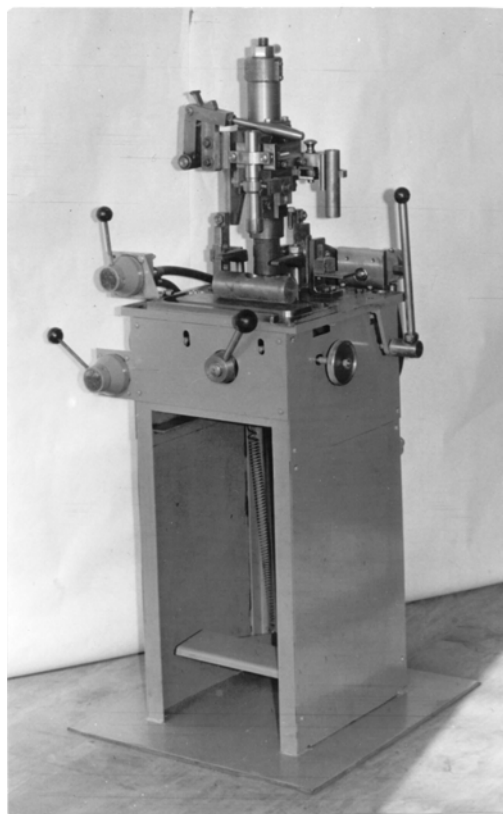


Рисунок 4.3 - Установка для збирання деталей заготовок трійників під паяння із широким зазором

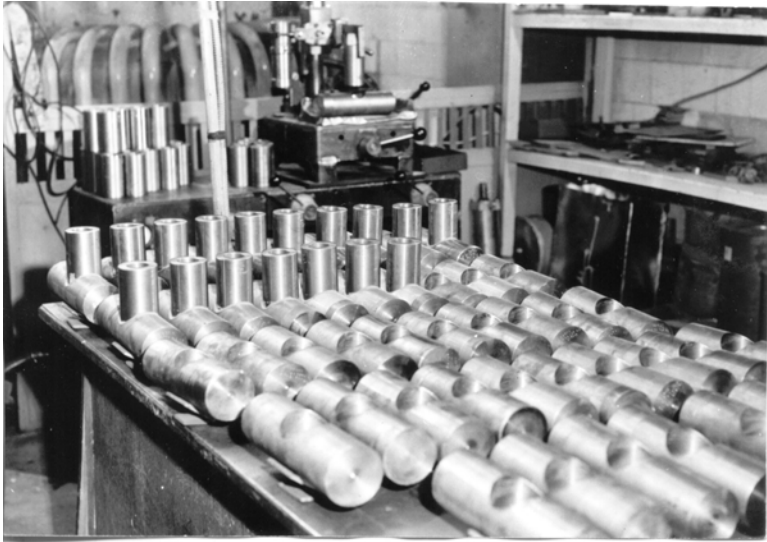


Рисунок 4.4 – Стенд для складання деталей заготовок трійників під паяння із широким зазором

У випадках, коли немає можливості розташувати припій у технологічній порожнині, його розміщують у вигляді кілець, стрічки, відрізка прутка або валика з порошку поруч із зазором, заповненим наповнювачем. При цьому передбачають дренажні канали для витіснення із зазору газів при переміщенні розплаву припою в наповнювачі. Для закріплення порошкового припою у вигляді валика готують пасту зі зв'язувальною речовиною за складом № 5, 6 табл.4.1. Паста наноситься з тюрбика або шприцом. Прикладом застосування такої технології є паяння труб у трубних решітках у трубчастих теплообмінниках, що мають широке застосування в різних галузях техніки.

Таблиця 4.1 – Склад розчинів і паст для закріплення наповнювача й припою

Номер складу	Назва сполучної речовини	Назва і склад (%) розчинника	Вміст сполучника в розчині, ваг.%
1	Сополімер бутилового ефіру метакрилової смоли БМК-5 ОСТ 6-01-26-75	Р-5 ГОСТ 7827-74	5
		Р-649 ТУ 6-10-1358-78	
		Ксилол 40 ГОСТ 9949-78 Ацетон 30 Бутилацетат 30 ГОСТ 8981-78	
2	БМК-5	Р-5 або Р-649	10
3	Етилцелюлоза ТУ 6-53-52-91	Ксилол 80 Спирт етиловий 15 Бутанол 5 ГОСТ 6006-78	15
4	Сополімер ТБМ-60 ТУ 6-01-737-85	Бутилацетат	25
Паста припою			
5	Розчин етилцелюлози №3 9 ваг. частин. Розчин БМК-5 № 2 1 ваг. частина. Порошок припою 60 ваг. частин		
6	Розчин ТБМ-60 №4 10 ваг. частин Порошок припою 60 ваг. частин		

У трубчастих теплообмінниках закріплення труб здійснюється за допомогою механічного розвальцьовування роликами, дорнування, осьового запресовування, закріпленням енергією вибухових речовин, електроімпульсного за-

пресовування, зварювання й паяння [137]. Розмаїтість способів обумовлена великим набором застосовуваних матеріалів труб і трубних решіток, розмірів з'єднань, вимог до надійності. Всі з'єднання, крім зварних і паяних, формують деформуванням труби в отворі решітки до виникнення напруженого стану між елементами з'єднання. В деяких випадках, наприклад у компресорних установках, теплообмінні апарати працюють при високому рівні вібраційних навантажень, обумовлених пульсацією стиснутого газу й вібрацією компресора. З'єднання труб із решітками, виконані механічними способами, з часом втрачають герметичність через релаксацію напружень. При циклічному нагріванні й охолодженні теплообмінника можливість розгерметизації з'єднань збільшується. Для герметичного з'єднання застосовують приварювання труб до трубних решіток. Переважно застосовується аргонодугове зварювання.

Зварювання забезпечує герметичність з'єднання труби із решіткою, однак має ряд істотних недоліків. Зварені з'єднання більш чутливі до вібрації, термоциклічності й щільної корозії. Характерними видами руйнувань з'єднання є тріщини в зоні сплавлення й у зоні термічного впливу зварного шва. Для усунення цих недоліків необхідно до або після зварювання виконувати радіальну деформацію труби в зоні трубних решіток до ліквідації зазору в з'єднанні й створення напруженого стану між трубою й решіткою [138, 139].

Зі зменшенням діаметра труби й збільшенням товщини трубної решітки процес закріплення переліченими вище способами ускладнюється, а надійність з'єднання знижується. Надійне з'єднання з металевим зв'язком між трубою й решіткою можна одержати за допомогою високотемпературного паяння. Однак формуванню якісного шва перешкоджає нерівномірність зазору між трубою й отвором у решітці. Відхилення діаметрів отвору й труби, неспіввісне розташування й перекис утруднюють утворення рівномір-

ного концентричного капілярного зазору, необхідного для якісного паяння. Зі збільшенням товщини трубної решітки імовірність нерівномірності зазору збільшується. Ця перешкода усувається застосуванням паяння в вакуумі при широкому паяльному зазорі, попередньо заповненому металевим порошковим наповнювачем (рис. 4.5) [132, 140]. Для формування якісного шва необхідно перед заповненням зазору розплавом припою видалити з порошку газу. Це можливо при виконанні паяння у вакуумі.

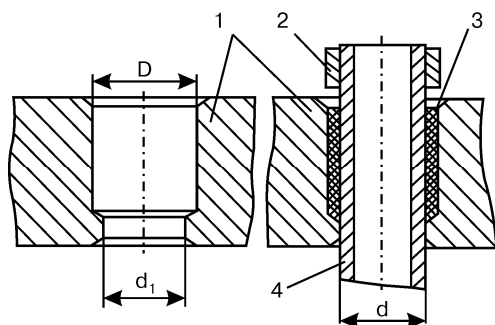


Рисунок 4.5 – Схема паяння труби з трубною решіткою при широкому паяльному зазорі: 1 – трубна решітка; 2 – припій; 3 – наповнювач у паяльному зазорі; 4 – труба

Для виконання паяння повинні виконуватися такі вимоги: $D-d > 1$; $a > d_1 - d$ (D - діаметр отвору, мм; d - діаметр труби, мм; a - розмір частинки порошку, мм; d_1 - діаметр ущільнювального пояса в отворі решітки). Перша вимога обумовлена тим, що як наповнювач придатний порошок із частинками розміром понад 50 мкм. При меншій грануляції порошку утруднене видалення газів при вакуумуванні [67, 73]. При великій товщині решітки можливий викид порошку при вакуумуванні або утворення не пропаяних ділянок при заповненні зазору розплавленим припоєм. Крім того, вузькі зазори погано заповнюються наповнювачем при підготовці до паяння. При виконанні другої вимоги забезпечується заповнення зазору наповнювачем і ви-

ключається його витікання із зазору при переміщенні зібраної конструкції перед паянням. Для паяння трубочок з високолегованих і вуглецевих сталей придатні наповнювачі з порошку заліза й залізо-нікелевих сплавів. Кращими є порошки з низьким вмістом кисню (менш 0,06%), які одержують при розпорошенні розплаву азотом або інертним газом. Розпорошені порошки мають сферичну форму частинок, більшу плинність і добре заповнюють паяльний зазор. З таким наповнювачем формується міцний, пластичний і щільний шов.

Вибір наповнювача й припою залежить від складу основного металу й від вимог до теплообмінника. Для паяння сталевих трубочок як припій придатні мідь, мідно-марганцеві, мідно-нікелеві й нікелеві сплави. Склади металу наповнювача, припою й режим паяння вибирають так, щоб розплавлений припій міг переміститися в зазорі з наповнювачем на відстань, що дорівнює товщині решітки. Кращим є така комбінація складів наповнювача й припою, при якій після завершення просочення наповнювача розплавом припою їхня взаємодія приводить до кристалізації металу шва при ізотермічній витримці.

При застосуванні залізонікелевих сплавів як наповнювач просочення їх розплавами міді або мідно-марганцевими сплавами забезпечує механічні властивості металу шва - міцність і пластичність – вищі від властивостей металу труб і решіток трубчастих теплообмінних апаратів. Крім того, коефіцієнт термічного розширення металу шва більший, ніж у металу труб і решіток (табл. 4.2). Ця обставина створює напругу стискання в з'єднанні й підвищує його міцність. Із застосуванням зазначеного методу паяння виготовляють кожухотрубчасті сталеві (сталь 20, 12Х18Н9Т) теплообмінники довжиною до 1000 мм із діаметром трубних решіток до 900 мм, товщиною до 80 мм. Діаметр труб у теплообмінниках 4-14 мм. Теплообмінники призначені для охолодження газів при тиску до 40 МПа.

Таблиця 4.2 – Механічні властивості металу шва

Наповнювач	Припій	Межа текучості, МПа	Межа міцності, МПа	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Ударна в'язкість, Дж/см ²
Залізнікелевий, спечений у вакуумі	Мідь МО	320	620	24	58	63
	Cu64Mn30Ni6 ВПр2	340	640	19	60	60
Залізнікелевий, розпошений азотом	Мідь МО	300	600	20	48	70
	Cu64Mn30Ni6 ВПр2	320	620	24	53	85

Коефіцієнт термічного розширення матеріалів у з'єднанні труби, $\alpha \cdot 10^{-6}$:

Сталь 20.....	11,1
12X18H10T.....	16,6-17,5
Мідь.....	16,7
Метал шва.....	18-18,9

Для виконання паяння труб у трубних решітках застосовується відповідна схема збирання трубного пучка. На першому етапі збирання складають дві трубні решітки і перегородки за допомогою напрямних і декількох (не менше 4) складальних стяжок. Основною вимогою є застосування стяжок і труб з однойменного матеріалу. Всі деталі збирання з'єднують у місцях контакту зварюванням (рис. 4.6).

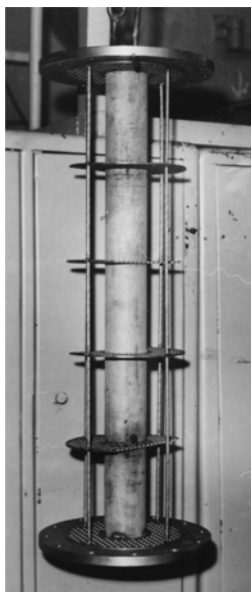


Рисунок 4.6 – Каркас трубного пучка перед збиранням труб для паяння

Збирання труб із дошками й перегородками виконують при вертикальному положенні пучка. Починають збирання із заповнення внутрішніх рядів труб у трубних решітках. На кожну трубу попередньо одягають кільце або спіраль із припою. Після встановлення ряду труб у нижній решітці заповнюють паяльні зазори між трубою й отворами наповнювачем і опускають кільце припою на наповнювач. Наповнювач у зазорі змочують розчином акрилової смоли в органічному розчиннику. Після випаровування розчинника смола закріплює порошок, перешкоджаючи його переміщенню при подальших операціях. Послідовно ряд за рядом просуванням через верхню решітку й перегородки трубами заповнюється вся нижня решітка. Після завершення збирання нижньої решітки послідовно ряд за рядом від центра заповнюють зазори наповнювачем на верхній решітці. Наповнювач закріплюють розчином акрилової смоли й на кінець труби, що виступає над поверхнею решітки, одягають кільце припою. Збирання завершується нанесенням по периметру решітки смуги з пасти, що перешкоджає переміщенню розплавленого припою із зони паяння (рис. 4.7).

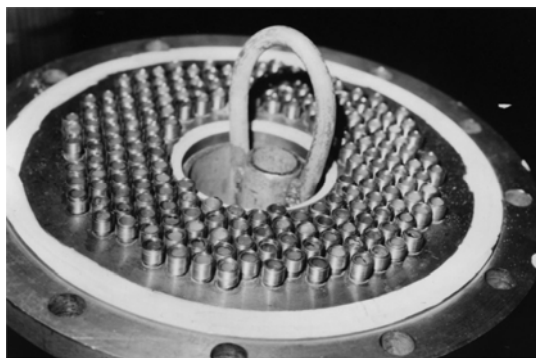


Рисунок 4.7 – Підготовлена до паяння верхня трубна решітка

Зібраний трубний пучок (рис. 4.8) нагрівають до температури $120-140^{\circ}\text{C}$, витримують 3-4 години для випаровування розчинника. Випаровування може завершитися й після витримки при нормальній температурі протягом доби. Після завершення випаровування розчинника й затвердіння акрилової смоли трубний пучок поміщають у камеру вакуумної печі. При нагріванні у вакуумі акрилова смола при температурі понад 600°C випаровується, а в контакті частинок наповнювача утворюється дифузійне з'єднання. При нагріванні до температури плавлення розплав припою заповнює зазор і формує з'єднання труб з решіткою.

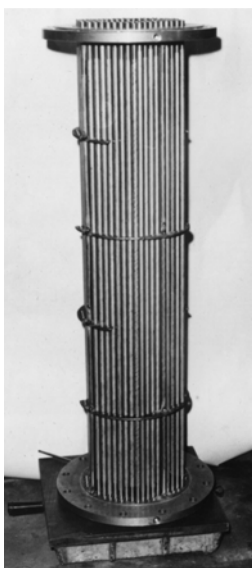


Рисунок 4.8 – Зібраний трубний пучок перед паянням

У наведених прикладах з'єднання деталей із просочуванням наповнювача розплавом у зазорі виконується нагріванням у вакуумних або печах з захисною атмосферою.

При застосуванні автовакуумного нагрівання для паяння із широким зазором передбачається герметизація зварюванням периметра шва, видалення газів сорбентом і подача розплаву припою з допоміжної камери [140]. Одна зі схем автовакуумного паяння наведена на рис. 4.9.

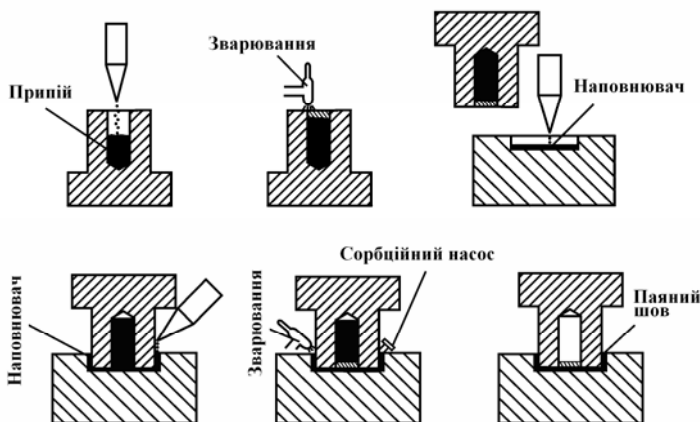


Рисунок 4.9 – Схема збирання деталей при широкому зазорі для автовакуумного паяння

При такій схемі припій, перебуваючи в технологічній порожнині усередині деталі, розплавляється після нагрівання всієї зборки до температури паяння. При цьому сорбент видаляє на той час газ з зазору. Залишкові, не поглинені сорбентом газ розплавлений припій витісняє в технологічну порожнину із сорбентом. При охолодженні розплавлений припій підживлює метал шва й кристалізується останнім. За такою схемою виконують паяння заготовок сталевих циліндрів компресорів високого тиску (рис. 4.10).



Рисунок 4.10 - Заготовки сталевих циліндрів компресорів, що зібрані для автовакуумного паяння

Однак таке розташування деталей при збиранні не завжди можливе. Типова схема збирання деталей під автовакуумне паяння наведена на рис. 4.11. Деталі 1, що паяються, збирають із необхідним розміром зазору, заповнюють його наповнювачем 3 і герметизують по периметру зварюванням.

До зазору приєднують за допомогою зварювання сорбційний насос 2 і живильник 4. У живильнику розміщують припій 7 і флюс 6, що при розплавленні перешкоджає взаємодії припою зі стислим при нагріванні газом 5. Для створення необхідного тиску до флюсу додають буру, що містить кристалізаційну воду [52, 142]. Теплоізоляція 8 забезпечує наявність розплавленого припою при охолодженні до завершення кристалізації металу шва. Затримку

в живильнику припою до його повного розплавлення й необхідного перегріву вище температури ліквідусу забезпечує клапан, що розплавляється у каналі, який з'єднує живильник із зазором. Для цього сполучний канал попередньо заправляють металом, що має більш високу (1,1...1,3 рази), ніж у припою, температуру плавлення [51, 143]. Для мідних припоїв як метал клапана придатний мідно-нікелевий сплав мельхіор із необхідним вмістом нікелю.

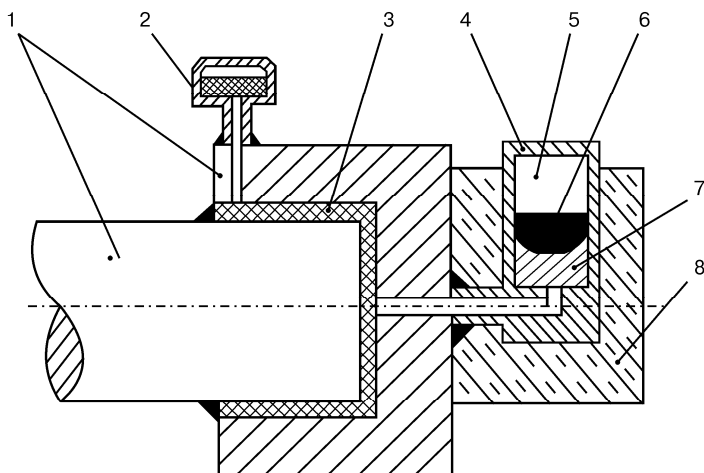


Рисунок 4.11 – Схема збирання деталей із широким паяльним зазором для автовакуумного паяння

Після підготовки паяльного зазору (заповнення наповнювачем, герметизації зварюванням, приварки живильника й сорбційного насоса) роблять перевірку його герметичності. Через контрольний отвір у кришці сорбційного насоса вакуумують зазор і перевіряють герметичність за натіканням повітря. Вакуумовану порожнину заповнюють киснем і герметизують контрольний отвір [144, 145]. Живильник 4 також перевіряють на герметичність. При нагріванні сорбент у насосі 2 поглинає кисень і гази, що виділяються з

наповнювача, створюючи в паяльному зазорі вакуум. Припій при досягненні температури паяння розплавляється в живильнику й після розплавлювання клапана в сполучному каналі під тиском нагнітається в паяльний зазор з наповнювачем. У тому випадку, коли припій розташований у технологічній порожнині усередині деталі, вона також відділяється від зазору клапаном [146].

Типовий технологічний процес автовакуумного паяння великих деталей містить такі основні етапи й операції:

- вибір і розрахунок кількості технологічних матеріалів;
- підготовка живильника й сорбційного насоса;
- підготовка поверхні, що паяється;
- збирання деталей, що паяються, живильника й сорбційного насоса;
- заповнення зазору наповнювачем;
- герметизація паяльного зазору;
- контроль герметичності;
- вибір режиму паяння;
- паяння;
- термічна обробка й контроль якості з'єднання.

Паяння здійснюється у звичайних нагрівальних електричних печах. Режим паяння встановлюється залежно від маси виробу й потужності печі. Нагрівання до температури паяння може тривати кілька годин. Через кожні 150-200⁰С нагрівання встановлюється ізотермічна витримка для прогріву всього перетину деталі, що паяється. Температуру паяння встановлюють у межах 920-1050⁰С залежно від обраного наповнювача й припою. Тривалість витримки при температурі паяння встановлюється залежно від конкретних умов. Охолодження паяного виробу здійснюється в печі до температури 900⁰С, а далі на повітрі.

Після охолодження від паяного вузла відокремлюють сорбційний насос і залежно від формування металу шва в сполучному каналі визначають якість виконання паяння.

Утворення щільного металу в каналі сорбційного насоса свідчить про якісно виконане паяння. Якісно спаяний вузол піддають термічній обробці за встановленим режимом. Контроль якості паяного з'єднання після механічної обробки здійснюється кольоровою й ультразвуковою дефектоскопією.

Застосування автовакуумного паяння доцільно для великогабаритних деталей у тих випадках, коли виконання з'єднання зварюванням утруднене або неможливе. Це в першу чергу стосується телескопічних з'єднань, для яких зварювання незастосовне. Характерним є застосування телескопічного паяного з'єднання шийок і щік колінчастого вала поршневого компресора.

4.2. Формування таврових з'єднань у металевих конструкціях

Відомо, що паяні з'єднання, зокрема таврові, характеризуються високою втомленою міцністю. Однак це справедливо для тонкостінних конструкцій, у яких товщина елементів тавра й радіус галтелі паяного шва однакові або близькі за розмірами. При збільшенні товщини стінки тавра воно стає товстостінним з'єднанням. Істотним недоліком товстостінного таврового паяного з'єднання є невеликі розміри (катет і радіус) галтелі, що залежать від складу припою й температури паяння і, як правило, при високо-температурному паянні не перевищують 1 мм. Галтель такого розміру є концентратором напруг у кутовому з'єднанні й при вібраційному навантаженні значно знижує його втомну міцність.

Наявність у конструкції різких переходів, пазів, отворів приводить до місцевого підвищення внутрішніх напружень. Однією з основних характеристик концентрації напружень є так званий теоретичний коефіцієнт напружень

K , за який беруть відношення величини внутрішнього напруження в якому-небудь місці за наявності концентратора до напруження в тому самому місці за відсутності концентратора. Значення коефіцієнта істотно залежить як від характеру зовнішнього навантаження, так і від фізико-хімічних властивостей матеріалу деталі, а також від геометричних характеристик деталі й концентраторів, що послабляють цю деталь. Таврове з'єднання характеризується радіусом переходу, й від його розміру відповідно залежить величина концентратора напружень. Відповідно для досягнення мінімального значення концентратора напруги необхідне збільшення плавності переходу, тобто збільшення радіуса галтелі. Однак ця вимога суперечить умові зменшення металоємності конструкції. Отже, необхідний пошук оптимального рішення.

Питанню визначення величини концентрації напружень у таврових з'єднаннях присвячено багато робіт. Значне число робіт присвячене визначенню концентрації напружень у зварних з'єднаннях, тому що зварювання є основним процесом одержання таких з'єднань [147, 148, 149].

Розрахунок розміру радіуса галтелі можна виконати із залежності

$$K = 1 + 0,4 \sqrt{\frac{2S - k}{R}}, \quad (4.1)$$

де K - коефіцієнт концентрації напружень;

S - товщина стінки тавра, мм;

k - висота радіусного з'єднання, мм;

R - радіус галтелі, мм.

Перетворюючи залежність і вважаючи, що $K=1$, а також $k=R$, одержуємо, що

$$R = 2S.$$

Конструкція, у якій витримане співвідношення $R = 2S$, дозволяє одержувати рівномірне таврове з'єднання в будь-якому перетині. Однак така конструкція має велику мета-

ломісткість і найчастіше немає необхідності в реалізації цих рекомендацій із забезпечення рівномірності.

Прикладом конструкції, в якій розмір радіуса галтелі в тавровому з'єднанні визначає його надійність, є закрите робоче колесо відцентрового компресора.

Закрите робоче колесо відцентрової компресорної машини (ЦКМ) є основним вузлом ротора, що визначає надійну роботу компресора при високому вібраційному навантаженні. Колесо складається з основного й покриваючого дисків, з'єднаних між собою лопатками (рис. 4.12).

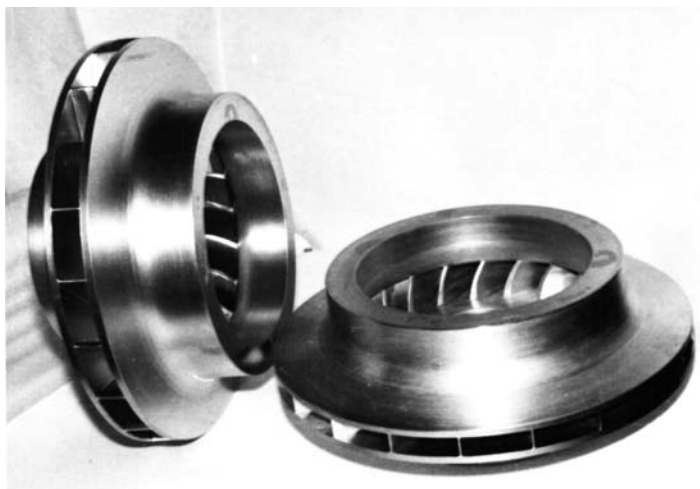


Рисунок 4.12 - Паяні робочі колеса ЦКМ

Розмір зовнішнього діаметра колеса сучасної ЦКМ перебуває в межах 240-1650 мм, а ширина каналу на його зовнішньому діаметрі – 3-120 мм. Для з'єднання деталей колеса діаметром більше 800 мм із шириною каналу більше 40 мм успішно застосовуються заклепки й зварювання. Колеса малого діаметра з невеликою шириною каналу характерні для високооберткових ЦКМ великої продуктивності й високого тиску. Зварювання таких коліс затруднене, а

заклепки не забезпечують міцності з'єднання. В даному випадку паяння є одним із оптимальних варіантів з'єднання деталей колеса (рис. 4.13).

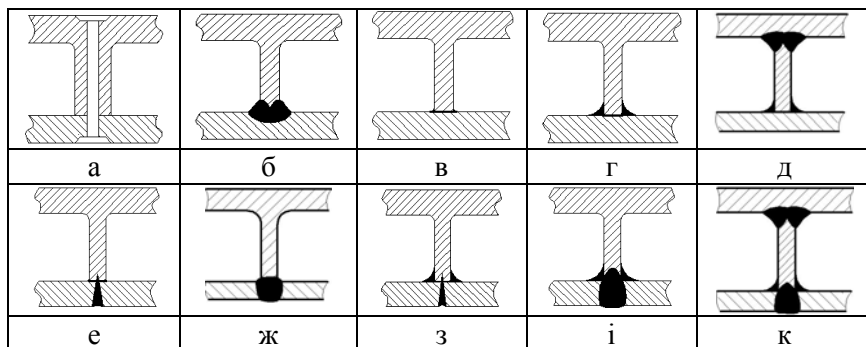


Рисунок 4.13 – Схема таврового з'єднання лопатки з диском: а – заклепкою; б – кутовими зварними швами; в – високотемпературним капілярним паянням; г – високотемпературним паянням з формуванням великої галтелі; д – приваркою кутовими швами лопатки до основного диска й високотемпературного паяння з формуванням великої галтелі до покривного диска; е – електронно-променевим зварюванням і високотемпературним капілярним паянням; ж – дуговим зварюванням через паз у диску; з – електронно-променевим зварюванням і високотемпературним паянням з формуванням великої галтелі; і – дуговим зварюванням через паз у диска й високотемпературним паянням з формуванням великої галтелі; к – приваркою кутовими швами лопатки до основного диску й високотемпературним паянням з формуванням великої галтелі до покривного диска з електрозаклепками або короткими зварними швами через паз

У тавровому з'єднанні, виконаному високотемпературним капілярним паянням, галтель формується під дією капілярних сил і має невеликий (< 1 мм) радіус. Така галтель є концентратором напружень і при високому рівні вібраційного навантаження обумовлює зародження втмної тріщини в покриваючому диску. Для зниження рівня

вібраційного навантаження видаляють частину полотна між лопатками на зовнішньому діаметрі дисків. Така операція (рис. 4.14) знижує продуктивність колеса, однак попереджає його втомне руйнування.



Рисунок 4.14 – Робоче колесо з видаленими частинами полотен дисків

Паяні робочі колеса, процес паяння яких пройшов тривалу промислову перевірку, експлуатуються в компресорах, у той час як у конструкції радіус галтелі паяного з'єднання не перевищує 0,5 мм. При цьому величина концентратора напружень для лопатки товщиною 7 мм, як дає розрахунок за формулою 4.1, становить 3,07. Випробуванням паяного тавра зі сталі 07X16Н6 з товщиною стінки 7 мм і радіусом галтелі 0,5 мм визначили, що конструкційна втомлювала міцність становить 185 МПа. Для збільшення втомної міцності вдвічі, що досягає рівня основного металу, досить зменшити коефіцієнт концентрації K удвічі, тобто $3,07/2 = 1,53$. З формули 4.1 випливає, що для цього необхідна галтель $R = 5,1$ мм. У табл.4.3 наведені результати розрахунку розміру радіуса для лопаток товщиною

4-10 мм, що охоплює весь можливий діапазон розмірів паяних коліс.

Таблиця 4.3 – Значення коефіцієнта концентрації напружень і радіусів галтелі тавра

Товщина лопатки, мм	4	5	6	7	8	9	10
Коефіцієнт концентрації K для паяного тавра з $R = 0.5$ мм	2,55	2,74	2,91	3,07	3,23	3,36	3,5
Припустимий коефіцієнт концентрації $K_{\text{доп}}$ ($K/2$)	1,27	1,37	1,46	1,53	1,62	1,68	1,75
Необхідний радіус галтелі тавра R , мм	4,4	4,6	4,7	5,1	5,2	5,4	5,5

Наведені дані свідчать про те, що для підвищення конструкційної втомлюваної міцності паяних коліс до рівня основного металу необхідно збільшити розмір радіуса галтелі паяного шва до ≈ 5 мм.

Одержати в паяному з'єднанні таку велику галтель можна, попередньо сформувавши її з металевого порошку і просочивши її розплавленим припоєм. Для цього в кути з'єднання з однієї або обох боків тавра при збиранні формують із пасти галтелі з необхідними за умовами рівномірності формою й розмірами (рис. 4.15) [150, 151].

Паста складається з металевого порошку наповнювача й сполучної речовини з розчину сополімера. Форму галтелі й шорсткість її поверхні забезпечують інструментами при пластичному стані пасти. Після випаровування сполучний матеріал галтелі твердне. За необхідності форму й розмір галтелі корегують шлюсарними інструментами. Зібрану конструкцію нагрівають у вакуумній печі. При нагріванні сополімер сублімує, а в контактах між частинками наповнювача утворюється дифузійне з'єднання, утворення якого активується при відновленні оксидної плівки вуглецем.

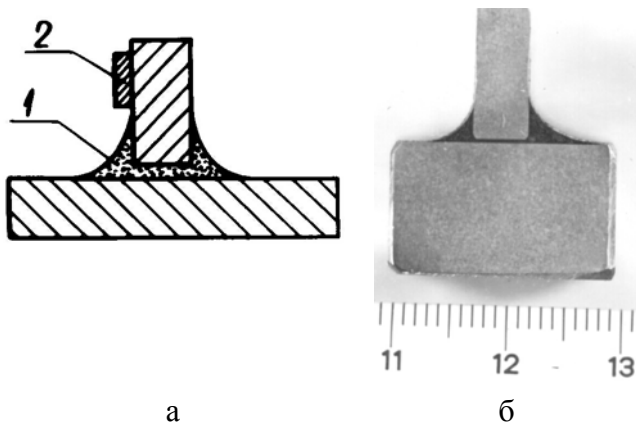


Рисунок 4.15 – Схема паяння (а) і макрошліф (б) таврового з'єднання з попереднім формуванням галтелі: 1 - паяний шов; 2 - припій

При певному вмісті вуглецю й кисню в наповнювачі можна одержати міцний каркас із частинок наповнювача, з'єднаних між собою та з основним металом. За необхідності наповнювач попередньо окислюють до утворення на поверхні оксидної плівки товщиною $500-600\text{Å}$. Для активації відновлення оксидної плівки й утворення дифузійного з'єднання до порошку наповнювача додають сажистий вуглець. Каркас із частинок наповнювача перешкоджає їхньому переміщенню під дією капілярних сил при його просоченні розплавом припою, усуває можливість зміни форми й розмірів галтелі, запобігає утворенню усадкових дефектів. Компактний припій розташовують на стінці або полиці тавра так, щоб забезпечити рівномірне просочення наповнювача. Порошковий припій у вигляді валика з пасти розміщують на галтелі. Композиційний метал шва, що утворюється в результаті просочення, міцно з'єднує деталі.

При формуванні галтелі з порошку наповнювача його кількість можна визначити за формулою

$$Q_H = S \cdot L \cdot q,$$

де Q_H - вага наповнювача, г;

S - перетин кутового шва, см^2 ;

L - довжина кутового шва, см;

q - насипна вага наповнювача, $\text{г}/\text{см}^3$

При довжині шва $L = 1$ см і трикутній формі галтелі з катетом K см необхідно наповнювача в г:

$$Q_H = 0,5 K^2 \cdot q.$$

Для просочення кутового шва довжиною 1 см необхідно припою в г:

$$Q_{\text{ПР}} = 1,1 Q_H.$$

Такої кількості припою досить для формування щільного металу шва й заповнення капілярних зазорів між стінкою й полицею тавра. При збільшенні кількості припою його надлишок кристалізується на поверхні галтелі, утворюючи дендритну шорсткувату поверхню (рис. 4.16).

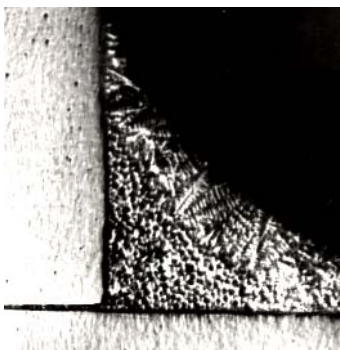


Рисунок 4.16 – Мікроструктура (x10) галтелі тавра при надлишку припою

Точне дозування припою забезпечує якісне формування шва із гладкою поверхнею з ідеальним сполученням по-

верхні шва й металу, що паяється, (рис. 4.17). Припій розташовують на одному боці тавра для того, щоб забезпечити можливість витіснення розплавом припою залишкових газів з лабіринту капілярних каналів галтелі. Пасту з наповнювача розміщують і в зазорі між стінкою й полицею для того, щоб розплав припою міг переміститися на інший бік тавра. Ця обставина усуває необхідність великої точності сполучення поверхонь, що паяються. Розмір паяльного зазору може бути збільшений на порядок - із сотих до десятих частинок міліметра.

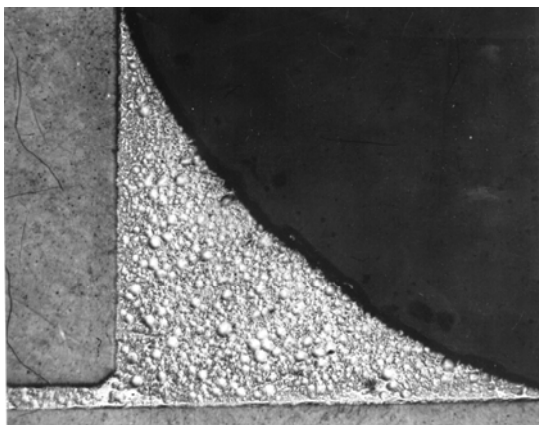


Рисунок 4.17 – Мікроструктура (x20) паяного таврового з'єднання з галтеллю з металевим порошком

Металевий порошок, з якого формується кутовий шов таврового з'єднання, повинен відповідати ряду технологічних вимог. У першу чергу при паянні швів із попередньо сформованою галтеллю наповнювач повинен створити мережу капілярних каналів для переміщення й кристалізації припою. Разом з тим, будучи складовою частиною, утворюючи кутовий шов із композиційного металу, він повинен забезпечити для з'єднання необхідні механічні властивості. За даними [148] галтельна ділянка шва повинна

мати рівномірні з основним металом властивості. За даними [152] метал галтелі повинен бути м'яким прошарком під час роботи в умовах змінного навантаження. Вимога ідентичності властивостей металу галтелі й елементів, що складають тавр, є очевидною, однак і корисність м'якого прошарку є аргументованою.

Для здійснення просочення галтелі наповнювач не повинен розчинятися в припої, тому що це може привести до втрати форми. При просоченні наповнювача не повинне відбуватися активне газовиділення, тому що й цей процес може призвести до руйнування галтелі. З урахуванням цих вимог придатними як наповнювачі для формування галтелі тавра придатні розпорошені в інертному середовищі порошки зі сфероїдальною формою частинок – сталевий 1Х1Н2, пермалої ПРН24 і Ж50Н50. Припоями можуть бути мідь і мідно-нікелеві сплави, що формують м'який метал, або припої на нікелевій або марганцевій основі, що формують більш твердий і міцний метал.

Для проектування таврового паяного з'єднання необхідні відомості про композиційний метал галтелі – міцність, в'язкість, твердість, а також про технологічну характеристику – довжину переміщення розплаву припою в порошок наповнювача. Ці відомості отримані при просоченні розплавом різних припоїв порошоків наповнювачів в алундовій формі довжиною 150 мм при нагріванні у вакуумі. Композиційний метал, що утворився, випробовували на розтягання, кут загину й твердість. Результати випробувань наведені в табл. 4.4.

Припій при просоченні наповнювача в алундовій формі довжиною 150 мм розташовували на одному з її кінців. Переміщення розплаву в порошок по всій довжині форми не є кінцевим для досліджуваної композиції наповнювач-припій. Імовірно, у горизонтальному положенні розплав може переміститися в порошок й на більшу відстань.

Таблиця 4.4 – Властивості композиційного металу галтелі паяного тавра

Припій	Наповнювач		Довжина про- сочування, мм	Механічні властивості		
	марка	грануляція, мкм		кут загину, °С	межа міцності, МПа	твердість, НВ
Cu Мідь M0	1X1H2	50-100	100	180	540	180
	ПРН24		150		544	140
	Ж50Н50		120		535	130
Cu-Ni ВПр1	1X1H2	≤ 50	120	180	620	212
		50-100	150		660	244
		100-200			640	240
	ПРН24	≤ 50			610	234
		50-100			635	240
		100-200			620	212
	Ж50Н50	50-100			610	207
		100-200			600	210

Продовження таблиці 4.4

Cu-Ni МН19	1Х1Н2	50-100	150	180	610	212
	ПРН24				610	224
	Ж50Н50				600	212
Cu-Mn-Ni ВПр2	1Х1Н2	50-100	150	180	590	160
	ПРН24				610	150
	Ж50Н50				610	140
Mn-Ni Г70НХ	1Х1Н2	50-100	130	80	590	270
	ПРН24			100	630	280
	Ж50Н50			90	620	290
Ni-Cr-Si-B 5А	1Х1Н2	50-100	110	50	650	312
	ПРН24		120	60	680	340
	Ж50Н50		120	40	670	330

Визначення цієї відстані не викликає інтересу, тому що величина 150 мм є достатньою для просочення галтелі в таврі при багатьох технологічних варіантах формування паяного з'єднання. За оцінкою технологічних властивостей пасти з наповнювача при формуванні галтелі тавра - пластичності, можливості формування поверхні без надривів, збереження суцільності поверхні після випаровування розчинника - кращою є грануляція сфероїдального порошку розміром 50-100 мкм. За оцінкою механічних властивостей композиційного металу галтелі для її формування придатні композиції припоїв на мідній основі й наповнювача з пермалою ПРН24. Наповнювач ПРН24 не кородує у вологому середовищі. Тому швидкість і температура сушіння пасти не впливають на стан порошку наповнювача навіть у тому випадку, коли в пасту для підвищення пластичності вводять воду.

Оцінку придатності й достатності в паяному тавровому з'єднанні галтелі з розміром радіуса 5 мм дають експерименти, результати яких наведені в табл. 4.5. Випробувані зразки, виготовлені за формою й розмірами рис. 4.18 зі сталі 14X2ГМР, без паяного з'єднання, з паяним швом з галтеллю 1 мм (капілярне паяння) і з галтеллю 5 мм із композиційного металу. Товщина стінки тавра становила 7 мм. Результати випробувань показують, що паяне таврове з'єднання з великою галтеллю може бути застосоване для з'єднання лопаток і дисків робочих коліс із забезпеченням втомної міцності на рівні основного металу. При цьому рівномірність з'єднання з основним металом забезпечується недорогими припоями на мідній основі. Істотним є й те, що рівномірність забезпечує припій системи Cu-Mn-Ni марки ВПР2 з температурою паяння 1000-1050⁰С. Зниження температури паяння до температури аустенізації сталей 09X15Н8Ю і 07X16Н6 усуває небезпеку збільшення розміру зерна, підвищує втомну міцність основного металу

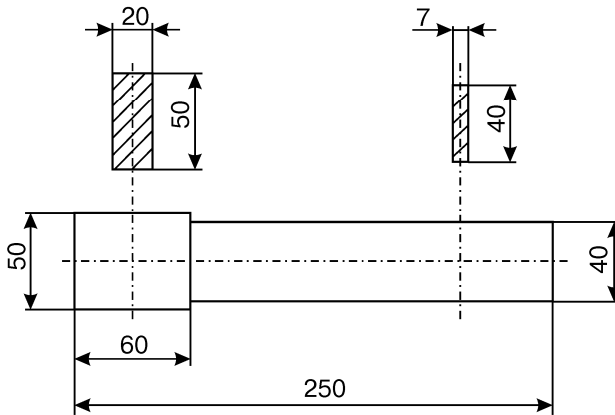


Рисунок 4.18 – Зразок для випробувань таврового паяного з'єднання на розтягання або втомну міцність при консольному циклічному навантаженні

Таблиця 4.5 - Втомна конструкційна міцність паяного таврового з'єднання зі сталі 14Х2ГМР

Об'єкт випробувань	Катет галтелі, мм	Радіус галтелі, мм	Втомна міцність, МПа
Основний метал	5	5	140
Двобічне зварне з'єднання	5	-	140
Паяне з'єднання припоєм ПЖК-1000	1	1	80
Паяне з'єднання припоєм ВПр1	1	1	80
Паяне з'єднання припоєм ПЖК-1000. Наповнювач ПРН24	5	5	140
Паяне з'єднання припоєм ВПр1. Наповнювач ПРН24	5	5	140
Примітки : 1. Всі зразки зруйнувалися по основному металу 2. Випробування на втомлюваність проводилися при консольному навантаженні			

паяного робочого колеса. Позитивним є зниження температури паяння й для сталей перлітного класу. У цих сталях підвищуються пластичні властивості. Слід зазначити, що при термічній обробці таврового паяного з'єднання з великою галтеллю структура й властивості композиційного металу галтелі істотно не змінюються. Відомості про міцність, у тому числі й втомну, таврових з'єднань із великою галтеллю, виконаних припоєм ВПр2, різних сталей наведена в табл. 4.6.

Таблиця 4.6 – Механічні властивості паяних припоєм ВПр2 таврових з'єднань з великою галтеллю

Сталь	Размір галтелі, мм		Межа міцності, МПа	Межа втоми, МПа
	катет	радіус		
Сталь 20	3	3	450	130
Сталь 40	4	4	580	210
14Х2ГМР	5	5	610	230
20Х13	5	5	780	390
07Х16Н6	5	5	1160	430

Примітка: 1. Товщина стінки тавра 5 мм.
 2. Випробування на втомлюваність при розтяганні.
 3. Руйнування таврового з'єднання у всіх випадках відбулося по основному металу

Як видно з табл. 4.6, рівноміцність таврового паяного з'єднання з основним металом у сталях з невисокою межею міцності досягається при розмірах галтелі менше 5 мм, тому що метал галтелі, виконаний припоєм ВПр2 із наповнювачем ПРН24, має механічні властивості, однакові з властивостями низьколегованих сталей: $\sigma_b = 600$ МПа, $\sigma_T = 290$ МПа, $\delta = 24\%$, $\psi = 53\%$, $KCU = 85$ Дж/см², твердість 152 НВ. Паяння з формуванням великої галтелі із композиційного металу може застосовуватися при вигото-

вленні коліс із просторовою формою поверхні штампованих лопаток. Процес виготовлення складається із двох етапів. На першому етапі виконують паяння лопаток до основного диску, а після підготовки поверхні, що з'єднується, виконують паяння покривного диска. При повторному нагріванні до температури паяння властивості швів, виконаних на першому етапі, не змінюються [153].

Паяння робочих коліс ЦКМ з формуванням великої галтели із композиційного металу виконують у вакуумних печах. Однак паяння можна виконувати і при автовакуумному нагріванні. Для цього готують колесо для паяння за схемою, поданою на рис. 4.19.

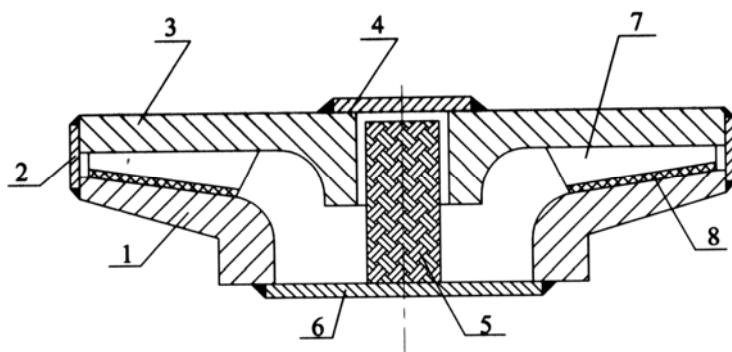


Рисунок 4.19 – Схема автовакуумного паяння робочого колеса:

- 1 – покривний диск; 2 – бандаж; 3 – основний диск;
- 4, 6 – технологічні заглушки; 5 – патрон із сорбентом;
- 7 – лопатка; 8 – паяний шов

Порожнина колеса, утворена дисками й лопатками, герметизується приваркою технологічних заглушок і бандажу. Поміщений у герметизовану порожнину сорбент, складений з порошоків активних металів Ti, Mn, Cr, при нагріванні за певним режимом створює в порожнині вакуум. На початковій стадії нагрівання в порожнині колеса тиск газу

при термічному розширенні досягає 60 кПа вище атмосферного, а після поглинання сорбентом активних газів знижується до -95 кПа нижче атмосферного. При такому розрідженні відбувається якісне порівняно з паянням у вакуумних печах просочення розплавленим припоєм галтелей паяних швів, сформованих з металевого порошку. Підвищення тиску в порожнині колеса до 60 кПа при температурі 600⁰С, коли метал колеса ще досить міцний, не викликає деформації закріплених зварюванням деталей і не призводить до руйнування сформованих із порошку галтелей.

Паяні таврові з'єднання з великою галтеллю придатні не тільки для робочих коліс компресорів, але й для інших конструкцій з великою кількістю важкодоступних для зварювання таврових швів, що працюють при динамічних навантаженнях, таких, як робочі колеса насосів і гідравлічні муфти.

4.3. Плакування композиційним металом як різновид нерознімного з'єднання

При високотемпературному паянні різнорідних матеріалів із застосуванням капілярного паяльного зазору в ряді випадків важко сформувати якісне паяне з'єднання. Це зв'язано як з різними теплофізичними властивостями матеріалів, що паяються, так і зі значною взаємною дифузією компонентів припою й основного металу. У результаті дифузії в капілярному зазорі неминуче формується метал шва, склад якого обумовлений композицією матеріалів, що паяються, і припою. Цей важко керований процес часто перешкоджає утворенню якісного паяного з'єднання.

Застосування композиційного металу дозволяє цілеспрямовано формувати необхідну структуру в широкому прошарку з'єднання. Формування на поверхні деталі шару з особливими властивостями можна розглядати як процес

плакування. При цьому характерні два різновиди плакування композиційним матеріалом: плакування компактним матеріалом, попередньо виготовленим у вигляді пластин і плакування, що формується безпосередньо на поверхні деталі.

Найбільш характерним для першого виду плакування є з'єднання пластин із твердого сплаву з поверхнею сталевого інструменту для механічної обробки матеріалів. У другому випадку шар матеріалу, що плакує поверхню, формується просоченням порошку з певними властивостями розплавом металу, який має необхідний для композиції склад.

При виготовленні устаткування виникає необхідність паяння твердосплавних пластин до деталей з вуглецевих і високолегованих сталей. Паяння твердосплавних пластин зі сталлю складне з двох причин: через наявність на поверхнях, що паяються, оксидів і через істотне розходження значень коефіцієнта термічного лінійного розширення (ТКЛР) сплаву й сталі. Розроблено різні припої для паяння твердосплавних пластин зі середньовуглецевими сталями типу сталі 45 при виготовленні різального інструменту. У припої вводять наповнювач зі сталевого порошку (П-100) або виготовляють тришаровий припій (ТП-1), у якому бронзова стрічка плакована із двох боків мідноцинковим припоєм. Композиційний метал, утворений наповнювачем і припоєм, або бронзова стрічка є прошарком-демпфером між сплавом і сталлю [61, 154]. При певній товщині прошарку паяне з'єднання й твердосплавна пластина не руйнуються. Однак відомі паяльні матеріали не забезпечують міцності й надійності з'єднання при паянні твердосплавних пластин до високолегованих сталей, наприклад 12Х18Н10Т, КТЛР якої майже вдвічі більше, ніж у сталі 45 (табл. 4.7) [66, 155]. Через велику різницю КТЛР твердого сплаву й сталі 12Х18Н10Т у з'єднаннях утворюються значні напруги. При малій міцності металу паяного шва руй-

нується з'єднання, а при великій його міцності відбувається відколювання твердосплавної пластини. Очевидно, що рішення варто шукати у відповідному виборі паяльних матеріалів, за допомогою яких можна створити прошарок, що демпфує і може істотно знизити рівень залишкових напружень у з'єднанні. Для паяння такої композиції доцільне застосування паяння у вакуумі при широкому паяльному зазорі з наповнювачем, що дозволяє сформувати метал шва з необхідною структурою.

Таблиця 4.7 – Коефіцієнт термічного лінійного розширення різномірних матеріалів

Матеріал	КТЛР $\alpha \cdot 10^{-6} \cdot 1 / ^\circ\text{C}$
Твердий сплав ТН-20	7,1 – 8,2
Сталь 45	10,8 – 11,6
Сталь 12Х18Н10Т	16,6 – 19,5
Залізонікелевий сплав	
48НХ	8,5 – 9,5
52Н	11,0 – 11,5
29Н	4,5 – 6,5
Твердий сплав	
WC – Co, тип ВК	4,1 – 5,2
WC – TiC – Co, тип ТК	5,5 – 6,0
TiC – Ni - Mo, тип ТН	7. – 8,2
CrC - Ni	11,1 – 13,3

У випадку паяння сплаву ТН-20 зі сталлю 12Х18Н10Т необхідний наповнювач із металу із КТЛР середнім за величиною між КТЛР ТН-20 і 12Х18Н10Т. Матриця металу шва, утворена розплавом припою, повинна бути досить міцною для надійного опору навантаженням і певною мірою пластичною для релаксації напружень. Аналіз властивостей матеріалів дозволяє вважати доцільним вибір порош-

кового наповнювача для формування металу шва із залізонікелевого сплаву - пермалою, КТЛР якого в широких межах змінюється залежно від вмісту в ньому нікелю (табл. 4.7). Як припій може бути застосовано мідь і мідно-марганцеві сплави, які, як показано в роботі [156], забезпечують високі механічні властивості композиційному металу шва, що сформований з залізонікелевим наповнювачем. Припої на мідно-марганцевій основі становлять інтерес ще й тому, що за даними [157, 158] вони мають демпфувальні властивості. Експерименти з вибору припою показали, що виконати паяння твердосплавних пластин без застосування наповнювача міддю й мідно-марганцевими припоями не можливо. Мідь погано змочує поверхні сплаву ТН-20 і сталі 12Х18Н10Т. При паянні припоєм Cu65Mn35 оксидна плівка на сталі 12Х18Н10Т частково відновлюється й диспергується припоєм, що створює умови для часткового змочування розплавом. Легований нікелем мідно-марганцевий припій Cu70Mn25Ni5 забезпечує міцний металевий зв'язок зі сталлю й твердим сплавом. На поверхні сталі після руйнування залишається прошарок припою. Незважаючи на різний ступінь змочування й різну міцність зв'язку припою з матеріалами, що паяються, паяний шов при капілярному зазорі без наповнювача у всіх досліджених випадках руйнувався в процесі паяння після кристалізації й охолодження. При цьому руйнування відбувається або по спаю - з'єднанню припою й металу, або по центральній ліквацийній зоні шва. Введення в зазор наповнювача значно змінює характер кристалізації металу шва й відповідно його структуру. По-перше, розплавлений припій кристалізується в мікрообсягах між частинками наповнювача, що усуває суцільність ліквацийного прошарку. По-друге, розплавлений припій частково розчиняє наповнювач і змінює механічні властивості матриці металу шва. При композиції мідно-марганцевого припою з залізоніке-

левим наповнювачем відбувається зміцнення матриці. Метал шва при навантаженні руйнується в'язко як по матриці, так і по частинках наповнювача. Композиційний метал шва, утворений мідно-марганцевим припоєм Cu70Mn25Ni5 і залізо-нікелевими наповнювачами Н24 і Н50, і спаї цього металу зі сталлю й твердим сплавом міцні настільки, що руйнування з'єднання відбувається по матеріалу, що паяється. Руйнування сплаву ТН-20 при охолодженні з'єднання, сформованого наповнювачем Н24 і Н50, свідчить про те, що, забезпечивши міцність з'єднання, ця композиція не створює необхідних демпфірувальних властивостей. Це має місце при ширині шва менше 1 мм.

У роботі [154] показано, що загальний рівень напружень у паяному шві й твердому сплаві знижується в міру збільшення товщини паяного шва, тобто в міру збільшення паяльного зазору. Застосування наповнювача в паяльному зазорі дозволяє за допомогою вибору грануляції порошку й відповідної техніки заповнення зазору змінювати в широких межах товщину паяного шва (рис. 4.20). Для формування швів товщиною більше 1 мм застосовують наповнювач із попередньо окисленого порошку, що містить певну кількість вуглецю. За необхідності застосовують суміш порошків металевого окисленого наповнювача й технічного вуглецю. При нагріванні в безкисневій атмосфері оксидна плівка на поверхні частинок наповнювача відновлюється, що приводить до утворення дифузійного з'єднання в контактах між частинками. Частинки дрібнодисперсного технічного вуглецю, що втримуються адгезивними силами на поверхні наповнювача, активують процес відновлення оксидів. При певному вмісті вуглецю й кисню в наповнювачі можна одержати міцний каркас із частинок наповнювача, з'єднаних між собою й з матеріалом, що паяється. Такий каркас не руйнується при переміщенні в паяльний за-

зор розплавленого припою, що дозволяє сформувати шов необхідної товщини.

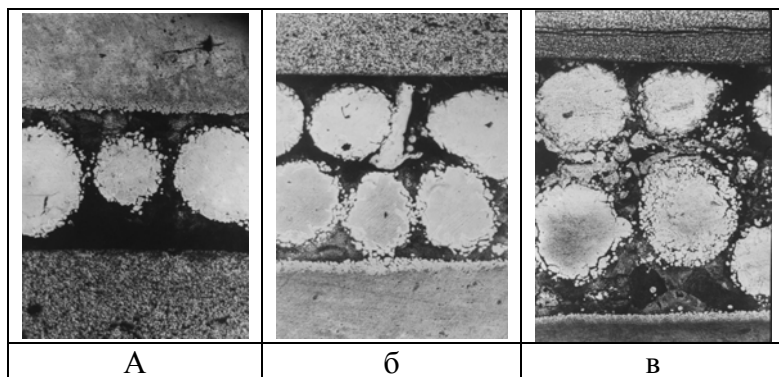


Рисунок 4.20 – Мікроструктура (x20) з'єднання сплаву ТН-20 зі сталлю 12Х18Н10Т, виконаного припоєм Cu70Mn25Ni5 з наповнювачем Н24 при паяльному зазорі: а – 1,5 ; б – 2,5 ; в – 3,5 мм

Це дає можливість за допомогою розрахунку або експерименту в кожному конкретному випадку встановити необхідний розмір зазору для забезпечення формування якісного з'єднання твердого сплаву зі сталеву деталлю.

Композиційний метал шва, що утворюється при взаємодії залізонікелевого наповнювача з розплавом мідно-марганцевого припою, забезпечує надійне (із запасом міцності), з'єднання із твердим сплавом. При ударному навантаженні руйнування відбувається по сплаву. Композиційний метал шва, сформований при просоченні наповнювача з порошку пермалою розплавом мідно-марганцевого припою, має такі механічні характеристики: $\sigma_T = 300-350$ МПа; $\sigma_B = 590-640$ МПа; $\delta = 22-30$ %; $\psi = 48-60$ %; $KCU = 50-100$ Дж/см²; $HB = 100-160$. Такі властивості металу шва однакові або трохи перевищують властивості сталей, застосовуваних як основа в з'єднаннях твердий сплав - сталь. У цьому випадку метал шва вже не є м'яким

прошарком у з'єднанні. Руйнування при випробуваннях на зріз відбувається в сталі. Ця обставина дозволяє зменшити міцність металу шва за рахунок зниження його щільності. Якщо зазор заповнений наповнювачем перед паянням, а припій ззовні переміщається в зазор і заповнює капілярні канали між частинками наповнювача, то досягається максимальна міцність шва.

При застосуванні суміші порошків наповнювача й припою, поміщеної перед паянням в паяльний зазор, розплавлений припій утворить з'єднання контактуючих поверхонь і створить рівномірно розподілену пористість по всьому металу шва. Це пов'язане з тим, що насипна маса порошкового припою становить не більше 50% маси компактного припою. Обсяг пористості й розмір пор залежить від грануляції наповнювача й співвідношення обсягів припою й наповнювача в суміші. Пористий метал шва створює дискретне з'єднання із твердим сплавом і максимально знижує рівень залишкових напружень у шві, забезпечуючи при цьому демпфувальну здатність, і необхідну міцність. Такий метод формування металу шва найбільш ефективний при великій площі з'єднання твердосплавних пластин зі сталлю, тому що при цьому три керованих фактори - склад наповнювача й припою, товщина металу шва і його пористість - дозволяють у кожному конкретному випадку розробити метод надійного паяння твердого сплаву зі сталлю при широкому паяльному зазорі.

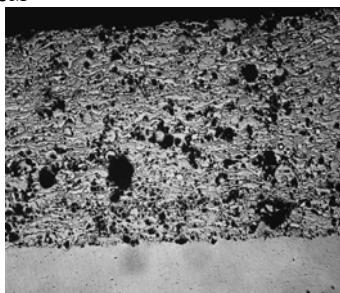
На рис. 4.21 показані лопаті шнека зі сталі 12X18H10, футеровані пластинами зі сплаву ТН-20 розміром 22x18x3 мм. При відповідному виборі параметрів процесу забезпечується надійне з'єднання пластин без деформації порівняно тонкої (5 мм) підкладки зі сталі 12X18H10Т [159].

Високотемпературне паяння знайшло застосування при формуванні плакування на сталевих поверхнях. За допомогою паяння істотно підвищується якість покриття, що

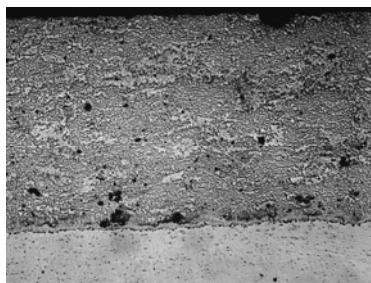
нанесене плазмовим розпорошенням розплаву [160, 161, 162]. Одним із прикладів підвищення якості розпорошеного плазмою покриття є оплавлення у вакуумі шару колмоноя з утворенням рідкої металевої фази. Дегазування металу у твердо-рідкому стані при нагріванні у вакуумі істотно підвищує щільність плазмового покриття й перетворює адгезивний зв'язок покриття з підкладкою в металевий (рис. 4.22) [163].



Рисунок 4.21 – Фрагменти лопаті шнека зі сталі 12Х18Н10Т товщиною 5 мм, футеровані пластинами зі сплаву ТН-20 за допомогою паяння при широкому паяльному зазорі з наповнювачем



а



б

Рисунок 4.22 – Мікроструктура (x50) напорошеного за допомогою плазми твердого сплаву колмоною у початковому стані (а) і після оплавлення у вакуумі (б)

Однак більш ефективним є застосування просочення розплавом порошку при створенні композиційних покриттів. Фізичні й металургійні процеси, що відбуваються при високій температурі в мікроскопічних обсягах між припоєм і металом, що паяється, обумовлюють формування специфічної структури металу шва. Дослідження показали, що ізотермічна кристалізація під дією значного градієнта концентрації, розчинення-осадження металу в рідкій фазі, диспергація твердої фази дозволяють керувати процесом формування композиційного металу [164,165].

Процес наплавлення шару металу зі специфічними найбільш затребуваними корозійно- і зносостійкими властивостями на металеву підкладку можна подати як процес паяння такого шару до поверхні. Шар формується як композиція із твердих дисперсних частинок наповнювача, з'єднаних розплавом припою 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 відповідно до конструктивних і технологічних вимог. Роздільний вибір матеріалу наповнювача й просочувального металу дозволяє формувати композиційний метал наплавлення з однією із необхідних властивостей:

- твердий зносостійкий каркас із частинок наповнювача й пластична м'яка матриця;

- твердий зносостійкий каркас із частинок наповнювача й міцна корозійностійка зносостійка матриця;

- твердий непластичний наповнювач, що утворює твердий пересичений розчин при взаємодії з міцною корозійностійкою зносостійкою матрицею.

Композиції властивостей наповнювача й матриці можуть бути іншими залежно від призначення наплавлення. Неодмінним є вибір металу для просочування з температу-

рою плавлення, значно нижчою від температури плавлення основного металу, що усуває перемішування металу в зоні сплавної й тим самим усуває небезпеку утворення ножової корозії, характерної для електродугового наплавлення, і дозволяє сформувати плакувальний шар без усадкових дефектів при будь-якій товщині шару більше 0,5 мм. При меншій товщині шару на властивості металу впливає дифузія елементів з підкладки.

Схема формування композиційного наплавлення така (рис. 4.23). При нагріванні в шар наповнювача, розміщеного на поверхні підкладки, спрямовують розплавлений метал матриці. Розплав переміщується по поверхням, що змочуються, деталі й порошку, витісняючи з нього газу. За наявності форми на ній передбачають дренажний, прошарок, що не змочується розплавом, для відведення газу. Переміщення розплаву по 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.



Рисунок 4.23 – Схема формування композиційного наплавлення

За зазначеними раніше причинами дрібнодисперсні порошки не придатні як наповнювач. Одна із причин - у дрібнодисперсному порошок розплав матриці переміщується на незначну (не більше 10 мм) відстань, інша - з дрібнодисперсних порошоків не повністю видаляється газ і третя - технологічна - дрібнодисперсні порошки погано заповнюють зазор між формою й підкладкою через низьку плинність. Експериментально встановлено, що як напов-

нювач придатні порошки зі сферичною або кристалічною формою частинок грануляції 50-150 мкм.

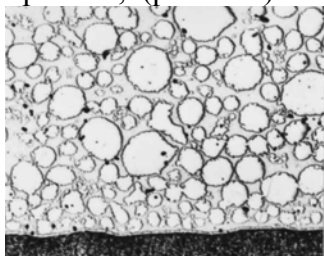
При просоченні розплав переміщає частинки металевого порошку дією капілярних сил, що приводить до ущільнення наповнювача. При такому процесі можуть утворюватися усадкові порожнини, не заповнені наповнювачем і просочувальним розплавом або заповнені тільки сплавом. Цей можливий дефект виключається за допомогою дифузійного зрощування поверхонь частинок порошку в контактах до появи розплаву матриці. Для активації процесу зрощування частинок наповнювач окислюють і додають у суміш активатор, наприклад технічний дрібнодисперсний вуглець, що після зрощування переходить у газову фазу або в розплав матриці з утворенням твердого розчину.

Після просочення каркаса із частинок наповнювача розплавом формується один із таких видів структури:

- неоднорідна структура з розмірами і формою частинок наповнювача, що не змінилися (рис.4.24);

- неоднорідна структура із частково або повністю диспергованими рідкою фазою частинками наповнювача (рис.4.25);

- однорідна структура з повністю диспергованими й частинками наповнювача, та такими, що перейшли у твердий розчин, (рис.4.26).

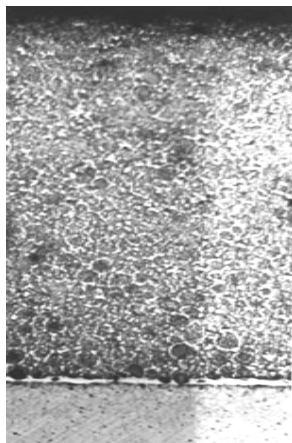


а

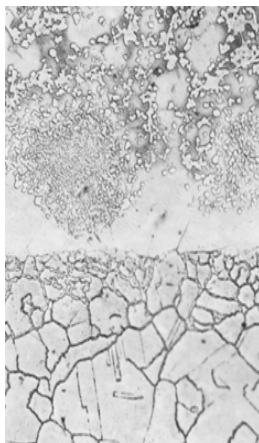


б

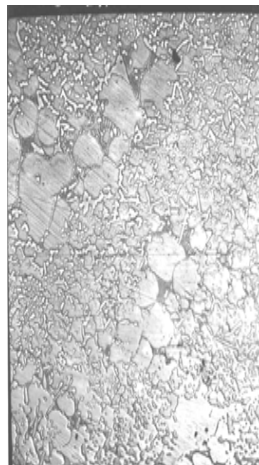
Рисунок 4.24 – Мікроструктура (x100) композиційного наплавлення при просоченні сплавом Ni-Si-B стеліту (а) реліту зі сферичною (а) і кристалічною (б) формами частинок



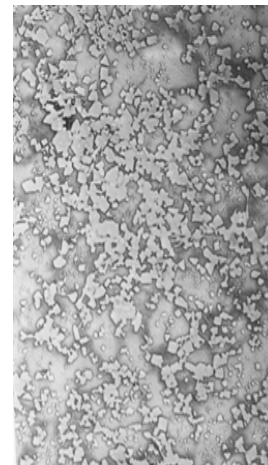
а; x20



б; x200



в; x200



г; x200

Рисунок 4.25 – Мікроструктура композиційного наплавлення (а) і трьох характерних зон: б – спай; в – осередки наповнювача; г – матриця; при просоченні сплавом Ni-Cr-Si-B сферичного стеліту

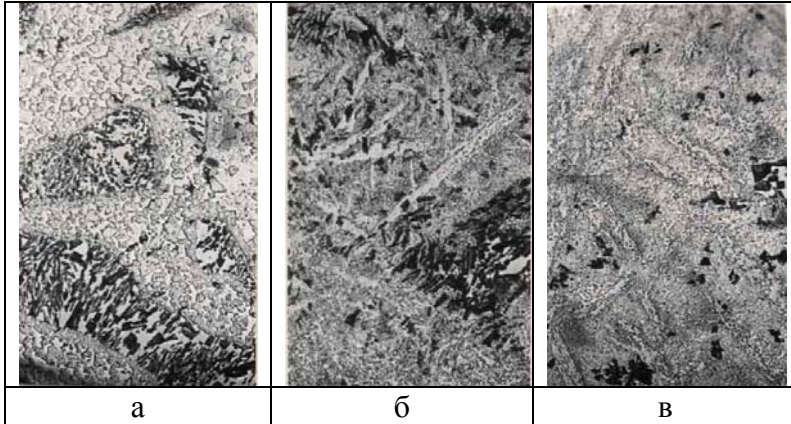


Рисунок 4.26 – Мікроструктура (x400) композиційного наплавлення при просоченні сплавом Ni- Co-Cr-W-Si-B-C дробленого реліту з витримкою при температурі 1080⁰С 10 (а); 20 (б) і 40 (в) хв

При формуванні наплавлення частинками з кулястою формою коефіцієнт заповнення обсягу наповнювачем може досягати 0,5. При кристалічній формі частинок коефіцієнт заповнення не перевищує 0,45. Тобто обсяг частинок наповнювача й розплаву в металі наплавлення може бути однаковим або з переважанням обсягу просочувального металу. Ніздрювата неоднорідна структура з частинками, що не змінилися за формою, утвориться в тому випадку, коли дифузія елементів наповнювача з великої поверхні порошку в рідку фазу й зустрічна дифузія елементів рідкої фази в наповнювач приводить 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 (рис. 4.24).

При неоднорідній структурі, у якій в обсязі переважає метал матриці з диспергованими й частково розчиненими частинками наповнювача, властивості наплавлення зале-

жать від структури твердого розчину, що утворився. Частинки, що не розчинилися, армують матрицю й перешкоджають утворенню крупнодендритної литої структури з усадковими мікродфектами при кристалізації (рис.4.25).

Повне розчинення частинок наповнювача в рідкій фазі, що можливе при відповідній композиції складів фаз і тривалентності їхньої взаємодії, приводить до утворення пересиченого твердого розчину. При кристалізації такого розчину утворюється однорідна структура з дрібнодисперсним зміцненням інтерметалідами, карбідами й борідами (рис. 4.26). У процесі просочення розплав переміщується по основному металі швидше, ніж у порошку наповнювача. У спай - зоні з'єднання наплавлення й підкладки - відбувається взаємна дифузія елементів. З одного боку, дифузія активних елементів з розплаву й наповнювача в підкладку обумовлює утворення на межах зерен карбідів, боридів, силіцидів, що трохи підвищує твердість дифузійної зони. З іншого боку, у матрицю з підкладки дифундують елементи, що не утворюють твердих з'єднань. У результаті утвориться перехідний шар, більш пластичний, ніж метал наплавлення. Таку характерну структуру з'єднання має спай на підкладці зі сталі 08X17H13M3T, сформований з порошку стеліту АН 34 на основі кобальту й просочувального сплаву системи Ni-Cr-Si-B (рис. 4.25).

При взаємодії розплаву з наповнювачем більше 15 хв утворюється метал з характерною ніздрюватою структурою (рис. 4.25 а). Розплав диспергує кулясті частинки наповнювача й частково розчиняє їх. Температура плавлення рідкої фази підвищується й відбувається ізотермічна кристалізація. Збільшення часу просочення при цьому практично не змінює структури металу наплавлення. У структурі металу характерні три зони: спай товщиною 50-70 мкм між підкладкою й наплавленням (рис. 4.25 б), зона осередків у місцях розташування частинок наповнювача (рис. 4.25 в) і матриця, що з'єднує осередки (рис. 4.25 г). При взаємодії розплаву зі сталлю вуглець, що перейшов у розплав з

наповнювача, що містить 0,7-1,0% С, активно дифундує в основний метал, утворюючи по межах зерен сітку карбідів (рис. 4.25 б). Ширина зони зі збільшеним вмістом вуглецю в сталі становить 50-60мкм, а мікротвердість 300-400 Н/мм². Знеуглецьована зона у спаї являє собою однофазний твердий розчин з мікротвердістю 400-500 Н/мм². У зоні сплавки, розташованої на відстані 40 мкм від основного металу, вміст заліза знижується з 65 до 5-6%.

Основні елементи наповнювача й просочувального сплаву (Сo, Ni, Cr і Si), що утворюють при взаємодії твердої й рідкої фаз твердий розчин, рівномірно розподіляються по перетину наплавлення. Мікротвердість матриці композиційного металу становить 500-700 Н/мм². Матриця зміцнена дрібнодисперсними складними карбідами розміром 2-4 мкм. Мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що карбіди утворені хромом і кремнієм. У місцях скупчення карбідів у зонах осередків мікротвердість становить 700-900Н/мм². Окремі великі карбіди мають мікротвердість 1000-1700 Н/мм². Зазначена мікротвердість фаз композиційного металу обумовлює такі значення макротвердості в перетині наплавлення: сталева підкладка - 140-145 НV, дифузійна зона довжиною 50-60 мкм - 160-180 НV, спай шириною 60-70мкм - 180-270 НV. Метал наплавлення має рівномірну (480-530 НV) твердість по всьому перетину. Завдяки наявності зони із плавною зміною градієнта концентрації елементів і твердості відбувається релаксація внутрішніх напружень, обумовлена значною відмінністю фізичних властивостей наплавлення й підкладки. Для зниження рівня залишкових напружень і стабілізації розмірів плаковані сталеві деталі можна піддавати термічній обробці. При нагріванні до 1100⁰С руйнування в наплавленні й у спаї не спостерігається.

Характеристика композиційного плакованого шару, сформованого просоченням розплавом різних сплавів деяких промислових порошкових наплавочних матеріалів, наведена в табл.4.8.

Таблиця 4.8 – Характеристика композиційного зносостійкого корозійностійкого наплавлення

Наповнювач	Матриця	Температура просочування, °С	Структура	Макро-твердість	Швидкість корозії, мм/год
Стеліт АН35 ПР-КХ30Н2ВС сферичний	Ni-Cr-Si-B ПХ17Н70С12Р	1190	Рівновісна матриця з диспергованим наповнювачем	50-52 HRC	0,03
Стеліт АН34 ПР-КХ30Н6ВСР сферичний	Ni-Cr-Si-B ПХ17Н70С12Р	1190	Рівновісна матриця з диспергованим наповнювачем	54-56 HRC	0,04
Реліт WC молотий, кристалевий	Ni- Si-B	960	Рівновісна матриця з частково не розчиненим наповнювачем	900-970 HV	0,28
Реліт WC молотий, кристалевий	Ni-Cr-Si-B	980	Рівновісна матриця з карбідним зміцненням	870-950 HV	0,20
Реліт WC молотий, кристалевий	Ni-Co-Cr-W-Si-B-C	1080	Рівновісна матриця з карбідним зміцненням	1250-1300 HV	0,17
Сплав ЦН-12 10Х18Н8С5М3Г2ДР сферичний	Ni-19Cr-9Si-5Mn	1120	Диспергований наповнювач в γ -розчині Ni	38-42 HRC	0,11

Таблиця 4.9 – Склад і властивості сплавів композиційного плакування

Сплав	Склад елементів, ваг. %									Твердість HRC	T _{пл} °C
	Cr	Si	B	C	W	Ti	Fe	Co	Ni		
Наповнювач № 1	28-32	1,5-2,5	0,01-1,0	0,7-1,7	4,0-5,0	-	0,01-3,0	ост.	3,0-8,0		1450-1470
Просочувальний сплав № 2	18-19	11-12	0,9-1,1	-	-	1,2-1,3	2,7-3,3	ост.	-		1140-1150
Плакування № 1 + № 2	23-26	6,0-7,0	0,5-1,0	0,3-0,9	2,0-2,5	0,6-0,7	1,5-3,5	ост.	2,0-4,0	55-60	
Просочувальний сплав № 3	16-18	11-13,5	0,4-1,0	0,1-0,8	-	-	-	-	Ост.		1120-1140
Плакування № 1 + № 3	21-26	7,0-8,0	0,3-0,5	0,7-1,0	2,0-2,5	-	-	26-30	Ост.	50-55	

Для формування композиційного металу плакування як просочувальний сплав застосовують промислові компактні або порошкові наплавочні матеріали типу колмоной. За потреби виготовляють метал для просочення необхідного складу. Для специфічних умов експлуатації, наприклад для металевих ущільнень кульових кранів, що працюють у сірководневому середовищі при підвищеній температурі, розроблена композиція наповнювач – просочувальний сплав на основі кобальту [166]. Для металевих ущільнень на підкладці зі сталі 12X18H10T розроблена композиція на основі нікелю [167]. Хімічний склад і властивості композиційного плакування наведені у табл.4.9.

Одним із технологічних різновидів є плакування деталей із просоченням наповнювача розплавом порошку під дією капілярних сил при застосуванні керамічної або металеві форми для утворення широкого зазору. Для його здійснення необхідний гранульований порошок наповнювача, а матеріал для просочення може бути порошкоподібним, дробленим, компактним. Дозування здійснюється ваговим або об'ємним методом. Композиція матеріалів вибирається залежно від призначення плакування. Прикладом застосування такого способу плакування є нанесення корозійностійкого зносостійкого покриття на ущільнювальні кільця кульових кранів. На рис. 4.27 показаний кульовий кран і його основні деталі - куля (пробка) й прилягаючі до його поверхні ущільнювальні кільця із плакованим шаром. Кульові крани із прохідним діаметром від 20 до 300 мм працюють як запірні й регулюючі арматури при тиску до 20 МПа в компресорах й багатьох інших технологічних установках у різних галузях промисловості.

Технологічна схема здійснення способу плакування ущільнювальних кілець наведена на рис.4.28.



Рисунок 4.27 – Кульовий кран і його основні деталі із діаметром прохідного перетину 100 мм

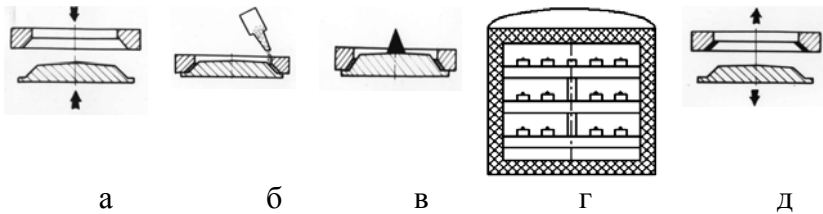


Рисунок 4.28 – Схема формування плакування: а – установка деталі на технологічну форму; б – заповнення зазору наповнювачем; в – дозування й установлення просочувального сплаву; г – нагрівання у вакуумній печі; д – видалення форми

Для формування шару плакування може бути застосована керамічна форма (рис. 4.29) або стальва з нанесенням захисної пасти, що запобігає взаємодії розплаву зі сталлю [168]. Форми придатні для багаторазового використання.



Рисунок 4.29 – Керамічні форми для плакування ущільнювальних кілець \varnothing 100, 80, 50, 40, 25 мм

Плакування доцільніше здійснювати при нагріванні у вакуумі. При цьому підвищуються щільність і якість плакування. Це пов'язане з тим, що такі процеси, як дифузійне зрощування частиночок наповнювача, змочування й розтікання просочувального розплаву по поверхні високолегованих сталей і сплавів, дегазація матеріалів перед просоченням, ефективно проходять у високому вакуумі.

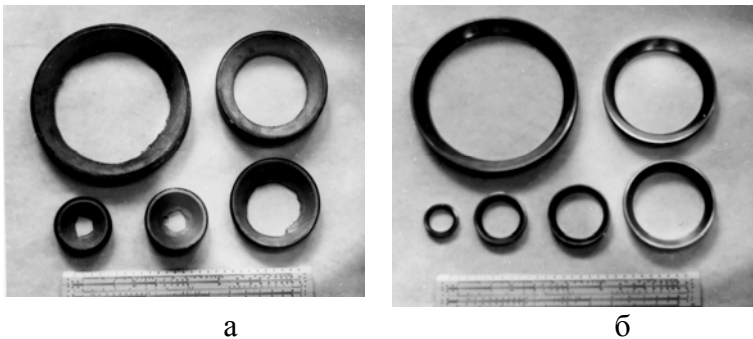


Рисунок 4.30 – Ущільнювальні кільця \varnothing 25 - 200 мм кульових кранів у стані після плакування (а) і механічної обробки (б)

Характерною рисою процесу просочення наповнювача розплавом зв'язування є те, що ця операція належить до розряду групової технології. У вакуумній печі з діаметром робочої камери 800 мм можна одноразово виконати плакування більше сотні кілець. Така продуктивність важко доступна для інших способів плакування деталей.

На рис. 4.30 показані ущільнювальні кільця кульових кранів, виготовлені із застосуванням просочення наповнювача зі сплавом АН-35. Експлуатація кульових кранів з такими кільцями в умовах агресивних середовищ целюлозно-паперового виробництва протягом багатьох років підтвердила надійність і якість плакування.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Патон Б.Е. Современные достижения в области сварки и родственных процессов // Автоматическая сварка.- 2005.- № 8.-С.3 -19.
2. Патон Б.Е. Сварка и родственные технологии в медицине // Автоматическая сварка.- 2008.- №11.- С.13 -22.
3. Хорунов В.Ф. Основы пайки тонкостенных конструкций из высоколегированных сталей.- Киев: Наукова думка, 2008.- 240 с.
4. Справочник.по пайке / под ред. И.Е. Петрунина. - 3-е изд.,- М.: Машиностроение, 2003. 480 с.
5. Николаев Г.А. Работа мягкой прослойки паяных соединений /Г.А. Николаев, А.И. Киселев // Сварочное производство.-1969.-№ 2.-С.23-25.
6. Оценка несущей способности сварного соединения с мягкой прослойкой с учетом вовлечения в пластическую деформацию основного металла /О.А. Бакши и др. // сб. трудов Челябинского политех. ин-та.- № 168. -1975.-С.45-54.
7. Харченко Г.К. Прочность соединений тонкой мягкой прослойкой /Г.К. Харченко, А.И. Игнатенко // Автоматическая сварка.-1968.-№ 5.- С.18-20.
8. Анисимов Ю.И. Характер течения металла мягкой прослойки при сжатии со сдвигом // сб. трудов Челябинского политех. ин-та. /Ю.И.Анисимов, В.Н.Кочетов - № 168. -1975.-С.55-61.
9. Зайнулин Н.С. Исследование деформаций в композитных мягких прослойках сварных соединений /Н.С. Зайнулин, Ю.И. Анисимов // сб. трудов Челябинского политех. ин-та. - № 168. -1975.-С.32-37.
10. Бакши О.А. и др. Напряженное состояние и прочность сварных соединений с трехслойной мягкой про-

слоистой /О.А. Бакши и др. // Сварочное производство.-1980. -№ 11.-С.2-3.

11. Справочник по пайке, /под ред. С.Н. Лоцманова, И.Е. Петрунина, В.П. Фролова.- М.: Машиностроение, 1975.-407 с.

12. Радзиевский В.Н. Особенности высокотемпературной пайки стали Х18Н10Т /В.Н. Радзиевский, Р.С. Курочко, В.И. Рымарь // Сварочное производство.-1974.-№ 6.-С.41-43.

13. Радзиевский В.Н. Паяные рабочие колеса центробежных компрессоров из низколегированных сталей /В.Н. Радзиевский, С.Н. Лоцманов, В.И. Рымарь // Химическое и нефтяное машиностроение.-1974.-№8.-С.26-27.

14. Радзиевский В.Н. Особенности припоя системы Pd – Ni – Fe для пайки в вакууме низколегированных сталей /В.Н. Радзиевский, Р.С. Курочко, С.Н. Лоцманов, В.И. Рымарь // Сварочное производство. -1975. -№ 2. -С.33-34.

15. Решетов А.Л. Влияние неоднородности механических свойств на предел усталости сварных соединений с мягкой прослойкой /А.Л. Решетов, Н.А. Клыков // Автоматическая сварка.-1975.-№ 4.- С.18-20.

16. Бакши О.А. Усталостная прочность сварных соединений с мягкой прослойкой при кручении /О.А. Бакши // Сварочное производство.-1974.-№ 1.-С.1-3.

17. Композиционные материалы: справочник /под редакцией В.В. Васильева и Ю.М. Тарнопольского. –М.: Машиностроение, 1990.- 610 с.

18. Handbook of composition. Education by STI Peters. London: Chapman @ Holl, 1998. – 1118 p.

19. Лашко Н.Ф. Пайка металлов /Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко. – М.: Машиностроение, 1977. – 328 с.

20. Окада Кацу и др. Высокотемпературная пайка пластин. Япон. заявка, № 54-137455, Кл.В23К, опубл. 25.10.79.

21. Ключников И.П. Пайка конструкций из жаропрочных сплавов с большими зазорами /И.П. Ключников И.П. и др. // сб. Новые материалы и технология пайки в машиностроении. – М.: 1971. С.117-121.

22. Петрунин И.Е. О строении спаев и пайке с большими зазорами: сб. «Новые материалы и технология пайки в машиностроении». – М., 1971. – С.8-15.

23. Лебедев Ю.А. Использование порошковых наполнителей для изменения степени взаимодействия расплавленного припоя с металлом: сб. «Вопросы технологии повышения прочности и жесткости деталей машин». – Ижевск, 1969. – С.112-119.

24. Лебедев Ю.А. Процесс формирования паяного шва при малых количествах наполнителя /Ю.А. Лебедев, В.И. Черных // Сб. Вопросы технологии повышения прочности и жесткости деталей машин. – Ижевск. -1969. – С.105-111.

25. Лашко Н.Ф. Контактные металлургические процессы при пайке /Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко.. –М.: Металлургия, 1977. – 120 с.

26. Табелев В.Д., Россошинский А.А., Белецкий В.А. Некоторые особенности «магнитной пайки» стальных деталей /В.Д. Табелев, А.А. Россошинский, В.А. Белецкий // Сварочное производство, 1978. № 7. – С.23-25.

27. Лебедев В.К. и др. Опыт применения высокотемпературной пайки труб при строительстве жилых зданий // Автоматическая сварка.- 1979.-№10.-С49-51.

28. А. с. 617195 СССР. Способ пайки деталей с некапиллярным сборочным зазором /Шапиро А.Е. и др. опубл. 06.07.78.

29. Федорченко И.М. Основы порошковой металлургии /И.М. Федорченко, Р.В. Андриевский. Изд. АН УССР. - Киев: 1961. – 420 с.

30. Еременко В.Н. Спекание в присутствии жидкой металлической фазы /В.Н. Еременко, Ю.В. Найдич, И.А. Лавриненко. - Киев: Наукова думка, 1968. – 12 с.

31. Еременко В.Н. Поверхностные явления и их роль в процессах жидкофазного спекания: сб. «Современные проблемы порошковой металлургии». – Киев: Наукова думка, 1970. – С.101-122.

32. Елютин В.П. Высокотемпературные материалы /В.П. Елютин и др. –М.: Металлургия, 1973. –Ч. 2. – 464 с.

33. Попель С.И. Поверхностные явления в высокотемпературных процессах: сб. ВИНТИ. Итоги науки и техники. Теория металлургических процессов. –М.: 1978. – Т.4.

34. Гегузин Я.Е. Физика спекания. – М.: Наука, 1967. – 360 с.

35. Квасницкий В.Ф. Сварка и пайка жаропрочных сплавов в судостроении. – Л.: 1986. – 224 с.

36. Хлынов В.В. и др. Кинетические закономерности проникновения жидкости в пористые тела /В.В. Хлынов и др. /сб. «Адгезия расплавов и пайка материалов». – Киев: 1980. № 6. – С.30-37.

38. Долгов Ю.С. Особенности пайки пористых материалов: сб. Пайка в промышленности. – М.: 1970. – Ч.1. – С.47-55.

39. Рымарь В.И. Взаимодействие марганца, хрома и титана с воздухом в условиях автовакуумного нагрева при пайке /В.И. Рымарь, С.Н. Лоцманов, В.Н. Радзиевский, В.Ю. Чернов // Сварочное производство, 1973. № 11. – С.6-8.

40. Рымарь В.И. Влияние сорбента на состав газовой фазы при автовакуумном нагреве /В.И. Рымарь, С.Н. Лоцманов, В.Н. Радзиевский, В.Г. Плеханов // Сварочное производство, 1975.-№ 6. – С.14-16 .

41. А. с. 508263 СССР. Сорбент для автовакуумного нагрева /Римар В.И., Лоцманов С.Н., Радзиевский В.Н., Плеханов В.Г.

42. Гржимальский Л.Л., Ильевский И.И. Технология и оборудование пайки. –М.: Машиностроение, 1979. – 240с.

43. А. с. 710614 СССР. Сорбент для безокислительного нагрева / Рымарь В.И., Радзиевский В.Н.

44. А. с. 827284 СССР. Состав газовой смеси /Радзиевский В.Н., Рымарь В.И..

45. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций. –М. : Химия, 1975. – 245 с.

46. А. с. 718488 СССР. Засыпка затвора печи для термообработки /Рымарь В.И., Радзиевский В.Н.

47. Радзиевский В.Н. Автовакуумная пайка крупногабаритных деталей с кристаллизацией под давлением: сб. «Повышение эффективности производства паяных конструкций» /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь. –М.: Знание, 1983. - С.74-80.

48. Радзиевский В.Н. Влияние давления нагнетания припоя на формирование соединения при автовакуумной пайке крупногабаритных деталей с некапиллярными зазорами: сб. «Экономия материалов в технологических процессах пайки» /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь. –Киев: ИЭС им. Е.О.Патона, 1983. – С.15-21.

49. Шибалов М.В. Пайка с кристаллизацией под давлением. –М.: Металлургия, 1980. – 68 с.

50. Батышев А.И. Кристаллизация металлов и сплавов под давлением. –М.: Металлургия, 1977. – 150 с.

51. А. с. 831446 СССР. Способ автовакуумной пайки крупногабаритных деталей с некапиллярными сборочными зазорами. /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, В.Л. Дудченко, опубл. 30.05.81.

52. А. с. 846150 СССР. Устройство для автовакуумной пайки крупногабаритных деталей /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, опубл.15.07.81.

53. Радзиевский В.Н. Исследование состава газа в камере вакуумной печи при нагреве под пайку /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, Н.Н. Рымарь // Сварочное производство. -1978. - № 6. –С.36-38.

54. Рымарь В.И. Особенности смачивания сталей припоями при нагреве в автовакууме /В.И. Рымарь, В.Н. Радзиевский, В.Ю. Чернов. // Сварочное производство. -1976. - № 6. – С.36-38.

55. Радзиевский В.Н. Очистка поверхности углеродистой стали от оксидной пленки при автовакуумном нагреве /В.Н. Радзиевский, Ю.Ф. Гарцунов. // Сварочное производство. -1990. - № 5. – С. 31-33.

56. Химушкин Ф.Ф. Нержавеющие стали. –М.: Металлургия, 1967. – 798 с.

57. Петрунин И.Е. Физико-химические процессы при пайке. –М.: Высшая школа, 1972. – 280 с.

58. Lungscheider E., Hong-shou Shuang Mechanisms by wetting inhibiting films of surface oxide are removed from X10CrNiNb 18/9 steel during vacuum brazing //Schweissen und Schneiden Translation. -1982. -№ 10. –P. 190-193.

59. Lungscheider E., Shuang H., Maiser M. Surface reactions and wetting Mechanisms of Titanium and Aluminium Containing Nickel-Base and Chrome-Base Alloys during Brazing under Vacuum // Weld. Journal. - 1983. - № 10. –P.295-300.

60. Киреев В.А. Методы практических расчетов в термодинамике химических реакций. –М.: Химия, 1975. – 245 с.

61. Справочник по пайке: справочник /под ред. И.Е. Петрунина.- 2-е изд. – М.: Машиностроение, 1984. – 400 с., ил.

62. Дудко Д.А. Качество порошковых припоев, полученных различными способами /Д.А. Дудко, В.Ф. Хоруннов, Ю.Б. Малевский и др. // Автоматическая сварка, 1980. № 9. – С.60-61.

63. Кривуша Л.С. Порошковые жаропрочные припои для изготовления паяных узлов энергетических установок /Л.С. Кривуша, М.М. Сухомлин, Г.М. Воробьев и др. // Автоматическая сварка, 1987. № 5. – С.65-66.

64. Хоруннов В.Ф. Порошковый припой для пайки нержавеющей и жаропрочных сталей /В.Ф. Хоруннов, И.А. Владимирская, Л.К. Дорошенко, Н.И. Шевченко // Автоматическая сварка, 1987. № 5. – С.63-64.

65. Лашко Н.Ф. Контактные металлургические процессы при пайке /Н.Ф. Лашко, С.В. Лашко. –М.: Металлургия, 1977. – 120 с.

66. Порошковая металлургия: справочник /И.М. Федорченко, И.Н. Францевич, И.Д. Радомысльский и др. – Киев: Наукова думка, 1985. – 624 с.

67. Радзиевский В.Н. Газовыделение из железных порошков при пайке по широкому зазору в процессе нагрева в вакууме /В.Н. Радзиевский, Ю.Ф. Гарцунов //Сварочное производство, 1991. № 12. – С.15-17.

68. Кубашевский О. Окисление металлов и сплавов /О. Кубашевский, Э. Гопкинс. – М.: Металлургия, 1965. – 428 с.

69. Леонидова М.Н. Физико-химические основы взаимодействия металлов с контролируемыми атмосферами /М.Н. Леонидова, Л.А. Шварцман, Л.А. Шульц. – М.: Металлургия, 1980. – 264 с.

70. Ничипоренко О.С. Распыленные металлические порошки /О.С. Ничипоренко, Ю.И. Найда, А.В. Медведковский. – Киев: Наукова думка, 1980. – 240 с.

71. Кнюппель Г. Раскисление и вакуумная обработка стали. Ч.1. Термодинамические и кинетические закономерности. –М.: Металлургия, 1973. – 312 с.

72. Редчиц В.В. Аналитическая оценка вероятности возникновения пузырьков газа, выделяющегося из расплава при сварке /В.В. Редчиц, Г.Д. Никифоров // Автоматическая сварка. -1983. -№ 9. – С.32-35.

73. Радзиевский В.Н. Особенности вакуумирования широкого паяльного зазора с металлическим порошковым наполнителем /В.Н. Радзиевский, Г.Г. Ткаченко // Сварочное производство. -1992. - № 1. – С.14-16.

74. Лойцянский Л.Г. Механика жидкости и газа. –М.: Наука, 1978. – 736 с.

75. Радзиевский В.Н., Рымарь В.И., Дудченко В.Л. Выбор наполнителя для швов большой площади с некапиллярным паяльным зазором при автовакуумной пайке стали /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, В.Л. Дудченко // Сварочное производство. -1981. -№ 7. – С. 33-36.

76. Адлер Ю.П. Планирование эксперимента при поиске оптимальных условий /Ю.П. Адлер, Е.В. Маркова, Ю.В. Грановский. –М.: Наука, 1971. – 283 с.

77. Радзиевский В.Н. Особенности формирования паяного шва в больших зазорах с наполнителем при пайке стали в вакууме /В.Н. Радзиевский, Л.В. Баранова // Сварочное производство. -1989. - № 11. – С. 13-15.

78. Радзиевский В.Н. Особенности формирования паяного шва в больших зазорах с наполнителем /В.Н. Радзиевский, Л.В. Баранова // Технология авиационного производства. -Китай. -1997. -№ 4 – С.31-32.

79. Бальшин М.Ю. Основы порошковой металлургии / М.Ю. Бальшин, С.С. Кипарисов. –М.: Металлургия, 1978. – 184 с.

80. Усталостная прочность железа, пропитанного медью. Konda Tsao, Yagi Hidetsugu, Nakagawa Toshiyuki. // J. Jap. Soc. Power and Powder Met. -1976. -N 2. -P.48-54.

81. 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.

82. Хансен М. Структуры двойных сплавов /М. Хансен, К. Андерко. –М.: Metallurgizdat, 1970. –Т. I, II. – 456 с.

83. Элиот Р.П. Структуры двойных сплавов. –М.: Металлургия, 1970. – Т. I, II. – 456 с.

84. А. с. № 967744 СССР. Состав наполнителя некапиллярных паяльных зазоров для автовакуумной пайки стали /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, Ю.Н. Бузовский; опубл. 1982, БИ №39.

85. А. с. № 1044452 СССР. Состав наполнителя некапиллярных паяльных зазоров для автовакуумной пайки стали /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, Ю.Н. Бузовский; опубл. 1983, БИ №36.

86. А. с. № 927460 СССР. Состав наполнителя некапиллярных паяльных зазоров для автовакуумной пайки стали /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, В.Л. Дудченко; опубл. 1982, БИ №18.

87. Лисовский А.Ф. Миграция расплавов металлов в спеченных композиционных телах. –Киев: Наукова думка, 1984. – 256 с.

88. Растворение и осаждение основного металла при пайке разнородных материалов и свойства соединения. Yoshida Tohru, Ohmura Hirohiko/ // Есэцу гаккайси. Jap. Weld. -1978. - №7. – P.409-412.

89. Yoshida Tohru, Ohmura Hirohiko. Dissolution and deposit of base metal in dissimilar carbon steel brazing. // Welding journal. -1980. - № 10. – P.278-282.

90. Иосидаси, Омуро Хурохики. Слоистый припой, повышающий прочность паяного соединения. Япон. заявка Кл.В23К №53-28947, опубл. 15.11.78.

91. Yoshida T., Ohmura H. Effect of Nickel plating on Fe-V-Cu-Mo and W. // *Welding Journal*. -1982. -№ 10. – P.363-37.

92. Растворение и осаждение основного металла при пайке различных углеродистых сталей. Ohmura H., Yoshida T. Res. Repts. Nagojia Munic. Ind. Res. Inst. -1982. -№ 64. – P.30.

93. Пайка разнородных металлов. Ohmura Hirohiko. // *Есэцу гидзюцу. Weld. Techn.* -1983. - №1 – P. 30-34.

94. 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.

95. Растворение и высаживание основного металла при пайке разнородных материалов и их применение. Влияние никеля на соединение низкоуглеродистая сталь-медь-молибден и вольфрам. /Ohmura H, Yoshida T. // *Есэцу гаккай ромбуксю. Quart J. Jap. Weld. Soc.* -1984. - № 2. –P. 293-300.

96. Способ высокотемпературной пайки железоуглеродистых сталей. /Gertig Marianne, Grosser Volker, Wittke Klaus, Renner Klaus. Verfahren zum Hochtemperaturloten von Risen-Kohlenstoff-Legier. Пат. ГДР. - Кл.В23К. -№140849. опубл. 02.04.80.

97. Wittke Klaus, Grober Volker. Engspaltloten von stahle // *ZIS-Mitt.* -1981. - №4. – P. 351-356.

98. Соединительная деталь, преимущественно для соединения труб пайкой. Verbindungsstück, vorzugsweise Rohrverbindungsstück zum Loten / Gertig Marianne, Grosser Volker, Schenk Reinhard, Seide Werner, Wittke Klaus. - Пат. ГДР. - Кл.В23К. - № 150105. опубл. 16.09.81.

99. Способ высокотемпературной пайки железоуглеродистых сплавов. Verfahren zum Hochtemperaturloten von Risen-Kohlenstofflegierungen /Grosser Volker, Gertig Marianne, Wittke Klaus, Renner Klaus. -Пат. ГДР. –Кл.В23К. - №155808. опубл. 07.07.82.

100. Высокотемпературная пайка в вакууме конструкционной стали с углеродистой сталью. Hochtemperaturschmelzloten von Baustahl mit Kohlenstoffstahl in Vakuum. /Wittke Klaus, Grosser Volker, Perevesenzev B.N. // Schweisstechnik. -1982. -№10. –Р.440-442.

101. Витке К.А. Структура и свойства комбинированных соединений при пайке сталей. – Припои для пайки современных материалов. –Киев: ИЭС, 1985. –С. 25-29.

102. Петрунин И.Е. Металловедение пайки /И.Е. Петрунин, И.Ю. Маркова, А.С. Екатова. – М.: Metallurgia, 1976. – 264 с.

103. Петрунин И.Е. Физико-химические процессы при пайке. – М.: Высшая школа, 1972. – 280 с.

104. Стеклов О.И. Коррозионно-механическая прочность паяных соединений углеродистых сталей /О.И. Стеклов, Л.Н. Лапшин // Сварочное производство. -1978. - № 2. – С.26-28.

105. Россошинский А.А. Вопросы образования паяного соединения //Припои для пайки современных материалов. – Киев: ИЭС, 1985. – С.3-13.

106. Ершов Г.С. Строение и свойства жидких и твердых металлов /Г.С. Ершов, В.А. Черняков. –М.: Metallurgia, 1978. – 248 с.

107. Криштал М.А. Механизм диффузии в железных сплавах. – М.: Metallurgia, 1972. – 400 с.

108. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа: /справ.изд.О.А. Банных, Будберг П.В., Алисова С.П. и др. –М.: Metallurgia, 1986. - 440 с.

109. Радзиевский В.Н. О растворении-осаждении стали при высокотемпературной пайке медными припоями /В.Н. Радзиевский, Ю.Ф. Гарцунов, Г.Г. Ткаченко // Сварочное производство. -1997. - № 8. – С. 19-22.

110. Radzievskii V.N. Dissolution-deposition of steel in high-temperature brazing with brass alloys /V.N. Radzievskii, Y.F. Gartsunov, G.G. Tkachenko //Welding International. - 1998. - № 12 (2). – P. 131-134.

111. 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.

112. Лариков Л.Н. Структура и свойства металлов и сплавов /Л.Н. Лариков, В.И. Исайчев //справ. Диффузия в металлах и сплавах. –Киев: Наукова думка, 1987. – 512 с.

113. А. с. 1534901 СССР. Припой для автовакуумной пайки /В.Н. Радзиевский, Ю.Ф. Гарцунов, Л.В. Баранова; опубл. 09.03.88.

114. Диаграммы состояния двойных и многокомпонентных систем на основе железа. //справ. изд. О.А. Банных, П.В. Будберг, С.П. Алисова и др. –М.: Металлургия.- 1986. - 440 с.

115. Даркен Л.С., Гурри Р.В. Физическая химия металлов /Л.Сю Даркен, Р.В. Гурри. –М.: Металлургиздат, 1960. – 582 с.

116. А. с. 1581527 СССР. Наполнитель для некапиллярных зазоров при автовакуумной пайке стали /В.Н. Радзиевский, В.К. Беспалов, В.И. Рымарь, В.Л. Дудченко, Г.Г. Ткаченко; опубл. 30.07.90. БИ № 28.

117. Россошинский А.А. Исследование влияния примесей на структуру и физико-химические свойства сплавов на медно-марганцево-никелевой основе / А.А. Россошинский, В.Д. Табелев, Э.Н. Дорофеева // Новые достиже-

ния в области пайки. – Киев: ИЭС им. Патона, 1981. – С.55-56.

118. Рымарь В.И. Высокотемпературная автовакуумная пайка с использованием сорбентов. /В.И. Рымарь, В.Н. Радзиевский // Сварочное производство. -1978. -№ 2. –С.12-14

119. Рымарь В.И. О возможности соединения металлов в условиях автовакуумного нагрева /В.И. Рымарь, С.Н. Лоцманов, В.Н. Радзиевский //сб. лекций по сварке разнородных и разноименных металлов. –М.: Знание, 1973. -Ч.1. – С. 30-35.

120. Cape Arthure T. Brazed structure and method of brazing. Пат. США № 3198609, опубли. 03.08.65.

121. Мордынский В.В. Природа снижения пластичности марганцевых сплавов в области 400⁰С /В.В. Мордынский, Т.А. Чернышова, В.Н. Голубев // Автоматическая сварка. -1983. - № 9. – С. 20-24.

122. Дудко Д.А. Износостойкие композиционные сплавы на основе тугоплавких карбидов вольфрама /Д.А. Дудко, И.В. Нетеса, Б.И. Максимович, В.И. Зеленин //сб. «Износостойкие наплавочные материалы на основе тугоплавких соединений». –Киев: Наукова думка, 1977. – С.5-8.

123. Цуда Масатеси. Припой на основе меди с высокой прочностью и амортизационной способностью: Япон. патент № 52-113578, опубли.24.12.80.

124. Высокая демпфирующая способность сплавов /Cu-Mn. Ueda S., Taked Y., Hiromoto A.,Fukuda M. Mitsubishi Juko giko. -1974, -№ 6. – Р. 769-774.

125. Головин С.А. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов /С.А. Головин, А. Пушкар, Д.М. Левин. –М.: Металлургия, 1987. – 190 с.

126. Александров А.Г. Влияние иттрия на структуру и механические свойства шва при сварке чугуна, сталей и

сплавов /А.Г. Александров, П.П. Лабезнов // Автоматическая сварка. -1982. - № 12. – С. 34-37.

127. Ероменко Н.Г. Структура и свойства аустенитного хромоникелевого металла шва, легированного иттрием /Н.Г. Ероменко, Н.А. Калинин, И.В. Дощечкина // Сварочное производство. -1980. - № 6. – С. 19-20.

128. А. с. 1073972 СССР. Припой для пайки стали /В.Н. Радзиевский, А.И. Любич; опубл. 31.05.82.

129. Радзиевский В.Н. Автовакуумная пайка стали латунью при некапиллярном паяльном зазоре с наполнителем /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, Л.В. Баранова // Сварочное производство. -1981. - № 6. –С. 24-26.

130. Радзиевский В.Н. Латунный припой с наполнителем для автовакуумной пайки стали /В.Н. Радзиевский, Л.В. Баранова // Автоматическая сварка. –1983. –№ 4 . – С. 55-58.

131. Голованенко С.А. Сварка прокаткой биметаллов. – М.: Металлургия, 1977. – 160 с.

132. Радзиевский В.Н. Высокотемпературная пайка в вакууме с широким паяльным зазором /В.Н. Радзиевский, В.Л. Дудченко, Ю.Ф. Гарцунов, В.В. Мицкус // Сварочное пр-во. -1988. -№ 9. – С. 28-29.

133. Радзиевский В.Н., Дудченко В.Л., Ткаченко Г.Г. Высокотемпературная пайка крупногабаритных стальных конструкций при широком паяльном зазоре /В.Н. Радзиевский, В.Л. Дудченко, Г.Г. Ткаченко //сб. «Пайка в машиностроении». – Тольятти: 1991. – С. 6.

134. 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.

135. Радзиевский В.Н. Высокотемпературная пайка крупногабаритных стальных деталей с широким паяль-

ным зазором /В.Н. Радзиевский, В.Л. Дудченко // Химическое и нефтяное машиностроение. -1992. -№9. – С. 23-24.

136. Radzievsky V. Hochtemperaturloten bei grsen Stahlkonstruktionen mit breitem Lotspalt / V. Radzievsky, K. Wittke // Schweissen und Schneiden 44 (1992) Heft 11, 1992. -№ 11. – P. 603-605.

137. Лацинский А.А. Конструирование сварных химических аппаратов: Справочник.- Л.: Машиностроение, 1981. – 382 с.

138. Калинина А.П. Особенности сварки труб малого диаметра с трубными решетками при изготовлении теплообменных аппаратов /А.П. Калинина, В.И. Соколов // Химическое и нефтяное машиностроение. -1978. - №10. – С. 24 -26.

139. Ткаченко Г.П., Бриф В.М. Изготовление и ремонт кожухотрубчатой теплообменной аппаратуры /Г.П. Ткаченко, В.М. Бриф. – М.: Машиностроение, 1980. – 160 с.

140. Радзиевский В.Н. Высокотемпературная пайка в вакууме труб с трубными решетками с широким паяльным зазором /В.Н. Радзиевский, Г.Г. Ткаченко // Сб. «Роль процессов пайки в создании новой техники» –М.: Центр.Рос.дом знаний, 1996. – С. 10-12.

141. А. с. 893431 СССР. Устройство для автовакуумной пайки крупногабаритных деталей /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь; опубл.15.07.81.

142. Радзиевский В.Н. Автовакуумная пайка с нагнетанием припоя в некапиллярный зазор /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь //сб. «Надежность и качество паяных изделий». ЦИ НТО МАШПРОМ. –М.: 1982. – С. 130-132.

143. А. с. 794899 СССР. Способ износостойкой наплавки /В.Н. Радзиевский, Ю.Н. Бузовский, В.И. Рымарь; опубл. 02.08.88. БИ № 28.

144. Радзиевский В.Н. Автовакуумная пайка крупногабаритных деталей с некапиллярными паяльными зазорами

/В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь //сб. «Новые достижения в области пайки». –Киев: ИЭС им. Патона. -1981. – С. 46-50.

145. А. с.625858 СССР. Способ автовакуумной пайки крупногабаритных деталей /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь; опубл. 30.09.78. БИ №36.

146. А. с. 1536633 СССР. Устройство для автовакуумной пайки крупногабаритных деталей /В.Н. Радзиевский, В.Л. Дудченко.

147. Аснис А.Е. Влияние радиуса сопряжения шва с основным металлом на сопротивление усталости сварных соединений /А.Е. Аснис, Г.А. Ивашенко, Я.Э. Андерсон // Автоматическая сварка. -1982. - № 4. – С. 48-51.

148. Турков Г.П. Определение коэффициента концентрации напряжений в сварных соединениях // Автоматическая сварка. -1976. - №10. – С. 14-16.

149. Макаров И.И. Влияние параметров углового шва на усталостную прочность сварных тавровых соединений /И.И. Макаров, О.А. Луцик, В.Г. Требуенчук // Сварочное пр-во. -1977. -№ 6. – С. 18-21.

150. Радзиевский В.Н. Высокотемпературная пайка в вакууме тавровых соединений с большой галтелью из порошка /В.Н. Радзиевский, В.И. Рымарь, В.К. Беспалов // Сварочное пр-во. -1991. -№ 8. – С. 5-6.

151. Радзиевский В.Н. Высокотемпературная пайка в вакууме тавровых соединений с большой галтелью из металлического порошка /В.Н. Радзиевский, В.К. Беспалов, В.Л. Дудченко //сб. «Пайка в машиностроении». – Тольятти, 1991. – С. 20-21.

152. Крайчук М.М. Повышение выносливости сварных соединений способом комбинированного упрочнения /М.М. Крайчук, Н.В. Павлов, Я.Э. Андерсон, В.Г. Солодкова // Вестник машиностроения. -1977. - № 3. – С. 45-47.

153. Бондаренко Г.А. Ремонт и модернизация роторов турбокомпрессоров с использованием передовых техноло-

гий /Г.А. Бондаренко, В.Н. Радзиевский, Ю.Л. Смертяк //сб. трудов международного симпозиума «Потребители-производители компрессоров и компрессорного оборудования – 1997». –С.Петербург, 1997. – С. 215-218.

154. Ключко Н.А. Основы технологии пайки и термообработки твердосплавного инструмента. –М.: Металлургия, 1981. – 200 с.

155. Марочник сталей и сплавов /В.Г. Сорокин, А.В. Волосникова, С.А. Веткин и др. – М.: Машиностроение, 1989. – 640 с.

156. Припой на основе меди с высокой прочностью и амортизационной способностью /Цуда Масатеси: пат. 52-113578 Японии; опубл. 24.12.80.

157. Высокая демпфирующая способность сплавов Cu / Mn. S.Veda, Y. Taked, A. Hiromoto, M. Fukuda // Мицубиси дзюко хико. -1974. - № 6. – С. 769 -774.

158. Головин С.А., Пушкарь А.И., Левин Д.М. Упругие и демпфирующие свойства конструкционных металлических материалов. – М.: Металлургия, 1987. – 190 с.

159. Радзиевский В.Н., Дудченко В.Л., Ткаченко Г.Г. Высокотемпературная пайка твердого сплава к стальной подложке при широком паяльном зазоре /В.Н. Радзиевский, В.Л. Дудченко, Г.Г. Ткаченко // Автоматическая сварка. -1997. - № 10. – С. 39-42.

160. Бобров Г.В. Упрочнение напыленных покрытий пайкой // Новые материалы и технологии пайки в машиностроении. – М., 1971. – С.190-193.

161. Бобров Г.В. Улучшение напыленных износостойких покрытий последующей вакуумной пайкой /Г.В. Бобров, В.И. Привезенцев // Сварочное пр-во. -1972. - № 10. – С. 18-20.

162. Бобров Г.В. Упрочнение напыленных покрытий пайкой /Г.В. Бобров, В.И. Привезенцев, В.Б. Мехов // Сварочное пр-во. -1974. - № 8. – С. 23-24.

163. Радзиевский В.Н. Повышение качества износостойкого покрытия оплавлением в вакууме /В.Н. Радзиевский, Ю.Н. Бузовский, В.К. Беспалов // Химическое и нефтяное машиностроение. -1980. - № 10. – С. 24-26.

164. Радзиевский В.Н. Плакирование стальных деталей с применением высокотемпературной пайки по широкому паяльному с наполнителем /В.Н. Радзиевский, Г.Г. Ткаченко, Ю.Ф. Гарцунов // Автоматическая сварка. -1997. - № 9. – С. 48-50.

165. Радзиевский В.Н. Композиционное коррозионно-стойкое износостойкое плакирование деталей шаровых кранов/В.Н. Радзиевский, Г.Г. Ткаченко, П.Е. Жарков. // Компрессорное и энергетическое машиностроение. -2006. - № 1. – С. 9-15.

166. Пат. 19480А Україна. Композиційний зносостійкий і корозійностійкий сплав для плакування сталених деталей /В.Н. Радзиевский, Г.Г. Ткаченко, Ю.Ф. Гарцунов, А.П. Несвит; опубл. 25.12.97; Бюл. № 6.

167. Пат. 19482А Україна. Композиційний зносостійкий і корозійностійкий сплав для плакування сталених деталей /В.Н. Радзиевский, Г.Г. Ткаченко, Ю.Ф. Гарцунов; опубл. 25.12.97; Бюл. № 6.

168. Пат. 15945А Україна. Спосіб наплавки металеві поверхні /В.Н. Радзиевский, П.Є. Жарков, Ю.Ф. Гарцунов, Г.Г. Ткаченко; опубл. 30.06.97; Бюл. № 3.

Наукове видання

Радзієвський В'ячеслав Миколайович
Будник Анатолій Федорович
Юскаєв Володимир Борисович

Монографія

Відповідальний за випуск А.Ф.Будник
Дизайн обкладинки А.А. Єлисеєва
Редактор Т.Г. Чернишова
Комп'ютерне верстання В.М. Радзієвського, В.Д. Вінницької

Формат 60x84/16. Ум. друк. арк. . Обл.-вид.арк. .
Тираж 300 пр. Зам. № .

Видавець і виготовлювач
Сумський державний університет,
вул. Римського-Корсакова,2, м. Суми, 40007
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 3062 від 17.12.2007.