

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

МЕТОДИЧНІ ВКАЗІВКИ

до практичних робіт з дисципліни
«Порошкові та композиційні матеріали»
для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство»,
денної та заочної форм навчання

2022

Методичні вказівки до виконання практичних робіт з дисципліни «Порошкові та композиційні матеріали» для студентів спеціальності 132.Матеріалознавство», денної і заочної форм навчання /Укл.: В.С. Вініченко – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2022. 107 с.

Укладач: Вініченко В.С, доцент, канд. техн .наук

Рецензент: Ольшанецький В.Ю., проф., д.т.н.

Відповідальний
за випуск: Ольшанецький В.Ю, проф., д.т.н.

Затверджено
на засіданні кафедри
«Фізичне
матеріалознавство»
Протокол № 7 від 29.04.22

Рекомендовано до видання
НМК Інженерно-фізичного
факультету
Протокол № 8
Від «10» травня 2022

ЗМІСТ

Вступ	5
Практична робота № 1	
Властивості металевих порошоків та способи їх виготовлення...	7
Практична робота № 2	
Вивчення структури та властивостей порошкових матеріалів з конструкційних легованих сталей.....	24
Практична робота № 3	
Антифрикційні матеріали на основі заліза та міді.....	44
Практична робота № 4	
Вивчення змін структури та властивостей порошкової швидкорізальної сталі під час технологічних операцій	52
Практична робота № 5	
Вивчення структури, властивостей та призначення твердих сплавів.....	61
Практична робота № 6	
Дослідження структури та властивостей композиційних матеріалів з металевою матрицею.....	71
Практична робота № 7	
Дослідження впливу ступеню взаємодії волокон і матриці на структуру та властивості металевих композиційних матеріалів	91
Практична робота № 8	
Дослідження структури та властивостей інтелектуальних композиційних матеріалів.....	104
Додаткова література.....	109
Додаток А	
Правила із техніки безпеки	
При виконанні практичних робіт.....	106

ВСТУП

Знання та навички набуті при вивченні даної дисципліни забезпечать майбутньому фахівцеві впевненість у вирішенні виробничих питань щодо вибору прогресивної технології отримання матеріалів для забезпечення високої якості деталей, принципів підвищення службових властивостей виробів.

Перелік компетентностей, яких набуває студент при вивченні.

Загальні компетентності:

- здатність застосовувати знання у практичних ситуаціях КЗ.02;
- здатність виявляти та вирішувати проблеми КЗ.04;
- здатність приймати обґрунтовані рішення КЗ.05;
- навички використання інформаційних і комунікаційних технологій КЗ.07.
- здатність спілкуватися державною мовою як усно, так і письмово КЗ.08.

фахові компетентності:

- здатність продемонструвати розуміння проблем якості матеріалів та виробів КС.02;
- здатність продемонструвати розуміння питань використання технічної літератури та інших джерел інформації в галузі матеріалознавства КС.03;
- здатність працювати в групі над великими інженерними проектами у сфері матеріалознавства КС.04;
- здатність застосовувати системний підхід до вирішення інженерних матеріалознавчих проблем КС.05;
- здатність застосовувати і інтегрувати знання і розуміння міждисциплінарного інженерного контексту і його основних принципів КС.08;
- здатність застосовувати сучасні методи математичного та фізичного моделювання, дослідження структури, фізичних, механічних, функціональних та технологічних властивостей матеріалів КС.09;
- здатність застосовувати навички роботи із випробувальним устаткуванням для вирішення матеріалознавчих завдань КС.10;
- здатність виконувати дослідницькі роботи в галузі матеріалознавства, обробляти та аналізувати результати експериментів, складати звіти КС.12.

Результати навчання:

- здатність поєднувати теорію і практику для розв'язування інженерного завдання ПРН10;
- розуміти будову металевих, неметалевих, композиційних та функціональних матеріалів та обирати оптимальні методи модифікації їх властивостей та призначення ПРН14;
- використовувати експериментальні методи дослідження структурних, фізико-механічних, електрофізичних, магнітних, оптичних і технологічних властивостей матеріалів ПРН15;
- знати та застосовувати принципи проектування нових матеріалів ПРН16;
- демонструвати знання методів та навички практичного застосування методів експериментальних досліджень хімічних, фізичних, механічних, функціональних та технологічних властивостей матеріалів та виробів ПРН22.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 1

Властивості металевих порошків та способи їх виготовлення

Мета роботи: ознайомитись з технологіями виробництва металевим порошків та їх морфологією, структурою та фізико-механічними властивостями

1.1. Загальні положення

Металічний порошок можна визначити як сукупність частинок металу, сплаву або інших речовин розмірами до 1 мм, що знаходяться у взаємному контакті, але не з'єднані між собою. Загально визнаним є розділення методів виробництва порошків на механічні і фізико-хімічні.

Механічні методи подрібнення не приводять до суттєвої зміни хімічного складу порошку. Частіше за все використовують розмелювання твердих матеріалів та диспергування розплавів. Останній метод отримання порошку та застосування його у виробництві також називають гранульною технологією.

Відповідно до теорії П.А. Ребіндера робота, що витрачається на подрібнення, уявляє собою суму

$$\sigma \cdot \Delta S + K \cdot \Delta V,$$

де $\sigma \cdot \Delta S$ – енергія, витрачена на утворення нових поверхонь розділу при руйнуванні речовини; σ – питома поверхнева енергія, тобто енергія, яка приходить на одиницю поверхні тіла, а ΔS – приріст поверхні при подрібненні, що дорівнює різниці між величинами поверхонь тіла до і після руйнування. Доданок $K \cdot \Delta V$ описує енергію деформації; K – робота, що витрачається на деформування одиниці об'єму твердого тіла, ΔV – частина об'єму тіла, яка піддається деформуванню).

Якщо припустити, що порошинки мають сферичну форму з урахуванням того, що поверхня кулі пропорційна радіусу в 2 ступеню, а об'єм радіусу в 3 ступеню при подрібненні крупного порошку (відносно великих значеннях r) більша частка енергії витрачається на деформування матеріалу $\sigma \cdot \Delta S \ll K \cdot \Delta V$ і витрати енергії пропорційні об'єму зруйнованого тіла. При зменшенні r (тонкому подрібненні) об'єм порошинки зменшується швидше ніж площа її поверхні. Це приводить до того, що $\sigma \Delta S \gg K \cdot \Delta V$. При цьому витрати енергії на подрібнення пропорційні поверхні, що утворюється. Оскільки об'єм подрібнюємого матеріалу практично не змінюється, а витрати на

утворення нової поверхні пропорційні поверхні, що утворюється зі зменшенням розміру порошинок питомі витрати енергії швидко зростають і коефіцієнт корисної дії (к.к.д.) процесів механічного подрібнення знижується.

Не дивлячись на це є випадки коли застосування інших методів недоцільно. Наприклад, при отриманні порошоків таких високоактивних матеріалів як магній. Для його подрібнення використовують, зокрема, крацмашину, що уявляє собою металевий барабан, ($\varnothing 200\text{мм}$), на поверхні якого закріплена стрічка з зубцями. Пластину магнію притискують до стрічки і при обертанні барабана вона зішкрібає з пластини окремі частинки порошку. Розмір порошку регулюється діаметром барабану, числом і товщиною зубців на ньому і ін. параметрами.

Для виробництва порошку можна використовувати токарні або фрезерувальні верстати. Це дає змогу отримувати порошок не дрібніше 90 мкм. Але на практиці така технологія використовується рідко оскільки економічно вона не дуже вигідна. Проте дрібну стружку, що утворюється при обробці різанням доцільно використовувати для подальшого подрібнення у млинах різних типів, наприклад, кульових.

Кульові млини уявляють собою металічний циліндричний барабан, в середині якого знаходяться тіла, що подрібнюють – сталні, або тврдосплавні кулі. При обертанні барабану, кулі і порошок пересипаються і порошок подрібнюється. Ступінь подрібнення становить 50-100. З метою підвищення ефективності процесу подрібнення твердих металів доцільно здійснювати у рідкому середовищі. Рідина (ацетон, спирт, або олія) зменшує тертя, перешкоджає злипанню тонких частинок. Окрім того, рідина попадає в мікротріщини, утворює високий капілярний тиск, що також активізує подрібнення. Ще більш тонке подрібнення здійснюють у кульових вібраційних млинах. Одним із недоліків даного методу є те, що подрібнюється не тільки висхідний матеріал, але і кулі. При цьому їх матеріал забруднює отримуваний продукт.

Для виготовлення порошоків з пластичних металів використовують вихрові млини. У робочій камері такого млина розташовані пропелери, які обертаються у протилежних напрямках. Відрізки дроту подають у вихровий струмінь, де вони перетинаються один з одним та подрібнюються. Тривалість розмелу може бути від

декількох годин до декількох діб. Переваги цього способу в тому, що частинки матеріалу подрібнюються в основному внаслідок стикання між собою. Це дозволяє отримувати порошки менш забруднені матеріалом тіл, що подрібнюють.

Механічне подрібнення у млинах дозволяє отримувати композиційні порошки методом так званого механічного легування. При цьому в процесі подрібнення відбувається холодне зварювання різнорідних частинок в «склепані» порошоків з шаруватою структурою. Поступово шари різнорідних компонентів потоншують, а їх число збільшується, що приводить до підвищення гомогенності порошоків. Механічне легування доцільне при отриманні порошоків дисперсно-зміцнених матеріалів, або таких композицій, компоненти яких характеризуються невисокою розчинністю, чи сильно відрізняються густиною.

Диспергування (розпил) розплавів полягає в подрібненні струменю рідини механічною дією (крильчаткою), або за допомогою енергоносія (газу чи води) високого тиску. Цей процес має високу продуктивність, є технологічним, з високим ступенем автоматизації, з порівняно невеликими енерговитратами, екологічно чистий. Він використовується для отримання порошоків багатокомпонентних сталей та сплавів. При цьому перегрів розплаву перед диспергуванням дозволяє отримати високий ступінь його однорідності на атомарному рівні, а охолодження крапель розплаву зі швидкістю понад 10^6 °C/с приводить до утворення частинок які мають аморфну структуру, що дозволяє створювати матеріали з унікальними властивостями.

Руїнування розплавленого металу в результаті зливання його струменем в рідину (наприклад, воду) називають *грануляцією*. Частинки, що отримують у такий спосіб використовують в так званій гранульній технології виробництва. Дана технологія дозволяє отримати матеріал у виді більш пересиченого твердого розчину ніж звичайне гартування, внаслідок чого після старіння виробу, отримані за гранульною технологією, мають більш високі міцнісні характеристики.

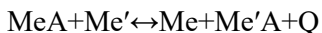
Отримання порошку за цими методами пов'язано зі зміною хімічного складу висхідної сировини. Одним з таких методів є відновлення. З його застосуванням можуть бути отримані порошки різноманітних матеріалів. Висхідною речовиною, як правило, є рудні

концентрати та відходи металургійного виробництва. Реакцію відновлення металу із його з'єднання можна записати у виді:



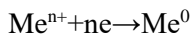
де Me – любий метал, порошок якого бажають отримати; A – неметалева складова (кисень, хлор соловий залишок і ін.); X – відновник; Q – тепловий ефект реакції. Ця реакція іде в сторону отримання Me в тому разі, коли при даних умовах температури і тиску звільнюється вільна енергія (зміна ізобарно-ізотермічного потенціалу ΔG_T реакції має негативну величину). Такі умови можна забезпечити при використанні як відновника тільки речовин, які при температурі реакції мають більш високу хімічну спорідненість до кисню, хлору, фтору чи інших елементів, що входять до складу відновлювальних з'єднань. Як відновник використовують вуглець, водень, метан. Треба мати на увазі, що висновки термодинаміки не завжди дозволяють визначити можливість проходження реакції до кінця, а також оцінити її швидкість.

Металотермічне відновлення засновано на більшій хімічній спорідненості металу-відновника до O, Cl, F. Він використовується для отримання в чистому виді рідкісних металів (Ti, Ir, Ta, Nb, U, Be), а також легких металів (Rb, Cs, Mg, Ba). Металотермічне відновлення може бути описане рівнянням



де Me' – метал відновник.

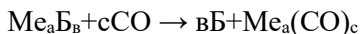
Одержання електролізом порошків Cu, Ag, Fe, In, Ni, Pb, Sn і ін. полягає в розкладі розчинів з'єднань відновлюемого металу або розплаву його солі при пропусканні через них постійного струму. Сутність електроосадження металів полягає в розряді металевих іонів (Me^{n+}) на катоді

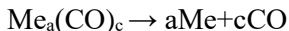


де n – кількість електронів; e – заряд електрона.

В залежності від умов електролізу катодні осадки можна отримувати у виді компактних щільних шарів або кристалів, які потім піддають розмелюванню; а також губчастих м'яких осадків, чорних осадків які являються високодисперсними порошками в готовому для використання виді.

Карбонільний метод схематично може бути представлений як



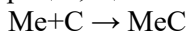


де B-баластні речовини (кисень, соловий залишок, домішки і ін.); a, b, c – коефіцієнти числові значення яких залежать від природи Me.

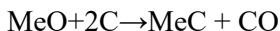
В першій фазі висхідна сировина, що має в складі баластну речовину, взаємодіє з оксидом вуглецю і утворює проміжний продукт карбоніл $\text{Me}_a(\text{CO})_c$, який відокремлюють від баластної домішки і збирають в чистому виді. В другій фазі дисоціацією карбонілу відокремлюють його неметалеvu частину і отримують чистий метал. Оксид вуглецю повертають, щоб знову використовувати в першій фазі процесу. Порошки, отримані даним методом, мають розміри від 1 до 10 мкм. Для зменшення концентрації домішок (до сотих відсотків) порошок піддають термічній обробці у відповідних атмосферах.

Гідриди, карбіди, нітриди, бориди, силіциди мають високі температури плавлення, твердість, модуль пружності і хімічну стійкість тому їх порошки отримують відновленням і прямим синтезом.

Карбіди отримують науглецюванням порошоків металів або їх оксидів твердим вуглецем або вуглемістящими газами. Ефективна взаємодія між ними відбувається при температурах 1000 ... 2000 °C. Зрозуміло, що температура повинна бути нижчою температури плавлення ($t_{пл.}$) карбіду. Спосіб використовується для отримання карбідів W, Ti, Mo, Ta, V і ін. Твердий вуглець використовують у виді сажі. При цьому відбувається процес, що описується реакцією



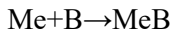
У випадку використання як сировини оксидів металів карбіди отримують за реакцією



Карбідізацію зазвичай проводять у захисній атмосфері (водень аргон) або у вакуумі. Карбіди металів, отримані у вакуумі, відрізняються вищою чистотою, особливо за вмістом газів.

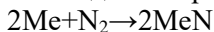
Бориди за одним із способів отримують спіканням метала з бором при температурі 1200 °C і витримці протягом 48 год. – низькотемпературний синтез, або при 1500-1600 °C, і витримці декілька хвилин – високотемпературний синтез.

Бориди утворюються в результаті реакційної дифузії бора в метал за реакцією



Отримані порошки сферичної форми застосовують для наплавки, створення покриттів і ін.

Нітриди перехідних важкоплавких металів отримують азотуванням безпосередньо металів або їх оксидів азотом чи аміаком при 1100-1200 °С і витримці 1 ... 2 години за реакцією



Процес прискорюється якщо метал використовується у виді порошку.

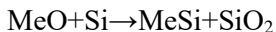
Силіциди отримують наступними способами:

а) спіканням металу з кремнієм, яке проводять в електродугових печах або в індукційних печах у вакуумі чи аргоні.

б) відновленням суміші оксидів металів з SiO_2 та вуглецем в дугових електродугових печах, що відбувається за реакцією



в) відновленням оксидів металів кремнієм при температурі вище 1300 °С але нижчих температури плавлення силіциду описується наступним чином



Самодовільний високотемпературний синтез СВС – базується на використанні сильної екзотермічної взаємодії металів з бором, вуглецем, азотом, кремнієм і ін. металоїдами яка пов'язана з великою теплою утворення продукту, та високими значеннями енергії активації дифузії атомів металоїдів в металах. Ці особливості процесу дозволяють здійснювати реакції в вузькій зоні, що переміщується по речовині внаслідок теплопередачі після локального ініціювання реакції в нагрітій суміші компонентів. Хімічна взаємодія компонентів відбувається в конденсованій фазі навіть якщо один з реагентів знаходиться в газоподібному стані. Процес СВС здійснюють у вакуумі, в середовищі газоподібного або рідкого окислювача. Продукт отримують в твердому стані. Крім простих боридів, карбідів, нітридів є можливість отримувати також складні з'єднання, наприклад, карбонітриди. Температура синтезу 1500 ... 3500 °С. Чистота з'єднань не нижча чистоти вихідних матеріалів.

Найбільш поширені для отримання волокон механічні способи. За одними виробляють тягнутий дріт або стружку шабренням чи шевінгуванням. Потім заготовки ріжуть на куски певної довжини і знежирюють. Також заготовки волокнистого порошку отримують

продавлюванням суміші звичайних порошків через тонкі отвори діаметром < 1 мм. За іншими способами розплав видавлюють через отвір діаметром 50-90 мкм або подають на диск, що швидко обертається, на якому під дією відцентрової сили формуються волокна діаметром 4 ...75 мкм.

Фізико-хімічні способи використовують для отримання ниткоподібних кристалів з досконалою структурою і високою міцністю. Основним є спосіб виробництва вусів відновленням з'єднань металів. Як вихідні матеріали використовують галогеніди, сульфідні, оксиди і ін. газоподібні або тверді речовини. Оптимальні умови здійснення процесу дозволяють отримувати прямі непошкоджені кристали діаметром 1-20 мкм. Також ниткоподібні кристали отримують електролітичним осадженням та вирошуванням із пересиченої газової фази, зокрема випаровуванням у вакуумі з наступною конденсацією пару.

Металічні порошки характеризуються фізичними, хімічними та технологічними властивостями знання яких необхідне для вибору оптимальних значень технологічних параметрів процесів їх переробки в готовий матеріал та виробу.

Під *хімічними властивостями* розуміють концентрацію основного металу, яка як правило, становить 99-98%. Хімічний аналіз порошків проводиться за методиками подібним до проведення аналізу компактних металів.

Характерною особливістю хімічного складу порошків є відносно висока концентрація кисню (0,2 ... 1,5%). Це пов'язано з тим, що внаслідок не насиченості силових полів поверхневих шарів порошинок на поверхні останніх довільно утворюються газові плівки. В зв'язку з великою питомою поверхнею металічних порошків (а вона тим більша чим дрібніші частинки і часто досягає $18\text{ м}^2 / \text{г}$) кількість газів, як адсорбованих на їх поверхні, так і тих, що потрапили в середину порошинок в процесі виготовлення набагато більша ніж в металах отриманих виплавою у виді великих відливок. Наявність великої кількості газу збільшує крихкість порошків і може привести до короблення виробів при нагріванні.

Для деяких порошків характерне самозаймання (пірофорність) при відносно невисоких температурах. Основною причиною цього явища вважають взаємодію порошку з киснем, а деякі металеві

порошки можуть займатись і при відсутності кисню в наслідок взаємодії з азотом вуглекислим газом і ін.

Токсичність порошків. Систематичне вдихання металічних порошків незалежно від їх виду може призвести до професійних захворювань. Частинки розміром менше 4 мкм любого металу є шкідливими для людини. Тому припустимі концентрації (ПДК, мг/м³) аерозолів металів в середовищі, що оточує, достатньо малі і становлять, наприклад для берилію 0,001 6 мг/м³ і 4 ... 6 мг/м³ для заліза. У зв'язку з цим потрібно суворо дотримуватись правил безпечності праці.

Для описання *фізичних властивостей* порошку частіше за все використовують характеристики форми частинок, їх розподіл за розмірами, питомою поверхню, густину та мікротвердість.

Форма частинок багато в чому залежить від методу отримання і може бути кулькоподібною, губчатою, осколочною, тарілчастою, дендритною, плоскою і ін. (табл. 1.1). Форму часток визначають за допомогою мікроскопу. Вона впливає на технологічні властивості порошку, густину, міцність і однорідність пресовок.

Таблиця 1.1 – Форма частинок порошку в залежності від способу отримання

Форма часток	Спосіб отримання порошку
Сферична	Розпилення розплаву та карбонільний
Губчата	Відновлення твердих окисів
Дендритна	Електроліз
Осколочна	Подрібнення твердих матеріалів в кульковому млину
Тарілчаста	Подрібнення у вихровому млину
Каплеподібна	Розпилення розплаву

Як критерії форми частинок використовують:

- фактор нерівноосності (видовженості)

$$\Phi_n = \frac{l_{\max}}{l_{\min}}$$

де l_{\max} і l_{\min} – відповідно найбільший та найменший розміри даної частинки;

- фактор розвинутості поверхні частинки – відношення квадрату спостерігаемого периметра частинки P до займаємої нею площі S

$$\Phi_p = \frac{P^2}{S}$$

На практиці ніколи не зустрічаються порошки із частинок одного розміру. Сукупність частинок з розмірами що належать вибраному інтервалу називають *фракцією*. В залежності від розмірів частинок порошки умовно поділяють на: ультрадисперсні < 0,1 мкм; високодисперсні 0,1-10 мкм; дрібні 10-40 мкм; середні 4-250 мкм; крупні 250-1000 мкм.

Кількісний вміст маси частинок в окремих фракціях по відношенню до загальної кількості порошку називається *гранулометричним складом* порошку. Для визначення гранулометричного складу використовують ситовий, мікроскопічний, седиментаційний, лазерний, рентгенівський та ін. методи.

Досить широкі можливості, високу точність, а останнім часом і здатність до автоматизації має мікроскопічний метод. Мікроскопічний аналіз проводять з застосуванням мікроскопа з встановленим окуляр-мікрометром. За допомогою шкали останнього визначають розміри окремих порошинок в пробі і підраховують відсотковий склад частинок, що за розмірами відносяться до певної фракції. Вміст окремої фракції X , % розраховують за формулою

$$X = \frac{G_n}{G} 100 \%$$

де G_n – кількість порошинок, що за розмірами належать до даної фракції, G – кількість порошинок у пробі. Даний метод дозволяє розділити на фракції порошки з розмірами від 10 Å до 1 мкм. Тривалість мікроскопічного аналізу можна зменшити застосуванням сканувальних мікроскопів при похибці вимірювання < 2 %.

Відображення результатів дисперсного аналізу може бути виконане, у виді таблиць або диференційної кривої розподілу (рис. 1.1), яка характеризує відносний склад окремих фракцій порошку. Кожна фракція відображається у виді прямокутника основа

якого дорівнює інтервалу розмірів даної фракції (Δd), а висота дорівнює відсотковому складу фракції віднесеному до величини інтервалу розмірів частинок (порошинок) в даній фракції.

Форма і розмір частинок порошку визначають величину *питомої поверхні*, під якою розуміють сумарну поверхню усіх частинок порошку в одиниці об'єму або маси. Вона може бути від 0,01 м²/г до декількох десятків квадратних метрів на 1 г і більше. Величина питомої поверхні залежить від розміру порошинок і ступеню розвинутої їх поверхні, яка визначається умовами отримання порошків.

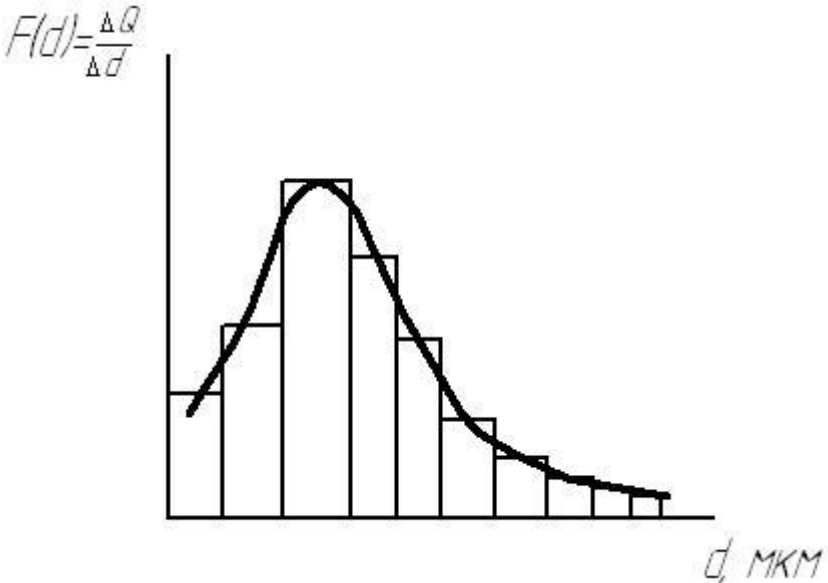


Рисунок 1.1 – Диференційна крива, що описує гранулометричний склад порошку

Досить точно визначити цю характеристику можна адсорбційним методом в основі якого лежить припущення, проте що молекули адсорбованої речовини на поверхні твердих тіл розміщуються мономолекулярним шаром. Газом – адсорбентом може бути криптон, аргон і ін. Серед статичних методів найбільш поширений манометричний. Сутність його полягає в тому, що пробу

порошку (10-20 г) поміщають в герметичний посуд, дегазують у вакуумі і потім напускають пари азоту або метанолу і фіксують тиск ртутним манометром. Через деякий час зафіксований тиск газу, знижується в результаті адсорбції парів на поверхні частинок порошку. За різницею тисків азоту чи метанолу до і після адсорбції розраховують величину адсорбції (мг/г). Вважаючи, що одна молекула у адсорбованому моно шарі при використанні, зокрема, метанолу незалежно від природи поверхні при кімнатній температурі для багатьох металів займає площу біля $0,2 \text{ nm}^2$ можна визначити питому поверхню порошку ($\text{m}^2/\text{г}$).

Більш продуктивними є динамічні методи газової хроматографії, які базуються на різній адсорбції компонентів газової суміші поверхнею адсорбента (порошку, що аналізують).

Густина окремих частинок порошку відрізняється від теоретичної густини матеріалу, внаслідок наявності невідновлених оксидів, мікропор та ін. дефектів. Також густина може змінюватись при тривалому зберіганні порошків внаслідок змінення вмісту кисню. Найбільші відхилення густини від теоретичної спостерігається у відновлених порошків. Для визначення густини порошку широко використовують пікнометричний метод.

При застосуванні даного методу зважений сухий пікнометр – (сосуд з відомим об'ємом) засипають порошком на $2/3$ об'єму і зважують. Об'єм пікнометра, що залишився заповнюють пікнометричною рідиною (спирт, гас). Пікнометр з рідиною і порошком знову зважують і пікнометричну густину γ_k визначають за формулою

$$\gamma_k = \frac{P_2 - P_1}{V - \frac{P_3 - P_2}{\gamma_{\text{рідини}}}}$$

де P_1 – маса пікнометра, г

P_2 – маса пікнометра з порошком, г;

P_3 – маса пікнометра з порошком і рідиною;

V – об'єм пікнометра, cm^3 ;

$\gamma_{\text{рідини}}$ – густина рідини, $\text{г}/\text{cm}^3$.

Крім рідинної застосовують також газову пікнометрію при якій використовують дані про витіснення газу (повітря, гелію і ін.) із

каліброваного пікнометра. Для підвищення точності визначення γ_k використовують вакуумні пікнометри.

Зручною мірою пластичності матеріалу порошку є *мікротвердість*. Для її визначення досліджуваній порошок змішують з бакелітом, пресують під тиском 1-2 т/см² в невеликі брикети, які потім нагрівають до 100-140 °С для полімеризації бакеліту. Одну грань полірують. Мікротвердість визначається за допомогою приладу ПМТ-3. Мікротвердість порошку залежить від вмісту в основному матеріалі різних домішок, легувальних елементів, спотворення кристалічної ґратки і ін.

Дані властивості відображають дію сил зчеплення між частинками, що за природою можуть бути електростатичними, вандер-вальсовими, адгезійними та їх поведінку при технологічних процесах і являються важливими характеристиками оцінки якості порошкових матеріалів та заготовок.

Насипна густина $\gamma_{\text{нас}}$ уявляє собою масу одиниці об'єму вільно насипаного порошку і є об'ємною характеристикою. Насипна густина порошку залежить від густини металу і щільності укладки його частинок. Насипна густина тим вища, чим більші за розміром порошинки. Значний вплив на насипну густину чинить гранулометричний склад порошку. Зокрема збільшення дрібних фракцій в порошок призводить до зменшення насипної густини внаслідок утворення більшої кількості пустот. При великій різниці в розмірах крупних і дрібних порошинок насипна густина порошку може підвищитись при додаванні дрібних, оскільки пустоти між великими частинками заповнюються дрібні. Проте частіше з збільшенням питомої поверхні порошків зменшується їх насипна густина і навпаки.

Знання насипної густини необхідне при конструюванні пресформ, так як дозу порошку при пресуванні частіше відмірюють об'ємними методами. Тому контроль насипної густини є необхідною умовою.

З насипною густиною порошку пов'язана «усадка» при спіканні. Як правило, чим менша насипна густина, тим більше усадка. Насипна густина визначається у всіх технічних умовах на металеві порошки за ГОСТ 19440-74.

Насипна густина порошку розраховується за формулою

$$\gamma_{нас} = \frac{G_2 - G_1}{V}, \text{ г/см}^3,$$

де G_1 – маса мірки, г; G_2 – маса мірки з вільно насипаним порошком, г; V – об'єм мірки, см^3 .

Величину, зворотну насипній густині називають *насипним об'ємом*

$$V_{нас} = 1/\gamma_{нас} \text{ см}^3/\text{г}.$$

Він уявляє собою об'єм, що займає одиниця маси вільно насипаного порошку.

Пористість показує частку об'єму, займаемого в порошку порами і визначається за формулою

$$П = \frac{(V_{нас} - V_{\kappa})}{V_{нас}} = \frac{(\gamma_{\kappa} - \gamma_{нас})}{\gamma_{\kappa}} = 1 - \frac{\gamma_{нас}}{\gamma_{\kappa}},$$

де $V_{\kappa} = 1/\gamma_{\kappa}$ – питомий об'єм компактного матеріалу.

Відносна густина θ характеризує частку об'єму, що займає в порошку матеріал частинок.

$$\theta = \gamma_{нас} / \gamma_{\kappa}$$

Насипну густину можна збільшити обкаткою, за допомогою конусних барабанів, які обертаються; відпалом порошоків при високих температурах, що приводить до сглажування поверхні порошку та ін. змінами режимів отримання порошку.

Плинність. Визначається за ГОСТ 20899-75 та уявляє собою кількість секунд, за які 50 г порошку витікають через калібрований отвір $\varnothing 2,5$ мм конусного посуду. Плин порошку відіграє важливу роль, коли при автоматичному пресуванні його швидкість визначає швидкість заповнення прес-форми і відповідно продуктивність процесу.

Пресуємість – оцінює здатність порошку утворювати під дією тиску тіло, що має задані розміри, форму і густину. Ця характеристика якісно оцінює властивості порошку, що пов'язані з його здатністю до ущільнення та формуємості. Для оцінки пресуємість використовують діаграми пресування – залежності густини спресованих брикетів від тиску пресування.

Формуємість порошку – оцінюється здатністю спресованого з нього брикету зберігати надану форму. Формуємість визначають по

зовнішньому вигляду спресованого брикету (відсутності осипання, тріщин) або при випробуванні брикету на стискання при повільному навантаженні за формулою

$$\Phi = \sigma_{\text{стиск}} / P_{\text{пит}}$$

де Φ – показник формуємості;

$\sigma_{\text{стиск}}$ – міцність на стискання;

$P_{\text{пит}}$ – питомий тиск пресування .

Для якісної оцінки формуємості порошку також використовують барабану пробу – випробування при якому брикети певних розмірів з досліджуемого порошку зважують, завантажують у сітчастий барабан і оброблюють при швидкості його обертання 60 об/хв. Після 15 хв. оброблення брикети знову зважують. За різницю в їх масі до і після оброблення оцінюють формуємість.

1.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання лабораторної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Методи отримання металевих порошоків.
2. Фізичні, хімічні та технологічні властивості порошоків; способи їх визначення та застосування.

1.3. Контрольні питання

1. Описати виготовлення металевих порошоків механічними методами.
2. Описати виготовлення металевих порошоків диспергуванням розплавів.
3. Одержання металевих порошоків відновленням.
4. Які процеси відбуваються при виготовленні металевих порошоків електролізом?
5. В чому полягає карбонільний метод одержання металевих порошоків?
6. Основні хімічні властивості порошоків.
7. Охарактеризувати фізичні властивості порошоків (критерій форми, фактор розвинутості поверхні частинок, питома поверхня порошоків) та їх застосування.

8. Охарактеризувати технологічні характеристики порошоків та їх застосування.

9. Способи визначення та мета використання характеристик плинність, пресуємість, формуємість.

1.4. Матеріали і устаткування

Набір шліфів порошоків, мікроскоп, Прилад ПНТ 3.

1.5. Вказівки з техніки безпеки.

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

1.6. Порядок виконання практичної роботи

Ознайомитися зі зразками порошоків та технологією їх виготовлення. Дослідити їх структуру та властивості.

Визначити фізичні властивості порошоків вказані викладачем. Результати випробувань відобразити у виді таблиць.

1.7 Зміст звіту

Мета роботи, аналіз отриманих результатів з застосуванням теоретичних відомостей щодо досліджуємих питань, висновки відносно вивчених властивостей порошоків.

1.8. Література

1. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия [Текст]: учеб. пособие для вузов / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон; М.: Металлургия, 1991. – 16 – 278 С.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 2

Вивчення структури та властивостей порошкових матеріалів з конструкційних легованих сталей

Мета роботи: дослідження особливостей складу, структури та властивостей порошкових легованих сталей.

2.1. Загальні відомості

Для порошкових сталей загального призначення - прийняті наступні позначення: СП сталь порошкова; наступні дві цифри - вміст вуглецю в сотих частках відсотка (СП30 - сталь із ~ 0,3 % С); наступні букви, як і для литих сталей, - легувальні елементи (Д - мідь, Х - хром, Г - марганець, Н - нікель, П - фосфор і ін. Цифри після символів вказують вміст цих елементів у відсотках, а цифра після дефіса показує пористість матеріалу у %. Наприклад, СП90Д3-3 - сталь порошкова з вмістом 0,9 % С, 3 % Сu з пористістю біля 3 %. Для залізграфітових матеріалів у радянській літературі можна зустріти й іншу систему позначення: так, вищенаведена сталь позначається ЖГрД3. Американський стандарт, випущений в 1984 р. Федерацією промисловості порошкової металургії, передбачає іншу систему позначень. Наприклад, схожа марка матеріалу системи залізо - графіт - мідь позначається FC-0208-60: 2 % Сu, 0,8 % С, мінімальне значення границі плинності $6 \cdot 10^3$ фунтів на квадратний дюйм (psi), або 420 МПа. Для позначення легувальних елементів прийняті наступні символи: С - мідь, N - нікель, М - марганець, Y - фосфор і ін.

На структуру та властивості порошкових легованих сталей суттєво впливає технологія їх виробництва. Вона багато в чому визначає гомогенність та пористість кінцевого продукту.

Найбільш гомогенний розподіл легувальних елементів мають сталі отримані з готових легованих порошків, зокрема отриманих розпиленням рідкого металу, але внаслідок вищої твердості цих порошків, що уявляють собою леговану сталь, виникає необхідність у підвищенні тиску пресування, (майже на 40 %) що приводить до пришвидшеного зношування прес-форм. Крім того такі порошки більш коштовні порівняно з порошками отриманими іншими способами.

Вказаний недолік менш притаманний так званим частково легованим порошкам, у яких частинки легувальних елементів як би скріплені із порошинками заліза. Однак незважаючи на очевидні переваги використання легованих або частково легованих порошоків, для виготовлення конструкційних деталей досить широко застосовують і шихтовий варіант, що уявляє собою полікомпонентну суміш.

Він технологічно найбільш простий та найменш коштовний. Його недоліком є необхідність у тривалих витримках при спіканні для покращення гомогенності структури сталі. Проте в багатьох випадках непотрібна висока ступінь гомогенності і достатньо проведення короткочасного, але економічно вигідного спікання.

Тривалий час порошкові сталі загально машинобудівного призначення внаслідок підвищеного вмісту шкідливих домішок та пористості поступалися за властивостями сталям отриманим традиційними металургійними методами і покращувати їх якість легуванням та термообробкою в багатьох випадках було економічно не вигідним. На сьогодні розвиток МПМ дозволив зменшити вплив вказаних недоліків у зв'язку з чим набуло актуальності вивчення можливостей підвищення властивостей таких матеріалів легуванням та термообробкою. Далі розглядається вплив легувальних елементів що досить часто використовують в порошкових сталях – міді, кремнію, хрому та молібдену.

Одним із найбільш важливих легувальних елементів порошкових сталей є *мідь*. Оскільки вона більш пластична та менш тверда порівняно з залізом додавання її в порошок покращує пресуємість та формуємість. Відповідно результатам досліджень Азенкольба додавання міді підвищує міцність спеченої сталі, особливо при невисокому вмісту вуглецю; зменшує усадку пресовок, що дозволяє отримувати деталі чи заготовки точних розмірів, а відповідно зменшити припуски на наступну обробку.

Вказаний вплив міді пояснюється:

- розширенням ґратки заліза внаслідок розчинення міді;
- пенітрацією кристалічних границ і поширенням по ним рідкої міді.

Якщо міжповерхнева вільна енергія на границі твердої та рідкої фаз (γ_{SL}) менше вільної енергії кристалічної границі (γ_{gb}) більше ніж

на половину рідка фаза проникає через кристалічну границю, що спостерігається в системі залізо мідь. Ця теорія задовільно пояснює зростання формовок заліза з міддю при температурах вище температури плавлення міді. Завеликий ріст формовок з міддю можна дещо компенсувати додаванням інших елементів, наприклад нікелю.

Залізомідні сплави мають схильність до дисперсійного твердіння, що можна використовувати для їх зміцнення гартуванням з старінням.

З метою підвищення властивостей залізомідних сплавів в них додають графіт. При цьому твердість та міцність підвищуються в більшому ступені ніж це можна було очікувати від цих елементів при веденні їх окремо. Додавання графіту у вказані сплави зменшує ріст формовок при спіканні, а додавання міді сприяє отриманню більш однорідної структури, зменшує усадку, що стабілізує розміри заготовок та підвищує твердість. Введення в залізграфітові сплави 2 % мас. міді підвищує зносостійкість внаслідок утворення твердого розчину та протіканню процесів дисперсійного твердіння. Підвищення властивостей даних матеріалів досягається і якщо в залізну основу вводити не чисту мідь, а наприклад, бронзу або використовувати міднення залізних порошків, з наступним нанесенням на них шару олова. В процесі подальших технологічних операцій (пресування та спікання) деяка частка міді розчиняється в залізі і тим самим зміцнює його, а інша частка розчиняє в собі олово, утворює бронзу, що підвищує антифрикційні властивості. Матеріали отримані у такий спосіб наближаються за властивостями до литих бронз.

Кремній набув широкого застосування для одержання електротехнічної та спеціальної графітізованої сталі, у структурі якої після відпалу утворюються включення вуглецю відпалу (графіту). Графітізовану сталь застосовують для виготовлення виробів, що працюють в умовах зношування. У порошкові матеріали на залізній основі теж вводять кремній для одержання магнітно-м'яких матеріалів, конструкційних та графітізованих сталей. Кремній відноситься до числа елементів, що повільно розчиняються в залізній основі, тому одержання гомогенного твердого розчину в порошкових залізкремнистих матеріалах можливо лише при застосуванні підвищених температур і тривалих витримок, наприклад 1300 °С протягом 20 годин.

Структура матеріалу, отриманого МПМ спеченого при більш низьких температурах та менших витримках, уявляє собою кременистий ферит, що відрізняється від виплавляемого меншою однорідністю за хімічним складом. Крім того, у структурі порошкових залізокремнистих матеріалів присутні включення розташовані по границях зерен у вигляді суцільної або розірваної сітки, які уявляють собою дісіліциди заліза.

Здійснення спікання за більш економною технологією, наприклад, при температурі 1150 °С впродовж 2 годин приводить тільки до розчинення частинок кремнію в залізній основі. Проте дана технологія спікання хоча і приводить до розчинення кристалів кремнію в залізі, але не забезпечує завершення процесу гомогенізації твердого розчину. На місці частинок, що розчинилися, утворюються області з підвищеним вмістом кремнію. Вміст кремнію усередині контуру ділянки де знаходилась частинка кремнію, що розчинилась, у середньому в 5 ... 10 разів більше його вмісту за межею контуру, а на деякій відстані від областей, оточених контурами частинок, що розчинилась, присутність кремнію взагалі не виявляється.

Графітизація порошкових сталей знижує механічні і позитивно впливає на антифрикційні властивості, зокрема, на коефіцієнт тертя, зменшуючи його в 2 - 2,5 рази порівняно зі сталями, спеченими без утворення структурно-вільного вуглецю. Оптимальний комплекс механічних властивостей серед графітизованих сталей має кремнієвомідніста сталь. Гартування та низький відпуск графітизованих сталей, підвищує міцність і твердість металічної матриці, що сприяє збільшенню припустимих робочих навантажень та зниженню коефіцієнту тертя. Наприклад, якщо між чавуними деталями схоплювання відбувається при напруженні 3,67 МПа, то в порошкових сталей цього не спостерігається навіть при напруженні 5,15 МПа.

Хром підвищує міцність, прогартованність, надає сталі особливих властивостей, тому його застосовують для легування порошкових сталей.

Властивості порошкових хромистих сталей в значній мірі залежать від способу введення хрому і формуючої в залежності від цього структури. Введення хрому у виді чистого порошку поліпшує технологію виробництва, проте приводить до формування гетерогенної структури, що обумовлено сповільненням процесів

розчинення хрому в залізній основі внаслідок його високої здатності до окислювання та карбідоутворення. Так при спіканні хромистої сталі, отриманої з механічної суміші чистих компонентів, завдяки дифузії вуглецю та заліза до частинок хрому починається утворення карбідів. На місці нерозчинившихся частинок хрому утворюються карбіди $(Fe,Cr)_3C$ і $(Fe,Cr)_{23}C_6$, що мають твердість 892 -1430 *HV*. Навколо карбідів з'являється зона, збагачена вуглецем, яка уявляє собою твердий розчин хрому в залізі з підвищеною концентрацією і має високу мікротвердість 376 ... 592 *HV*. Біля зони, збагаченої вуглецем, розташовуються ділянки мікроструктури, збіднені вуглецем, які далі переходять в основу, що складається з ділянок хромистого фериту та евтектоїда $Fe_\alpha + (FeCr)_3C$ з мікротвердістю відповідно 80 ... 100 і 224 ... 322 *HV*.

В процесі витримки при спіканні відбувається деяке вирівнювання концентрації вуглеці та хрому, але повної гомогенізації твердого розчину при температурах спікання до 1150 ... 1200 °С не відбувається, в результаті чого в спеченій хромистій сталі спостерігається весь спектр структур від феритної до троостомартенситної. При цьому твердість основи коливається від 1,02 до 6,52 ГПа. Зі збільшенням кількості хрому росте об'ємна частка первинних карбідів, середній розмір яких становить 18 - 22 мкм.

Одержання хромистих сталей з легованих порошків хоча і ускладнює технологію виробництва, проте забезпечує формування більше однорідної структури. Пластичність сталей з легованих порошків у три - чотири рази вище, ніж сталей отриманих із сумішей порошків. Міцність на розрив приблизно така ж як і для низьколегованих сталей та трохи вище для високолегованих сталей з легованих порошків порівняно з сталями отриманими з суміші окремих елементів. Низька пластичність і зниження міцності високолегованих хромистих сталей, отриманих змішуванням порошків окремих елементів, пов'язані з підвищеною гетерогенністю структури.

Зменшення гетерогенності структури може бути досягнуто збільшенням дисперсності вихідних порошків, або введення в суміш порошків легувального елемента у виді його карбіду, наприклад, хрому у виді Cr_3C_2 . Цей вид карбіду досить стійкий проти окислювання й при спіканні добре розчиняється в залізі. Введення

вказаного карбїду у видї частинок розмірами 5-10 мкм забезпечує одержання гомогенної структури при температурі 1200 °С за 1 годину. При цьому максимум міцності (700 МПа) досягається при вмісті карбїду не більше 4 %. Гомогенна структура такого матеріалу без додавання вказаного карбїду досягається лише спіканням при 1280 °С в продовж 1,5 год. Проте зважаючи на необхідність в цьому випадку додаткових витрат на подрібнення, або застосування твердих частинок карбїдів робить більш доцільним для одержання стабільної структури та високого рівня міцностних характеристик використання гомогенних порошків легованих сталей.

Збільшення ступеня однорідності структури хромистих сталей можна одержати, застосуванням різних способів хіміко-термічної обробки, введенням до складу матеріалу солей, що містять хром, і порошки ферохрому.

Подальшого підвищення властивостей порошкових залізохромистих композицій можна досягнути сполученням легування з одержанням волокнистої структури. Наприклад, як вихідний матеріал можна використати суміш порошків, що містить 98 % залізного порошку ПЖ2М, 0,8 % олівцевого графіту та 4 % порошку високохромистої сталі ПХ30 до складу якої входить 30 % хрому. Після спікання та пресування заготовка з такої суміші має гетерогенну структуру, що складається із залізовуглецевої матриці та неповністю розчинених частинок хромистої сталі ПХ30. Дану заготовку піддають штампуванню з метою надати їй потрібну форму, зокрема, шестерні. При цьому пластичне формоутворення зуба приводить до утворення в поверхневому шарі волокнистої структури, яка складається з частинок сталі ПХ30 у виді волокон, що неповністю розчинилися при спіканні та волокон з залізовуглецевої матриці. Напрямок (волокон як тих так і інших) співпадає з напрямком розтягувальних напружень у корені зуба.

Після термообробки високоміцні хромисті волокна набувають структуру легованого мартенситу з мікротвердістю 850 - 910 *HV*, а залізовуглецева матриця (теж у виді волокон) структуру високовуглецевого мартенситу з мікротвердістю 590 - 630 *HV*. Така структура забезпечує високі значення втомної міцності матеріалу зубців та значний опір росту втомної тріщини.

Схильність порошкових сталей, отриманих з механічних сумішей чистих компонентів, до формування гетерогенної структури, може бути використана як позитивна властивість при створенні зносостійких матеріалів, що мають нерівноважну грубогетерогенну структуру. Така гетерогенна структура дозволяє знизити схильність до мікросхоплювання і підвищити зносостійкість даних матеріалів.

Прикладом таких матеріалів є порошкова конструкційна хромиста сталь марки ЖЧ25Х3, більш зносостійка, ніж сталь ШХ15 та цементована сталь 20Х. Температура спікання цих сталей вибирається такою, щоб не відбувалася гомогенізація хрому. Структура матеріалу уявляє собою перлітоферит з відносно великими включеннями ферохрому, які мають високу порівняно, з гомогенною металевою матрицею твердість. Створена як аналог (за хімічним складом) сталі ШХ15 порошкова сталь ЖЧ20Х3 має більшу зносостійкість, незважаючи на пористість у 10 - 12 % хоча поступається їй за міцністю та твердістю. Випробування в режимі граничного тертя зі сталлю Р9 при швидкості 2,5 м/с і тиску 3,4 МПа показали, що матеріал ЖЧ20Х3 за зносостійкістю перевершує сталь ШХ15 в 5 разів. Промислове застосування порошкових деталей масляного насоса ковальсько-пресового встаткування, виготовлених зі сталі ЖЧ20Х3, дозволило підвищити ресурс масляного насоса з 3 до 12 тис. год.

Молібден сприятливо впливає на антифрикційні властивості залізграфітових матеріалів: зменшує коефіцієнт тертя й зношування, підвищує максимальне навантаження до схоплювання. Особливо цей вплив помітно на матеріалах, підданих хіміко-термічній обробці. В присутності вуглецю коефіцієнт дифузії молібдену в залізі вище, ніж коефіцієнт дифузії хрому, тому структура матеріалів, легованих молібденом, більше однорідна і уявляє в спеченому стані легований перліт з карбідами, а після хіміко-термічної обробки – мартенсит із залишковим аустенітом і карбідами типу $Me_{23}C_6$ і Me_3C . Мікротвердість основи сталей з збільшенням в них концентрації молібдену безупинно підвищується. Більш висока однорідність молібденових сталей у порівнянні із хромистими пояснюється також і тим, що карбід хрому утворюється при температурах 900 ... 950 °С, у той час як утворення карбіду молібдену починається лише при температурах 1100 °С і вище. Таким чином, розчинення молібдену здійснюється дифузиею молібдену в залізо, а у хромистих сталях

спочатку утворюється карбід хрому, а потім уже починається його розчинення в залізній основі. У сталях, легованих молібденом, об'ємна частка карбідів більше, а їх середній розмір значно менше, ніж у хромистих сталях.

Зазвичай молібден додається в порошок сталі разом з нікелем, міддю та марганцем. Це обумовлено тим, що молібден коштовний легувальний елемент. Додавання молібдену в сталі, що містять 2 % нікелю, 1 % марганцю та 0,4 % вуглецю, підвищує границю міцності приблизно на 130 МПа та твердість, але відносно подовження при цьому знижується до 1 %, проте його можна покращити підвищенням температури спікання.

Сумісне легування сталі хромом і молібденом дає можливість виробляти сталі, що мають більш високу зносостійкість порівняно з хромистими та нижчу коштовність ніж молібденові. Структура хромомолібденової сталі більш однорідна порівняно з хромистою та молібденовою. Найнижчу гетерогенність має сталь, що містить приблизно однакові кількості молібдену та хрому. Підвищення температури та часу витримки спікання даних сталей сприяє дифузійній рухомості атомів і інтенсифікує процеси розчинення легувальних елементів, що в свою чергу приводить до насиченості ними твердого розчину і відповідно збільшенню кількості залишкового аустеніту.

Для підвищення властивостей сталі даного типу піддають цементації з наступною термообробкою. Сприятливий вплив хіміко-термічної обробки на антифрикційні властивості хромомолібденових сталей пояснюється, як суттєвим підвищенням твердості, так і зменшенням гетерогенності структури. При цьому, якщо структура спеченої сталі складається з мартенситу, тростомартенситу, залишкового аустеніту та карбідів розміром від 2 до 30 мкм в кількості 5 ... 10 % об'ємн., то сталь після хіміко-термічної обробки має мартенситну структуру з рівномірно розподіленими спеціальними карбідами частка яких збільшується до 45 % об'ємн. В даному випадку дрібні рівномірно розташовані карбіди, що виступають над поверхнею тертя, сприймають навантаження та зрізують містки захоплення і тим самим зменшують коефіцієнт тертя.

Інший спосіб виробництва хромомолібденових сталей з однорідною структурою – науглецювання попередньо спеченої хромомолібденової безвуглецевої композиції. Відсутність вуглецю

сприятливо впливає на розчинення легувальних елементів оскільки не відбувається зв'язування їх в карбіди, що перешкоджає дифузії їх складових в твердий розчин. Спечені заготовки потім піддають хіміко-термічній обробці. Структура науглецьованого шару після такої обробки уявляє собою мартенсит з рівномірно розташованими дисперсними карбідами, що мають середній розмір 1 мкм. При цьому порошкова сталь характеризується високим ступенем гомогенності твердого розчину за хромом та молібденом.

Підвищити властивості порошкових матеріалів можна захистом від корозії, покращенням їх структури різними видами термічної, хіміко-термічної та термомеханічної обробки. Наприклад, зміцнення може бути досягнене утворенням твердих розчинів, змінення дисперсності гетерогенних структур або фіксуванням метастабільних структур типу мартенситу. Вказані види обробок порошкових сталей мають ряд особливостей, обумовлених насамперед залишковою пористістю, а також хімічною і структурною неоднорідністю, зниженою тепло - та температуропровідністю.

Залишкова пористість порошкових сталей впливає на ріст зерна аустеніту при нагріванні сталей. Спінання порошкових сталей виконується при температурах 1100-1200 °С, що набагато перевищує температурний інтервал перліто-аустенітного перетворення. З огляду на тривалість спікання, що становить 1 ... 2 год і більше, ця технологічна операція, здавалося б, повинна приводити до формування дуже великого аустенітного зерна. Проте, грубозернистої структури в порошкових сталях, як правило не спостерігається. Схильність до росту зерна аустеніту в порошкових сталях значно нижча, ніж у кованих. Наявність пор, а також особлива будова контактних ділянок між вихідними частинками порошоків перешкоджають росту зерна аустеніту аналогічно впливу гетерогенних включень у литих сталях. Границі зерен, що ростуть при зустрічі з порами блокуються ними і залишаються нерухомими навіть при тривалій аустенітизації. Найбільш сильне гальмування границь зерен спостерігається біля пор з неправильно розгалуженою формою. При тривалих витримках і високих температурах, коли починається процес сфероїдизації та збільшення крупніших пор за рахунок зменшення дрібних, їх гальмувальна дія знижується і ріст зерна прискорюється.

Особливості структурного стану порошкових сталей, зокрема, пористість впливає на кінетику фазових перетворень в сталі при нагріванні та охолодженні. Встановлено, що збільшення пористості викликає зниження критичних точок перліто-аустенітного перетворення при нагріванні та підвищення - при охолодженні, що приводить до зменшення інтервалу теплового гістерезису. Особливо добре помітний даний ефект при підвищених швидкостях нагрівання і охолодження.

Пористість підвищує температуру початку мартенситного перетворення. Причому вказане явище супроводжується падінням твердості мартенситу, що ймовірно, відбувається внаслідок самовідпуску в процесі охолодження від температури M_n до кімнатної. Відповідно рентгеноструктурним даним при постійному складі та однакових умовах гартування зі збільшенням пористості зменшується тетрагональність мартенситу. Так, якщо для литої сталі У8 тетрагональність мартенситу дорівнює 0,1088, то для порошкової з таким же вмістом вуглецю – 0,1035 при пористості 7 ... 9 % і 0,1022 при пористості 26 ... 28 %.

Пористість впливає не тільки на температуру перліто-аустенітного та мартенситного перетворень, але й на кінетику розпаду аустеніту як в ізотермічних умовах, так і при безперервному охолодженні. Так у сталі ЖГр0,8 зі збільшенням пористості до 25 % стійкість переохолодженого аустеніту зменшується. При цьому С-подібні криві зміщуються вліво, область мінімальної стійкості аустеніту переміщується убік підвищених температур, а загальний час ізотермічного розпаду Аустеніту зростає.

Термокінетичні діаграми порошкової сталі ЖГр0,8 різної пористості, свідчать про те, що і в цьому випадку вплив пористості в основному позначається на зниженні стійкості аустеніту. Зі збільшенням пористості час інкубаційного періоду зменшується, а область мінімальної стійкості аустеніту зміщується убік більш високих температур. Ці дані показують, що і при безперервному охолодженні порошкових сталей ступінь переохолодження, зі збільшенням пористості зменшується.

При дослідженні закономірностей перетворення аустеніту порошкових сталей, легованих хромом, нікелем, молібденом, в умовах безперервного охолодження встановлено, що зниження пористості досліджених сталей супроводжується збільшенням стійкості аустеніту

відповідно зменшенням критичної швидкості гартування та зниженням температури початку мартенситного перетворення. Збільшення пористості порошкових сталей викликає підвищення критичних точок A_1 і A_3 .

Таким чином, пористість впливає на кінетику й положення критичних точок аустеніто-перлітного перетворення, знижує стійкість переохолодженого аустеніту та підвищує температуру початку мартенситного перетворення. Це можна пояснити тим, що пористий аустеніт має вищу поверхневу енергію і тому є термодинамічно менш стійким у порівнянні з переохолодженим аустенітом литих сталей. Крім того, вільна від контактів поверхня пор зменшує роботу утворення зародків нової фази, тим самим створює сприятливі умови для їхньої швидкої появи при високих температурах.

В даному випадку при вивченні впливу пористості на вказані параметри, необхідно обов'язково враховувати зменшення теплопровідності з підвищенням пористості порошкових матеріалів, що може привести до суттєвих методичних помилок, зокрема у визначенні температури зразка або зменшенню ступеня переохолодження.

Одержання порошкових легованих сталей за допомогою механічного змішування порошків не дає того ступеня гомогенності твердого розчину, що може бути досягнута у випадку застосування легovanого порошку. У зв'язку з цим термічна обробка порошкових легованих сталей, отриманих із механічних сумішей вихідних компонентів, має свої особливості.

Ступінь гомогенності твердого розчину впливає на критичну швидкість гартування порошкових сталей. Так, для сталі, отриманої шляхом змішування порошків, що містить 2 % Ni, 0,5 % Mo; 0,9 % C критична швидкість гартування складає $19 \pm 1,3$ °C/c, у той час як у сталі того ж складу, але отриманої з гомогенізованого легovanого порошку - $2,25 \pm 0,07$ °C/c.

За даними Гуляєва А.П. ділянки мікронеоднорідності, можуть бути центрами кристалізації, і тому вони є найбільш імовірними місцями гетерогенного виникнення зародків нової фази, що створює сприятливі умови для перліто-аустенітного і аустеніто-перлітного перетворень та для виникнення зародків мартенситу при мартенситному перетворенні. При цьому, якщо концентраційна

неоднорідність досягає певної величини в достатній для утворення зародка критичного розміру області простору, то можлива поява центра нової фази. Неоднорідність розподілу концентрацій може бути джерелом концентраційних напружень, що викликають дифузійні потоки усередині продукту розпаду, внаслідок чого ріст зародків нової фази прискорюється.

Оскільки неоднорідність твердого розчину спечених сталей зростає зі збільшення вмісту легувальних елементів, вона повинна впливати на стійкість переохолодженого аустеніту порошкових сталей з різним ступенем легованості.

Побудова діаграм ізотермічного перетворення переохолодженого аустеніту порошкових хромомолібденових сталей, показала, що вони так само як і литі, мають дві області мінімальної стійкості аустеніто-перлітну та проміжну. Зі збільшенням кількості легувальних елементів у вказаних сталей спостерігається деяке розширення області максимальної стійкості аустеніту. Проте, незважаючи на високий ступінь легованості, при ізотермічній витримці, розпад аустеніту в спечених сталях починається раніше, ніж у литих того ж складу. Збільшення сумарного легування з 4 до 15 % практично не приводить до підвищення стійкості аустеніту порошкових сталей. Це пояснюється тим, що зі збільшенням кількості легувальних елементів не тільки сповільнюється дифузія, але і зростає неоднорідність твердого розчину. Присутність у матриці областей мікронеоднорідності сприяє прискоренню перетворення, у зв'язку з тим, що в цих областях легше виникають зародки нової фази.

Аналізу діаграм ізотермічного перетворення аустеніту також показує, що з підвищенням гомогенності твердого розчину відбувається розширення температурного інтервалу максимальної стійкості аустеніту. Наприклад, якщо для сталі, спеченої при 1100 °С, цей інтервал лежить між 400 і 600 °С, для сталі, спеченої при 1200 °С, - між 350 і 600 °С, то для сталі, спеченої при 1280 °С, - між 300 і 700 °С.

Зазначимо ще одну закономірність. З підвищенням температури спікання кількість аустеніту, що розпався при наступному ізотермічному перетворенні, зменшується. Так, за три години ізотермічної витримки максимальна кількість аустеніту, що розпався, становить 90 % для сталі, спеченої при 1100 °С, 70 % - для сталі, спеченої при 1200 °С і лише 50 % - для сталі, спеченої при 1280 °С.

Тобто з підвищенням гомогеності збільшується частка аустеніта залишкового.

Відомо, що хром помітно підвищує стійкість аустеніту як у перлітній, так і в проміжній областях. З підвищенням вмісту хрому в сталі відбувається зсув перлітної області угору, а проміжної вниз по температурній шкалі. Молібден значно підвищує стійкість аустеніту в перлітній області і порівняно мало впливає на кінетику розпаду в проміжній. Проте при збільшенні вмісту молібдену мінімум проміжної області зміщується у бік низьких температур. У випадку хромомолібденової сталі з підвищенням температури спікання внаслідок більш повної гомогенізації аустеніту, в процесі якої він насичується хромом та молібденом, підвищується його стійкість як в перлітній так і в проміжній областях, що і приводить до розширення температурного інтервалу максимальної стійкості аустеніту.

Відомо, що температура гартування сталей, насамперед залежить від положення критичних точок A_1 і A_3 . Проте використання діаграми стану залізо вуглець, навіть з урахуванням впливу легувальних елементів, для визначення температури гартування порошкових сталей недостатньо, оскільки їх твердий розчин характеризується значною неоднорідністю за хімічним складом і, як правило, режим термообробки потребує експериментального уточнення.

Як показують накопичені експериментальні результати, з підвищенням вмісту легувальних елементів збільшується значення оптимальної (з точки зору отримання найвищої твердості) температури гартування та тривалість витримки. Також відмітимо, що з підвищенням концентрації легувальних елементів в порошкових сталях знижується їх твердість у загартованому стані. Пояснити дані особливості порошкових сталей можна утворенням первинних важкорозчинних спеціальних карбідів в процесі спікання. Наприклад тригональний карбід Me_7C_3 може не розчинятись в сталі при температурах спікання, що значно перевищують оптимальні температури гартування. В результаті зв'язування вуглецю в важкорозчинних карбідах зменшується його концентрація в твердому розчині, що приводить до утворення маловуглецевого мартенситу та троститу і знижує твердість сталі.

Відомо, що оптимальний комплекс механічних властивостей може бути забезпечений двома типами структурних станів:

- продуктами відпуску мартенситу;
- продуктами розпаду аустеніту в проміжній області перетворень, які утворюються при ізотермічному гартуванні.

Результати проведених досліджень свідчать про те, що для порошкових конструкційних сталей, легованих хромом, нікелем, молібденом, отриманих з полікомпонентних шихт, переважніше другий варіант досягнення оптимального комплексу механічних властивостей – ізотермічне гартування. Застосування цього виду термічної обробки особливо доцільно для хімічно-неоднорідних сталей, оскільки при такій обробці менше рівень залишкових напружень і нижча їх концентрація поблизу пор. Наприклад, ізотермічне гартування порошкової сталі СП45Х2Н4М на структуру бейніту забезпечує істотне підвищення її механічних властивостей завдяки меншому рівню залишкових напружень і нижчій їх концентрації поблизу пор. В результаті такої термічної обробки міцність хімічно-неоднорідної сталі збільшується на 15 % у порівнянні зі спеченим станом і на 25 % у порівнянні із загартованим на мартенсит і відпущеним при температурі ізотермічної витримки. Ударна в'язкість після ізотермічного гартування теж вище, ніж при гартуванні на мартенсит.

Пористість і хімічна неоднорідність, характерні для порошкових сталей, суттєво впливають на процес їх відпуску. Експериментальні дослідження показали, що в більш пористих зразках розпад мартенситу при здійсненні вказаної операції відбувається активніше, що відображається в зменшенні ступеня його тетрагональності. Так, при дослідженні зразків сталі ЖГр1,3 з вмістом біля 0,75 % С, після гарту та відпуску при 100 °С спостерігали зниження вмісту вуглецю з підвищенням пористості. Наприклад, у зразках з відносною густиною 90 % вміст вуглецю у мартенситі знизився до 0,55 %, а в зразках з відносною густиною 82 і 76 % відповідно до 0,48 і 0,25 %.

Активізація розпаду мартенситу при збільшенні пористості, ймовірно, пояснюється створенням більше сприятливих умов дифузії атомів вуглецю в дефектній пористій структурі, що має надлишок вільної енергії внаслідок більш розвинутої поверхні та більшого рівня спотворень кристалічної ґратки. Відповідно результатам експериментальних досліджень підвищення температури відпуску приводить до росту областей когерентного розсіювання і релаксації напружень другого роду. Проте при тих самих температурах відпуску,

чим вище пористість зразків, тим дисперсніше області когерентного розсіювання та вище рівень напружень другого роду.

Ділатометричні дослідження показали, що в міру збільшення пористості спостерігається зсув температурних інтервалів чотирьох перетворень при відпуску в область більш низьких температур.

Це свідчить про активізацію розпаду мартенситу, а також усіх інших процесів, що відбуваються при відпуску, під впливом пористості. Наприклад, якщо при пористості 10 % інтервали чотирьох перетворень при відпуску становлять: перше перетворення – 120 ... 190 °С, друге – 190 ... 290 °С; третє – 290 ... 340 °С; четверте – 340 ... 710 °С, то при пористості 24 % відповідно 110 ... 170, 170 ... 280, 280 ... 330 і 330 ... 685 °С.

Збільшення тривалості спікання зразків сталі ЖГр1Г1 при температурі 1200 °С с 0,5 до 7 год. приводить до очікуваного підвищення однорідності розподілу марганцю та більш однорідної мікроструктури спеченої сталі. При цьому підвищення хімічної однорідності зразків сталі, спечених протягом 7 год., приводить до росту стійкості аустеніту і до збільшенню його кількості як після гартування, так і низького відпуску в порівнянні зі зразками, спікання яких тривало 0,5 год.

Хімічна неоднорідність, характерна для порошкових сталей, отриманих з полікомпонентних шихт, впливає і на тонку структуру загартованих і відпущених зразків. Наприклад, при температурах до 400 °С рівень мікронапружень приблизно однаковий для зразків сталі ЖГр1Г1, після спікання з різними витримками. При більш високих температурах відпуску зняття напружень відбувається швидше в зразках, спечених протягом 7 год, порівняно з зразками, спікання яких тривало 0,5 год. Наявність мікрообластей з підвищеним та зниженим вмістом марганцю, очевидно, перешкоджає переміщенню дислокацій. З ростом хімічної неоднорідності кількість таких ділянок збільшується, що утрудняє релаксацію напружень.

Збільшення хімічної неоднорідності розподілу марганцю приводить до деякого прискорення розпаду мартенситу в процесі відпуску при 100 °С. Наприклад, за допомогою ділатометричного методу було встановлено, що в зразка, спечених протягом 7 год. зменшення довжини починається приблизно через 3 хв після початку ізотермічної витримки, а в зразка, спікаємих впродовж всього 0,5 год., зменшення довжини починається на перших секундах витримки.

Проте уже через 40 хв. дилатометричні криві співпадають і подальший розпад іде з однаковою швидкістю. Оскільки ділянки концентраційних мікронеоднорідностей, можуть бути центрами гетерогенного зародження нової фази, вони сприяють збільшенню кількості ділянок початку розпаду мартенситу, що і приводить до прискорення розпаду мартенситу в хімічно менш однорідній сталі.

Для порошкових сталей, отриманих з полікомпонентних шихт спіканням при 1200 °С у продовж 0,5 год міцність на розтягнення з підвищенням температури відпуску росте, досягає максимального значення і потім зменшується. Характер цієї залежності пояснюється тим, що більше високий рівень концентраційної неоднорідності сталі, спеченої при 1200 °С у продовж 0,5 год, утрудняє релаксацію напружень і зберігає їх до більше високих температур у порівнянні зі сталлю, спеченою протягом 7 год. очевидно з цієї причини, і відбувається зсув максимального значення міцності убік більш високих температур відпуску.

У процесі відпуску з підвищенням температури відбувається ріст ударної в'язкості внаслідок розпаду мартенситу, зняття напружень і коагуляції карбідів. Підвищення хімічної неоднорідності, перешкоджає зняттю напружень, і тим самим сповільнює ріст ударної в'язкості.

На сьогодні основну частку виробів, що виготовляють МПМ, представляють вироби на основі заліза для яких характерна складною форма та великі розміри.

Порошкові конструкційні вироби за величиною напружень можна класифікувати на мало-, середньо- і важконавантажени.

До *малонавантажених* деталей відносяться втулки, кришки, шайби з пористістю до 15-16 %. Їх одержують однократним холодним пресуванням при тиску 600-800 МПа з наступним спіканням при температурі 1150-1200 °С у захисній атмосфері. Для підвищення точності розмірів застосовують калібрування. Для досягнення герметичності вироби просочують металевими або неметалічними розплавами, або наносять на деталі захисні покриття.

Середньонавантажени деталі з пористістю 10-15 % одержують дворазовим холодним пресуванням при тиску 600-800 МПа з наступним спіканням. Перше спікання проводять при 800-850 °С у впродовж біля 1 год, заключне – при 1150-1200 °С з витримкою біля двох годин. Точність розмірів досягається або калібруванням, або

механічною обробкою. Для надання деталям необхідних фізико-механічних властивостей їх піддають термічній або хіміко-термічній обробці.

Важконавантажені деталі (шестірні, кулачки, важелі, фланці), одержують дворазовим спіканням, гарячим пресуванням, гарячим або холодним штампуванням, просоченням рідкими металами попередньо сформованих пресовок. При необхідності застосовується додаткова обробка для досягнення потрібної точності розмірів. Крім того, залежно від умов експлуатації дані деталі піддають термічній, термомеханічній або хіміко-термічній обробці.

Головним завданням підприємств порошкової металургії є освоєння технологій виробництва деталей складної форми з низькою пористістю. Серед різноманітних методів одержання низькопористих порошкових деталей найбільше поширення одержав метод гарячого штампування (ГШ) пористих заготовок. Гаряче штампування дозволяє одержувати заготовки, з невеликими розмірними допусками та високими механічними властивостями.

Штампування спечених, заготовок використовується в автомобілебудуванні для виробництва сідел клапанів, деталей шатунів, маточин коліс, кульових шарнірних чаш, муфт карданних валів, синхронізаторів коробок передач, фланців осей, різних шестерень, кулачків муфт та ін.

Цей метод виготовлення щільних високоміцних деталей має ряд переваг перед звичайними ливарними. Структура отримується більш дрібнозерниста, забезпечується висока однорідність властивостей виробів, значно нижче витрати на механічну обробку деталей, стійкість штампів підвищується на 20-30 % в наслідок менших навантажень при пластичній деформації пористого металу, порівняно з штампуванням безпористого матеріалу. Даний метод піддається високому ступеню автоматизації від одержання порошку до виготовлення кінцевого виробу.

2.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання лабораторної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Особливості позначення порошкових легованих сталей.

2. Вплив технології виробництва та легувальних елементів на структуру і властивості порошкових сталей
3. Вплив пористості та хімічної неоднорідності на перетворення при нагріванні й охолодженні порошкових сталей
4. Застосування хіміко-термічної обробки порошкових легованих сталей.
5. Особливості відпуску порошкових сталей.
6. Області застосування порошкових легованих сталей.

2.3. Контрольні питання порошкових легованих сталей.

1. Яким чином утворюють марки порошкових легованих сталей?
2. Порівняти гомогенність та технологічні властивості легованих сталей отриманих з розпилених порошоків, частково-легованих порошоків та полі-компонентних сумішей.
3. Вплив міді, кремнію, хрому та молібдену на структуру та властивості порошкових легованих сталей.
4. Вплив графітизації на властивості порошкових легованих сталей.
5. Способи підвищення гомогенності порошкових легованих сталей.
6. Навести приклади позитивних якостей негомогенних структур.
7. Яким чином ступінь гомогенності твердого розчину впливає на стійкість аустеніту та критичну швидкість гартування порошкових сталей?
8. Обґрунтувати застосування ізотермічного гартування порошкових сталей.
9. Яким чином пористість та ступінь гомогенності впливають на процес відпуску порошкових сталей?
10. Обґрунтувати 4 приклади застосування порошкових легованих сталей.

2.4. Матеріали і устаткування

Набір зразків порошкових легованих сталей отриманих різними методами. Мікроскоп. Випробувальна машина. Термічна піч.

2.5. Вказівки з техніки безпеки

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

2.6. Порядок виконання практичної роботи

Ознайомитися з технологіями виробництва порошкових легованих сталей. Дослідити структуру, властивості та застосування даних матеріалів. Оформити звіт.

2.7. Порядок оформлення звіту

Мета роботи. Охарактеризувати основні види технологій виробництва порошкових легованих сталей.. Оцінити структуру, фізико-механічні й експлуатаційні характеристики даних матеріалів виготовлених за різними технологіями. Вказати їх переваги та недоліки. Зробити висновки відносно структури та властивостей матеріалів і вибраних методів їх виробництва.

2.8. Література:

1. Анциферов В.Н. Порошковые легированные стали [Текст]: В.Н. Анциферов, В.Б. Акименко, Л.М. Гревнов; М.: Металлургия, 1991. – 20–60 С; 265–309 С.
2. Кипарисов С.С. Порошковая металлургия [Текст]: учеб. пособие для вузов / С.С. Кипарисов, Г.А. Либенсон; М.: Металлургия, 1991. – 410–416 С.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 3

Антифрикційні матеріали на основі заліза та міді

Мета роботи: вивчення структури, властивостей та технології виготовлення антифрикційних матеріалів.

3.1. Загальні відомості

Ефективність роботи багатьох об'єктів транспорту, машинобудування, енергетики, побутової та військової техніки визначається якістю вузлів тертя – підшипників. Загальними вимогами до цих матеріалів є висока зносостійкість і добра припрацьовуваність. У цих матеріалах повинні сполучатися суперечливі характеристики, тому ці матеріали в більшості є багатофазними.

Основні вузли тертя, де використовують антифрикційні матеріали, – це підшипники, підп'ятники, вкладиші, ущільнення, шарнірні пристрої, струмознімальні пристрої та ін. Умови роботи цих, вузлів різноманітні – тертя зі змащенням, без змащення, у вакуумі, у широкому діапазоні температур, у рідких і газоподібних середовищах, в тому числі агресивних. Швидкості ковзання можуть становити до сотень метрів у секунду, навантаження - до десятків МПа (як статичні так і динамічні). Зношування може бути обумовлене не тільки чисто механічними та корозійними причинами, але і електроерозією. Як експлуатаційну характеристику антифрикційних матеріалів часто використовують добуток навантаження на швидкість $P \cdot v$, хоча така оцінка не враховує повною мірою умов змащення, температури та ін.

Відомо, що кращі антифрикційні властивості мають матеріали з дрібнозернистою структурою, яка складається із твердих і м'яких складових. Саме таку структуру забезпечують пористі матеріали, які доцільно виготовляти МПМ. Наявність пор у спечених матеріалах забезпечує добру приробляємість, що дозволяє використовувати для підшипників матеріали, які в компактному стані не мають антифрикційних властивостей, наприклад, залізо. Крім того, пори утворюють постійний резервуар мастила, яке забезпечує низький коефіцієнт тертя. Пористі підшипники відрізняються від кулькопідшипників безшумною роботою і значно простішою технологією виготовлення. Вихідні матеріали спечених пористих підшипників дешевше, ніж литих підшипників. Проте доцільність використання багатьох спечених антифрикційних матеріалів, визначається насамперед обсягом виробництва та ресурсом роботи.

Дані матеріали виготовляють на основі заліза, міді і їх сплавів, а також на основі титана, алюмінію та тугоплавких з'єднань. У таблиці 3.1 представлені властивості деяких антифрикційних пористих матеріалів на основі заліза відповідно до ГОСТ 26802- 86.

Таблиця 3.1 – Склад та властивості антифрикційних матеріалів

Марка	Вміст вуглецю	Пористість	σ_B , МПа	P_v , МПа·м /с	Граничне навантаження, МПа
ПА-Ж	$\leq 0,3$	17...24	85	2 ,5...5	2...2,5
ПА-ЖГр	0,5... 1,2	15...25	120	2 ,5...10	3...10
ПА-ЖГр2	1,4... 2,0	15...25	100	8 ...10	4...5
ПА-ЖГр3	2,2... 3,2	15...25	70	7 ...29,5	3...7
ПА-ЖГрК	0,6...1,2	17...23	100	1 2...60	5...25

Примітка. ПА – порошковий антифрикційний матеріал; Ж – залізо, Гр – графіт, Д – мідь, К – сірка. Параметри міцності і твердості вказані мінімальні.

Наведені в табл. 3.1 відомості відносяться до швидкостей ковзання 2 ... 3 м/с. До складу матеріалів входить графіт, мідь і ін.

Присутність графіту в антифрикційних матеріалах необхідно, з одного боку, як компонента, що змащує, а з іншого боку, для науглецювання металічної основи при спіканні, внаслідок чого утворюється перліт, що підвищує міцність і твердість виробів. Включення цементиту сприяють підвищенню зносостійкості, однак при цьому може підвищуватися і зношування вала, що є небажаним з економічної точки зору (доцільніше замінювати підшипники ніж ремонтувати вал). З підвищенням вмісту графіту до 3-4% твердість та границя міцності підвищуються, а при збільшенні вмісту графіту > 4%, знижуються.

Сірка, що є присутньою в антифрикційних матеріалах у вигляді сульфідів сприяє підвищенню експлуатаційних властивостей. Вона вводитьься в шихту або в елементарному виді, або методом просочення спечених виробів розплавленою сіркою з наступним відпалом.

Присадка *міді* покращує пресуємість і міцність пресовок. За допомогою добавок міді у виробництві антифрикційних і конструкційних матеріалів регулюють об'ємні зміни при спіканні - процеси гетеродифузії, що відбуваються в системі Fe - Si при спіканні, сприяють росту зразків, і тим самим компенсують усадку, що сприяє зменшенню припусків та підвищенню точності розмірів.

Легування міддю забезпечує підвищення міцності і твердості виробів на 30-60% в результаті утворення твердих розчинів і цементування зерен спеченої залізної основи. Сплави залізо-мідь відносяться до сплавів з обмеженою розчинністю (рис.3.1).

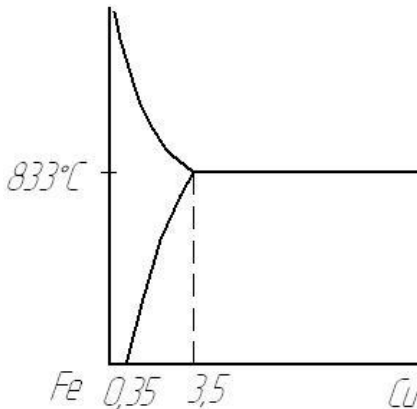


Рисунок 3.1 – Частина діаграми стану залізо – мідь

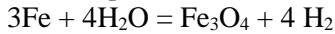
В них при старінні відбувається дисперсійне твердіння, що також може використовуватись для підвищення міцності та твердості. При вмісті міді до 5-7% вона не виявляється в структурі сплаву. Вміст міді вище 7% викликає виділення мідної складової по межах зерен, що знижує міцність сплаву, а також приводить до налипання її на вал, що пришвидшує зношування підшипника.

В умовах підвищених температур (до ~ 350 °C) і значних навантажень в агресивних середовищах можуть працювати

антифрикційні матеріали на основі залізофторидних композицій (Fe + CaF₂). Композиції на основі сульфідів, селенідів, телурідів працюють при низьких температурах і у вакуумі.

На основі порошків нержавіючих сталей розроблені антифрикційні матеріали, що працюють у газовому та рідкому агресивному середовищах у інтервалі температур від 250 до 600 °С при швидкостях ковзання до 60 ... 80 м/с. На відміну від злиwkів такі порошкові заготовки не мають дефектів кристалізації, що виникають при переході з рідкого стану у твердий.

Для підвищення зносостійкості антифрикційних матеріалів також застосовують обробку паром при 500-600 °С. На поверхні частинок утворюються окисли за реакцією



Обробка паром покращує корозійну стійкість і твердість. Цю обробку застосовують для підшипників, які працюють при підвищеній температурі, в вологій атмосфері, при різких коливаннях температур.

Технологія виготовлення антифрикційних матеріалів на основі заліза традиційна - змішують компоненти, пресують при тиску 300 - 700 МПа. Для отримання визначеної залишкової пористості пресуванням здійснюють при визначеному питомому тиску, або застосовують пресуванням з обмежувачем висоти (пресування до упора).

Спикання здійснюють при 1100 - 1150 °С у захисному середовищі. Отримані пористі заготовки потім калібрують і насичують мастилом. Калібрування не тільки забезпечує отримання деталей високої точності і чистоти поверхні, а також поліпшує фізико-механічні властивості деталей внаслідок зміцнення їх поверхневого шару.

Остаточними операціями при виготовленні антифрикційних деталей можуть бути калібрування та насичення олією. Метою калібрування є забезпечення кінцевих розмірів деталей та високої чистоти поверхні. Згідно з умовами експлуатації для підвищення антифрикційних властивостей перед калібруванням деталі насичують олією.

Бронзографітові втулки. Дані матеріали на основі міді додатково можуть містити: 1-4 % С; 8-12 % Sn. Існує два способи

виготовлення бронзо-графітових підшипників: із порошку готової бронзи та із порошків металів, що входять до складу бронз.

Виготовлення пористих бронз за другим способом дозволяє отримати більш міцні пресовки порівняно з пресовками отримувемими за першим способом внаслідок присутності в суміші більш м'яких порошків олова.

В процесі спікання при нагріванні вище температури плавлення олова утворюється рідка фаза, яка обволікає тонким шаром частинки Cu і поступово зникає внаслідок утворення твердої η -фази CuSn. При цьому реалізуються переваги спікання з наявністю рідкої фази, що зникає до кінця даної операції. Далі на межі між η -фазою і Cu утворюється ε -фаза; взаємодія ε -фази з Cu приводить до утворення δ -фази, яка поступово розчиняється в Cu з утворенням твердого розчину збагаченого оловом.

Вплив графіту на процес спікання в даних сплавах проявляється в механічному гальмуванні дифузійних процесів в результаті екранування контактних ділянок метал-метал. Графіт переміщує стадії спікання в область більш високих температур.

Основні властивості спечених пористих підшипників: це самозмащування, добра приробляємість, зносостійкість, міцність.

З механічних причин пориста поверхня може витримати менше навантаження, ніж суцільна. Тому при високих швидкостях обертання значення допустимих навантажень у пористих підшипниках нижче, ніж у литих.

Приробляємість, що визначається часом, необхідним для зниження коефіцієнта тертя, між підшипником і валом у пористих втулок залежить від величини пористості. При надмірному збільшенні пористості приробляємість погіршується, що можна пояснити зменшенням міцності матеріалу, що приводить до руйнування метала на поверхні тертя, яке обумовлене викришуванням частинок. З цієї причини матеріали з крупних порошків приробляються гірше, ніж з дрібних. Вони мають меншу міцність і нерівності на поверхні ковзання більш крупних розмірів. Це приводить до підвищення коефіцієнта тертя і як наслідок зношування збільшується.

Багатошарові антифрикційні матеріали складаються із сталеної стрічки, що забезпечує міцність конструкції і напресованого пористого мідно-нікелевого шару, який після спікання просочують

бабітом, утворюючим над ним тонкий (20-75 мкм) антифрикційний шар. Більша площа контакту бабіту зі спеченим мідно-нікелевим шаром забезпечує міцне механічне зчеплення, а нерівності рельєфу мідно-нікелевого скелета перешкоджають поширенню тріщин втоми. Підшар (мідно-нікелевий сплав) сам по собі являється антифрикційним матеріалом і оскільки оголювання підшару при зношуванні не призводить до аварії можна знизити товщину бабітового шару з 500 до 20 мкм.

Контроль спечених залізо графітових і залізо-мідь-графітових пористих виробів проводять по мікроструктурі, густині і твердості. Мікроструктура залізо-графітових виробів, спечених при 1050°C, повинна уявляти собою перлітну основу з включеннями графіту, пор і фериту. Мікроструктура залізо-мідь-графітових виробів, спечених при 1150°C, має перлітну основу з включеннями графіту, пор і фериту. Вміст фериту не повинен перевищувати 10-15%.

Ущільнювальні матеріали, використовують для усунення зазорів і запобіганню витoku пари, рідини, газу, у турбінах, насосах, компресорах (для торцевих і радіальних ущільнень, поршневих кілець і ін.). Ці матеріали виготовляють на основі нікелю з добавками міді, графіту, алюмінію, нітриду бору, фторидів. З одного боку, металеві складові забезпечують міцність та достатню пластичність матриці. З іншого боку, включення графіту та нітриду бору (графітоподібної модифікації) створюють сприятливі умови тертя. Підвищити жаростійкість матеріалу і розширити температурний інтервал його застосування можна легуванням матриці. Наприклад, працездатність двигунів внутрішнього згоряння багато в чому визначається якістю поршневих кілець, експлуатованих при температурах до 300 ... 400 °C і високих навантаженнях в умовах тертя. Для їх виробництва застосовують сплави на основі заліза з добавками міді, вуглецю, хрому, нікелю, молібдену, сульфідів. Виготовлені з таких матеріалів МПМ поршневі кільця мають в 2 - 2,5 рази більше високу зносостійкість порівняно з кільцями із сірого чавуну, проте дещо поступаються хромованим кільцям (більш коштовним).

3.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання лабораторної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Вимоги до структури антифрикційних матеріалів.
2. Склад порошкових антифрикційних матеріалів.
3. Технологія виготовлення пористих антифрикційних матеріалів.
4. Види обробок пористих антифрикційних матеріалів з метою покращення їх властивостей.

3.3. Контрольні питання

1. Призначення порошкових антифрикційних матеріалів, особливості їх експлуатаційних характеристик.
2. Обґрунтувати доцільність виготовлення та використання пористих матеріалів отриманих методами порошкової металургії. Особливості їх пресування та спікання.
3. Технологія виготовлення та доцільність застосування методів порошкової металургії для отримання антифрикційних матеріалів на основі міді.
4. Охарактеризувати технологію виготовлення антифрикційних матеріалів на основі заліза.
5. Які процеси відбуваються при спіканні залізо-графітових матеріалів?
6. За якими технологіями виробляють бронзографітові деталі?
7. Мета калібрування та насичення олією даних деталей.
8. Як здійснюють контроль структури та властивостей деталей?

3.4. Матеріали і устаткування

Набір шліфів і деталей з антифрикційних матеріалів. Мікроскоп.

3.5. Вказівки з техніки безпеки.

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

3.6. Порядок виконання практичної роботи

Ознайомитися зі зразками та деталями із антифрикційних матеріалів та технологією їх виготовлення. Провести дослідження їх структури.

3.7. Порядок оформлення звіту

Мета роботи, загальні відомості. Дати характеристику основних видів антифрикційних матеріалів. Відмітити їх переваги і недоліки в порівнянні з традиційними матеріалами. Описати технологію виготовлення даних матеріалів. Проаналізувати результати дослідження структури. Зробити висновки за отриманими результатами.

3.8. Література

1. Лахтин Ю.М. Материаловедение [Текст]: Учебник для высших технических учебных заведений. – 3-е изд., перераб. и доп./ Ю.М., Лахтин, В.П. Леонтьева; М.: Машиностроение, 1990. – С 428 – 429.
2. Андриевский Р.А. Порошковое материаловедение [Текст]: Р.А. Андриевский; М.: Metallurgiya, 1991. – 173–177 С.
3. Грохальский Б.П. Порошковая металлургия и применение композиционных материалов [Текст]: Б.П. Грохальский; Л.: Лениздат, 1982. – 93 – 97 .

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 4

Вивчення змін структури та властивостей порошкової швидкорізальної сталі під час технологічних операцій

Мета роботи: ознайомлення з технологією виготовлення, особливостями структури та властивостей швидкорізальних порошкових сталей

4.1. Загальні відомості

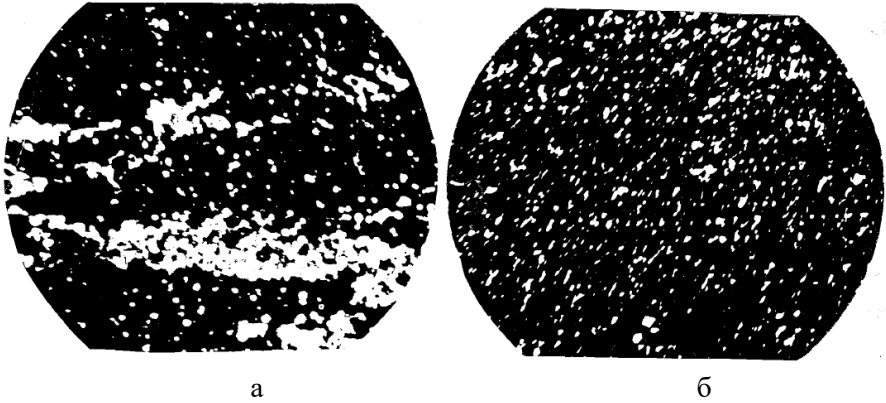
Швидкорізальні сталі використовують для виготовлення різального інструменту працездатного при високих швидкостях різання. Це високолеговані сталі, в яких вміст легувальних елементів досягає 25%. Для забезпечення необхідних експлуатаційних властивостей в ці сталі вводять вольфрам, молібден, ванадій, кобальт, хром.

Швидкорізальні сталі відносяться за структурою у відпаленому стані до ледебуритного карбідного класу. Кількість карбідної фази залежно від хімічного складу сталі досягає 25-30 %. Суттєвим недоліком структури швидкорізальних сталей є нерівномірність та неоднорідність розмірів карбідів. Уникнути карбідної ліквідації при виготовленні швидкорізальної сталі за традиційною металургійною технологією практично неможливо.

Карбідна ліквідація викликає зниження механічних, технологічних та різальних властивостей швидкорізальних сталей. Внаслідок карбідної неоднорідності підвищується концентрація напружень при гартуванні і, таким чином, збільшується схильність до утворення тріщин. При різко вираженій карбідній рядковості з'являється анізотропія механічних властивостей, знижуються характеристики міцності, в'язкості, границя втоми. Стійкість інструмента погіршується в декілька разів.

Для усунення карбідної неоднорідності, підвищення вмісту вуглецю та стійкості інструмента використовують МПМ.

Покращення механічних і технологічних властивостей порошкових матеріалів обумовлено високою дисперсністю карбідів (0,5-1,5мкм), їх рівномірним розподілом в об'ємі (рис. 4.1), відсутністю макро- та мікроліквідації і шлакових включень.



а - сталь, виготовлена за стандартною металургійною технологією б - порошкова сталь

Рисунок 4.1 - Карбідна фаза у швидкорізальних сталях

Висока дисперсність карбідів і нітридів в порошку дає можливість підвищити вміст вуглецю, азоту та карбідоутворювальних елементів, зокрема, ванадію порівняно зі сталями традиційного виробництва, отримувати високовуглецеві складнолеговані сталі з задовільною структурою в крупному сорті. Ця обставина є резервом збільшення теплостійкості і зносостійкості інструментів, деформівності сталі при обробці тиском. В заготовках великого перерізу дрібнозерниста структура зменшує вплив масштабного фактору на міцність і в'язкість і тим самим забезпечується більш високий рівень механічних властивостей порівняно з металом отриманим за традиційною технологією. Значно покращується шліфуємість сталей, особливо тих, що містять понад 3 % ванадію, у 1,5-3 рази підвищується стійкість інструменту.

Проте для реалізації переваг порошкової металургії необхідний відповідний рівень технології. До теперішнього часу є кілька технологічних схем виготовлення швидкорізальної сталі МПМ:

- розпилення інертним газом, гідростатичне пресування при кімнатній температурі, ГП при 1150 °С під тиском аргону 100 МПа. Отримуючі у такий спосіб заготовки діаметром 450 мм і висотою 1600 мм масою до 2 т піддають гарячому куванню;

- розпилення інертним газом, пресування, спікання, гаряче видавлювання (екструзія) при ~ 1000 °С або гаряче кування;

- розпилення інертним газом, пресування або прокатка та спікання;

- розмелювання стружки або очищення шламу швидкорізальної сталі з використанням одного з попередніх варіантів технології.

На сьогодні технологія ГПІ реалізована в промислових масштабах проте складність застосовуваного обладнання негативно впливає на її економічні показники. За даними англійської фірми «Davy McKee», вартість прутків, виготовлених за цією технологією, на 10 - 50 % вище вартості прутків, отриманих традиційним методом, і окупаються вони тільки за рахунок вищої експлуатаційної стійкості інструменту великого перетину. Більш економічним вважається другий варіант при якому застосовується гаряче видавлювання.

Однак і перший і другий варіанти забезпечують одержання заготовок переважно швидкорізальної сталі у вигляді прутка, що не дозволяє реалізувати перевагу порошкової металургії як маловідходної технології виготовлення виробів. Використати вказану перевагу МПМ дозволяє 3-й варіант, проте його застосування пред'являє особливі вимоги до здійснення процесу спікання, зокрема контролю температури. Так, відхилення її значення від оптимального на ± 10 °C приводить до зниження міцності. При нижчій температурі внаслідок підвищення пористості, а при підвищенні температури - у результаті укрупнення структури. Наприклад перегрів у порівнянні з оптимальною температурою спікання на 5 °C приводить до зниження міцності при згині з 2,6 до 1,9 ГПа. Тільки ретельне дотримання оптимальних умов спікання дозволяє одержувати вироби пористістю менше 1 %, які в подальшому вимагають тільки однієї додаткової операції – шліфування. Це можуть бути плашки, токарський інструмент, деякі види свердлів та ін.

Четвертий спосіб дозволяє створювати схеми утилізації стружки та шламу швидкорізальної сталі з одержанням кондиційних порошоків. Шліфувальні шлами Р6М5 сушать, піддають віброобробці, магнітній сепарації і сушінню. При цьому кількість абразивних частинок у порошоків вдається знизити майже до 0,2 ... 0,4 % об. Для додаткового відновлення в шлам додають матеріали, що містять вуглець і здійснюють відпал. Пористість заготовок отриманих з таких порошоків після спікання у вакуумі при 1240 °C становить менше 1,5 %.

Технологія промислового виробництва порошоків швидкорізальних сталей базується на використанні методів

розпилення розплаву інертним газом або водою високого тиску і має особливості які розглянемо більш детально.

Одним з основних показників якості розпиленого порошку є наявність у ньому кисню, що може перебувати як у вигляді неметалічних включень розташованих в металі, так і у виді оксидних плівок на поверхні частинок. Вміст кисню у вихідних порошках значно впливає на механічні властивості порошкової сталі. Так, зниження вмісту кисню у вихідному порошку сталі P12M4K12Ф4 від 0,042 до 0,024 % приводить до збільшення ударної в'язкості отриманої із цих порошків швидкорізальної сталі в 3 ... 4, а високотемпературної пластичності - в 1,5 ... 3,5 рази. Вважається, що якісна порошкова швидкорізальна сталь може бути отримана при вмісті кисню у вихідному порошку не більше 0,015 %. Такий порошок можна одержати при розпиленні азотом, що містить не більше 0,001 % кисню.

Форма частинок порошку при розпиленні металевого розплаву газом близька до сферичної; розмір частинок - 830 мкм і менше. Дисперсність порошку й співвідношення різних фракцій за розмірами у ньому залежить від в'язкості розплаву, обумовленої його складом і температурою, тиску та витратами газу, що проходить через форсунку. Отримані після розпилення порошки швидкорізальних сталей піддають відновлювальному відпалу у вакуумі для усунення поверхневої плівки оксидів і зниження твердості.

При розпиленні рідких розплавів водою струмінь рідкого металу піддається впливу водного струменя, що подається через форсунку під тиском 12 ... 13 МПа і більше. При зіткненні розплавленого металу з водою навколо металевих крапель утворюється нестійка парова "сорочка", руйнування якої приводить до безпосереднього контакту металу з водою. При цьому різко зростає тепловідвід від металевих крапель, і вони кристалізуються, не встигнувши набути округлої форми. У зв'язку з цим, порошки, отримані розпиленням водою високого тиску, порівняно з газорозпиленими порошками мають деякі переваги. Це неправильна форма частинок з добре розвинутою поверхнею, що значно підвищує їхню технологічну пластичність і, відповідно, краща формуємість і пресуємість порошку. Крім того, розпилення водою сприяє одержанню порошків більш однорідного гранулометричного складу, ніж розпилення газом. Недоліками технології розпилення водою є необхідність здійснення додаткових технологічних операцій,

зокрема, сушіння порошку. Крім того, на відміну від газового розпилення, порошки швидкорізальних сталей після розпилення водою і сушіння містять більшу кількість кисню (від 0,15 до 0,5 %).

Істотна відмінність - як за формою, так і за вмістом кисню в порошках, отриманих розпиленням з використанням різних енергоносіїв визначає вибір технологічної схеми виготовлення заготовок з них. Оскільки газорозпиленні порошки сферичної форми відрізняються низькою формуемістю, вони використовуються головним чином для виготовлення сортових заготовок. При цьому застосовується метод гарячого газостатичного пресування вакуумованих контейнерів з порошком з наступною його переробкою пластичним деформуванням (прокаткою, гарячою екструзією). Технологічний процес виготовлення інструмента з порошків, розпилених водою, включає пресування на гідравлічних або механічних пресах пористих заготовок, їх спікання і, при необхідності мати високу густину, гарячу обробку тиском з застосуванням об'ємного штампування, екструзії і ін. Ця технологія дозволяє одержувати заготовки інструмента, близькі за формою до форми готового виробу, з мінімальними розмірними припусками та високим коефіцієнтом використання матеріалу, що становить 0,85 ... 0,95.

Порівняння мікроструктури інструментів, виготовлених з водо- і газорозпиленних порошків, після остаточної термічної обробки вказує на більш сприятливу форму та більш дрібні частинки карбідної фази в металі з газорозпиленних порошків, чим і пояснюються їх істотно більш високі міцність, ударна в'язкість, і відповідно стійкість інструментів. Наприклад, порошкова сталь марки 10P6M5 після гартування при 1180°C і трикратному відпуску при 550°C із водорозпиленого порошку має міцність на згин 1700 ... 2300 МПа, ударну в'язкість 4 ... 8 Дж/см² а сталь з газорозпиленого порошку аналогічного складу – 3300 ... 3500 МПа та 25-30 Дж/см² відповідно. Стійкість різального інструменту при обробці однотипних деталей у першому випадку на 10-25 %, а в другому - в 2-3 рази вище в порівнянні з інструментом, виготовленим з литого металу.

Слід відмітити, що сталі P7M2Ф6 (Україна); P13M7Ф5 (США); P7M7Ф6K10 (Швеція); P3M3Ф7, P6A1M6Ф8K8, P14M6Ф6K12 (Японія) і інші вироблялись би за традиційною технологією з великими труднощами внаслідок їх низької технологічної пластичності, а у порошковому варіанті ці сталі мають високий

комплекс механічних і технологічних властивостей, що забезпечує істотне підвищення стійкості інструментів.

Таким чином однією з основних вимог виготовлення високоякісної порошкової швидкорізальної сталі є висока якість вихідного порошку. Під час технологічних операцій необхідно запобігти появі дефектів, зокрема шаруватості, ліквації сірки, оксидних плівок по межах зерен та пор.

Шаруватість виявляється у мікроструктурі у вигляді чітких концентричних кілець з різною травимістю металу. Цей дефект виникає внаслідок розділення порошку на крупні та дрібні. Тому щоб запобігти шаруватості, необхідно виключити розділення порошку на фракції при здійсненні технологічних операцій, зокрема, зберігання.

Ліквація сірки виникає під час тривалих витримок капсул з порошком при температурі 1150 °С та вище. Щоб усунути або знизити ступінь розвитку ліквації сірки необхідно скорочувати час перебування капсул з порошком при високих температурах.

Поява оксидних плівок на межах зерен спостерігається при вмісті кисню у вихідному порошку більше ніж 0,02%. Крім того, при використанні порошку з меншим вмістом кисню оксидні плівки можуть формуватися внаслідок вторинного окислення порошку в капсулах через недостатню дегазацію.

Використання порошку з вмістом кисню більшим 0,02 % викликає суттєве зниження ударної в'язкості та стійкості інструменту.

Пори у порошковій сталі, виготовленій методом гарячої екструзії, виникають як наслідок недостатнього прогріву капсули з порошком. Під час гарячого газостатичного пресування утворення пор переважно пов'язане з порушенням герметичності капсули та проникненням до неї робочого газу, наприклад, аргону.

Навіть незначна мікропористість приводить до значного зниження стійкості інструмента.

У порошкових швидкорізальних сталях температура початку розчинення карбідів при аустенітизації на 45-55 °С нижче, ніж у сталей вироблених за стандартною металургійною технологією. В зв'язку з цим температуру нагрівання під гартування необхідно вибирати для порошків швидкорізальних сталей на 50 °С нижче порівняно з температурою гартування виплавляємих.

Завдяки дрібним рівномірно розподіленим карбідам (з середнім розміром 0,6-0,8 мкм, та максимальним 2-3 мкм) забезпечується

дрібне аустенітне зерно. Після нагрівання під гартування розмір аустенітного зерна відповідає 11-13 номеру, завдяки чому досягається оптимальна мартенситна структура. Тому інструмент, виготовлений з порошкової швидкорізальної сталі, має високі експлуатаційні властивості.

4.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання лабораторної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Технологічні схеми виготовлення швидкорізальної сталі з застосуванням МПМ.
2. Вплив домішок на властивості швидкорізальної сталі виготовляємої МПМ.
3. Умови виготовлення якісної порошкової швидкорізальної сталі.
4. Особливості термічної обробки порошкових швидкорізальних сталей.

4.3. Контрольні запитання

1. Які переваги мають порошкові швидкорізальні сталі?
2. Охарактеризувати особливості структури та властивостей швидкорізальних сталей, виготовлених за стандартною металургійною технологією та з використанням МПМ.
3. Проаналізувати переваги та недоліки 4 схем виготовлення швидкорізальних сталей МПМ, які наведено в методичці.
4. Які можливості підвищення якості швидкорізальних сталей надає застосування методів порошкової металургії?
5. Порівняйте властивості порошкових швидкорізальних сталей виготовлених за 4 варіантами технологій
6. Порівняти якість порошоків, що отримують розпиленням газом і водою.
7. Основні процеси, що дозволяють отримувати безпористі порошоків сталі.
8. Особливості термообробки порошкових швидкорізальних сталей.

9. Яким вимогам повинен відповідати вихідний порошок для отримання якісних заготовок і як це впливає на властивості кінцевого продукту?

10. Як впливають основні технологічні операції на якість порошкових швидкорізальних сталей?

4.4. Матеріали й устаткування

Набір шліфів швидкорізальної сталі. Твердомір. Мікроскоп.

4.5. Вказівки з техніки безпеки.

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

4.6. Порядок виконання практичної роботи

Провести порівняльне дослідження мікроструктури зразків сталей, виготовлених за звичайною металургійною технологією та МПМ.

Визначити твердість зразків швидкорізальних сталей різних способів виготовлення до та після термічної обробки.

Охарактеризувати змінення мікроструктури, що відбуваються при виготовленні заготовок з порошкової швидкорізальної сталі, оцінити вплив режимів термообробки на величину зерна та твердість звичайних та порошкових сталей.

4.7. Порядок оформлення звіту

Мета роботи. Описати технології виготовлення порошкових швидкорізальних сталей. Проаналізувати їх переваги та недоліки. Проаналізувати результати виконаних досліджень. Сформулювати висновки щодо отриманих результатів.

4.8. Література

1. Лахтин Ю.М. Материаловедение [Текст]: Учебник для высших технических учебных заведений. – 3-е изд., перераб. и доп./ Ю.М., Лахтин, В.П. Леонтьева; М.: Машиностроение, 1990. – С 352 – 357.
2. Андриевский Р.А. Порошковое материаловедение [Текст]: Р.А. Андриевский; М.: Металлургия, 1991. – 152–155 С.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 5

Вивчення структури, властивостей та призначення твердих сплавів

Мета роботи: ознайомлення зі складом, структурою, властивостями та застосуванням твердих сплавів.

5.1. Загальні відомості

Тверді сплави - одні з найважливіших порошкових матеріалів з високим рівнем твердості, зносостійкості та теплостійкості вони мають високі пружні властивості. Тверді сплави використовують для виготовлення різальних та штампових інструментів різноманітного призначення.

За складом тверді сплави уявляють собою гетерогенні матеріали, в яких частинки високотвердих важкоплавких сполук (частіше карбідів), з'єднані: пластичним металом-зв'язкою (кобальтом, нікелем, залізом або сплавами на їх основі). Найбільш широко використовують карбіди вольфраму, титану, танталу, хрому або їх комбінації, завдяки їх значній твердості та високій теплостійкості. Основою багатьох твердих сплавів є частинки карбіду вольфраму WC та карбіду титану TiC.

Умовно тверді сплави можна класифікувати у такий спосіб:

1) тверді сплави на основі карбіду вольфраму (основні марки - BK, TK, TTK, BЖH), використовувані в обробці різанням сталі, чавуну, кольорових металів, а також в обробці тиском і в бурильній техніці;

2) безвольфрамкові тверді сплави на основі металоподібних і важкоплавких з'єднань (ТН, КНТ, ТМ, КХН, КХНФ і ін.), а також на основі оксидів алюмінію, цирконію, нітриду кремнію (ЦМ332, ВОК, і ін.), застосовувані в напівчистовій і чистовій обробці різанням сталі, чавуну, кольорових металів і частково в обробці тиском.

Вказані матеріали позначаються у такий спосіб: карбидовольфрамкові сплави з кобальтовою зв'язувальною фазою позначаються буквами BK, а цифра вказує на вміст кобальту (% по масі), наприклад, BK8. Сплави системи WC-TiC-Co позначаються TK, наприклад, T30K4; цифри після літери T вказує вміст TiC, а після K вміст Co. Сплави системи WC-TiC-TaC-Co позначаються TTK, наприклад, TT7K12, а сплави з залізонікелевим зв'язуванням - BЖH.

Для безвольфрамових сплавів система позначень така: ТН для сплавів системи (TiC-Ni-Mo); КНТ для сплавів системи (TiC-TiN-Ni-Mo); ТМ (TiC-NbC-Ni-Mo); КХН (Cr_3C_2-Ni); КХНФ ($Cr_3C_2 - Ni - P$); феротикар (TiC - сталь); ЦМ332 ($Al_2O_3 + 0,6 MgO$); ВОК (Al_2O_3 із добавками TiC і інших карбідів); силініт (матеріали на основі $Si_3 N_4$).

Безвольфрамові тверді сплави набувають все більшого поширення у зв'язку з коштовністю вольфрамової сировини. Проте карбід вольфраму як основа твердих сплавів за багатьма параметрами залишається неперевершеним поступаючись лише алмазу і щільним модифікаціям нітриду бору, він має найвищий модуль нормальної пружності який складає 720 МПа, (для TiC $E = 460$ МПа), високою теплопровідністю [$\lambda^{20^\circ C} = 1,2 \text{ Вт}/(\text{см} \cdot \text{К})$], а для TiC $\lambda^{20^\circ C} = 0,4 \text{ Вт}/(\text{см} \cdot \text{К})$. Карбід вольфраму на відміну від інших тугоплавких з'єднань показує невелику пластичність при випробуваннях на стискання. Всі ці якості, а також добре змочування його металами залізної групи роблять карбід вольфраму унікальним з'єднанням як тугоплавкої складової твердих сплавів і забезпечують їм необхідні службові властивості - зносостійкість, твердість, міцність і ін. Разом з тим твердість і особливо окалиноостійкість карбіду вольфраму невисокі. Додавання карбіду титана у карбід вольфраму підвищує опір утворенню лунки на передній грані різця, яка формується під дією стружки, що дає можливість підвищити швидкість різання. Проте це знижує міцність сплавів внаслідок чого сплави типу ТК стають не придатними для буравлення та чорнової обробки. Добавки карбіду танталу або ніобію підвищує як твердість так і міцність, а відповідно і експлуатаційні характеристики твердих сплавів. Ці сплави застосовують для обробки високолегованих важкооброблюваних сталей і чавунів.

Безвольфрамові тверді сплави є менш дефіцитними, але і менш універсальними в порівнянні зі стандартними твердими сплавами.

Помітно розширилось застосування керамічних інструментальних матеріалів. Вони відрізняються вищою червоностійкістю. Так для карбідних і карбонітридних твердих сплавів вона становить 600 ... 700 °С, а для інструментальної кераміки – 900 ... 1000 °С. Завдяки високій твердості та червоностійкості такі керамічні різцеві пластинки можуть працювати при значно вищих

швидкостях різання порівняно з твердими сплавами. Проте за показниками міцності безвольфрамкові тверді сплави значно поступаються сплавам типу ВК і можуть замінити тільки сплави типу ТК.

Механічні властивості тугоплавких з'єднань є досить структурно-чутливими характеристиками, зокрема їх значення залежить від пористості, розміру зерна, стану поверхні, залишкових напружень та ін. Також на них суттєво впливає наявність домішок.

Оскільки в більшості випадків технологією виготовлення твердих сплавів передбачене спікання або гаряче пресування в присутності рідкої фази, важливу роль має змочування. В даному випадку його покращують легуванням. Зокрема у безвольфрамкові композиції TiC – Ni; Ti (C, N) – Ni (сплави типу ТН, КНТ, ТМ) додають молібден у кількості 5 - 10 %, що сприятливо позначається на зниженні крайового кута змочування аж до нуля градусів внаслідок часткового розчинення молібдену як у нікелі, так і в карбіді титана. При цьому на кілька десятків градусів знижується і температура появи рідкої фази в порівнянні з температурою плавлення евтектики, що утворюються у вказаних системах.

З цією ж метою у сплавах типу ферротикар як зв'язувальну речовину використовують леговану сталь, а не чисте залізо, що сприятливо позначається як на змочуванні, так і на зниженні температури появи рідкої фази.

Властивості тугоплавких з'єднань як основи твердих сплавів можуть значно змінюватися в результаті легування, що обумовлено дією механізму твердорозчинного зміцнення. Вимоги, що регламентують утворення безперервних твердих розчинів у системах з тугоплавких з'єднань, не відрізняються від аналогічних вимог для металів (однаковий характер кристалічної структури, близькість періодів ґратки). Для з'єднань додається вимога ідентичності характеру хімічного зв'язку та характеру плавлення (конгруентне або неконгруентне).

Властивості твердих сплавів істотно залежать від змісту вуглецю, зокрема при збільшенні концентрації цього елемента до 6,2 % міцність сплаву ВК10 підвищується, а при подальшому його збільшенню – знижується. Тому параметри, що обумовлюють протіканням процесів науглецювання та знеуглецювання при спіканні повинні певним чином контролюватись. Значення цих

параметрів залежать від дисперсності порошку, температури та тривалості спікання, окисленості кобальту, складу атмосфери спікання та ін. факторів. Сприятливо на властивості матеріалу впливає спікання у дві стадії – так зване спікання, що нормалізує, в атмосфері водню при 900 ... 1250 °С, яке проводиться з метою видалення пластифікатора, шкідливих домішок, стабілізації вмісту вуглецю та остаточне спікання у вакуумі з метою зниження пористості.

Для покращення властивостей твердих сплавів застосовується ГП. Намітилися дві схеми використання ГП - традиційна, коли операції ГП піддаються попередньо спечені заготовки, і комбінована, коли операції спікання та ГП поєднані в одну. Температура ГП становить 1330 ... 1400 °С, тиск - близько 100 МПа. У цих умовах знижується залишкова пористість, що сприятливо позначається на підвищенні міцності твердих сплавів. Так у сплаві з 5 % Со міцність на згин складає близько 2300МПа, а той же сплав отриманий за комбінованою схемою має міцність на згин до 3400 МПа. Причому у останнього значно підвищується втомна міцність. Однак ГП ефективно використовувати для твердих сплавів, застосовуваних як інструментальне оснащення, зокрема, що піддається знакозмінним напруженням, для виготовлення свердлів, в апаратах високого тиску. Застосування такого матеріалу для виготовлення звичайного різального інструменту не завжди економічно доцільно у зв'язку з ускладненням технологічного процесу. Проте економічність використання комбінованої схеми ГП можна істотно підвищити у випадку матеріалів вимоги до яких дозволяють знизити тиск до 10 МПа.

З метою підвищення зносостійкості практикується використання твердих сплавів із субмікронним зерном карбіду вольфраму, що досягається легуванням невеликими добавками карбідів ванадію, хрому, а також танталоніобієвого карбіду в межах 0,5 ... 1,5 %. Розмір карбідного зерна в таких сплавах становить 0,5 ... 0,7 мкм, що приводить до підвищення твердості приблизно на 25 %, а відповідно і зносостійкості в 3 ... 4 рази.

Проте треба, мати на увазі, що, зі зменшенням розміру зерен тріщиностійкість твердих сплавів знижується, тому в ряді випадків вибір оптимальних характеристик зносостійкості та тріщиностійкості вимагає компромісних рішень.

Останнім часом спостерігається розширення використання як інструментальних матеріалів неметалевих компонентів - нітриду кремнію, оксидів алюмінію, цирконію та ін. Для підвищення міцності та в'язкості руйнування (тріщиностійкості) цих матеріалів використовують трансформаційне зміцнення та зміцнення за допомогою волокон і мікротріщин.

Прикладом трансформаційного зміцнення є модифікаційне перетворення в ZO_2 , тетрагональної модифікації на моноклінну, що відбувається під дією напружень у вершині тріщини і супроводжується збільшенням об'єма (внаслідок різниці щільностей вказаних модифікацій) та поглинанням енергії при фазовому переході і, як наслідок, стисканням тріщини, що поширюється. Ефективними стопорами тріщин, що поширюються є волокна і мікротріщини. Останні при стиканні з тріщиною, що поширюється (магістральною) як би затуплюють її кінець тим самим знижують концентрацію напружень у вершині.

Вплив карбідокремнієвих волокон на властивості композицій на основі Al_2O_3 та Si_3N_4 наведено в таблиці 5.1. Як видно з вказаної таблиці, волокна у структурі сприятливо впливають на міцність та тріщиностійкість, відмітимо, що при цьому істотно підвищується і зносостійкість.

Таблиця 5.1 – Міцність та тріщиностійкість гарячепресованих композицій

Композиція	Міцність на згин, МПа	Тріщиностійкість, $MPa \cdot m^{\frac{1}{2}}$
$Al_2O_3 - ZrO_2$	600	4,5
$(Al_2O_3 - ZrO_2) + 20\% SiC$	900	8
$Si_3N_4 - MgO$	750	7,5
$(Si_3N_4 - MgO) + 20\% SiC$	900	10,5

Нітрид кремнію як інструментальний матеріал у порівнянні з оксидною керамікою відрізняється більш високими показниками міцності, в'язкості руйнування, високотемпературної твердості, теплопровідності й термоміцності. Все це забезпечує можливість використання нітридокремнієвих композицій для обробки чавуну з

застосуванням високопродуктивних режимів (швидкостях до 1000 м/хв при подачах до 0,5 мм/об).

Як складові матеріалів різальних пластин та деталей, що зношуються використовують бориди перехідних металів. За даними Шейнберга добавки карбіду бору до горячепресованих важких сплавів приводять до утворення боридів вольфраму та одержанню матеріалів, придатних для виготовлення оснащення техніки високих тисків. Наприклад, з матеріалу на основі діборидів титана, цирконію та моноборида молібдену виготовляють фільтри, сопла, різці, оснащення для екструзії і кування. Дані вироби виготовляють пресуванням з наступним спіканням, гарячим пресуванням та методом ГПП. Слід зазначити, що за показниками високотемпературної міцності боридні композиції досить якісні. Так, діборид титана за цим показником значно перевершує інші тугоплавкі з'єднання. При температурі 1600 °C WC, SiC, TiB₂ мають границю плинності відповідно біля 100 МПа, 190 МПа, 650 МПа.

У боридних композиціях як зв'язувальна фаза часто використовується нікель і його сплави. Властивості матеріалів на основі боридів цирконію і молібдену, за даними фірми "Asahi Glass", наведені в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 - Властивості боридних композицій

Основа матеріалу	Густина, т/м ³	HV, ГПа	$\sigma_{зг}$, МПа
Борид цирконію	4,1 ... 4,2	30 ... 33	590 ... 690
Борид молібдену	8,8 ... 9,3	7 ... 14	1900 ... 2100

Високу міцність ($\sigma_{зг}$ до 2,2 ГПа), зносостійкість та корозійну стійкість має також композиція на основі Mo₂FeB₂ із зв'язувальною речовиною на основі заліза.

Широко застосовуються безвольфрамові тверді сплави, які уявляють собою багатокомпонентні системи на основі карбідів титана, молібдену, нітриду титана з добавками карбідів вольфраму, ванадію, танталу, ніобію з нікель-кобальтовою або нікелевою зв'язувальною

речовиною. Границя міцності на згин таких сплавів досягає 2,5 ГПа, перевершуючи стандартні тверді сплави за міцністю та зносостійкістю.

Останнім часом викликає зацікавленість можливість піддавати матеріали на основі вказаних важкоплавких з'єднань гарячій обробці тиском, зокрема в умовах надпластичності. Застосування, наприклад гарячого кування для одержання тугоплавких з'єднань, дозволить зменшити пористість порівняно з спеченими матеріалами і відповідно підвищити механічні та експлуатаційні властивості. Досліди з гарячого кування оксидних композицій $ZrO_2 - Y_2O_3$ і $Al_2O_3 - ZrO_2$ з розміром зерна, що не перевищував 0,3 мкм при 1400 ... 1500 °С показали можливість досягнення деформації обтиснення до 80 % без з'явлення тріщин. Проте досить було перейти до більш грубозернистих вихідних зразків (7,4 мкм), як поява тріщин уже спостерігалась при деформації близько 7,5 %.

Технологія виготовлення інструменту з твердих сплавів

Основні технологічні операції при виготовленні твердих сплавів це: підготовка-порошкової суміші, формування заготовок інструменту, спікання заготовок.

Технологія виготовлення суміші суттєво залежить від складу твердого сплаву. Карбіди вольфраму одержують синтезом із суміші вольфраму та сажі, карбіди титану - відновленням діоксиду титану. Порошок кобальту отримують електролізом водних розчинів. Суміш потрібного складу виготовляють хімічним або механічним змішуванням.

Карбідна основа тврдосплавної суміші робить її малопластичною з низькою пресовністю та формівністю. Для поліпшення технологічних характеристик у суміш додають пластифікатор: гліцерин, парафін або синтетичний каучук.

Формування заготовок відбувається за допомогою пресування на гідравлічних або механічних пресах. Питомий тиск при пресуванні залежить від складу суміші та від розмірів заготовок і складає від 50 до 250 МПа. Для виготовлення інструменту з довжиною набагато більше діаметру використовують мундштучне пресування. При такому способі суміш продавлюється крізь отвір у матриці - мундштук. Таким чином виготовляють свердла, фрези, розвертки. Для виготовлення якісної заготовки декілька разів робиться попереднє продавлювання

суміші. Після формування заготовки мають досить високу пористість, яка становить 40-50%.

Спінання в технології твердих сплавів є найважливішою операцією, в процесі якої високопориста заготовка перетворюється у практично безпористий виріб (остаточна пористість складає 0,1-0,2%) з потрібними фізичними та механічними властивостями. Температура спінання залежить від складу твердого сплаву. Процес спінання заготовок відбувається з наявністю рідкої фази. Виникнення рідкої фази пов'язано з розплавленням евтектики. Залежно від складу сплаву при спінанні може утворюватися подвійна, потрійна або більш складна евтектика. При спінанні вигорає пластифікатор, відновлюються оксиди на поверхні частинок металу – зв'язки, внаслідок дифузії утворюються міжчастинкові зв'язки, відбувається ущільнення.

Під час спінання здійснюється і перекристалізація деякої кількості карбідної фази через розплав і утворюється твердий розчин Ta, Ti, W, та C у кобальті. При охолодженні після спінання завершується формування структури, частинки карбідів приймають остаточну форму та розміри. Залежно від складу твердого сплаву та виду інструменту спінання може проводитись за двостадійним режимом: спочатку попереднє – низькотемпературне, а потім остаточне – високотемпературне. Для забезпечення якісний виробів спінання ведеться в вакуумі або в атмосфері водню в захисній засипці.

Густину виробів визначають методом гідростатичного зважування. Твердість інструменту визначають за методом Роквела (HRA). Також оцінюють кількість вільного вуглецю, макроструктуру злущу, міцність при згинанні, коерцитивну силу та різальні властивості інструменту (визначають стійкість до певного ступеню зношування).

5.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання практичної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Склад, класифікація та позначення твердих сплавів.
2. Роль змочування в технології виробництва твердих сплавів.
3. Технологія виготовлення інструменту з твердих сплавів.
4. Процеси, що відбуваються при спінанні твердих сплавів.

5.3. Контрольні питання

1. Призначення та склад твердих сплавів.
2. Охарактеризувати основні властивості твердих сплавів.
3. Як впливає якість змочування на характеристики твердих сплавів?

Порівняйте властивості вольфрамкових та без вольфрамкових сплавів та вкажіть області їх доцільного застосування.

Опишіть вплив додавання карбіду титану на властивості вольфрамкових твердих сплавів.

Опишіть вплив додавання карбіду танталу та ніобію на властивості вольфрамкових твердих сплавів.

Опишіть вплив вмісту вуглецю на властивості твердих сплавів.

Яким чином здійснюється позначення твердих сплавів?

З якою метою спікання твердих сплавів проводиться у дві стадії?

Описати застосування ГПП у виробництві твердих сплавів.

Описати вплив величини зерна карбідів на властивості твердих сплавів.

Описати вплив армування волокнами на властивості твердих сплавів.

Описати застосування боридів при створенні твердих сплавів.

Як виготовляють порошки компонентів та суміш необхідного складу?

Які існують технологічні варіанти формування заготовок із твердих сплавів?

Охарактеризувати процеси, що відбуваються при спіканні заготовок.

Як здійснюється контроль якості виробів із твердих сплавів?

5.4. Матеріали і устаткування

Набір шліфів, мікроскоп, твердомір (HRA).

5.5. Вказівки з техніки безпеки.

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

5.6. Порядок виконання практичної роботи

Дослідити структуру та виміряти твердість твердих сплавів різного хімічного складу.

5.7. Порядок оформлення звіту

Мета роботи. Описати класифікацію твердих сплавів, їх склад та властивості. Описати технологію виготовлення інструменту із твердих сплавів та методи контролю їх якості. Порівняти основні експлуатаційні властивості твердих сплавів з швидкорізальними сталями. Пояснити характер отриманих результатів.

Зробити висновки відносно вивчених властивостей даних матеріалів.

5.8. Література

1. Андриевский Р.А. Порошковое материаловедение [Текст]: Р.А. Андриевский; М.: Металлургия, 1991. – 135–152 С.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 6

Дослідження структури та властивостей композиційних матеріалів з металевою матрицею

Мета роботи: дослідити можливості теоретичного передбачення властивостей КМ та підвищення їх в'язкості.

6.1 Загальні відомості

До композиційних матеріалів (КМ) з металевою матрицею (МКМ) відносяться матеріали на основі металів або їх сплавів, армовані зміцнювальними частинками (дисперсно зміцненні КМ), волокнами або листовими наповнювачами. До цього ж класу належать евтектичні композиційні матеріали.

Переваги композиційних матеріалів очевидні. Якщо раніше конструктор при проектуванні був обмежений рамками вказаних в довіднику властивостей матеріалів, то з розвитком теорії і технології КМ таке обмеження, як правило, відпадає. Властивості даних матеріалів можна змінювати в залежності від розподілу напружень в деталі в широких межах використання різних схем армування та частки зміцнювальних елементів. Застосування КМ тісно пов'язане з питаннями проектування, оскільки сам матеріал можна отримати з визначеними властивостями у певних напрямках. Наприклад зірчасте укладання волокон (рис. 6.1) у суміжних шарах дозволяє отримати ізотропні властивості в площині листа.

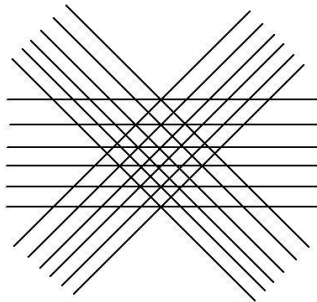


Рисунок 6.1 – КМ армований за зірчастою схемою

Для цього необхідно вміти виготовляти КМ, прогнозувати характеристики і знати їх можливості.

МКМ отримують ливарними методами, зокрема способом просочування арматури розплавленим матричним сплавом, або спрямованою кристалізацією сплавів евтектичного складу з виділенням фази яка зміцнює безпосередньо із розплаву; методами порошкової металургії, наприклад, гарячим пресуванням; дифузійним зварюванням, гарячим штампуванням, ковкою на молотах, вибуховим пресуванням, електролітичним, хімічним та парогазовим осадженням; плазмовим і газополум'яним напиленням.

За призначенням КМ поділяють на матеріали загальноконструкційного призначення; жароміцні, термостійкі, фрикційні і антифрикційні, удароміцні, теплозахисні і КМ зі спеціальними властивостями (електричними, магнітними, ядерними, оптичними).

Найбільш поширені волокнисті МКМ. Переваги волокнистих армувальних елементів полягають у можливості надавати матеріалу у виді волокон вищої міцності порівняно з матеріалом у об'ємному стані та створювати зміцнення саме в тому напрямку, в якому це необхідно для конкретної конструкції.

Волокна повинні мати такі властивості: низьку густину, високі міцність та модуль пружності у всьому інтервалі робочих температур, технологічність, мінімальну розчинність в матриці, високу хімічну стійкість, відсутність фазових перетворень в інтервалі робочих температур, відсутність токсичності при виготовленні і експлуатації.

В основному використовують три види волокон: ниткоподібні кристали, металевий дріт і неорганічні кристалічні волокна.

Ниткоподібні кристали («вуси») (оксиди алюмінію і магнію, карбіда кремнію і ін.). Невирішеними проблемами їх застосування являються важкість орієнтації їх в матриці та відбір годних.

Високоміцна металева проволока із сталі, вольфраму, молібдену має нижчі властивості ніж «вуси», але, оскільки вона випускається промисловістю в великій кількості і має відносно невисоку собівартість, її використовують особливо для МКМ.

Полікристалічні неорганічні волокна отримують в великій кількості. Їх високі властивості, зокрема вуглецевих, борних, скляних, карбідокремнієвих, кварцових, цирконієвих алюмосилікатних дозволяють широке використання для армування металів. Недолік цих волокон – дуже висока чутливість до механічних пошкоджень.

Матриця в армованих композиціях надає форму і робить матеріал монолітним, забезпечує передачу і рівномірний розподіл зовнішнього навантаження на волокна. Завдяки пластичності матриці Для передавання навантаження від зруйнованих або дискретних (коротких) волокон сусіднім і зниження концентрації напружень поблизу дефектів матриця повинна мати певну пластичність. Наприклад, попередити розшарування матриці і волокон можна за умови, якщо товщина δ шару матриці між волокнами діаметром d_v і подовженнями ϵ_v – волокон та ϵ_m – матриці будуть пов'язані емпіричною формулою

$$\delta \geq \frac{d_v}{\frac{\epsilon_m}{\epsilon_v} - 1}. \quad (6.1)$$

Крім того матриця забезпечує міцність і жорсткість КМ в напрямку, перпендикулярному до армувальних елементів. Вона може бути і захисним покриттям, що убезпечує волокна від механічних і хімічних дій зовнішнього середовища.

6.1.1 Способи теоретичної оцінки властивостей однонаправлених КМ

Перш ніж отримувати КМ, при наймі для випробувань, що потребує створення відповідної технології, бажано теоретично оцінити його властивості за відомими властивостями компонентів. Розглянемо як це здійснити на декількох прикладах.

Основні припущення, які прийняті в розрахунках – волокна і матриці ізотропні пружні матеріали, які при навантаженні композиції деформуються сумісно, що забезпечується наявністю між ними жорсткого зв'язку.

Модуль нормальної пружності E_{xk} в напрямку вісі волокон можна оцінити, якщо припустити, що при навантаженні пластини із КМ силою P_{xk} її відносна деформація ϵ_{xk} в силу сумісності деформації матриці і волокон буде

$$\epsilon_{xk} = \epsilon_{xm} = \epsilon_{xv} \quad (6.2)$$

Сума сил, які діють на матрицю P_{xm} і на волокно P_{xv} дорівнює загальній силі, яка діє на КМ P_{xk}

$$P_{xm} + P_{x\theta} = P_{xk}, \quad (6.3)$$

Якщо представити дану силу як добуток напруження на площу поперечного перерізу можна записати

$$\sigma_{xm} \cdot F_M + \sigma_{x\theta} \cdot F_\theta = \sigma_{xk} \cdot F_K \quad (6.4)$$

де σ_{xm} , $\sigma_{x\theta}$, σ_{xk} – розтягувальні напруження відповідно в матриці, волокні і всій композиції в напрямку осі x ;

F_M , F_θ і F_K – поперечні перерізи матриці, волокна і композиції відповідно.

Поділивши обидві частини рівняння (3) на F_K та врахувавши, що об'ємні частки матриці V_M і волокон V_θ дорівнюють:

$$V_M = \frac{F_M}{F_e}, \quad V_\theta = \frac{F_\theta}{F_e},$$

отримаємо

$$\sigma_{xm} \cdot V_M + \sigma_{x\theta} \cdot V_\theta = \sigma_{xk}$$

Якщо прийняти до уваги, що $V_M + V_\theta = 1$ і відповідно $V_M = 1 - V_\theta$ отримаємо формулу

$$\sigma_{xm} \cdot (1 - V_\theta) + \sigma_{x\theta} \cdot V_\theta = \sigma_{xk} \quad (6.5)$$

Відповідно до закону Гука для одноосного напруженого стану можна записати:

$$\left. \begin{aligned} \sigma_{xm} &= \varepsilon_{xm} \cdot E_{xm} \\ \sigma_{x\theta} &= \varepsilon_{x\theta} \cdot E_{x\theta} \\ \sigma_{xk} &= \varepsilon_{xk} \cdot E_{xk} \end{aligned} \right\} \quad (6.6)$$

де E_{xm} , $E_{x\theta}$ і E_{xk} – модулі Юнга відповідно матриці, волокон і КМ в напрямку x . Оскільки прийняли, що матриця і волокна з ізотропного матеріалу, індекси, які вказують напрямок, в подальшому не вказуємо, а залишимо тільки індекси «м» і «θ».

Тепер замість напружень в рівняння (4) підставимо їх вираз із рівнянь (5) і, використав умову (1) отримаємо

$$E_{xk} = E_g \cdot V_g + E_m \cdot V_m = E_g V_g + E_m (1 - V_g) \quad (6.7)$$

Вираз (6) дозволяє оцінити величину модуля нормальної пружності однонаправленого КМ в напрямку армування за відомими модулями пружності матриці та волокон і об'ємною часткою останніх.

Модуль пружності E_{yk} в напрямку, перпендикулярному до осі волокон (в напрямку y). Для оцінки вказаної характеристики будемо вважати, що КМ армований волокнами квадратного поперечного перерізу з стороною l_{yg} , а шар матриці між волокнами має товщину l_{ym} .

При навантаженні такого КМ силою P_{yk} , перпендикулярною до повздовжньої осі волокон, напруження в волокнах і прошарках матриці між ними будуть однакові тобто

$$\sigma_{yg} = \sigma_{ym} = \sigma_{yk}, \quad (6.8)$$

а абсолютна деформація Δ_{yk} становитиме:

$$\Delta_{yk} = \Delta_{ym} + \Delta_{yg} \quad (6.9)$$

де Δ_{ym} та Δ_{yg} абсолютні значення деформацій прошарку матриці і волокон відповідно.

Абсолютна деформація Δ пов'язана з відносною ε співвідношенням

$$\Delta = l \cdot \varepsilon, \quad (6.10)$$

де l – довжина деформуємого елемента.

Підстановка співвідношення (9) в (8) дозволяє отримати вираз:

$$\varepsilon_{yk} \cdot l_{yk} = \varepsilon_{ym} \cdot l_{ym} + \varepsilon_{yg} \cdot l_{yg} \quad (6.11)$$

де ε_{yk} , ε_{ym} і ε_{yg} – відносні деформації відповідно КМ, матриці і волокон в напрямку осі y ,

l_{yk} , l_{ym} і l_{yg} – відповідно довжина розглядаємого елемента КМ, сумарна довжина матричних прошарків та волокон в напрямку y .

Оскільки вважаємо, що перерізи волокон і прошарків матриці між ними квадратні можна записати

$$\frac{l_{y\epsilon}}{l_{y\kappa}} = V_{\epsilon}, \quad \frac{l_{yM}}{l_{y\kappa}} = V_M \quad (6.12)$$

Поділивши обидві частини рівняння (10) на $l_{y\kappa}$ з врахуванням залежностей (11) отримаємо

$$\epsilon_{y\kappa} = \epsilon_{yM} \cdot V_M + \epsilon_{y\epsilon} \cdot V_{\epsilon} \quad (6.13)$$

Замінивши деформації ϵ у рівнянні (12) на їх значення відповідно до закону Гука ($\epsilon = \sigma / E$), та з врахування умови (7) отримаємо формулу яка дозволяє, оцінити модуль пружності композиції в напрямку перпендикулярному до повздовжньої осі волокон:

$$E_{y\kappa} = \frac{E_M \cdot E_{\epsilon}}{E_M \cdot V_{\epsilon} + E_{\epsilon} \cdot (1 - V_{\epsilon})} \quad (6.14)$$

Коефіцієнт Пуассона. По визначенню коефіцієнт Пуассона композиції

$$\nu_{\text{хук}} = \frac{\epsilon_{y\kappa}}{\epsilon_{x\kappa}}, \quad (6.15)$$

При навантаженні силою P_x деформацію $\epsilon_{y\kappa}$, можна розрахувати за формулою (12) із урахуванням того, що $\epsilon_{yM} = \nu_M \cdot \epsilon_{xM}$, а $\epsilon_{y\epsilon} = \nu_{\epsilon} \cdot \epsilon_{x\epsilon}$

$$\epsilon_{y\kappa} = \nu_M \cdot \epsilon_{xM} (1 - V_B) + \nu_{\epsilon} \cdot \epsilon_{x\epsilon} \cdot V_{\epsilon} \quad (6.16)$$

Підставивши у формулу (14) вираз (16) і використавши умову (1) отримаємо формулу для визначення коефіцієнта Пуассона композиції:

$$\nu_{\text{хук}} = \nu_M (1 - V_B) + \nu_B \cdot V_B. \quad (6.17)$$

Міцність КМ можна оцінити за правилом сумішей. Для оцінки міцності однонаправлених КМ з безперервними волокнами в напрямку армування ще раз скористаємось припущеннями зробленими при визначенні модуля пружності Юнга в напрямку осі волокон. Припустимо, що міцність зв'язку на межі розподілу волокно-матриця достатня для того, щоб забезпечити сумісну деформацію компонентів до моменту руйнування, тобто що $\varepsilon_B = \varepsilon_M = \varepsilon_K$. Тоді зовнішнє навантаження, яке сприймає КМ, дорівнює сумі навантажень на матрицю і волокна. В такому разі міркування, приведені при розрахунку E_{xx} , дозволяють аналогічно виразити межу міцності КМ $(\sigma_B)_K$ у вигляді лінійної функції від об'ємної долі волокон V_B

$$(\sigma_B)_K = (\sigma_B)_B \cdot V_B + \sigma'_M (1 - V_B) \quad (6.18)$$

де $(\sigma_B)_B$ – середнє значення межі міцності волокон при розтягненні; σ'_M – напруження в матриці в момент розриву волокон. Щоб зрозуміти що уявляють ці напруження розглянемо рисунок 6.4.

Припустимо, що матриця більш пластична ($\varepsilon_{m. \text{гран}} > \varepsilon_{v. \text{гран}}$) і має менший модуль пружності (Юнга), ніж волокна. В загальному випадку на кривій розтягнення КМ (2) можна розрізнити три ділянки: I – матриця й волокна деформуються пружно; II – матриця переходить в пружно-пластичний стан, а волокна продовжують деформуватись пружно; III – обидва компоненти системи знаходяться в стані пластичної деформації. В залежності від властивостей складових ділянок II і III на кривій може не бути.

Щоб визначити величину σ'_M , потрібно із точки С, яка відповідає відносній деформації руйнування волокон ε_v , провести перпендикуляр до осі ординат. Ордината точки пересічення цієї прямої з кривою 3 буде дорівнювати σ'_M .

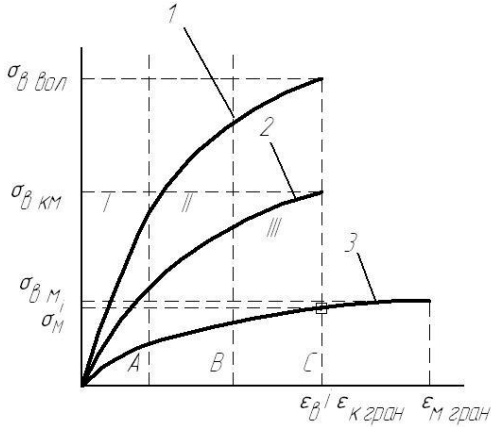


Рисунок 6.2 – Діаграми розтягнення волокон (1), однонаправленого КМ (2), матриці (3)

Для матриць, які мало зміцнюються, величину σ'_M можна прийняти рівною границі плину матриці. Рівняння (21) називають правилом сумішей, або правилом адитивності. Його використовують для оцінки міцності односпрямованих композицій за відомими механічними властивостями матриці та волокон.

На практиці волокна можуть руйнуватися не одночасно, а послідовно через присутність в них дефектів. В такому випадку міцність КМ буде нижча за розраховану по формулі (6.18). Теж саме буде, якщо використали матрицю з недостатнім запасом пластичності, що не забезпечує рівномірного розподілу напружень між волокнами та приводить до передчасного руйнування КМ.

Якщо пластична матриця, армована пластичними волокнами, при розтягненні КМ спостерігаються випадки, коли зв'язок між волокнами і матрицею утруднює утворення шийки на волокнах. В результаті волокна деформуються більш рівномірно, ніж при розтягненні їх в чистому виді без матриці. При цьому затримання утворення шийки збільшує умовну границю міцності волокон і КМ в цілому.

У зв'язку з наведеною залежністю (6.18) можна використовувати тільки для оціночних розрахунків, проте, при використанні не крихких

волокон і достатньо пластичних матриць, різниця між експериментальними та розрахованими даними не велика.

Основним елементом зміцнення КМ є волокна і відповідно до цього чим більша об'ємна частка волокон тим міцніший буде КМ. Проте, навіть без урахування частки матриці, для волокон круглого поперечного перерізу (найбільш технологічних) існують геометричні обмеження збільшення величини V_g . Максимально-можлива частка волокон при різних схемах їх укладання показана на рисунку 6.5.

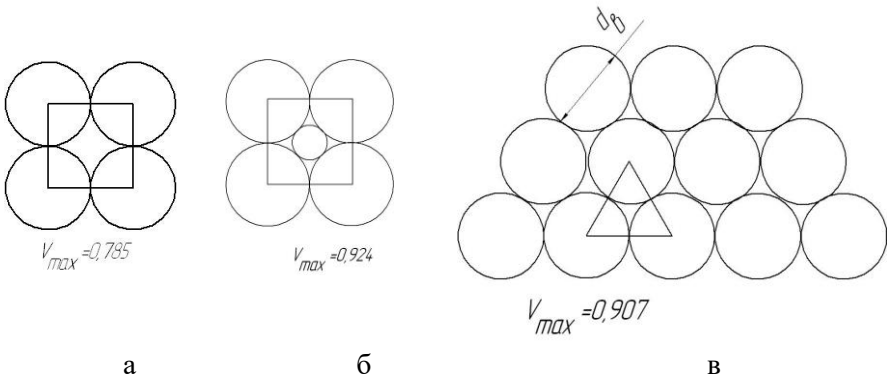
Відмітимо, що використання волокон квадратного поперечного перерізу дозволяє ще збільшити їх об'ємну частку проте технологія виготовлення таких КМ стає складнішою оскільки важко уникнути закручування волокон і відповідно правильного їх укладання.

В реальному матеріалі є прошарок матриці який у відповідності з формулою (1) повинен бути товщиною не менше δ_{min} і тоді для тетрагональної упаковки маємо

$$V_{g \max} = \frac{\pi}{\left[4 + 4 \cdot \frac{\delta_{\min}}{d_g} + \left(\frac{\delta_{\min}}{d_g} \right)^2 \right]}, \quad (6.19)$$

для гексагональної упаковки

$$V_{g \max} = \frac{2\pi d_g^2}{(2d_g + \delta_{\min})^2 \cdot \sqrt{3}} \quad (6.20)$$



а – при тетрагональному розташуванні, б – при тетрагональному розташуванні волокон різного діаметру, в – при гексагональному розташуванні.
Рисунок 6.3. Схеми пакування односпрямованих волокон при безпосередньому їх контакті (V_{max} – максимальна об'ємна частка волокон при даній схемі їх укладання)

На практиці звичайно $V_{\text{max}} < 0,7 \dots 0,75$ оскільки при більшому значенні V_{max} відбувається розшарування КМ.

При занадто малій об'ємній долі волокон ($V_{\text{в}}$) у випадку коли вони крихкі і не можуть обмежити деформацію матриці та руйнуються раніше ніж КМ в цілому, а матриця ще має запас міцності і чинить опір навантаженню, міцність КМ буде нижчою ніж міцність неармованої матриці. Це пояснюється тим, що введення волокон, що руйнуються до руйнування КМ в цілому, рівнозначне з'явленню в матриці пор в момент руйнування волокон, які зменшують її поперечний переріз. Залежність міцності КМ від об'ємної долі волокон при цьому має вид графіка зображеного на рисунку 6. 6 і визначається за формулою

$$(\sigma_{\text{в}})_K = (\sigma_{\text{в}})_M \cdot (1 - V_{\text{в}}) \quad (6.21)$$

Де $(\sigma_{\text{в}})_M$ – границя міцності матриці.

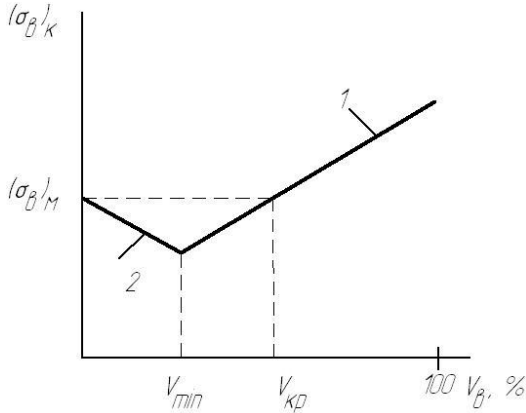


Рисунок 6.4 – Залежність міцності КМ армованого в одному напрямку від об'ємної частки волокон. 1 – за рівнянням (21); 2 – за рівнянням (24)

Об'ємна частка волокон, що відповідає точці перегину графіка називається мінімальною часткою V_{min} . Їй відповідає мінімальна міцність КМ.

V_{min} можна знайти, прирівнявши праві частини виразів (6.18) і (6.21)

$$(\sigma_B)_B \cdot V_{min} + \sigma'_M (1 - V_{min}) = (\sigma_B)_M \cdot (1 - V_{min})$$

$$V_{min} = \frac{(\sigma_B)_M - \sigma'_M}{(\sigma_B)_B + (\sigma_B)_M - \sigma'_M} \quad (6.22)$$

Критичною об'ємною часткою волокон $V_{кр}$ називають таку її об'ємну частку, при якій міцність КМ дорівнює міцності матриці. $V_{кр}$. Її значення можна розрахувати із умови

$$(\sigma_B)_B \cdot V_{кр} + \sigma'_M (1 - V_{кр}) = (\sigma_B)_M$$

Звідкіля маємо

$$V_{кр} = \frac{(\sigma_B)_M - \sigma'_M}{(\sigma_B)_B - \sigma'_M} \quad (6.23)$$

Як видно з наведеного $V_{кр}$ залежить від границь міцності матриці та волокон. Розрахунки показують, що при застосуванні неміцних порівняно з матрицею волокон $V_{кр}$ може складати 30 % і більше. Тому значення $V_{кр}$ потрібно знати конструктору, щоб не розраховувати на зміцнення внаслідок армування волокнами при об'ємній частці рівній або менше $V_{кр}$.

Питома міцність матеріалу $\sigma_{y\theta}$ – це відношення його границі міцності (σ_B) до густини γ :

$$\sigma_{y\theta} = \frac{\sigma_B}{\gamma} \quad (6.24)$$

КМ можуть складатись з міцних компонентів з високою густиною і навпаки з менш міцних, але з невисокою густиною. Знання питомої міцності КМ дозволяє простим порівнянням цієї характеристики визначити матеріал при виготовленні з якого деталь буде мати меншу вагу. Така задача досить часто постає перед конструктором при виборі матеріалу коли він необмежений об'ємом і має отримати виріб з якомога меншою вагою.

З технологічних причин у КМ розташування волокон, як правило дещо відрізняється від запланованого конструктором. Тому при виготовленні деталей потрібно мати відомості щодо впливу кута між навантаженням та напрямком волокон.

При дії напружень розтягу прикладених під деяким кутом θ до напрямку армування односпрямованого КМ можливі декілька механізмів його руйнування.

1. При відносно невеликих значеннях даного кута приблизно $\theta < 7^\circ$ КМ, як правило руйнується внаслідок розриву волокон під дією нормальних напружень.

Якщо нехтувати міцністю матриці (в КМ часто міцність матриці на порядок нижче міцності волокон) границю міцності КМ (σ_θ) можна розрахувати за формулою:

$$\sigma_\theta = \frac{(\sigma_B)_B}{\cos^2 \theta} \cdot \quad (6.25)$$

Експерименти показали (рис. 11), що при збільшенні значеннях кута ϑ (до декількох градусів) міцність КМ може підвищуватись (рис. 6.5, крива 1).

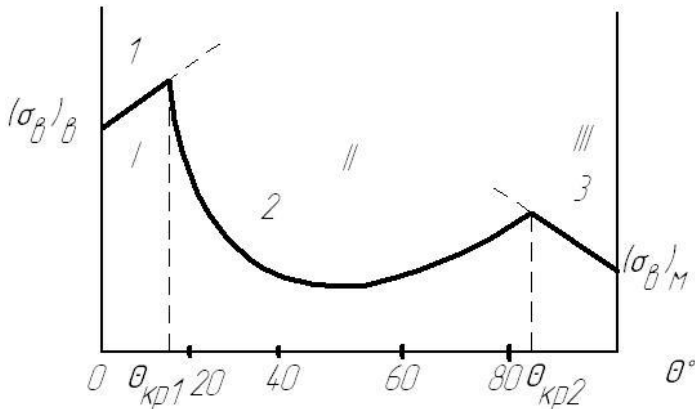


Рисунок 6.5 – Залежність граничної міцності від кута між напрямком армування та напрямком дії зовнішнього навантаження.

З подальшим збільшенням вказаного кута за деяке значення $\vartheta_{кр1}$ (рис. 6.7, крива 2) КМ руйнується внаслідок руйнування матриці або границі поділу волокно – матриця в результаті зсуву по площинам паралельним волокнам. Мінімуму міцності спостерігається при куті ϑ в 45° . В цьому випадку міцність КМ можна визначити за формулою:

$$\sigma_\theta = \frac{\tau_u}{\sin \theta \cdot \cos \theta}, \quad (6.27)$$

де τ_u – границя міцності матриці або міцність границі поділу при зсуві.

3. При кутах більших $\theta_{кр2}$ (рис. 6.7, крива 3) міцність КМ визначається третім видом руйнування, який контролюється нормальною міцністю матриці або межі поділу в напрямку,

перпендикулярному до осі волокон. Міцність при цьому визначається співвідношенням

$$\sigma_{\theta} = \frac{(\sigma_B)_M}{\sin^2 \theta}, \quad (6.28)$$

де $(\sigma_B)_M$ – границя міцності матриці в умовах плоскої деформації.

Відмітимо, що дана формула не враховує випадок коли високоміцні волокна мають схильність до розшарування, що сильно знижує міцність КМ саме при великих кутах \mathcal{G} . Це пояснюється тим що руйнування відбувається перпендикулярно до напрямку армування по найменш міцному в поперечному напрямку компоненту – волокнам.

Значення кута $\mathcal{G}_{кр1}$ можна визначити якщо прирівняти праві частини формул (28) і (29). В результаті отримаємо

$$tg \mathcal{G}_{кр1} = \frac{\tau_u}{(\sigma_B)_s}.$$

Для визначення $\mathcal{G}_{кр2}$ прирівнюємо праві частини формул (29) та (31) і отримуємо наступну формулу для визначення значення даного кута

$$tg \mathcal{G}_{кр2} = \frac{(\sigma_B)_M}{\tau_u}$$

Як видно з наведених формул значення критичного кута $\mathcal{G}_{кр1}$ залежить від співвідношення міцності матриці на зсув до міцності волокон, а значення критичного кута $\mathcal{G}_{кр2}$ від співвідношення нормальної міцності матриці до її міцності на зсув.

В КМ, армованому паралельними короткими волокнами довжиною l і навантаженими вздовж їх осі, навантаження передається волокнам завдяки дотичним напруженням, що діють на поверхнях розподілу між волокнами і матрицею. При значеннях l , менших за деяку критичну довжину $l_{кр}$, напруження розтягування в волокнах недостатні для того, щоб викликати їх руйнування. При цьому

волокна витягуються з матриці і їх міцність недовикористовується. У випадку коли $l > l_{кр}$, волокна руйнуються від напружень розтягнення, при цьому, чим більше значення l , тим більшу міцність має КМ в цілому. Таким чином *критичною довжиною волокна називають мінімальну довжину волокон, при якій останні руйнуються в КМ при його розтягненні.*

Значення $l_{кр}$ залежить від міцності зв'язку між матрицею і волокнами та діаметра волокна. Якщо прийняти, що по довжині волокна дотичні напруження розподілені рівномірно, то $l_{кр}$ можна знайти із умови рівноваги дотичних і нормальних сил, які діють на волокно

$$\sigma \frac{\pi d_B^2}{4} = \tau_{zp} \pi d_B \frac{l}{2} \quad (6.29)$$

де τ_{zp} – дотичні напруження на границі поділу волокно – матриця; σ_B – нормальні напруження розтягнення в волокнах; l і d_B – довжина і діаметр волокна відповідно.

При $l = l_{кр}$ в момент руйнування КМ дотичні напруження дорівнюють міцності на зсув границі поділу $\tau_{z.p.}$, а напруження розтягнення в волокнах – їх границі міцності $(\sigma_B)_г$. Тому можна написати, що

$$l_{кр} = \frac{(\sigma_B)_г}{2\tau_{z.p.}} d_г \quad (6.30)$$

Таким чином, $l_{кр}$ збільшується зі зменшенням міцності границі поділу і збільшенням міцності волокон і їх діаметра. В КМ з пластичною матрицею максимальне дотичне напруження на границі поділу може бути обмежене границею плинності матриці.

В розрахунках частіше використовують величину $\frac{l_{кр}}{d_г}$, оскільки вона не залежить від діаметра волокон. Розрахунки показують, що для армованих металів та сплавів $\frac{l_{кр}}{d_г}$ знаходиться в межах 10-250. Для

армованих пластиків $\frac{l_{кр}}{d_g}$ може дорівнювати 350 і більше. З

підвищенням температури величина $\tau_{e,p}$ зменшується, внаслідок чого КМ, призначені для роботи при високих температурах, треба армувати волокнами більшої довжини.

Точне значення міцності зв'язку між арматурою і матрицею важко оцінити аналітично, тому його визначають експериментально з застосуванням таких методик як витягування заформованого волокна, зразків армованих складеними волокнами і ін.

Для конструктора важливою характеристикою матеріалу є в'язкість руйнування, яка характеризує опір поширенню тріщин. Від того наскільки матеріал чинить опір поширенню тріщинам залежить надійність конструкції.

Для армованих матеріалів характерні такі механізми підвищення в'язкості руйнування, яких не мають гомогенні матеріали. Ці механізми пов'язані з тим, що в КМ є велика кількість поверхонь розділу, які можуть гальмувати поширення тріщин. Щонайменше два явища сприяють дисипації енергії руху тріщини – витягування волокон з матриці і руйнування границь поділу. При витягуванні волокон з матриці додатковий опір поширенню тріщин, які поширюються в матриці, виникає у вигляді сил тертя між волокном, що витягується, і матрицею, а при руйнуванні границь – в процесі розриву зв'язків між волокном і матрицею.

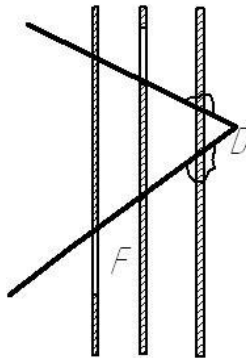


Рисунок 6.6 – Схематичне зображення тріщини, що поширюється перпендикулярно до напрямку армування

Поблизу вершини тріщини (область D) руйнуються межі поділу і з'являються невеликі зсуви волокон відносно матриці, а в області F спостерігається витягування волокон.

Якщо довжина волокон значно перевищує критичну $l_{кр}$, то волокна розриваються, а не витягуються і внесок роботи $W_{вит}$ волокон в загальну в'язкість руйнування невеликий. При довжині $l \leq l_{кр}$ волокна витягуються з матриці і основний внесок в роботу руйнування КМ вносить робота яка витрачається саме на витягування волокон з матриці $W_{вит}$. В більшості випадків енергетичні витрати на витягування волокон значно більше роботи $W_{г.р.}$ руйнування зв'язків на межі розподілу. Існування вказаних явищ дає можливість створювати КМ з високою в'язкістю руйнування навіть в тих випадках, коли матриця і волокна по своїй природі крихкі. При цьому потрібно забезпечити умови, при яких руйнування КМ супроводжується витягуванням волокон. Крім того в'язкість крихких матеріалів можна підвищувати армуванням їх в'язкими і пластичними волокнами.

6.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання практичної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Вимоги до матриць та волокон МКМ.
2. Способи теоретичної оцінки властивостей КМ армованих в одному напрямку.
3. Вплив об'ємної долі волокон на властивості МКМ.
4. Вплив орієнтації і волокон на міцність однонаправлених КМ.
5. Міцність КМ, армованих дискретними волокнами.
6. Особливі можливості підвищення в'язкості руйнування МКМ.

6.3. Контрольні питання

1. За якими ознаками матеріали відносять до композиційних?
2. Чому застосування КМ тісно пов'язане з питаннями проектування та виготовлення з них виробів?
3. Які методи застосовуються для виготовлення МКМ?
4. Обґрунтувати вимоги до армувальних волокон та охарактеризувати матеріали з яких вони вробляються.
5. Вказати функції, що виконують матриці МКМ, обґрунтувати вимоги до них та охарактеризувати матеріали з яких вони вробляються.
6. Вивести формулу для визначення модуля нормальної пружності ($E_{\text{хк}}$) в напрямку вісі волокон.
7. Вивести формулу для визначення модуля пружності ($E_{\text{ук}}$) в напрямку, перпендикулярному до осі волокон.
8. Вивести формулу для визначення Коефіцієнта Пуассона.
9. Яким чином можна теоретично оцінити міцність МКМ? Наскільки точною може бути дана оцінка?
10. Пояснити яким чином об'ємна частка волокон впливає на властивості МКМ?
11. Якими чинниками обмежене максимальне значення об'ємної частки волокон у МКМ?
12. Навести приклади використання як характеристики питомої міцності.
13. Яким чином змінюються механізми руйнування КМ при зміні кута між напрямком дії навантаження та напрямком армувальних волокон?
14. Охарактеризуйте параметр $\mathcal{G}_{\text{кр}1}$ та запропонуйте спосіб його визначення.
15. Наведіть приклади доцільності використання армувальних волокон кінцевої довжини, та запропонуйте теоретичний і експериментальний спосіб визначення параметра $l_{\text{кр},}$.

16. Навести приклади специфічних способів підвищення в'язкості руйнування МКМ.

6.4. Матеріали і устаткування

Набір та зразків МКМ; розривна машина, обладнана піччю.

6.5. Вказівки з техніки безпеки

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

6.5. Порядок виконання практичної роботи

Розрахувати значення $V_{кр}$, та міцність МКМ за даними про міцність їх волокон та матриці. Провести випробування на розтяг зразків з МКМ. Проаналізувати отримані результати та сформулювати висновки.

6.7. Порядок оформлення звіту

Мета роботи, загальні відомості. Охарактеризувати основні параметри МКМ та способи їх теоретичного передбачення. Висновки щодо отриманих результатів.

6.8. Література:

1. Карпинос Д.М. Новые композиционные материалы [Текст]: учеб. пособие для вузов / Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, Л.Р. Вишняков, под общ. ред. Карпиноса Д.М. К.: Вища школа, 1977 – 312 с.
2. Копань В. Композиційні матеріали [Текст]: навч. посіб. ВНЗ В. Копань; К.: Пульсари, 2004. – 193 с.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 7

Дослідження впливу ступеня взаємодії волокон і матриці на структуру та властивості металевих композиційних матеріалів.

Мета роботи: вивчення закономірностей змін структури та властивостей металевих композиційних матеріалів (МКМ) при температурних впливах

7.1 Загальні відомості

З тим щоб сформувати та вибрати раціональний режим експлуатації МКМ необхідні відомості щодо взаємодії між його складовими. Це особливо важливе при роботі деталей з МКМ при високих температурах.

Хімічну сумісність складових КМ підрозділяють на термодинамічну та кінетичну. Якщо між волокном і матрицею при необмеженому часі їх контакту хімічна взаємодія повністю відсутня, говорять про термодинамічну сумісність компонентів. До них можна віднести МКМ Cu-W, Cu-Mo, Ag-W, Mg-Ti, Mg-B. Термодинамічна сумісність складових визначається їх діаграмами рівноваги.

Більшість МКМ відносяться до термодинамічно-нерівноважних систем. В таких системах градієнти хімічних потенціалів, які виникають на поверхнях поділу між волокнами і матрицею, є силою, яка спонукає процеси дифузії і хімічні реакції. Кінетична сумісність компонентів залежить від швидкості дифузії, швидкості хімічних реакцій, швидкості розчинення або утворення нової фази. Вказані процеси часто приводять до знеміцнення МКМ. Знеміцнення може відбуватись, зокрема внаслідок проходження поверхневих реакцій, які являються причиною рекристалізації, окрихчення та руйнування границь зерен матеріалу волокон, або утворення крихкого проміжного з'єднання на поверхні волокон. Активна взаємодія може знизити механічні властивості волокон і відповідно МКМ. Проте відсутність термодинамічної сумісності не виключає можливості використання даної комбінації складових, так як, наприклад, оптимізацією технологічного процесу отримання КМ можна досягти задовільної сумісності компонентів. При цьому певна ступінь хімічної взаємодії є необхідною оскільки сприяє утворенню зв'язку між компонентами.

В КМ також необхідно враховувати і фізичну або механічну сумісність. Механічна сумісність складових залежить від коефіцієнтів Пуассона та лінійного розширення.

За типом хімічної взаємодії КМ умовно можна розділити на три групи:

1. КМ, в яких компоненти практично не розчинені і не вступають в хімічні реакції (Cu-W(Mo, Ti, Nb); Ag-W; Mg-Ti; Mg-B).
2. КМ, в яких волокна і матриця взаємно розчині, але не утворюють побічних продуктів взаємодії.
3. КМ, в яких на поверхнях розділу утворюються продукти хімічної взаємодії.

Поверхня розділу МКМ є зоною кінцевої товщини з суттєво зміненим хімічним складом. В цій зоні утворюється зв'язок між матрицею і зміцнювальними волокнами, який необхідний для передачі напружень між складовими КМ. Тип зв'язку в МКМ залежить від технології їх отримання. Наприклад, в МКМ, який отримано заливкою алюмінієм борних волокон утворюється діборид алюмінію. Якщо ця композиція отримана гарячим пресуванням, то зв'язок в ній відбувається в результаті взаємодії окисних плівок – Al_2O_3 і B_2O_3 . При цьому дана композиція має усі характеристики псевдо-першої групи.

В КМ можна виділити наступні типи зв'язків між волокнами і матрицею:

1. Механічний зв'язок;
2. Зв'язок внаслідок розчинення-змочування;
3. Зв'язок, який виникає в результаті хімічної реакції з утворенням продуктів взаємодії;
4. Зв'язок в КМ армованих окислами;
5. Комбінований зв'язок.

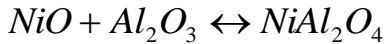
Розглянемо більш детально перелічені типи зв'язків. Механічний зв'язок утворюється в результаті механічного зчеплення між матрицею і волокнами, які мають шерехату поверхню, або за рахунок фрикційних сил, які зумовлені більшою радіальною усадкою матриці внаслідок різниці коефіцієнтів лінійного розширення складових. Механічний зв'язок проявляється практично в усіх МКМ. Суттєвим недоліком МКМ з чисто механічним типом зв'язку є низька міцність в напрямках, що не співпадають з напрямком волокон.

Зв'язок внаслідок розчинення-змочування утворюється якщо крайовий кут на поверхні розділу волокно – матриця $\theta < 90^\circ$, тобто

розплавлена матриця змочує волокно і відбувається незначне розчинення волокна без утворення з'єднань. Зокрема такий зв'язок утворюється в МКМ системи Al – C і Ni – C.

Найбільш поширеним типом зв'язку є зв'язок, який виникає в результаті хімічної реакції між волокнами і матрицею з утворенням продуктів взаємодії. Наприклад, реакція взаємодії титану з бором, в результаті якої утворюється діборид титану. Утворення цього типу зв'язку контролюється процесами реактивної дифузії.

Як правило розплавлені метали не змочують більшість оксидів, але є великий клас КМ, в яких зміцнення здійснюється волокнами окислів або частинками окислів. Деякі домішки в таких КМ можуть знижувати поверхневу енергію забезпечуючи умови для покращення змочування. Вони (домішки) можуть вступати в самостійні реакції з окислами і утворювати з'єднання. Наприклад, в МКМ, що армовані волокнами або ниткоподібними кристалами окислів зв'язок може здійснюватись внаслідок утворення шпінелей при умові надлишку кисню в матриці:



Змішаний тип зв'язку це комбінація декількох, наприклад, механічного та зв'язку внаслідок розчинення-змочування.

Реакції, які відбуваються занадто активно при формуванні МКМ можна усунути або звести до необхідного рівня вибором відповідних технологічних режимів. Найбільш інтенсивно взаємодія між волокнами і матрицею відбувається при рідино-фазних способах формування КМ (ливарні, контактне зварювання), які часто застосовуються у виробництві оскільки забезпечують краще з'єднання волокон з матрицею порівняно з твердо-фазними методами (МПМ, прокатка, дифузійне зварювання).

Зокрема, у випадку армування, жароміцного нікелевого сплаву вольфрамівими волокнами його розплав може проникати в межі зерен матеріалу волокна і знижувати їх міцність. Проте при виготовленні КМ ВКН-1 ливарним методом вдалося обмежити товщину реакційної зони декількома мікрометрами, зменшивши час просочення розплавленою матрицею волокон. При цьому отримали КМ з властивостями, близькими до розрахункових за правилом суміші.

Крім того ступінь проходження реакцій, які відбуваються під час експлуатації КМ можна зменшити:

- підбором складових;
- раціональним легуванням матриці або волокон;
- застосуванням бар'єрних покриттів на волокна;
- комплексом цих мір.

Розглянемо застосування раціонального легування матриці на прикладі композиційної система Ni – W, в якій при температурах 1000 – 1200°C утворюється обмежений ряд твердих розчинів з максимальним вмістом W в Ni 32 – 35 % мас. Вольфрамова арматура розчиняється в матриці внаслідок різниці хімічних потенціалів вольфраму в волокні і в матриці. Чим менше різниця між даними хімічними потенціалами, тим менше потік (струмінь) W із волокна в матрицю, та тим стабільніша система при підвищених температурах.

Стабілізувати міжфазну границю в даній системі можна зменшенням різниці між хімічними потенціалами вольфраму у волокні і вольфраму в матриці. Для цього нікелевий твердий розчин додатково потрібно легувати вольфрамом до границі його розчинення (35% мас.) в матриці. При насиченні матриці вольфрамом розчинення арматури при цих температури практично не буде відбуватись. Оскільки вольфрам має високу густину а хром в матричних сплавах високотемпературних МКМ є необхідним елементом, що підвищує жаростійкість, термодинамічну стабільність даної системи доцільно підвищити заміщення деякої частки W саме хромом. При цьому склад матриці також повинен відповідати складу насиченого твердого розчину до межі розчинності.

Проте легуванням матриці підвищити стабільність МКМ можна тільки у випадку, коли матриця і волокно утворюють обмежені тверді розчини без інтерметалідних з'єднань, зокрема таким промисловим сплавом є ВЖ98 (ХН60В). Хімічний склад застосованої плавки даного сплаву наведено в табл. 7.1. Він уявляє собою насичений твердий розчин W і Cr в Ni при температурах 1000 – 1200°C.

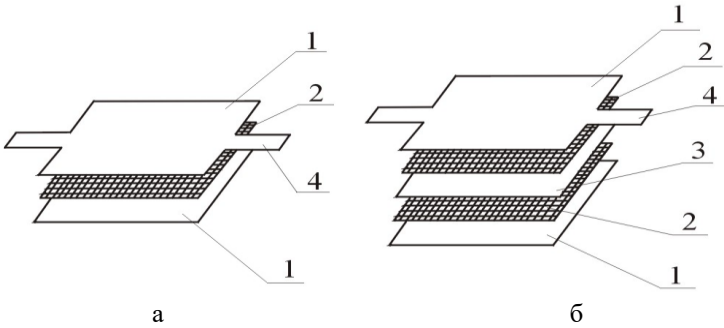
У випадках МКМ Ni – Mo хімічні потенціали Mo в волокні і в насиченій Mo матриці не рівні між собою і термодинамічно вигідним є утворення на межі розподілу волокно – матриця інтерметаліди NiMo. В цьому разі для отримання стабільної композиції нікелеву матрицю треба армувати або волокнами із NiMo, або волокнами, покритими цим інтерметалідним з'єднанням. Тобто застосовувати проти дифузійне покриття на волокнах. Часто можна підібрати такі

покриття, швидкість взаємодії яких з компонентами КМ на декілька порядків менше, ніж швидкість безпосередньої взаємодії компонентів один з одним. Між фазна стабільність таких МКМ достатня для того, щоб забезпечити їх надійну експлуатацію при високих температурах протягом тисяч годин. При армуванні нікелевих матриць W і Mo волокнами на останні наносять шар оксидів торію, алюмінію, цирконію, карбїду гафнію, карбїду титану. Ці бар'єрні покриття забезпечують хїмічну стїйкїсть волокна в контактї з відповідними матричними металевими сплавами. Проте чим вище хїмічна стїйкїсть волокна в контактї з матеріалом, тим важче забезпечити мїцний мїжатомний зв'язок (адгезію) мїж компонентами МК. Тому застосовують покриття на волокна, якї покращують змочування їх металевими сплавами, і якї підвищують адгезійну мїцність мїж компонентами.

У ЗНТУ на кафедрї фізичного матеріалознавства розробленї двї технологї виготовлення деталей із жаромїцних МКМ: ливарна та з застосуванням контактного шовного зварювання з яких була створена досить вдала комбїнація що полягає в наступному: спочатку методом контактного шовного зварювання виготовляють композиційні вставки, матриця яких уявляє жаромїцний сплав ВЖ98, а волокна вольфрамовий сплав з підвищеним вмістом двоокису торію VT20 який теж є розробкою кафедри фізичного матеріалознавства ЗНТУ.

Для одержання вставок за вказаним методом збирали пакет, (рис. 7.1) який складався з очищених наждаковим папером знежирених ацетоном і спиртом карток матричного сплаву товщиною 0,4 мм (1). До однієї з цих карток окремими точками по периметру приварювали армувальну сітку (3), що уявляє собою однонаправлені зміцнювальні волокна діаметром 0,3 мм зі сплаву VT20, якї переплетенні дротом зі сплаву X20H80 діаметром 0,1 мм. Потім армувальну сітку покривали другою картою так, щоб армувальна сітка опинилась в середині пакета. Після цього остаточно фіксували пакет по контуру за допомогою точкового зварювання з одночасною приварюванням до його торців двох металевих смуг (4), якї призначені для кріплення пакета в пристосуванні для подальшого формування МКМ. За такою технологією пакет нарощували до потрібної товщини. При цьому в залежності від вибраної схеми армування сітки в сумїжних шарах розташовували так щоб їх волокна були паралельні або перпендикулярними, а при необхідності мати

ізотропні властивості в площині пакета, використовували зірчасте укладання волокон.



а – пакет з однонаправленим армуванням, б – пакет з перехресним армуванням.
Рисунок 7.1 - Схема складання пакета для зварювання заготовки композиційного матеріалу з нікелевою матрицею

Пакети зварювали по всій поверхні послідовним накладенням швів на машині для контактного шовного зварювання типу МШ3201 за режимом, технологічні параметри якого оптимізували проведенням багатофакторних експериментів. Переміщення заготовок щодо роликів електродів зварювальної машини для накладання чергового шва здійснювали на визначену величину (крок зварювання) за допомогою спеціального пристосування. Для зварювання застосовували роликові електроди з берилієвої бронзи марки БрБНТ.

Під час виготовлення листового КМ за допомогою контактної роликів зварювання метал матриці розплавляється в місцях контакту з волокнами внаслідок дії струму зварювання і просичує під тиском роликів ділянки навколо волокон. Короткий імпульс зварювального струму і наступне швидке охолодження водою дозволяє зменшити розчинення та окислення волокон при взаємодії їх з розплавленою матрицею. Оптиміальний режим зварювання забезпечує надійне з'єднання листів матриці з армувальними волокнами та максимальне збереження їх властивостей.

Після зварювання одну частину заготовки, різали поперек зварених швів для контролю металографічним аналізом на наявність дефектів в проплавленій зоні. Якісну структуру сформованого однонаправленого МКМ наведено на рисунку 7.2

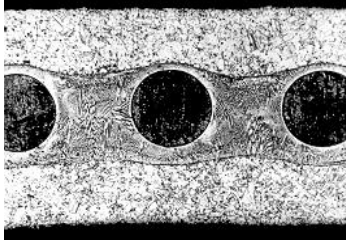
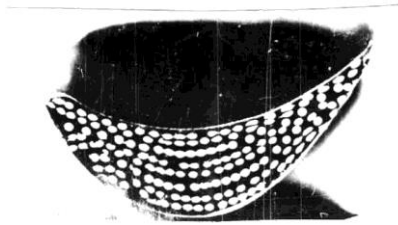


Рисунок 7.2 – Якісна мікроструктура звареної вставки

Правильність розташування волокон перевіряли за допомогою рентгенівської дефектоскопії.

З іншої частини заготовки штампували вставки які встановлювали в ливарні форми і заливали розплавленим матричним сплавом. Використання армованих вставок дозволяє уникнути безпосередньої взаємодії між розплавом матриці та армувальними волокнами. На рисунку 7.3 з наведено макроструктуру поперечного перерізу армованої лопатки, виготовленої за ливарною технологією.



х3

Рисунок 7.3 - макроструктура поперечного перерізу армованої лопатки, виготовленої за ливарною технологією

Таким чином з вище наведеного випливає, що правильним вибором складових (матриці і волокон) і технологічних режимів можна одержати композиційний матеріал з "бажаною" бездефектною структурою, забезпечивши при цьому повне використання вихідної міцності його волокон. Проте, для впровадження композиційних матеріалів у виробництво, рішення тільки цієї задачі недостатньо.

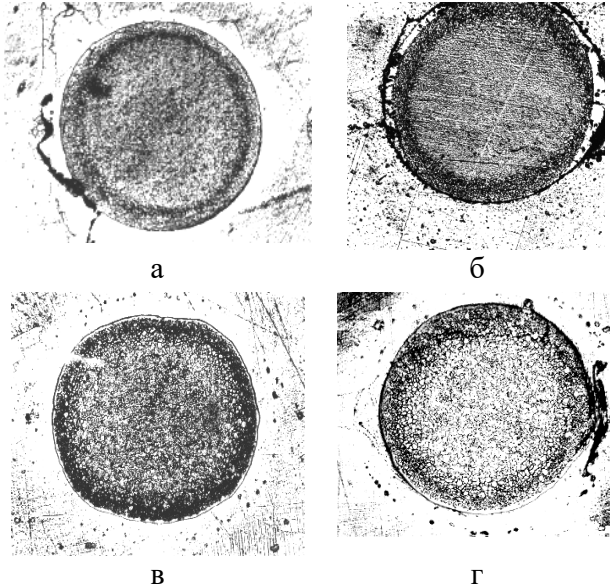
У розглянутому МКМ системи ВЖ98 – ВТ20 використовуються волокна, що мають більш низький коефіцієнт лінійного термічного розширення ($\alpha_w = 4,82 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$), ніж матриця ($\alpha_{Ni} \cong 13 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$). Тому, навіть рівномірне нагрівання чи охолодження його приводить до виникнення внутрішніх напружень, які можуть бути причиною погіршення механічних властивостей. Оскільки робота деяких виробів, зокрема теплових двигунів характеризується певним числом пусків і зупинок, тепловий вплив циклічно повторюється, у результаті чого зниження механічних властивостей МКМ прискорюється порівняно з роботою в стаціонарному режимі при тих же максимальних температурах.

У зв'язку з цим провели дослідження мікроструктури композиційних матеріалів з матрицями хімічний склад яких наведено в таблиці 7. 1. армованих вольфраморенієвим сплавом ВР27ЗВП.

Таблиця 7.1 – Хімічний склад матричних сплавів

Марка сплаву матриці	Вміст елементів, % (мас.)									
	C	Si	Cr	Ni	Mn	Ti	W	Fe	La	Na
ВЖ98	0,1	0,7	25	57,1	0,4	0,6	15,7	0,4	–	
ЭК64	$\frac{0,0}{5}$	0,21	24,7	70,7	0,56	–	3,3	0,34	0,1	0,02

При цьому знайшли, що після 20-ти термоциклів (рис. 7.4а) у композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ВЖ98 помітно початок відокремлення волокон, а після 50-ти термоциклів (рис. 7.4б) волокна вже цілком відокремилися від матриці. В тих же умовах випробувань у композиційному матеріалі з матрицею ЭК64 після 30-ти термоциклів навколо волокон є тільки пори (рис. 7.4, в), а початок відокремлення волокон ставало помітним лише після 50-ти термоциклів (рис. 7.4).

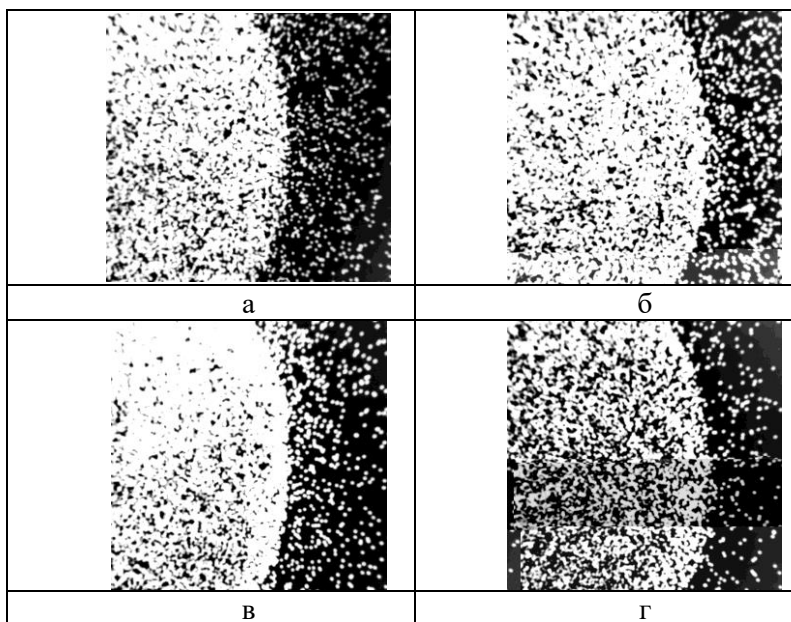


а – матриця зі сплаву ВЖ98, 20 термоциклів; б – матриця зі сплаву ВЖ98, 50 термоциклів; в – матриця зі сплаву ЭК64, 30 термоциклів; г – матриця зі сплаву ЭК64, 50 термоциклів

Рисунок 7.4 – Мікроструктура композиційних матеріалів після термоциклювання по режиму: нагрів до 1300 °С, витримка 10 хв., охолодження 10 хв., до 200 °С, (×200)

Відомо, що опір відокремленню волокон може бути підвищений шляхом більш міцного закріплення їх у матриці. Припустимо, що в даному випадку саме більш міцним закріпленням волокон у матриці можна пояснити експериментально встановлений факт більш повільного відокремлення волокон при термоциклюванні в композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ЭК64, чим у композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ВЖ98. На користь даного припущення свідчать результати мікрорентгеноспектрального аналізу (рис. 7.5). Порівняння рис. 7.5, а і 7.5, б створює враження, що розчинення волокон відбувається більш інтенсивно в матриці зі сплаву ВЖ98, але це наслідок того, що в сплаві ЭК64 концентрація вольфраму набагато нижче, ніж у сплаві ВЖ98 (табл.). А от розподіл ренію (рис 7.5, б та г), що потрапляє в матрицю тільки дифузійним

шляхом з матеріалу волокон, показує, що в дійсності волокна інтенсивніше розчиняються в матриці зі сплаву ЭК64.



а – розподіл W у матриці зі сплаву ЭК64; б – розподіл W у матриці зі сплаву ВЖ98; в – розподіл Re у матриці зі сплаву ЭК64; г - розподіл Re у матриці зі сплаву ВЖ98
Рисунок 7.5 - Розподіл вольфраму і ренію біля границі волокно–матриця

Більш швидке розчинення волокон у сплаві ЭК64, ніж у сплаві ВЖ98, приводить до більш швидкого росту концентрації елементів матеріалу волокон (вольфраму і ренію) у приграничному шарі матриці зі сплаву ЭК64. У свою чергу, підвищення концентрації вольфраму і ренію у приграничному шарі волокон-матриця, очевидно, підвищує міцність зазначеного приграничного шару, що може привести і до підвищення міцності з'єднання волокон з матрицею. Підвищення міцності з'єднання волокон з матрицею, у свою чергу, підвищує опір композиційного матеріалу термоциклічним впливам. Експериментальним підтвердженням приведеного вище припущення може бути факт утворення тріщин у композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ЭК64 не в контактній зоні волокно-

матриця, як це відбувається в композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ВЖ98, а за вказаною дифузійною зоною (менш легованою вольфрамом і ренієм), в зоні скупчення пор. Тому цілком імовірно, що в композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ЭК64 міцність з'єднання волокон з матрицею вище, ніж у композиційному матеріалі з матрицею зі сплаву ВЖ98.

Імовірно, саме з цієї причини, у термодинамічно більш стабільному композиційному матеріалі ВЖ98 – ВР273ВП тріщини утворюються після меншої кількості термоциклів, ніж у композиційному матеріалі ЭК64 – ВР273ВП. Це приводить до того, що в умовах термоциклювання є більш вигідним використання композиційного матеріалу з матрицею з термодинамічно менш стабільного при високих температурах сплаву ЭК64. З іншого боку, композиційному матеріалу ВЖ98 – ВР273ВП варто віддати перевагу в тих випадках, коли вироби експлуатуються тривалий час при постійній температурі, оскільки в цьому композиційному матеріалі, внаслідок його більш високої термодинамічної стабільності, волокна менш схильні до деградації.

7.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання практичної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

1. Взаємодія волокон та матриці в МКМ.
2. Типи зв'язків між волокнами та матрицею у МКМ.
3. Способи регулювання взаємодії між волокнами та матрицею у МКМ.
4. Вплив ступеню взаємодії волокон з матрицею на властивості МКМ.

7.3. Контрольні питання

1. Мета дослідження взаємодії між волокнами та матрицею у МКМ.
2. Охарактеризувати термодинамічну та кінетичну сумісність композиційних систем. Навести приклади.

3. Навести приклади регулювання ступеню взаємодії волокон з матрицею при формуванні та експлуатації МКМ.

4. На які групи поділяють МКМ за типом взаємодії волокон з матрицею?

5. Охарактеризувати типи зв'язків що утворюються при формуванні МКМ. Навести приклади.

6. У який спосіб можливо знизити ступінь проходження реакцій, які відбуваються під час експлуатації деталей з МКМ?

7. Описати технологію виготовлення виробів з МКМ із застосуванням методу контактного зварювання. Вказати його переваги порівняно з ливарним методом.

8. Які методи контролю застосовуються для перевірки якості МКМ?

7.4. Матеріали і устаткування

Набір шліфів, зразків і деталей з МКМ. Мікроскоп. Прилад MS-46.

7.5. Вказівки з техніки безпеки.

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

7.6. Порядок виконання практичної роботи

Дослідити мікроструктуру зразків із МКМ. За діаграмами отриманими на приладі MS-46 провести дослідження ступеню взаємодії волокон з матрицею.

7.7. Порядок оформлення звіту

Мета роботи, загальні відомості. Описати технологію виготовлення вивчених зразків і деталей, їх структуру. З застосуванням отриманих результатів пояснити вплив ступеню взаємодії на структуру та властивості МКМ. Зробити висновки щодо проаналізованих результатів.

7.8. Література

1. Карпинос Д.М. Новые композиционные материалы [Текст]: учеб. пособие для вузов / Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, Л.Р. Вишняков, под общ. ред. Карпиноса Д.М. К.: Вища школа, 1977 – 185 – 191С.

ПРАКТИЧНА РОБОТА № 8

Дослідження структури та властивостей інтелектуальних композиційних матеріалів

Мета роботи: вивчення структури, властивостей та технології виготовлення інтелектуальних композиційних матеріалів.

8.1 Загальні відомості

Інтелектуальний матеріал навідрізняється від функціональних має комплекс функцій, що допомагають йому реагувати на зовнішні умови. Ці матеріали дозволяють контролювати стан деталей, виготовлених із них, і адаптуватись до дії зовнішніх чинників. Структура такого композиту складається з базового матеріалу і введених до нього функціональних сенсорних і виконавчих елементів. Сенсорні елементи забезпечують отримання інформації про стан матеріалу, яка реєструється спеціальною комп'ютерною системою. Виконавчі елементи (які управляють) слугують для керування параметрами самого матеріалу. Такими матеріалами можуть бути п'єзоелектрики, біфункціональні сополімери, провідникові полімери і т. ін., які дозволяють слідкувати і змінювати їх властивості.

Для забезпечення живучості силових деталей літаків застосовують стопори для втомних тріщин – конструкційні елементи, призначені для гальмування втомних тріщин за рахунок зниження коефіцієнта інтенсивності напружень у вершині тріщини.

Підвищення надійності деталей може бути досягнуто, якщо як стопор використовувати деталі з матеріалів, які крім забезпечення несівної здатності здійснюють передавання інформації про дефекти, що виникають при експлуатації.

Для створення стопора – індикатора проведена модернізація металоорганопластиків шляхом введення до їх складу активних елементів – сенсорів, здатних здійснювати контроль напруженого стану матеріалу. Структурні інформаційні елементи від звичайних датчиків контролю відрізняються тим, що крім інформаційної функції вони несуть силове навантаження від зовнішніх факторів. Матеріал під дією зовнішніх навантажень, підвищених температур, агресивних середовищ має певний кінцевий ресурс із-за утворення різного роду дефектів мікро – і макроструктури. Своєчасно виявити ці дефекти буває неможливо без проведення спеціальних ремонтних і регламентних робіт. На сьогодні розробляються сенсорні елементи,

що є структурними елементами КМ і матеріалів, які працюють сумісно з ними на основі різних фізичних принципів: електричних, оптичних, п'єзоелектричних. Основними критеріями при виборі типу сенсорів для інформкомполімера є їх повна структурна і механічна сумісність з базовим матеріалом, стабільність параметрів в умовах експлуатації виробів (при дії механічних навантажень, вібрації, в умовах підвищеної вологості і температури), підготовленість сучасних технічних засобів для вимірювання і обробки інформації для даного типу сенсорів. Як матеріал для вказаних конструктивних елементів використовують вуглецеві волокна і модифіковані арамідні волокна. Принцип дії їх базується на тензочутливості, тобто здатності сенсора реагувати зміною власного електричного опору на зміну напружено-деформованого стану виробів.

Вуглецеві волокна мають власну провідність і не потребують модифікації. Механічні властивості волокон і величини їх тезочутливості при багатократних навантаженнях наведені в таблиці 8.1.

Таблиця 8.1 – Деякі властивості вуглецевих волокон і величини тензочутливості при багатократних навантаженнях зразка – датчика

Властивості	Граніт 40П	ЛЖУ - 35	ЛЖУ–35ВМ
Густина, г/см ³	1,80	1,77	1,81
Площа, см ²	0,1306	0,1045	0,1
Міцність на розтяг, МПа	3200	4200	3170
Модуль пружності, Е, Гпа	380	373	405
Питомий електроопір, R, Ом/м	30 – 60	70 – 110	65 – 85
Тензочутливість при багатократних навантаженнях розтягненням, K_p	1,0 – 1,2	1,43 – 1,68	1,37 – 1,43
Середнє значення тензочутливості на розтяг, K_p^{cp}	1,1	1,525	1,4
Тензочутливість при багатократних навантаженнях стисненням, K_{ct}	0,95 – 1,2	0,96 – 0,99	1,18 – 1,22

Властивості тензочутливих сенсорів на основі арамідних волокон, які покриті тонким металевим шаром (0,1 – 0,2 мкм), наведено в табл. 8.2.

Таблиця 8.2 – Властивості дослідницьких тензоризисторних сенсорів на основі арамідних волокон

Тип волокон	Електроопір, кОм	Міцність на розтяг, МПа	Відносне видовження, %
Волокно Армос	2,0 – 2,7	3870	3,5
Волокно Армос	1,5 – 2,0	3810	3,5
Волокно Армос	0,4 – 0,9	4090	3,5
Волокно Русар-С	2,0 – 4,2	4010	3,5

Завдяки високим механічним властивостям сенсорів ($\sigma_b \approx 3800$ МПа) не відбувається зниження міцності інформкомпозита при введенні сенсорів в будь-якій об'ємній долі по відношенню до армувальних волокон. Високі технологічні властивості сенсорів на основі арамідних волокон дозволяють вводити їх в текстильні форми армувальних наповнювачів. Стопори, армовані вказаними волокнами, призначені для виконання ремонту і підсилення обшивок фюзеляжу та крила літака при утворенні тріщин. Тонкі сенсори дозволяють забезпечити практично ідеальну структурну і механічну сумісність з основними компонентами базового матеріалу. Стопор виготовляється з металополімерного композита Алора. Цей матеріал має високу стійкість до виникнення і поширення тріщини (швидкість поширення тріщин в металоорганопластиках в 10 – 40 разів нижче, ніж в алюмінієвих сплавах). При розтягненні металоорганопластиків діапазон контрольованих деформацій сенсорних елементів складає < 4 %. При цьому стопор – індикатор ефективно контролює рівень напружено-деформованого стану (сигнал сенсора змінюється в 2 – 3 рази).

Композиційні конструкційні матеріали, що мають керовану анізотропію, можуть використовуватися в конструкціях, де

проявляються їх властивості, пристосовуватися до змін у зовнішньому середовищі.

Існують матеріали з регульованою деформацією при зовнішній дії. Матеріал складається із шарів, що чергуються і які мають незбалансовану структуру відносно вибраних осей анізотропії. Анізотропія при зовнішній дії створює відмінний від нуля сумарний момент відносно цих осей, що викликає просторову деформацію матеріалу. В результаті невірноваженості суми сил та моментів відносно вибраних осей в матеріалі з'являються дотичні напруження крутіння і в наслідок виникаючого крутного моменту виріб деформується, вигинаючись в потрібній площині. У випадку навантаження матеріалу напруженнями згинання відбувається два вида деформації – згинання і крутіння. Зміна форми виробу і її відновлення проходять без втручання людини в результаті підвищення або зниження напружень, що діють в матеріалі конструкції. В вуглепластиках цей ефект досягається також внаслідок пропускання електричного струму або аеродинамічного нагрівання. Ці явища використовуються при виготовленні крил зворотньої стріловидності літака Су-47 «Беркут» із вуглепластика КМУ-7у (АКМ – 1у). Завдяки спеціальній схемі армування під дією аеродинамічного навантаження відбувається цілеспрямована зміна геометрії конструкції, що сприяє перерозподілу і зниженню діючих навантажень. Адаптація конструкції забезпечує стабільність кутів атаки і, як наслідок, високі аеродинамічні характеристики при польотах з великими кутами атаки і добра маневреність літака.

8.2. Завдання на підготовку до практичної роботи

Для виконання практичної роботи та пояснення результатів експериментів необхідно пропрацювати такі питання:

Структура, та властивості інтелектуальних КМ.

8.3. Контрольні питання

1. Пояснити різницю між інтелектуальними та функціональними матеріалами.

2. Охарактеризувати структуру інтелектуальних матеріалів.

3. Навести приклади даних матеріалів.
4. У який спосіб зупиняють поширення тріщин у відповідальних деталях.
5. Якими функціями структурні інформаційні елементи відрізняються від звичайних датчиків?
6. На основі яких фізичних принципів працюють сенсорні елементи, що є структурними елементами КМ?
7. Вказати основними критеріями при виборі типу сенсорів для інформкомпозита.
8. Пояснити, що таке принцип тензочутливості?
9. Порівняти важливі характеристики вуглецевих і арамідних волокон, що використовуються для армування інтелектуальних матеріалів.
10. Пояснити, що таке композиційні конструкційні матеріали з керованою анізотропією? Навести приклади використання даних матеріалів вказати їх переваги порівняно зі звичайними функціональними композитами.

8.4. Матеріали і устаткування

Набір зразків і деталей з інтелектуальних матеріалів. Машина для проведення випробувань зразків на згин. Стенд для вимірювання тензочутливості матеріалів.

8.5. Вказівки з техніки безпеки.

Роботу виконують з дозволу викладача у відповідності з інструкціями із ТБ (додаток А).

8.5. Порядок виконання практичної роботи

Ознайомитися зі зразками і деталями з інтелектуальних матеріалів.

Провести випробування на згин зразків з даних типів матеріалів та визначити їх коефіцієнт тензочутливості. Провести аналіз отриманих результатів.

8.6. Порядок оформлення звіту

Мета роботи, загальні відомості. Охарактеризувати вивчені матеріали (структура, властивості, застосування). З застосуванням відомостей про структуру даних матеріалів пояснити отримані результати. Зробити висновки щодо вивчених властивостей даних матеріалів.

8.8. Література

1. Карпинос Д.М. Новые композиционные материалы [Текст]: учеб. пособие для вузов / Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, Л.Р. Вишняков, под общ. ред. Карпиноса Д.М. К.: Вища школа, 1977 – 185 – 191С.

ЛІТЕРАТУРА

1. Карпинос Д.М. Новые композиционные материалы [Текст]: учеб. пособие для вузов / Д.М. Карпинос, Л.И. Тучинский, Л.Р. Вишняков, под общ. ред. Карпиноса Д.М. К.: Вища школа, 1977 – 185 – 191С.

2. Композиционные материалы в машиностроении. (Ю.Л. Пилиповский, Т.В. Грудина, А.Б. Сапожникова и др. - Киев: Техніка, 1990.- 141 с.

3. Материаловедение и композиционные материалы (Пинчук Л.С., Струк В.А., Мишкин Н.К. и др. – М.: Высшая школа, 1989.- 461 с.

4. Лахтин Ю.М., Леонтьева В.П. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1990. - 528 с.

Додаток А
Правила із техніки безпеки
при виконанні практичних робіт

1. Роботу починають виконувати тільки з дозволу викладача.
2. До роботи з обладнанням допускаються особи, які вивчили конструктивні особливості та технічний опис конкретної випробувальної машини, а також пройшли перевірку знань електричної техніки безпеки.
3. На обладнанні механічної лабораторії можуть працювати особи, які пройшли інструктаж з техніки безпеки та мають допуск на право виконання робіт на обладнанні лабораторії.
4. В термічній та препаратурських лабораторіях можуть працювати особи, які пройшли інструктаж з техніки безпеки та визначили конструктивні особливості печей та витяжних шаф. Всі струмопровідні частини електропечей повинні бути ізольовані та огорожені, а інші неструмопровідні частини – надійно заземлені.

Вимоги безпеки перед початком роботи

1. Вивчити інструкцію з виконуємої роботи.
2. Перевірити наявність необхідних приладів та інструментів.
3. Доповісти викладачеві про можливість виконання роботи.
4. Студенти не повинні приступати до роботи, доки не одержать інструктаж з техніки безпеки.
5. Робота біля електроприладів повинна виконуватись з використанням ізоляційних засобів (діелектричні килимки, ізоляційні підставки).
6. Перевірити справність приладів та обладнання печі, підготувати до роботи інструмент, вантажнозахватні пристрої та впевнитись в їх справності.
7. Завантаження та розвантаження виробів виконувати за допомогою спеціального захватного знаряддя.
8. Якщо встановлена несправність печі, необхідно повідомити викладача.
9. Проведення ремонту обладнання самостійно студентами забороняється.

Вимоги безпеки під час виконання роботи

1. Забороняється студентам вмикати та вимикати електричні прилади та електропечі без дозволу керівника лабораторних робіт.
2. Усякі ремонти, налагодження електрообладнання необхідно виконувати електромонтеру, що обслуговує лабораторію.
3. Забороняється працювати в лабораторії на самоті. Обов'язкова присутність керівника лабораторних робіт. Вмикання, зміна режимів роботи установки, проведення замірів та вимикання установки для запобігання несправностей, необхідно виконувати тільки з дозволу викладача в суворій відповідності з положенням, наведеному у технічному описанні.
4. Особам, які не закріплені за даною установкою, виконувати будь-які ремонтні роботи забороняється.

Вимоги безпеки в термічній та препараторських лабораторіях

1. Вмикання та вимикання електричного обладнання повинно здійснюватись тільки з дозволу викладача, який проводить заняття.
2. При виявленні несправності усіх видів слід негайно припинити роботу.
3. Забороняється ремонтувати обладнання студентам та особам, які не мають кваліфікаційної групи по ТБ.
4. Завантаження та розвантаження печей дозволяється тільки у вимкненому стані.
5. Працювати при несправному заземленні і без діелектричного килимка забороняється.

Вимоги безпеки після закінчення роботи

Після проведення випробувань в механічній лабораторії необхідно: відключити усі секції установок від електропостачання та вимкнути прилади.

В термічній та препараторських лабораторіях після закінчення робіт необхідно вимкнути печі, вимкнути вентиляцію, рубильник електропостачання, прибрати робочі місця

Вимоги безпеки в аварійних ситуаціях

При пожежі чи загорянні необхідно:

1. Викликати пожежну частину за телефоном 101.
2. Вимкнути електромережу, вентиляцію, обладнання.
3. Сповістити керівника лабораторії і викладача.
4. Негайно покинути приміщення лабораторії.