

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ

II частина

**з дисципліни «Новітні технології
заготівельного виробництва»**

**для студентів спеціальності
132 «Матеріалознавство»
(спеціалізації «Прикладне матеріалознавство» та
«Термічна обробка металів»)**

усіх форм навчання

2023

Конспект лекцій (II частина) з дисципліни «Новітні технології заготівельного виробництва» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» (спеціалізації «Прикладне матеріалознавство» та «Термічна обробка металів») усіх форм навчання /Укл.: В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка». 2023, 48 с.

Укладачі: В.Я. Грабовський, доцент, к.т.н.
О.В. Лисиця, старший викладач.

Рецензент: В.С. Вініченко, доцент, к.т.н.

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

Рекомендовано
до видання НМК інженерно-
фізичного факультету
Протокол №8
від «11» квітня 2023

Затверджено
на засіданні кафедри
«Фізичне матеріалознавство»
Протокол №6
від «2» березня 2023

4 ОДЕРЖАННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

4.1 Загальні відомості

Руйнування виробів з жароміцних сплавів, отриманих за традиційною технологією, зазвичай відбувається внаслідок утворення неоднорідностей структури, сегрегацій легувальних елементів (ліквації), що призводить до погіршення механічних властивостей або до їх нестабільності і зниження термомеханічних характеристик. Використання методу порошкової металургії дозволяє отримати жароміцні сплави зі структурою, що позбавлена таких недоліків і забезпечує їм вищий рівень експлуатаційних характеристик. Таким чином, порошкова технологія є більш ефективною порівняно з іншими (литво або штампування) методами виготовлення виробів з жароміцних сплавів, не здатних забезпечити необхідну якість.

Оскільки особливості процесу порошкової металургії (перш за все висока швидкість твердіння) зменшують схильність до утворення сегрегацій, то це призводить до формування дрібніших виділень інтерметалідів та запобігання утворень грубих евтектичних структур. Крім того досягається зменшення відстані між дендритами до значень, які неможливо одержати при виготовленні деталей звичайного розміру методами литва. Забезпечується також сприйнятливність мікроструктури до деформації, що дозволяє одержувати сплави з дуже високими механічними властивостями. Однорідність «мікромасштабу» ущільненого порошку забезпечує можливість отримання високої однорідності і відтворюваності властивостей матеріалу. Стає можливим створення матеріалів з унікальною структурою для роботи в особливих умовах. Наприклад, сплави що зміцнені дисперсними оксидами неможливо одержати ніякими іншими методами, окрім порошкової металургії.

В даний час методами порошкової металургії з жароміцних сплавів виготовляються диски для компресорів і турбін та інші роторні деталі, що працюють при температурах 540-760 °С. Також порошкові сплави застосовуються для виготовлення нерухомих спрямовуючих лопаток турбіни; і, як листові матеріали, для обшивки камер згорання.

Виробництво щільних заготовок жароміцних сплавів методом порошкової металургії включає наступні операції:

- отримання порошків (кожна частинка порошку або суміш порошків повинні мати склад, відповідний кінцевому складу сплаву);
- ущільнення (порошкова суміш механічно ущільнюється до утворення достатньо щільного, але не дуже міцного твердого тіла, з яким зручно поводитися при подальшій обробці);
- спікання або консолідація (ущільнена порошкова суміш нагрівається до температури, близької до гомологічної температури, що викликає зміцнення і зростання зв'язків між частинками).

Найбільшого поширення набули порошкові жароміцні сплави Rene 95, низковуглецевий IN-100, MERL-76, Astroloy. Хімічні склади типових порошкових жароміцних сплавів наведені в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад порошкових жароміцних сплавів % (за масою)

Сплав	Ni	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	Hf	Ta	C	B	Zr	V
Rene 95	осн.	13,5	8,0	3,5	3,5	3,5	3,5	2,5	-	-	0,05	0,01	0,05	-
IN-100	осн.	12,4	18,5	3,2	-	-	5,0	4,3	-	-	0,07	0,02	0,06	0,8
MERL-76	осн.	12,5	18,5	3,2	-	1,4	5,0	4,4	0,4	-	0,04	0,2	0,6	-
APK1	осн.	15,5	17,0	5,0	-	-	4,0	3,5	-	-	0,03	0,025	-	-
NiAlMo	осн.	0,10	-	10-14	6-10	-	7,8	-	-	0-6	-	-	-	-

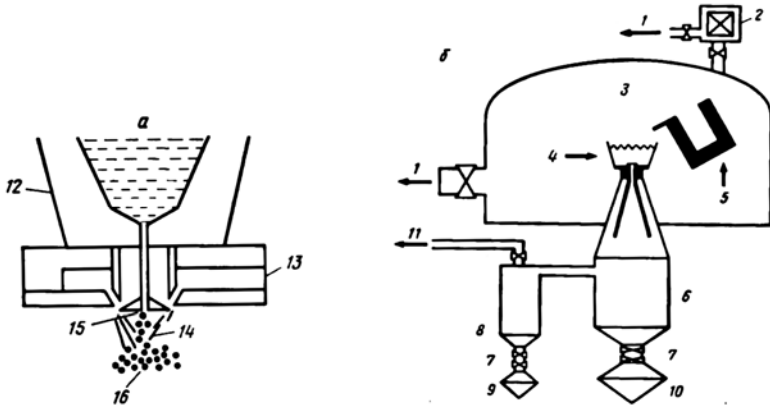
4.2 Способи отримання порошків

4.2.1 Розпилення металу в інертному або розчинному газі.

Схема даного методу отримання порошків наведена на рис.4.1. В камері топлення 3 необхідний сплав вакуумного очищення розтоплюється в печі 5 в атмосфері інертного газу і розливається в проміжний ківш 12, розпилюючого сопла (рис.4.1, б), розташування якого на схемі рис.4.1, а вказано цифрою 4. Витікаючи з ковша через випускний отвір сопла 15 дозований струмінь розтопленого металу протікає мимо газової форсунки 13, що забезпечує безперервну подачу потоку інертного газу (аргону) високого тиску 14 на струмінь рідкого металу і призводить до його дроблення на сферичні частинки 16 в камері для розпилення 6. Ці частинки охолоджуються зі швидкістю близько 10^2 °C/с. На виході з камери, в якій відбувалося

розпилення, в основному 10 та додатковому 9 колекторах збирається порошок.

Згідно наведеної схеми передбачено вакуумування 1 камери топлення і додаткове легування рідкого сплаву через шлюз 2.

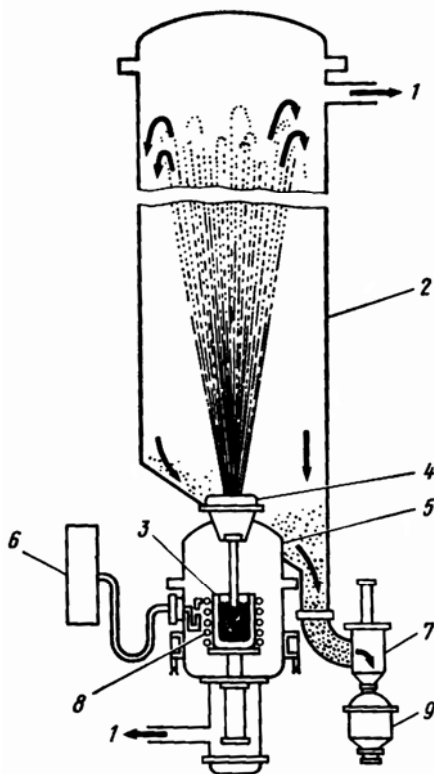


- 1 – вакуумування, 2 – шлюз для введення добавок на останніх етапах топлення,
 3 – камера топлення, 4 – розташування сопла розпилення, 5 – піч,
 6 – камера для розпилювання; 7 – здвосні вентиля, 8 – циклонний сепаратор,
 9 – основний колектор, 10 – додатковий колектор, 11 – випуск відпрацьованого газу,
 12 – розливний ківш (тундіш), 13 – введення газу до форсунки;
 14 – газовий струмінь; 15 – випускний отвір сопла, 16 – крапельки металу;
 а – розпилююче сопло; б – типова схема установки розпилення

Рисунок 4.1 - Система газового розпилення для виробництва жароміцних сплавів у вигляді порошку

На рис.4.2 зображено процес розпилення розтопленого індукційним витопом металу в розчинному газі вгору від тигля. В камері 2, де розпилюється метал, попередньо створюється вакуум. В сосуді високого тиску 5 (тиск вище атмосферного), де відбувається топлення сплаву в тиглі 3, знаходиться деяка кількість газу, розчинного в даному сплаві (зазвичай водню). Розпилення здійснюється шляхом занурення в розтоп трубки (зазвичай керамічної), відкритий кінець якої виведений у верхню вакуумовану камеру розпилення. Рідкий метал піднімається по трубці вгору, потрапляє в цю камеру, де і відбувається його розпилення. Розпилення іде за рахунок як різкого перепаду тиску, так і за рахунок бурхливого виділення розчиненого в розтопі газу. Розпиленні краплі сплаву

охолоджуються зі швидкістю 10^3 °C/с і отримані частинки порошку через пристрій 7 потрапляють в контейнер 9.

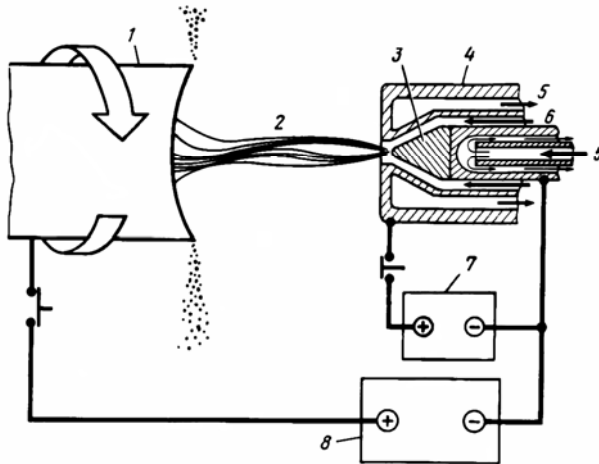


- 1 — до вакуумних насосів; 2 — камера-колектор порошку; 3 — тигель для топлення;
 4 — запорна система; 5 — посуд високого тиску; 6 — джерело електроенергії;
 7 — пристрій для стікання порошку; 8 — індукційна піч;
 9 — контейнер для порошку

Рисунок 4.2 – Система розпилення розчинним газом для виробництва порошку жароміцних сплавів

4.2.2 Метод розпилення електроду, що обертається. Сутність такого методу з плазмовим процесом зображена на рис.4.3. Він характеризується наявністю електроду 1, який виготовляється із жароміцного сплаву і швидко обертається в камері з інертною атмосферою. Між цим електродом і нерухомим вольфрамовим електродом виникає електрична дуга за допомогою джерела 7 та 8. В

область дуги подається гелій $б$, що призводить до утворення гелієвої плазми. В результаті відбувається розтоплення торця електроду, що обертається і під дією відцентрових сил краплі розтопленого жароміцного сплаву розлітаються та кристалізуються у вигляді сферичних частинок порошку. Такий процес розпилення може відбутися і без гелієвої плазми, а тільки під дією електричної дуги, що горить між електродами. Розпилений порошок збирається знизу в спеціальну ємність.



- 1 — електрод, що обертається (анод); 2 — гелієва плазмова дуга;
 3 — водоохолоджувальний вольфрамовий катод; 4 — водоохолоджувальне мідне сопло; 5 — вода для охолодження; 6 — гелій; 7 — джерело електроенергії для підтримки дуги; 8 — джерело електроенергії для розпалювання дуги

Рисунок 4.3 - Принципова схема установки процесу плазмового розпилення з електродом, що обертається

4.2.3 Відцентрове розпилення. Цей процес дозволяє одержати дуже високі швидкості охолодження (до $8 \cdot 10^6 \text{C/s}$) і дуже вузький розподіл за розмірами частинок отриманого порошку. Процес полягає в тому, що струмінь розтопленого в індукційній печі жароміцного сплаву дуже акуратно і дозовано розливається на поверхню мідного диска, що швидко обертається. Шар рідкого металу прискорюється на периферії диска і там відбувається кристалізація з утворенням сферичних частинок, які розпилюються вертикальним струменем

інертного газу (гелію). Таке розпилення і призводить до дуже великої швидкості охолодження частинок.

4.3 Ущільнення порошку

У зв'язку з високими вимогами до чистоти порошків (тобто необхідності зведення до мінімуму їх забруднення) вони перед ущільненням зберігаються в інертному або контрольованому середовищі.

Десорбція поверхневих газів в порошках можлива в широкому температурному інтервалі і при цьому виділяються такі шкідливі сполуки, як H_2O , CO , CO_2 і CH_4 . Десорбція з поверхні починається вже при 100°C для H_2O і триває приблизно до 600°C для CO (так звана пікова десорбція). Шкідливий вплив газів, що виділяються, виявляється в збереженні в кінцевому продукті первинних границь між частинками порошку і погіршенні властивостей порошкових матеріалів. Тому всі операції по ущільненню порошків проводяться в інертному середовищі, що дозволяє виключити забруднення порошку речовинами, що адсорбуються.

Методи ущільнення включають операцію вакуумного завантаження порошку в металевий контейнер (контейнер потім використовується для ущільнення порошку). Порошок засипається у відкачаний металевий контейнер і там же може проводитися його нагрівання або охолодження. Після завантаження заповнений порошок і вакуумований контейнер щільно закривається і на цьому підготовка порошку до консолідації завершується.

4.4 Методи консолідації порошку

4.4.1 Гаряче ізостатичне пресування (ГІП). При гарячому ізостатичному пресуванні контейнер з ущільненим порошком жароміцного сплаву нагрівається до підвищеної температури (вище або нижче за температуру розчинення γ' -фази в залежності від необхідного розміру зерна в готовому виробі) і витримується при ній під підвищеним тиском зовнішнього газу приблизно 100 МПа. Комбінована дія на порошкову масу в контейнері температури і тиску спричиняє її ущільнення.

Основна мета операції консолідації методом ГП, як і іншими методами, полягає в отриманні абсолютно щільного матеріалу із структурою без будь-яких слідів первинних границь між вихідними частинками порошку. Для успішної консолідації порошку гарячим ізостатичним пресуванням потрібна достатньо тривала (декілька годин) витримка при високій температурі і певний тиск під час проведення операції. Варіюючи ці параметри, можна змінювати домінуючий механізм консолідації при ГП, що може відбутись або шляхом швидкої пластичної деформації частинок порошку, або за рахунок їх повзучості. Співвідношення таких механізмів впливає на ступінь збереження в мікроструктурі готового виробу первинних границь між частинками вихідного порошку.

Деякі деталі після ГП піддаються термообробці, що сприятливо позначається на їх властивостях, проте вимагається дуже чітке дотримання режимів термообробки для гарантування певних властивостей.

4.4.2 Гаряче компактування і екструзія. Найбільш розповсюдженою в промисловості є технологія консолідації порошку жароміцних сплавів шляхом гарячого компактування нижче за температуру розчинення γ' -фази з подальшою екструзією. Сутність процесу полягає в тому, що порошок в металевому контейнері попередньо піддається гарячому пресуванню (зазвичай в закритій матриці, хоча можливе застосування і гарячого ізостатичного пресування). Спресований порошок (зі щільністю масивного матеріалу >95%) далі піддається гарячій екструзії з коефіцієнтом близько 6:1 для отримання абсолютно щільної заготовки.

Заготовка, що одержана екструзією нижче за температуру розчинення γ' -фази, має рекристалізовану дрібнозернисту структуру, в якій майже повністю відсутні первинні границі між частинками порошку і будь-які сліди дендритної структури вихідного порошку. Конкретна структура залежить від розміру вихідного порошку і технології його приготування.

Принципова відмінність екструзії від ГП полягає в швидкості процесу. В першому випадку декілька секунд, в другому випадку – декілька годин. Це обумовлює відмінність структур після консолідації різними методами.

Великий ступінь стискання при екструзії призводить до отримання дуже витягнутих (деформованих) порошкових частинок. В результаті цього після екструзії створюється дрібнозерниста структура сплаву, а при подальшому нагріванні зерна зростають до великих розмірів. Для порівняння вкажемо, що після ГП порошкові частинки мають рівноосьову форму. Розмір зерен в частинках після консолідації більший, ніж до неї.

4.5 Механічні властивості порошкових сплавів та фактори, що їх обумовлюють

Механічні властивості порошкових сплавів, отримані при статичних випробуваннях на розтягування, повзучість і довготривалу міцність, безпосередньо пов'язані зі складом сплаву і його структурою. Сама ж структура суттєво залежить від розміру частинок порошку, методу їх консолідації і режиму термообробки. В табл. 4.2 наведені механічні властивості деяких жароміцних сплавів, отриманих за технологією порошкової металургії.

Таблиця 4.2 - Механічні властивості порошкових жароміцних сплавів

Сплав	Розтягування				Довготривала міцність		
	t, °C	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ %	t, °C	σ , МПа	Середня довговічність, год.
U-700*	760	1027	1020	20	760	586	25
IN-100**	704	1268	1065	20	760	655	35
Rene 95**	649	1503	1138	13,5	649	1034	54
Astroloy (низковуглецевий)****	649	1324	979	25,6	760	634	89

Примітка: * — ГП + термообробка; ** — виготовлення з порошку фракції 100 меш екструзією і ізотермічним куванням; *** — виготовлення з порошку фракції 150 меш ГП при 1120°C + термообробка; **** — ГП при 621°C + термообробка.

4.5.1 Вплив структури (розміру зерна). Однією з позитивних характерних особливостей порошкових жароміцних сплавів є їх дрібнозерниста однорідна структура. Розмір зерна в сучасних

порошкових сплавах відповідає значенням 7-12 балів ASTM. Згідно співвідношенню Петча з подрібненням зерна зростає міцність, і водночас збільшується пластичність при розтягуванні.

Дуже дрібний розмір зерна забезпечує заготовкам з порошкових жароміцних сплавів явище надпластичності, яке полягає в досягненні дуже високої пластичності в умовах низьких напружень при пластичній деформації. Так, за результатами випробувань на розтягнення при температурі 980-1000°C для сплаву типу IN-100 досягається величина δ понад 1300%, для астролоя ~750% і для васпалою – 600%. Це використовується при виробництві турбінних дисків шляхом пластичної деформації.

Сплав IN-100, що має надзвичайно дрібне зерно (тобто в стані надпластичності) після спеціальної термічної обробки (гартування 1180°C, 4 год, масло + старіння, 650°, 24 год + старіння, 760°C, 8 год) підвищує свою довговічність майже в 5 разів при температурі випробування 730°C під навантаженням 700 МПа.

4.5.2 Вплив термічної обробки. На властивості жароміцних сплавів після термообробки впливає зміна розміру зерна. Так, підвищення температури гомогенізації сплаву Rene 95 (порошок одержаний методом електроду, що обертається, з подальшою екструзією з коефіцієнтом обтискання 12:1) з 1120 до 1200°C призводить до п'ятиразового підвищення довговічності до руйнування. Границя текучості $\sigma_{0,2}$ при цьому знижується на 18%. Такий вплив температури гомогенізації на властивості сплаву Rene 95 пояснюється тим, що при нагріванні вище температури розчинності γ' -фази (1154°C) відбувається збільшення розміру зерна. Зростання зерна після термообробки при температурах вище за лінію сольвус відбувається внаслідок розчинення розташованих по межах зерен виділень γ' -фази. Якщо треба запобігти інтенсивному росту розміру зерен температура гомогенізації обирається дещо нижче за лінію сольвус.

Властивості порошкових жароміцних сплавів, що залежать від γ' -фази, дуже чутливі до швидкості охолодження від температури гомогенізації. Швидкість же охолодження залежить від середовища, де воно відбувається, і товщини поперечного перетину виробу. В залежності від швидкості охолодження змінюється розмір частинок γ' -

фази і, відповідно, характеристики руйнування при розтягуванні та повзучості.

При охолодженні з температури гомогенізації відбувається утворення зміцнювальної γ' -фази. Чим вище швидкість охолодження, тим менше розмір частинок γ' -фази і вона більш рівномірно розподілена за об'ємом. Повільне охолодження призводить до втрати міцності, але до зростання пластичності.

4.5.3 Дефекти та їх роль. На різних етапах технологічного процесу приготування жароміцних порошкових матеріалів утворюються дефекти. Природа і розподіл цих дефектів залежать від розміру частинок порошку і способу їх консолідації. Типовими дефектами в порошкових сплавах є: керамічні включення, скупчення керамічних включень, первинні порошкові границі і пори.

Такі дефекти, як керамічні включення бувають першого і другого типу. До дефектів першого типу відносяться одиночні частинки керамічних включень, часто крупного розміру, а дефекти другого типу складаються із скупчень дрібних керамічних частинок. Включення обох цих типів потрапляють в сплав або з тигля, в якому знаходився розтоп, або з розливного ковша, або із сопла для розпилення. Основним металевим компонентом в жароміцних порошкових сплавах є алюміній; а до складу включень може входити деяка кількість цирконію, магнію і кальцію, що залежить від типу вогнетрива, який використовувався. Розмір керамічних включень обмежений розміром отворів сита, через яке просіюється порошок, і практично не змінюються в процесі гарячого ізостатичного пресування. Середня площа частинок керамічних включень складає близько 6500 мкм^2 і лише іноді досягає $32000\text{--}65000 \text{ мкм}^2$.

Дефекти третього типу первинних порошкових границь є «розмиті» дефекти і, як правило, займають набагато більший об'єм жароміцного сплаву, ніж дефекти першого і другого типу. Дефекти третього типу відрізняються характерною напівбезперервною сіткою з дрібних оксидних або карбідних виділень навколо поверхні вихідної частинки порошку. Сукупність таких виділень має ядро з домішкових частинок, яке вважається центром забруднюючої області. На фрактограммі втомного зламу дефекти типу первинних порошкових границь утворюють порожнини у вигляді куль або западин. Для появи дефектів третього типу необхідне джерело кисню або вуглецю та

взаємодія їх з поверхнею порошку в процесі ГП. Залежно від природи і числа забруднюючих включень дефекти типу первинних порошкових границь можуть розповсюджуватися на області площею від декількох десятків до сотні тисяч квадратних мікрометрів.

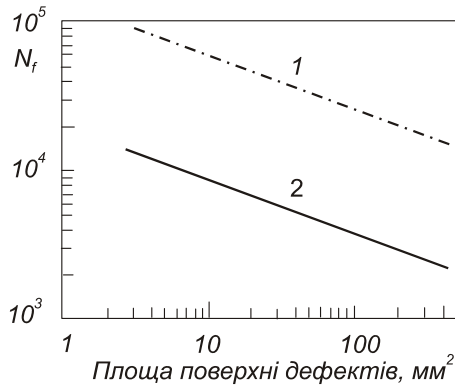
Виділення частинок карбідів на поверхні порошинок відбувається в процесі екструзії порошкової заготовки при температурі вище за температуру розчинення γ' -фази. В цьому випадку на повздовжньому перетині пресованої заготовки карбіди мають вигляд «намиста», що оточує кожну порошкову частинку, витягнуту вздовж вісі деформації. Вважається, що це карбіди M_6C , які виділилися на поверхні частинок ще до ущільнення при високій температурі. При ущільненні такі карбіди залишаються на поверхні і зберігаються навіть після подальшої термічної обробки на твердий розчин. Виділення карбідів на поверхні порошинок призводить до того, що вуглець йде на їх утворення, внаслідок чого внутрішня структура порошинок буде збіднена вуглецем. Це призводить до зменшення кількості карбідів по границям зерен всередині частинок. Крім того, самі карбіди, які є крупними частинками, негативно впливають на механічні властивості.

Утворення витягнутої після екструзії структури заготовки з «намистами» карбідів призводить до анізотропії властивостей. Так, характеристики пластичності (δ і ψ) в поперечному напрямку в 4-5 разів менше, ніж в повздовжньому. При цьому падає також короткотривала міцність і більш, ніж в 3 рази знижується довговічність при випробуванні на повзучість. Таким чином, дефекти типу первинних порошкових границь значно погіршують властивості порошкових жароміцних сплавів.

Оскільки розпилення порошоків при їх виробництві здійснюється в атмосфері аргону, то іноді відбувається захоплення атомів аргону частинками порошку, що призводить до появи в порошкових матеріалах пор або дефектів четвертого типу. Розміри площ таких дефектів в матеріалі, виготовленому з порошку з фракцією помолу 150 меш, рідко перевищують 6000 мкм^2 . У матеріалі, виготовленому з крупнішого порошку, пори можуть бути значно крупніше, а розкид значень довговічності при випробуваннях на малоциклову втому значно більший.

Пори (або пустоти), можуть також виникати з-за неповного зв'язку між частинками порошку в процесі його ущільнення.

Вплив дефектів на довговічність при випробуваннях на малоциклову втому залежить від розміру дефектів і їх розташування в зразках. Ця залежність показана на рис. 4.4 на прикладі випробувань сплаву Rene 95, отриманого методом ГП. Випробування проводили при 540°C. Видно, що при однаковому розмірі площі поверхні дефекти, які розташовані всередині матеріалу, призводять не до такого значного погіршення властивостей, як поверхневі дефекти. Це обумовлено відсутністю шкідливої взаємодії внутрішніх дефектів з навколишнім середовищем.



1 — руйнування у внутрішніх об'ємах;
2 — руйнування на поверхні

Рисунок 4.4 - Вплив площі поверхні дефектів на довговічність при випробуваннях на малоциклову втому сплаву Rene 95

Сприятливий вплив на довговічність консолідованого порошкового сплаву при випробуваннях на малоциклову втому має кування. Для сплаву Rene 95 це особливо виявляється при випробуваннях з деформаціями менше 1%. Сприятливий вплив кування пояснюється більш рівномірним розподілом дефектів за об'ємом порошкового сплаву і зменшенням їх розмірів, а також тим, що відбувається подальше подрібнення зерна. При відповідному виборі режиму термомеханічної обробки (кування) можна значно знизити або взагалі виключити шкідливий вплив дефектів типу первинних порошкових границь.

4.6 Особливості використання порошкових сплавів

Порошкові сплави мають ряд особливостей, що ускладнює їх використання і що треба враховувати при виготовленні з них виробів. Головними з таких особливостей є наступні:

- висока чутливість порошкових сплавів до наявності навіть невеликої кількості дефектів, обумовлених присутністю забруднюючих домішок, і пов'язане з ними зниження експлуатаційних характеристик;

- необхідність термомеханічної обробки, особливо відповідальних деталей, з метою нейтралізації впливу дефектів, пов'язаних з домішками;

- необхідність використання дуже дрібного порошку (що веде до зниження продуктивності) для регулювання максимального розміру дефектів;

- необхідність чіткого виконання усіх технологічних операцій виготовлення готового виробу, включаючи режими термомеханічної обробки;

- висока собівартість виробів, що обумовлено необхідністю виконання коштовних технологічних операцій;

- обмежені можливості методів неруйнуючого контролю, що обмежує виготовлення методами порошкової металургії якісних виробів складної форми.

5 ДИСПЕРСНО ЗМІЦНЕНІ МАТЕРІАЛИ

5.1 Загальні відомості

Структура жароміцних сплавів для забезпечення високих службових характеристик повинна відповідати наступним вимогам:

- гетерофазність будови, бажані дрібні (домікроскопічних розмірів) включення зміцнювальних фаз;
- термічна стабільність матриці і зміцнювальних фаз;
- міцність і стабільність меж зерен.

В серійних найбільш жароміцних сталях та сплавах, що дисперсійно твердіють ці вимоги реалізуються за рахунок виділення зміцнювальних фаз з пересиченого твердого розчину (отриманого в результаті попереднього гартування) при старінні. Складне легування твердого розчину (матриці) гальмує дифузійні процеси і уповільнює коагуляцію зміцнювальних частинок при високих температурах. Сучасні найбільш жароміцні сплави, що дисперсно твердіють, мають нікельову основу та зміцнюються дисперсними частинками інтерметалідної γ' -фази типу $Ni_3(Al,Ti)$ і здатні довгий час працювати при робочих температурах до 1000-1100°C. Подальше підвищення їх жароміцності за рахунок легування обмежено, оскільки ускладнення хімічного складу нікельових сплавів призводить до втрати їх технологічності.

Дисперсне зміцнення, на відміну від дисперсійного твердіння здатно забезпечити високий і стабільний рівень жароміцності при температурах до 1200—1300°C, тоді як в старіючих нікельових сплавах вже при 1100°C і вище прискорення коагуляції і розчинення інтерметалідних зміцнювальних фаз викликає швидко втрату працездатності. Таке зміцнення забезпечується тим, що в матрицю нікельових сплавів штучно вводяться дуже дисперсні частинки важкотопких оксидів, які практично не взаємодіють з матрицею до температури топлення. Таким чином, дисперсно зміцненні сплави – це композиційні матеріали, які зміцнені дисперсними частинками важкотопких сполук, головним чином оксидів, що не розчиняються і не коагулюють в металевій матриці (основі) сплаву при високих робочих температурах.

Теоретичний розрахунок границі міцності σ_s і швидкості повзучості сплавів з дисперсним зміцненням базується на

припущенні, що повзучість в них настає під дією сколюючого напруження, яке виникає при утворенні скупчень дислокацій біля дисперсних частинок і ці частинки руйнуються. Тоді σ_s залежить від напруження F , що викликає руйнування дисперсних частинок і дорівнює:

$$F = \frac{\mu^*}{c},$$

де: μ^* - модуль зсуву матеріалу частинок;
 c - стала.

З урахуванням цього:

$$\sigma_s = \sqrt{\frac{\mu b \mu^*}{2\lambda c}},$$

де: μ - модуль зсуву матеріалу основи;
 b - вектор Бюргерса;
 λ - відстань між частинками

У випадку невеликого напруження і сталої стадії повзучості швидкість повзучості визначається процесом «обходу» включень дислокаціями, коли вони переповзають з однієї площини ковзання в іншу. Тоді:

$$V = \frac{\pi \sigma b^3 D}{2kTh^2},$$

де σ - поверхнева енергія межі розділу;
 D - коефіцієнт дифузії;
 k - стала Больцмана;
 h - розмір дисперсних частинок.

При високих напруженнях навколо частинок утворюються дислокаційні петлі, тоді V визначається переповзанням дислокаційних петель, що обумовлене дифузією вакансій до лінії дислокації або від неї і, відповідно:

$$V = \left(\frac{\pi \sigma^2 \lambda D}{\mu^2 h b^2} \right) \exp \left(\frac{2 \sigma^2 \lambda b^2}{\mu k T} \right).$$

Дисперсно зміцненні матеріали відрізняються від дисперсійно твердіючих сплавів структурою, складом, методами виготовлення, а

також вищою структурною та термічною стабільністю, і відповідно більш високою тривалій міцністю при високих температурах.

Переваги дисперсно зміцнених матеріалів в довготривалій міцності видно з графіків, наведених на рис.5.1.

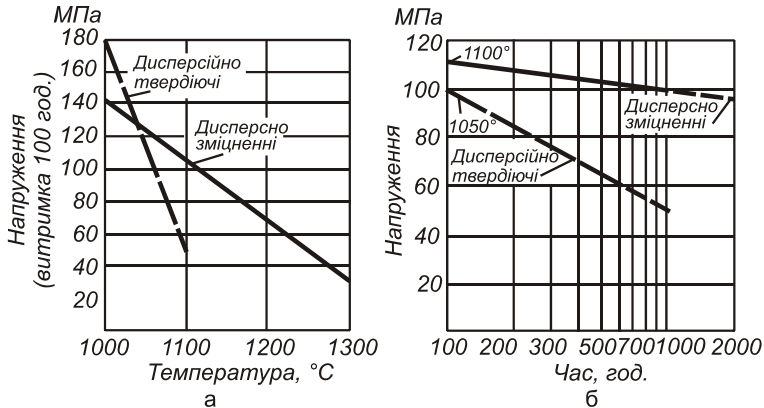


Рисунок 5.1 - Залежність довготривалій міцності дисперсно зміцнених і дисперсійно твердіючих нікельових сплавів від температури (а) і часу (б)

Особливість виробництва дисперсно зміцнених сплавів полягає в тому, що рівномірний розподіл в матриці ультратонких частинок зміцнювальної фази може бути отриманий лише за допомогою методів порошкової металургії у поєднанні із специфічними способами приготування початкових порошків.

Вироби з дисперсно зміцнених матеріалів отримують, як правило, в три стадії: підготовка початкових порошків, формування заготовок і гаряча обробка сформованих заготовок тиском — екструзією, волочінням, пресуванням, прокатуванням.

При отриманні дисперсно зміцнених сплавів важливим питанням є вибір зміцнювальної фази та визначення об'ємного вмісту і методу її введення, розробка раціональних режимів деформації і термічної обробки сплаву. При виборі зміцнювальної фази необхідно враховувати її термодинамічні властивості, взаємодію з матрицею та інші параметри, які вплинуть на експлуатаційні характеристики обраної композиції. Об'ємний розподіл зміцнювальної фази визначається технологічними можливостями рівномірно розподілити складові сплаву.

5.2 Вимоги до матеріалу матриці і до зміцнювальної фази

При виборі матриці дисперсно зміцненого сплаву, потрібно враховувати наступні властивості матеріалу:

- технологічність;
- температурний поріг рекристалізації;
- пластичність;
- опір корозії і окисленню;
- тип кристалічної структури;
- можливість отримання порошку необхідної дисперсності (подрібнення);
- фізичні властивості;
- механічні властивості.

Перерахованим вимогам задовольняють такі метали, як Al, Cu, Ni, Fe, Co, Cr, W, Mo-пермалой, Ag і інші.

Істотну роль в забезпеченні необхідних властивостей дисперсно зміцнених сплавів грають характеристики зміцнювальної фази, яка повинна задовольняти наступним вимогам:

- бути достатньо важкотопкою ($t_{\text{top}} > 1000^{\circ}\text{C}$);
- бути твердою;
- мати високу вільну енергію утворення;
- бути високодисперсною (з питомою поверхнею більше $10 \text{ м}^2/\text{г}$);
- не коалесціювати в процесі отримання і експлуатації;
- володіти низьким значенням швидкості дифузії в металеву матрицю;
- відрізнятися малою розчинністю в матриці;
- не мати поліморфних перетворень і не окислюватися;
- добре змочуватися металом матриці, тобто мати хорошу сумісність або відповідну міжфазну енергію на межі з основою;
- мати високий модуль пружності.

Однією з найбільш важливих характеристик зміцнювальної фази є теплота утворення, зі зростанням якої збільшується термічна стабільність сплаву з дисперсним зміцненням і, відповідно, до більш високих температур зберігається його жароміцність.

В табл.5.1 наведені значення теплоти утворення (ΔH) найбільш відомих сполук, що можуть використовуватись як зміцнювальні фази.

Таблиця 5.1 – Теплота утворення різних сполук

сполука	ΔH , ккал/моль	сполука	ΔH , ккал/моль	сполука	ΔH , ккал/моль
CuAl ₂	0,5	AlN	76,5	MgO	143,7
Ni ₃ Ti	33,4	HfN	88,2	SiO ₂	210,2
Ni ₃ Al	37,5	Be ₃ N ₂	134,7	CeO ₂	260,2
Cr ₇ C ₃	42,5			ThO ₂	293,2
TiC	43,9			Al ₂ O ₃	400,0

Видно, що найбільш перспективними зміцнювальними фазами є оксиди Al₂O₃, ThO₂, SiO₂, CeO₂, які мають більш високі, в порівнянні з іншими важкотопкими сполуками, значення вільної енергії утворення.

Для отримання максимального зміцнювальнго ефекту необхідно, щоб частинки пластичної основи (матриці) були розміром 0,1...1,0 мкм, а частинки зміцнювальної фази — 0,01...0,05 мкм з відстанню між ними 0,1...0,5 мкм.

Необхідний граничний об'ємний вміст зміцнювальних частинок в сплаві визначається формулою

$$L = \frac{d}{\frac{1}{(1,91f)^{1/2}} - 1}$$

де: L – відстань між центрами частинок;

d – діаметр частинок;

f – об'ємна частка частинок.

Найбільш ефективне зміцнення забезпечується, якщо об'ємна частка зміцнювальної фази знаходиться в межах 5...10 %, в той час як в сучасних жароміцних сплавах, що дисперсійно твердіють об'ємна частка зміцнювальної фази досягає 60 %.

5.3 Методи отримання дисперсно зміцнених матеріалів

Змішування компонентів дисперсно зміцнених сплавів – одна з основних підготовчих операцій, від якої залежить однорідність

суміші, її чистота і, як наслідок, фізико-технічні властивості та тип структури матеріалу.

Далі розглянуті методи отримання дисперсно зміцнених сплавів.

5.3.1 Механічне змішування порошків основного металу і зміцнювальної фази. Це найбільш простий спосіб виробництва дисперсно зміцнених сплавів. Він полягає в механічному змішуванні тонкого порошку металеві основи з ще більш тонким порошком оксиду за умови, що дотримуються деякі вимоги структурного і геометричного порядку. Вимоги до таких сумішей: розмір частинок зміцнювальної фази 0,3...0,01 мкм, а металеві основи – менше 0,5 мкм. В цьому випадку частинки оксиду рівномірно розподіляються по всій структурі сплаву.

Метод механічного змішування використовується для отриманні нікельових сплавів із зміцненням частинками Al_2O_3 , ThO_2 , SiO_2 , Zr_2O_3 . Вміст зміцнювальної фази 3...15%. Змішування порошків металу і оксиду проводиться високошвидкісними методами, наприклад в кульових млинах. Після гідростатичного пресування виконують гарячу обробку тиском відповідно технології порошкової металургії.

Різновидом механічного змішування є «хімічне змішування». Воно дозволяє певною мірою виключити вплив відмінності у формах, розмірах і густині компонентів, які змішуються. В цьому випадку металевий порошок змішується з розчином солі оксиду, яка в процесі перемішування затвердіває. Розчинник видаляється за рахунок підвищення температури при подальших процесах. Такий спосіб використовують для отримання порошкової суміші Ni - ThO_2 . Порошок нікелю змішується з розчином нітрату торія в метиловому спирті. В результаті екзотермічної реакції отримується абсолютно суха суміш.

5.3.2 Механічне змішування порошків оксидів металу і зміцнювальної фази. Суміш порошків оксидів матриці і оксидів зміцнювальної фази добре перемішується, потім вибірково відновлюються оксиди матриці. Наприклад, композиція порошків оксидів Ni (0,1 мкм) з 10% порошків Al_2O_3 (0,2 мкм) готується механічним змішуванням. Далі оксиди металу в результаті обробці суміші у водні відновлюються до металевого стану (Ni). Після цього отриману суміш порошків Ni та частинок Al_2O_3 піддають пресуванню і гарячому екструзуванню в оболонці. В результаті отримують

нікельову матрицю з вкрапленнями частинок зміцнювальної фази Al_2O_3 . Зниження жароміцності такого матеріалу відбувається внаслідок зростання частинок Al_2O_3 в твердому розчині нікельової матриці. Негативним чинником є відсутність когерентного зв'язку між зміцнювальною фазою і матрицею.

5.3.3 Сумісне осадження солей і подальше відновлення металу основи. За цим методом відбувається сумісне хімічне осадження водних розчинів солей хлоридів, нітратів, сульфатів основного металу (Ni, Co, Fe...) і металу, який утворює оксид (Al, Si, Be). Розподіл частинок оксиду в матриці є більш рівномірний, ніж при механічному змішуванні. Осад відповідних солей утворюється в результаті додавання до суміші розчинів солей основного металу і металу зміцнювального оксиду їдких лугів, щавлевої або мурашиної кислоти. Осад промивають, висушують і змішують один з одним, потім нагрівають до температури розкладу на оксид основного металу і важкотопкий оксид. Отриману суміш оксидів нагрівають у водні для відновлення оксиду основного металу. Далі суміш, відповідно технології порошкової металургії, пресують, спікають і оброблюють тиском. Прикладом є суміші Cu- Al_2O_3 , Cu-MgO.

5.3.4 Поверхнєве окислення порошку основного металу. Основа способу – утворення на частині металевого порошку тонкої, міцно зчепленої, важкотопкої окисної плівки. Попередньо для приготування порошку рідкий метал розпилують, а отримані краплі розмелюють і комкують в кульових млинах в присутності кислот. Потім суміш окислених і неокислених порошоків ущільнюють звичайними методами порошкової металургії (пресування, спікання і гаряча екструзія). Таким способом готують спечені алюмінієві порошки (САП) Al- Al_2O_3 .

5.3.5 Внутрішнє окислення. Основа даного методу – вибіркєве окислення розчиненого хімічного елемєнту в твердих розчинах низьколегованих сплавів, яке супроводжується утворенням оксиду з тонким розподілом його частинок в металевій матриці. За металеву матрицю в цьому способі використовують метали Ag, Cu, Ni і Fe, які порівняно легко відновлюються. Вихідний матеріал у вигляді тонких пластин або порошинок сплаву, що містить біля 5% металу оксиду, відпалюють в окислювальному середовищі. Енергія утворення важкотопкого оксиду розчиненого хімічного елемєнту повинна бути значно більше за енергію утворення оксиду матриці, щоб забезпечити

високу дисперсність частинок важкотопкого оксиду і рівномірний його розподіл в металевій матриці.

Для здійснення внутрішнього окислення, повинні виконуватися наступні умови:

- метал матриці повинен хоча б в невеликих кількостях розчиняти кисень;

- швидкість дифузії кисню повинна бути істотно вище за швидкість дифузії легувального елемента для рівномірності розподілу зміцнювальної фази;

- тиск кисню в системі повинен бути нижче за рівновагову пружність дисоціації оксиду металу матриці при температурі окислення для запобігання додаткового поверхневого окислення;

- температура окислення повинна бути достатньо високою, щоб забезпечити достатню швидкість дифузії кисню в сплаві.

Внутрішнє окислення забезпечує досить рівномірний розподіл зміцнювальної фази. Проте цей метод потребує попереднього отримання дрібнозернистого порошку малолегованих твердих розчинів, що важко виконати.

5.3.6 Метод механічного легування. Механічне легування є твердофазним (тобто відбувається без топлення) процесом, в якому частинки початкових компонентів або готової лігатури і частинки оксидів в заданій пропорції перемішуються в потужному кульовому млині. Розмір частинок суміші лігатури коливається від 2 до 200 мкм. Частинки оксидів мають розмір менше 10 мкм. Під час помолу енергія млинових куль або дисипує в тепло, або, при зіткненнях куль з частинками порошку, передається цим частинкам. Взаємні зіткнення частинок призводять до їх злипання, пластичної деформації і руйнування. Оскільки процес помолу проводиться в інертному середовищі, то і злипання і руйнування частинок відбувається по атомарно-чистих поверхнях. Тривалість процесу дроблення достатньо велика (до 24 год). Введення в порошок дуже дрібних (20...40 нм) частинок хімічно інертного оксиду (зазвичай $Y_2O_3 \cdot Al_2O_3$) створює умови для подальшого дисперсного зміцнення сплаву. Оксиди займають близько 1% від об'єму сплаву. Приготований механічним легуванням порошок має голчасту або пластинчасту форму.

Технологічний процес механічного легування застосовується для отримання порошкових сплавів, що наведені в табл.5.2. Сплав МА-754 має нікельову матрицю твердого розчину, МА-956 має

феритну матрицю, а матрицею сплаву МА-6000 є зміцнений нікельовий сплав. Сплав МА-6000 відрізняється високою міцністю в області середніх температур, що перевищує міцність сплавів МА-754 і МА-956. Для утворення оксидної плівки вміст алюмінію в цих сплавах повинен бути не менше 4% за об'ємом.

Таблиця 5.2 - Типовий хімічний склад (масова частка, %) сплавів, що зміцнюються дисперсними оксидами

Сплав	Fe	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	B	Zr	C	Y ₂ O ₃
МА-754	-	осн.	20,0	-	-	0,3	0,5	-	-	-	-	0,6
МА-956	осн.	-	20,0	-	-	4,5	0,4	-	-	-	-	0,5
МА-6000	-	осн.	15,0	2,0	4,0	4,5	2,5	2,0	0,01	0,15	0,05	1,1

5.3.7 Особливості отримання заготовок з порошків. Найбільш розповсюдженим способом отримання заготовок дисперсно зміцнених сплавів з порошків є гаряча екструзія. Порошки таких матеріалів не потребують інертного захисного середовища при обробці і попередньо компактуються вхолонду до повної щільності (приблизно 80%). Це здійснюється одновісьовим або холодним ізостатичним пресуванням. Компактована вхолонду маса або сипучий порошок нагрівається в металевому контейнері до високої температури і піддається екструзії для отримання абсолютно щільного стану. Кінцевий продукт має дуже дрібнозернисту структуру внаслідок рівномірного розподілу оксидів. Одержана після екструзії заготовка може використовуватися в термообробленому вигляді чи піддаватися подальшій механічній обробці (куванню). Незалежно від цього завершальною операцією технологічного процесу є рекристалізація (часто спрямована), в результаті якої зростають подовжені (з великим відношенням довжини до ширини) і дуже стабільні (внаслідок закріплення меж інертними оксидами) зерна. Рекристалізація проводиться при температурах близько 1260°C. Кожне зерно може мати довжину до десяти сантиметрів. Такий розмір зерен і їх переважна спрямованість забезпечують високотемпературну стабільність і міцність цих матеріалів за рахунок зведення до мінімуму довжини меж зерен в поперечному напрямку відносно дії навантаження.

5.4 Особливості структури дисперсно зміцнених сплавів

Структура дисперсно зміцнених сплавів, що забезпечує їм високу жароміцність, має свої особливості на відміну від структури жароміцних сплавів, що дисперсійно твердіють в результаті старіння. По-перше, якщо в старіючих сплавах об'ємна частка зміцнювальної γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ зазвичай складає 40—50% і необхіден когерентний зв'язок між кристалічними ґратками зміцнювальної фази та матриці, то в дисперсно зміцнених сплавах об'ємний вміст зміцнювальних фаз рідко перевищує 5% і ці фази некогерентні матриці. По-друге, наявність стабільної зміцнювальної фази ще не достатня умова реалізації високого рівня жароміцності, оскільки визначальну роль при високих температурах набуває ефект стабілізації специфічної структури, яка формується в процесі пластичної деформації. Наприклад, ефект зростання міцності в дисперсно зміцненому нікелі за рахунок структурних чинників (розмір, форма зерен або комірок, спрямованість меж зерен) може на порядок перевищувати ефект зміцнення, пов'язаний тільки з присутністю високодисперсних стабільних частинок.

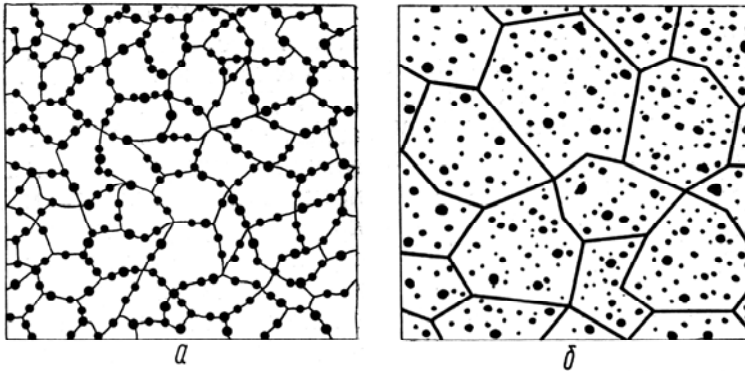
Підвищення жароміцності шляхом створення специфічної спрямованої структури досягається і в старіючих сплавах (наприклад, при спрямованій кристалізації в процесі затвердіння відливок). Проте в таких сплавах коагуляція і розчинення зміцнювальних фаз дестабілізують спрямовану структуру, тоді як в дисперсно зміцнених сплавах така структура стабілізована інертними по відношенню до матриці зміцнювальними частинками і зберігається до температур, близьких до температур топлення.

Гетерогенність будови в дисперсно зміцнених сплавах забезпечується надзвичайно високою дисперсністю частинок зміцнювальних фаз і може бути охарактеризована кількістю зміцнювальних частинок і міжфазною поверхнею на одиницю об'єму. Стабільність мікрогетерогенної структури в дисперсно зміцнених сплавах зумовлюється використанням, як зміцнювальної фази, інертних по відношенню до матриці важкотопких оксидів. Укрупнення окисних частинок в дисперсно зміцнених нікельових сплавах помітно не виявляється до температури топлення матриці і практично єдиним механізмом коалесценції зміцнювальної фази є рух

частинок, як цілого, на стадіях отримання сплаву або пересування їх разом з рухомою границею при високотемпературній повзучості.

Максимальну стабільність в нікелі і його сплавах має двоокис торія. Проте, торій є токсичний метал. Його можна замінити на гафній, цирконій, ітрій і інші елементи, які також утворюють важкотопкі оксиди і мають високу стабільність в нікелі та його сплавах.

В дисперсно зміцнених сплавах зазвичай співіснують два типи структур, показаних на рис.5.2. В агрегатній структурі (рис.5.2, а) частинки зміцнювальної фази зв'язані з межами зерен матриці, що мають різну кристалографічну орієнтацію, в дисперсній же структурі (рис.5.2, б) частинки зміцнювальної фази повністю знаходяться в орієнтованій матриці з певною кристалографічною орієнтацією. Переважання тієї чи іншої структури визначається способом отримання порошкових сумішей.



а – агрегатна; б - дисперсна

Рисунок 5.2 – Схеми різних типів структур в дисперсно зміцнених сплавах

При формуванні, спіканні і термічній обробці в дисперсно зміцненому сплаві по можливості повинні зберегтися дисперсність і характер розподілу зміцнювальної фази. В деяких випадках, за рахунок подрібнення частинок при пресуванні, вдається істотно поліпшити структурні параметри в порівнянні з параметрами початкових порошкоподібних сумішей.

Процес отримання дисперсно зміцнених сплавів повинен бути таким, щоб забезпечити створення стабільної дислокаційної

структури, яка б сприяла підвищенню міцності і збереженню пластичності.

Блокування меж зерен і стиків субзерен окисними частинками забезпечує підвищену стійкість до рекристалізації, стабільність властивостей при повторних нагрівах і нестационарному навантаженні, відсутність різкого знеміцнення при нагріванні до температур, близьких до температур топлення матриці.

Підвищення властивостей дисперсно зміцнених сплавів при кімнатній і середніх температурах можливо додатковим легуванням нікельової матриці Cr, Mo-пермалоєм, W, Ti, Al. В цьому випадку до температур 900—1000°C відбувається в основному інтерметалідне зміцнення, а при вищих температурах, коли інтерметаліди починають розчинятися в матриці, головним чинником зміцнення стає стабілізуючий вплив дисперсних оксидів. Поєднання двох механізмів зміцнення в одному матеріалі згладжує температурну залежність характеристик міцності, проте сплави цього типу повною мірою не можуть поєднувати в собі характеристики кращих старіючих і дисперсно зміцнених сплавів. Це пов'язано з тим, що підвищення об'ємної частки інтерметалідної зміцнювальної фази призводить до втрати пластичності, а це не дозволяє сформуванню оптимальну (з погляду високотемпературних властивостей) спрямовану структуру шляхом деформаційно-термічної обробки. Якщо ж об'ємну частку інтерметалідних включень підтримувати на рівні, що дозволяє застосовувати ефективну деформаційно-термічну обробку, то не можна повною мірою реалізувати можливості зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння.

5.5 Характеристики дисперсно зміцнених сплавів на основі нікелю

Підвищена жароміцність дисперсно зміцнених матеріалів на нікельовій основі досягається введенням в нікель 2-5% важкотопких кисневих сполук (ThO_2 , HfO_2 , Y_2O_3). Оптимальна дислокаційна структура матриці формується при певному розмірі частинок (дисперсності), відстані між ними, а також в результаті застосування термомеханічних режимів обробки — холодної деформації і високотемпературного відпалу.

Сплави системи Ni-Al₂O₃ отримують шляхом механічного змішування порошків, відновлення (при потребі) у водневій печі,

спікання, пресування. При збільшенні вмісту Al_2O_3 (від 5 до 20%) зменшуються розміри зерен, субзерен, які утворюються в процесі спікання. Дисперсні включення, розташовуючись по межах зерен, перешкоджають їх зсуву відносно один одного, що і підвищує високотемпературну довготривалу міцність сплавів. Дисперсні оксиди Al_2O_3 перешкоджають росту зерен, оскільки атоми алюмінію блокують переміщення дислокацій на початкових стадіях рекристалізації і, як наслідок, підвищується температура початку рекристалізації.

Підвищенню довготривалої міцності сприяє більш рівномірний розподіл дисперсної фази. До цього ж призводить і збільшення густини дислокацій, яке досягається попередньою холодною пластичною деформацією сплаву, наприклад прокатуванням.

При занадто високій температурі спікання (біля 1200°C) відбувається збільшення розмірів зерен і утворюються скупчення оксидів, що знижує довготривалу міцність.

Сплави системи Ni-ThO_2 отримують механічним змішуванням порошку карбонільного нікелю NiO і порошку Ni-ThO_2 . Потім суміш відновлюється в сухому водні при 450°C , 20 годин і спікається спочатку при 600°C , 2 години для відновлення оксидів нікелю, потім при 1100°C , 2 години. Після спікання сплав екструдують при 1100°C із ступенем обтискання 1:41, потім відпалюють при 1100°C , 1 годину

При 815°C механічні властивості таких сплавів збільшуються із зростанням кількості ThO_2 і зменшенням розміру включень. Проте, збільшення кількості ThO_2 призводить до набування великого розміру самих частинок. Наявність Fe , Cr прискорює процес коагуляції включень при відпалі (1200°C). Присутність S зменшує вплив Fe .

Міцність сплаву при кімнатній температурі пропорційна $\sim 1/d$, де d – відстань між частинками.

Дисперсно зміцненні матеріали на основі нікелю мають високий опір повзучості при температурах до $1200\text{-}1300^\circ\text{C}$. Розроблен ряд наступних жароміцних дисперсно зміцнених матеріалів: ВДУ-1 ($98\%\text{Ni} - 2\%\text{ThO}_2$), який в США має назву TD-нікель; ВДУ-2 ($98\%\text{Ni} - 2\%\text{HfO}_2$); ВДУ-3 ($\text{Ni} + 20\%\text{Cr} + \text{ThO}_2$). Механічні властивості сплаву ВДУ-1 (TD-нікель) наведені в табл.5.3 і свідчать, що при кімнатній і помірних температурах дисперсно зміцненні нікельові сплави поступаються за показниками міцності кращим жароміцним сплавам на нікельовій основі, що дисперсійно твердіють, однак при

температурах 1000°C і більше жароміцність дисперсно зміцнених сплавів вища.

Таблиця 5.3 – Механічні властивості сплаву ВДУ-1

t, °C	σ_{B_s} , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	Для прутка	
					σ_{100} , МПа	σ_{1000} , МПа
20	555	400	22	73		
400	360	265	23	-		
800	210	155	16	30		
1000	150	125	12	23	95	85
1200	125	105	8	17	75	65

Дисперсно зміцненні сплави мають добру технологічну пластичність, що дозволяє проводити обробку з високим обтисканнями в широкому температурному інтервалі.

Дисперсно зміцненні матеріали на основі легованого нікелю (ВДУ-3) при температурах до 800°C за міцністю перевершують матеріали на основі нелегованого нікелю, однак при вищій температурі поступаються в пластичності, хоча виграють в жаростійкості.

Процес високотемпературної деформації контролюється ковзанням по межах зерен. Саме розблокування меж зерен в дисперсійно твердіючих сплавах при температурах вище 0,8 абсолютної температури топлення викликає підвищену швидкість знеміцнення. А в дисперсно зміцнених сплавах навіть при високих температурах межі зерен залишаються заблокованими і темп знеміцнення залишається низьким, що видно з даних рис.5.3. Процес повзучості дисперсно зміцнених нікельових сплавів при температурах 1000—1200°C характеризується сповільненою деформацією на другій стадії і малою чутливістю до напружень.

При експлуатації в нестационарних температурних режимах дисперсно зміцненні сплави нечутливі до перегрівів. Тривала витримка напівфабрикатів навіть при 1400°C (що складає 0,97 абсолютної температури топлення матриці) не спричиняє зниження характеристик міцності сплаву ВДУ-2.

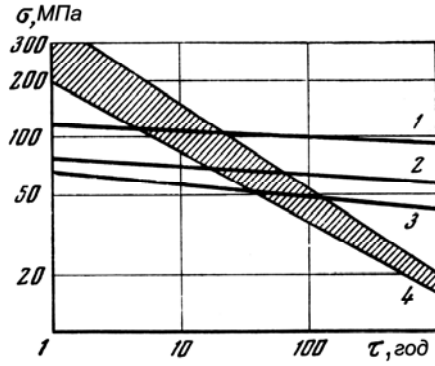


Рисунок 5.3 – Залежність довговічності від початкового напруження для дисперсно зміцнених (1 – ВДУ-1, 2 – ВДУ-2, 3 – ВДУ-3) і дисперсійно твердіючих (4) нікельових сплавів при температурі випробувань 1100°C

6 ІЗОТЕРМІЧНЕ ШТАМПУВАННЯ

6.1 Загальні відомості

При гарячій обробці тиском високолегованих жароміцних сталей і сплавів важливо правильно обрати оптимальну температуру нагрівання, оскільки при високих температурах поблизу верхнього інтервалу кування відбувається інтенсивне зростання зерен внаслідок активного розвитку збиральної рекристалізації. Оптимальний температурний інтервал деформації жароміцних сталей та сплавів встановлюється шляхом побудови діаграм пластичності, а температура кінця кування сталі визначається за даними діаграм пластичності і рекристалізації з урахуванням високої температури її початку і малою швидкістю.

Жароміцні високолеговані сталі і сплави на нікельовій основі є складнолегованими, що знижує їх технологічну пластичність при об'ємному гарячому штампуванні. Отримання з цих матеріалів поковок з необхідними механічними і іншими властивостями можливо лише за наявності в поковках рівномірної структури з оптимальною величиноюзерна.

При штампуванні високолегованих жароміцних сталей і сплавів в зонах утрудненої деформації в результаті неодноразових критичних деформацій і нагрівів створюються умови для зростання зерен великих розмірів, що неприпустимо, оскільки формування в поковках такої структури супроводжується різким зниженням властивостей міцності і пластичності.

Таким чином, якість процесу гарячої деформації жароміцних сталей та сплавів залежить від правильного вибору і дотримань таких параметрів термомеханічного режиму формозміни, як температура, швидкість і величина деформації.

В звичайних умовах деформації дуже складно підтримувати оптимальний режим гарячої обробки тиском з-за неминучого охолодження нагрітої заготовки при перенесенні її від печі до деформуючого обладнання, укладання в інструмент і подальшої деформації. При охолодженні заготовки підвищуються опір деформації штампованого металу, зростають зусилля і робота деформації. Так, при деформації титанового сплаву ВТ5 зниження температури штампування з 900 до 800°C потребує підвищення

необхідного зусилля штампування з 200 до 400 Н/мм². Одночасно виникає неоднорідність температурного поля і характеристик міцності в об'ємі заготовки, що призводить до нерівномірної течії і пониження пластичності металу. Інтенсивність охолодження заготовки тим більше, чим більше відношення її поверхні до об'єму. Великі труднощі виникають при штампуванні деталей з тонким і широким полотном, з вузькими і високими ребрами.

Щоб уникнути небажані наслідки, які виникають при охолодженні нагрітої заготовки необхідно деформацію проводити з високими швидкостями руху інструменту. Проте підвищення швидкості деформації викликає збільшення опору деформації, що пояснюється зменшенням часу протікання рекристалізаційних процесів знеміцнення.

Деформація з високою швидкістю призводить також до збільшення теплового ефекту роботи пластичної деформації і контактного тертя. Тепловий ефект роботи пластичної деформації локалізується в зонах найбільшої деформації заготовки, що посилює нерівномірність течії металу. Тепловідлення на контакті між металом і інструментом підвищує температуру поверхневого шару останнього і знижує його стійкість.

З метою компенсації охолодження заготовки її нагрівають до більш високої температури, ніж потрібно для деформації. При цьому підвищується інтенсивність взаємодії металу з навколишнім середовищем: окалиноутворення, збіднення поверхневого шару легувальними елементами, насичення шкідливими домішками.

Для підтримання температури заготовки можуть використовуватись такі заходи, як підігрів штампу, застосування скляних і металевих покриттів заготовок, використання спеціальних касет для перенесення нагрітої заготовки від печі до пресу, вбудовування нагрівачів в деформуючий агрегат.

6.2 Сутність та переваги ізотермічного штампування

Найбільш ефективним засобом зменшення відведення теплоти від нагрітої заготовки при гарячій обробці жароміцних сплавів тиском є нагрівання штампного інструменту. Підвищення температури нагріву штампів сприяє зниженню зусилля деформації, збільшує однорідність деформації і покращує затікання металу у вузькі

порожнини штампу. Якнайкращі умови досягаються при нагріванні інструменту до температури деформації. В цьому випадку охолодження нагрітої заготовки в процесі деформації виключається, і умови деформації можна вважати близькими до ізотермічних.

Для ізотермічного штампування, найчастіше, використовуються гідравлічні преси із змінною в процесі деформації швидкістю плунжера. В ізотермічних умовах швидкість деформації може бути скільки завгодно малою, і нижня границя швидкості обмежена тільки продуктивністю процесу. Зниження швидкості деформації у поєднанні з відсутністю охолодження заготовки дозволяє проводити штампування при значно меншому опорі металу деформації, ніж при звичайному штампуванні.

Важлива перевага ізотермічної деформації полягає у підвищенні пластичності матеріалу, що пов'язано з більш повним знеміцненням, а також «заліковуванням» мікротріщин внаслідок дифузії в металі при знижених швидкостях деформації. Наприклад для титанового сплаву ВТЗ-1 зменшення швидкості гарячої деформації з $1,1 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$ до $1,4 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ (в 8 разів) призводить до зростання відносного подовження на 30%, а відносного звуження до 100%.

Зниження зусилля деформації при ізотермічному штампуванні є також наслідком більш рівномірної деформації і збільшення ефективності мастила. При цьому вплив кожного з вказаних чинників залежить від конфігурації деталі, її матеріалу, умов деформації і таке інше. В окремих випадках зусилля ізотермічного штампування може бути у декілька разів менше зусилля, необхідного для звичайної деформації. Зниження контактного тертя у поєднанні з однорідністю температурного поля заготовки сприяє також різкому підвищенню рівномірності деформації. Різниця в характері деформації особливо помітна при штампуванні деталей з великим відношенням площі поверхні до об'єму.

Після ізотермічного штампування досягається краща точність заготовок в результаті зменшення пружних деформацій системи прес-штамп, зменшення коливань температури деформації і більшої стабільності геометричних розмірів штампованих заготовок, зниження або відсутності залишкових напружень поковки, зменшення товщини дефектного шару і покращення якості поверхні штампованої заготовки.

Вказані особливості ізотермічної штамповки обумовлюють наступні технологічні і техніко-економічні переваги:

- можливість штампування деталей складної форми з тонкими полотнами і ребрами, виступами і порожнинами, різкими перепадами перетинів, вертикальними стінками і іншими елементами, отримання яких при звичайному штампуванні неможливе або утруднене;
- усунення обмежень за допустим ступенем деформації за один перехід;
- зниження напуску, допусків, можливість підвищення геометричної точності штампованих заготовок до такого ступеня, який забезпечується обробкою різанням; зниження у зв'язку з цим маси штампованої заготовки;
- зниження об'ємів наступної обробки різанням;
- зниження витрати металу і підвищення коефіцієнта його використання;
- зниження зносу штампів і підвищення їх стійкості.

6.3 Обладнання та інструмент для ізотермічного штампування

Специфіка гарячої деформації в ізотермічних умовах висуває особливі вимоги до конструкції і матеріалів штампового оснащення і деформуючого обладнання. Для практичного здійснення ізотермічного штампування необхідно забезпечити:

- нагрівання інструменту до високої температури, підтримку постійної температури в процесі штампування;
- працездатність штампового оснащення в умовах тривалого нагрівання до температури деформації;
- надійну теплоізоляцію робочих частин преса і навколишнього простору від нагрітого до високої температури інструменту.

Спеціальна установка для ізотермічної деформації складається з наступних систем: система нагрівання інструменту з пристроєм для теплоізоляції штампів і штампового простору; система терморегулювання, яка необхідна для стабілізації температури нагрітого інструменту; система охолодження. Основним елементом установки є вмонтовуваний на прес штамповий блок з нагрівальним пристроєм.

Принципова схема штампового блоку для ізотермічного штампування показана на рис. 6.1. Ніжній 1 і верхній 3 штампи кріпляться відповідно до штампотримачів 13 і 4, які зв'язані через теплоізоляцію 11 і 5 з опорними плитами 9 і 6. Штамповий блок

забезпечений теплоізоляційним захистом, виконаним у вигляді двох кожухів: нижнього нерухомого 10 і верхнього рухомого 7. Кожух 7 при відході повзуна вгору не виходить з кожуха 10, так що теплоізоляція робочої зони не порушується. Штampi нагріваються, наприклад, за допомогою індукторів 12, а завантаження і вивантаження заготовок 2 проводиться через спеціальне вікно 8, виконане в кожусі 10.

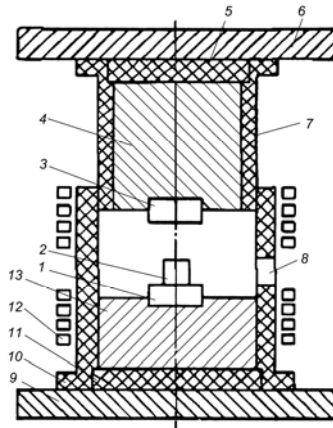


Рисунок 6.1 - Принципова схема штампового блоку для ізотермічного штампування

Для ізотермічного штампування, як базове обладнання, використовується гідравлічний прес.

Матеріал інструментів для ізотермічного штампування (штампів) повинен володіти при температурі деформації певним запасом міцності в порівнянні з міцністю сплаву, який деформується, стабільно працювати при тривалому перебуванні в умовах високої температури та протистояти окисленню. Як штампові матеріали для ізотермічного штампування у вітчизняній практиці застосовують ливарні жароміцні сплави на нікельовій основі ЖС6-К, Л-114. За кордоном набули поширення сплави Інконель 713С, Інконель 100, МАР-М200, Удимет 700, Х-40 та інші.

Основним показником працездатності штампового інструменту для ізотермічного штампування є відношення границі текучості матеріалу штамп до границі плинності сплаву при температурі деформації. Якщо це відношення більше трьох, то висока стійкість штамп гарантується навіть при штампуванні заготовок складної

форми. Останнє пояснюється тим, що питомі зусилля, які виникають при ізотермічній деформації складних деталей, не більше ніж в 3 рази вище за границю плинності сплаву, який деформується. Оскільки границя плинності сплаву, що деформується, є функція швидкості деформації, то для кожного матеріалу шляхом зниження швидкості деформації можна підібрати такий режим обробки, при якому умова запасу міцності виконується. Зрозуміло, що відношення границі текучості штампного матеріалу до границі плинності оброблюваного сплаву залежить від марки останнього і температури деформації.

В багатьох випадках умови роботи штампного матеріалу при ізотермічному штампуванні більш легкі в порівнянні з деформацією в звичайних умовах. Наприклад, при звичайному штампуванні деталей з тонким і широким полотном, з вузькими і високими ребрами охолодження металу призводить до збільшення питомого зусилля деформації, що досягає в окремих ділянках штампку 1200-1500 МПа; при цьому відношення границі текучості штампного матеріалу до питомого зусилля штампування буде менше двох.

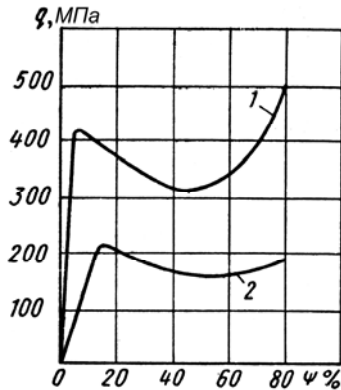
В ізотермічних умовах змінюється характер зносу штампку. Практично відсутнє характерне для звичайного штампування розмивання гравюри. При штампуванні в звичайних умовах температура поверхні інструменту підвищується не тільки з-за контакту з нагрітою заготовкою, але також і в результаті тепловиділення на межі між металом і інструментом, особливо при високих швидкостях деформації і великому коефіцієнті контактного тертя. При цьому практично вся виділена на межі теплота йде на нагрівання штампку, холоднішого в порівнянні із заготовкою. В результаті температура в приконтактній зоні штампку може перевищувати температуру відпуску штапкової сталі, що призводить до інтенсивного зносу штампку. В ізотермічних умовах тепловиділення в контактній зоні різко знижується з-за зменшення швидкості деформації та коефіцієнта контактного тертя при застосуванні скляного мастила і меншого опору деформації штампного сплаву. Крім того, теплота, що виділяється на межі, рівномірно розподіляється між заготовкою і штапком, що мають однакову початкову температуру.

Відсутність помітних теплових коливань при ізотермічному штампуванні запобігає появі тріщин розпалу. Необхідність реставрації штампків виникає, як правило, з-за просіданням гравюри. Встановлено,

що після 400—500 циклів штампування просідання не перевищує 0,1—0,15 мм. В процесі штампування структура ливарного штампу після відновлення ущільнюється, що збільшує стійкість інструменту.

6.4 Результати використання ізотермічного штампування сплавів

На рис. 6.2 показана зміна питомого зусилля осадки титанових зразків в звичайних умовах на кривошипному пресі і в ізотермічних умовах на гідравлічному пресі. Зразки із сплаву ВТ3-1 розміром $\varnothing 15 \times 20$ мм деформувалися без мастила при температурі 900°C; температура нагріву штампів на кривошипному пресі складала 250°C. До деформації приблизно 60% остигання торців заготовки істотно не впливає на зусилля деформації і відношення питомих зусиль при штампуванні на кривошипному пресі і в умовах ізотермічного штампування дорівнює 2. Із зменшенням товщини заготовки при її остиганні ця різниця помітно збільшується. При деформації 80% відношення питомих зусиль складає вже 2,8.



1 – на кривошипному пресі в звичайних умовах;
2 – на гідравлічному пресі в ізотермічних умовах

Рисунок 6.2 – Залежність питомого зусилля від деформації (осадка) сплаву ВТ3-1

Було визначено, що при ізотермічному штампуванні заготовок з тонким і широким полотном із сплавів ВТ3-1 і ВТ8 середнє питоме зусилля складало 250-300 МПа, при відношенні ширини полотна до його товщини - 25. В порівнянні з цим при штампуванні аналогічних деталей в звичайних умовах на кривошипному пресі питомі зусилля

складають 800-1000 МПа, навіть при відношенні ширини полотна до товщини не більше 15. Встановлено, що, наприклад ізотермічне штампування заготовки диска компресора ГТУ з титанового сплаву може дати зменшення зусилля в 10 разів.

Технологія ізотермічного штампування знайшла широке застосування при деформуванні магнієвих, алюмінієвих, а також титанових сплавів. На рис.6.3-6.7 показані деталі з титанових сплавів, які одержані точним ізотермічним штампуванням. Завдяки однорідній дрібнозернистій структурі ізотермічне штампування в умовах надпластичності дозволяє отримати деталь за один перехід, що знижує витрати матеріалу в 2-5 разів, на 25-30% зменшити трудомісткість механічної обробки, до 0,8 підвищити коефіцієнт необроблюваних поверхонь, помітно підвищити надійність і ресурс виробів.



Рисунок 6.3 - Деталь типу «стакан»



Рисунок 6.4 - Диск з лопатками



Рисунок 6.5 - Лопатки дисків компресора ГТД



Рисунок 6.6 - Складнопрофільний виріб типу «корпус»



Рисунок 6.7 - Кільця, фланці, коробки

ЗАВДАННЯ ДО ВИКОНАННЯ ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №1

Технологія і обладнання спеціальних видів витопу та перетопів сплавів для ГТУ

Мета роботи – ознайомитися з технологіями витопу та перетопу жароміцних сплавів на сучасному виробництві.

План роботи та зміст звіту

1. Стисло викласти необхідність використання спеціальних видів витопу та перетопу при виробництві жароміцних сплавів.
2. В умовах діючого ливарного виробництва (металургійні дільниці кафедри ТЛВ ЗНТУ та УкрНДІспецстали) ознайомитись з отриманням зливків в електропечах вакуумно-індукційного витопу, вакуумно-дугового, електрошлакового та електропроменевого перетопів сплавів.
3. Нарисувати схеми та пояснити принцип витопу, або перетопу жароміцних сплавів в електропечах відповідно індивідуального завдання.
4. Описати макроструктуру зливків сплавів після заданого витопу або перетопу.
5. Вказати ступінь очищення від домішок сплавів, отриманих за заданою технологією та пояснити механізм очищення.
6. Викласти переваги та недоліки заданої технології отримання жароміцних сплавів.

Контрольні питання

1. Сутність та особливості процесу вакуумно-індукційного витоПЛення.
2. Сутність та особливості процесу вакуумно-дугового перетоплення.
3. Сутність та особливості процесу електрошлакового перетоплення.
4. Сутність та особливості процесу електропроменевого перетоплення.
5. Сутність та особливості процесу плазмового-дугового перетоплення.
6. Що призводить до розтоПЛення металу при певному виді витопу або перетопу ?
7. Як відбувається очищення від газів та металевих шкідливих домішок при кожному з видів витопу та перетопу сплавів ?
8. Який метод перетопу найкраще очищує від сірки ?

9. Пояснити вигляд макроструктури зливоків в залежності від технології їх отримання.
10. Як змінюється технологічна пластичність жароміцних сплавів після різних видів перетопу ?

Література: [1 – 11].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №2

Одержання деталей ГТУ методами спрямованої кристалізації та монокристалічного литва

Мета роботи – ознайомитися з методами спрямованої кристалізації та монокристалічного литва.

План роботи та зміст звіту

1. Стисло викласти теоретичні основи отримання відливоків з різними типами структур.
2. Вказати переваги виробів із жароміцних сплавів із стовпчастою або монокристалічною структурами.
3. Викласти сутність технології спрямованої кристалізації відливоків.
4. Згідно індивідуального завдання нарисувати схеми спрямованої кристалізації або монокристалічного литва та пояснити послідовність утворення отриманих структур.
5. Описати структуру та умови отримання виробів з евтектичних композицій.
6. Навести приклади жароміцних сплавів, що використовують для отримання виробів з розглянутими видами структур.

Контрольні питання

1. Як впливають параметри затвердіння на формування структури поверхні розділу «рідка фаза – тверда фаза».
2. Послідовність формування структури відливоків.
3. Кристалографічна орієнтація відливоків з жароміцних сплавів при спрямованій кристалізації.
4. Переваги стовпчастої структури виробів для ГТУ.
5. Екзотермічний спосіб отримання стовпчастої структури.
6. Отримання стовпчастої структури методом зменшення потужності нагрівача або виключення живлення.

7. Метод Стокбаргера.
8. Отримання стовпчастої структури методом кристалізації з додатковим джерелом тепла.
9. Отримання стовпчастої структури методом обертання виливниці.
10. Пояснити кращу працездатність лопаток ГТУ з монокристалічною структурою.
11. Умови та заходи отримання монокристалічних відливків при спрямованій кристалізації.
12. Різновиди та переваги евтектичних структур для деталей ГТУ.
13. Жароміцні сплави для виробів зі стовпчастою, монокристалічною та евтектичною структурами.

Література: [1, 3, 4, 12, 13].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №3

Технології та обладнання литва жароміцних сплавів за витопним моделями

Мета роботи – ознайомитися з технологією литва жароміцних сплавів за витопними моделями на сучасному виробництві.

План роботи та зміст звіту

1. У порядку екскурсії до ЗМКБ «Прогрес» ознайомитись з послідовністю виготовлення лопаток ГТУ литвом за витопними моделями (цех литва, дільниці: виготовлення моделей, керамічних форм, литва та кристалізації, контролю якості виготовлення лопаток ГТУ).
2. Викласти основи технології литва за витопними моделями деталей ГТУ.
3. Згідно індивідуального завдання описати один з наступних етапів технології отримання виробів литвом за витопними моделями:
 - виготовлення моделей та матеріали для них;
 - отримання оболонкових виливниць та матеріали для них;
 - виготовлення та розгашування в формі керамічних стрижнів, матеріали для них, видалення після литва;
 - особливості процесу литва та кристалізації (охолодження відливків).

4. Описати структуру та технологічні заходи поліпшення властивостей деталей ГТУ литвом за витопами моделями.
5. Викласти особливості отримання та контролю якості лопаток ГТУ з каналами малих перетинів.
6. Навести марки жароміцних сплавів для литва за витопами моделями та вказати їх особливості.

Контрольні питання

1. Переваги отримання виробів точним литвом.
2. Основні етапи технології отримання лопаток ГТУ литвом за витопами моделями.
3. Вимоги до матеріалу моделей та самі матеріали.
4. Процес та пристосування для виготовлення моделей.
5. Особливості нанесення на моделі керамічних оболонок.
6. Як виготовляється оболонкова виливниця.
7. Призначення керамічних стрижнів та вимоги до їх матеріалів.
8. Особливості видалення керамічних стрижнів після литва.
9. Дефекти у відливках, отриманих литвом за витопами моделями та позбавлення від них.
10. Способи контролю якості ливарних лопаток ГТУ.
11. Жароміцні сплави для литва за витопами моделями.

Література: [1, 3, 4, 14, 15].

ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №4

Метод порошкової металургії та отримання жароміцних дисперсно зміцнених сплавів

Мета роботи – ознайомитися з технологією та обладнанням порошкової металургії та методами отримання дисперсно зміцнених жароміцних сплавів.

План роботи та зміст звіту

1. В умовах виробничого цеху інституту «УкрНДІспецсталь» ознайомитися з технологічним процесом отримання виробів методом порошкової металургії (дільниці газового розпилення, компактування та ізостатичного пресування).

2. Нарисувати одну з типових схем одержання порошків із жароміцних сплавів.
3. Викласти процес компактування та пресування деталей методом порошкової металургії.
4. Описати особливості мікроструктури деталей із жароміцних сплавів, отриманих методом порошкової металургії та фактори, що впливають на їх експлуатаційні характеристики.
5. Стисло викласти сутність та ефективність дисперсного зміцнення жароміцних сплавів.
6. Описати основні вимоги до металевої матриці та зміцнювальної фази для дисперсно-зміцнених систем.
7. Згідно індивідуального завдання викласти послідовність операцій для одного з наступних способів отримання дисперсно зміцнених сплавів (вказати використання методу порошкової металургії):
 - механічне змішування порошків основного металу і зміцнювальної фази;
 - механічне змішування порошків оксидів металу і зміцнювальної фази;
 - сумісне осадження солей і подальше відновлення металу основи;
 - поверхнєве окислення порошку основного металу;
 - внутрішнє окислення;
 - метод механічного легування.
8. Навести марки, хімічний склад та основні хаарктеристики серійних жароміцних дисперсно зміцнених сплавів.

Контрольні питання

1. Вказати переваги отримання жароміцних сплавів методом порошкової металургії.
2. Сутність отримання порошків жароміцних сплавів методом розпилення металу в інертному або розчинному газі.
3. Сутність отримання порошків жароміцних сплавів методом розпилення електроду, що обертається.
4. Сутність отримання порошків жароміцних сплавів методом відцентрового розпилення.
5. Як відбувається операція ущільнення порошку ?
6. Методи консолідації порошку (екструзія та ізостатичне пресування).

7. В чому полягає ефективність дисперсного зміцнення жароміцних сплавів ?
8. Вказати головні критерії вибору зміцнювальної дисперсної фази.
9. Викласти сутність способів отримання дисперсно зміцнених сплавів.
10. При яких температурах виявляються переваги дисперсно зміцнених жароміцних сплавів.
11. Вказати марки та склад дисперсно зміцнених жароміцних сплавів.

Література: [16-19].

ЛИТЕРАТУРА

1. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Metallургия, 1969. 749с.
2. Приданцев М.В. Жаропрочные стареющие сплавы. – М.: Metallургия, 1973. – 183с.
3. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы. – М.: Metallургия, 1976. – 567 с.
4. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок /Под ред. Симса Ч.Т., Столоффа Н.С., Хагеля У.К. – М.: Metallургия, 1995. – 384с.
5. Башнин Ю.А., Исакина В.Н. Масленкова Е.А. Влияние переплавных процессов на структуру и свойства стали. – М.: Metallургия, 1991. – 240с.
6. Альперович М.Е. Вакуумно-дуговой переплав и его экономическая эффективность. – М.: Metallургия, 1978. - 167с.
7. Клюев М.М., Волков С.Е. Электрошлаковый переплав. – М.: Metallургия, 1984. 208с.
8. Медовар Б.И. и др.. Качество электрошлаковых металла. – Киев: Наукова думка, 1990. – 311с.
9. Калугин А.С. Электронно-лучевая плавка. – Киев: Наукова думка, 1997. – 266с.
10. Дембовский В. Плазменная металлургия. – М.: Metallургия, 1981. – 280с.
11. Клюев М.М. Плазменно-дуговой переплав. – М.: Metallургия, 1980. – 255с.
12. Богуслав В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д., Яценко В.К., Качан А.Я., Цивирко Э.И., Беликов С.Б., Орлов М.Р., Замковой В.Е., Мозговой В.Ф., Рубель О.В. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть II. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2003. – 420с.
13. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов. – М.: Мир, 1967. – 170с.
14. Иванов В.Н., Казеннов С.А., Курчман Б.С. и др. Литье по выплавляемым моделям. – М.: Машиностроение, 1984. – 407с.
15. Шуб И.Е., Сорокин Б.В. Точное литье по выплавляемым моделям. – Л.: Машиностроение, 1968. – 235с.

16. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 318с.
17. Кипарисов С.С., Падалко О.В. Оборудование предприятий порошковой металлургии. – М.: Металлургия, 1988. – 447с.
18. Карпинос Д.М., Тучинский Л.И., Вишняков Л.Р. Новые композиционные материалы. – Киев: Вища школа, 1977. – 314с.
19. Купалова И.Н. Рекристаллизация и дисперсионное упрочнение металлов и сплавов. – К.: Наукова думка, 1969. – 123с.
20. Никольский Л.А., Фиглин С.З., Бойцов В.В., Калпин Ю.Г., Бахарев А.В. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов. – М.: Машиностроение, 1975. – 285с.
21. <http://www.imsr.ru>