

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ  
«ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

**Грабовський В.Я., Лисиця О.В.**

**НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ  
ЗАГОТІВЕЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА**

навчальний посібник

Запоріжжя • НУ «Запорізька політехніка» • 2020

УДК 621.7.002.63(075.8)

Г75

*Рекомендовано до друку Вченою радою  
Національного університету «Запорізька політехніка»,  
(Протокол № 4 від 25.11.2019 р.)*

### **Рецензенти:**

*Мищенко В.Г.* – завідувач кафедри прикладної фізики та наноматеріалів Запорізького національного університету, доктор технічних наук, професор;

*Клочихін В.В.* – начальник управління головного металурга АО Мотор Січ, головний металург.

Г75

Новітні технології заготівельного виробництва: навчальний посібник / В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2020. – 112 с.

ISBN 978-617-529-252-5

В посібнику розглянуті основні сучасні технологічні процеси, що застосовують при виготовленні заготовок та виробів для газотурбінного устаткування. З урахуванням високих вимог до чистоти та вимог до службових характеристик виробів із жароміцних сплавів послідовно викладені методи рафінування при отриманні виливків, способи створення спрямованої та монокристалічної структури виливків, особливості литва за витопними моделям, використання порошкової металургії, отримання дисперсно зміцнених композицій, особливості ізотермічного штампування. Інформація щодо вказаних технологій та методів міститься розпорошеним чином в різних науково-технічних виданнях окремо, що ускладнює її сприймання в цілому. Необхідність представлення вказаної інформації систематизованим чином одному джерелі обумовлює доцільність видання даного посібника.

Посібник призначений для викладачів та студентів вищих навчальних закладів, які вивчають курси «Спеціальні сталі та сплави в газотурбобудуванні», «Машинобудівні матеріали», «Матеріалознавство», «Авіаційні матеріали», «Порошкові та композиційні матеріали».

Наведена в посібнику інформація може бути використана для підготовки лабораторних та контрольних робіт, курсових проєктів та магістерських робіт.

**УДК 621.7.002.63(075.8)**

ISBN 978-617-529-252-5

© Грабовський В.Я., Лисиця О.В., 2020  
© Національний університет «Запорізька політехніка», 2020

**ЗМІСТ**

<b>ВСТУП</b> .....	5
<b>1 МЕТОДИ ВИТОПЛЕННЯ ТА ПЕРЕТОПЛЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ</b>	
1.1 Загальні відомості .....	6
1.2 Вакуумно-індукційне витоПЛення (ВІВ) .....	8
1.3 Вакуумно-дугове перетоплення (ВДП) .....	12
1.4 Електрошлакове перетоплення (ЕШП) .....	15
1.5 Електронно-променеве перетоплення (ЕПП) .....	20
1.6 Плазмено-дуговий перетоп (ПДП) .....	22
1.7 Вплив виду перетопу на структуру та властивості жароміцних сплавів .....	24
<b>2 ОДЕРЖАННЯ ВІДЛИВКІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДАМИ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОГО ЛИТВА</b>	
2.1 Загальні відомості .....	41
2.2 Особливості кристалізації .....	42
2.3 Формування структури відливків .....	44
2.4 Спрямована кристалізація .....	46
2.5 Отримання відливків із стовпчастою структурою .....	47
2.6 Монокристалічна кристалізація .....	53
2.7 Кристалізація евтектичних сплавів .....	60
<b>3 ТЕХНОЛОГІЯ ТА ОБЛАДНАННЯ ЛИТВА ЗА ВИТОПНИМИ МОДЕЛЯМИ</b>	
3.1 Загальні відомості .....	63
3.2 Виготовлення моделей .....	65
3.3 Керамічні стрижні .....	66
3.4 Виготовлення оболонкових виливниць .....	67
3.5 Особливості ливарного процесу .....	69
3.6 Ливарні дефекти .....	72
<b>4 ОДЕРЖАННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ</b>	
4.1 Загальні відомості .....	74
4.2 Способи отримання порошків .....	75
4.3 Ущільнення порошку .....	78

4.4	Методи консолідації порошку .....	79
4.5	Механічні властивості порошкових сплавів .....	80
4.6	Особливості використання порошкових сплавів .....	85
5	<b>ДИСПЕРСНЕ ЗМІЦНЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ</b>	
5.1	Загальні відомості .....	86
5.2	Вимоги до матеріалу матриці і зміцнювальної фази .....	88
5.3	Отримання дисперсно зміцнених матеріалів .....	90
5.4	Особливості структури дисперсно зміцнених сплавів .....	94
5.5	Характеристики дисперсно зміцнених сплавів на основі нікелю .....	96
6	<b>ІЗОТЕРМІЧНЕ ШТАМПУВАННЯ</b>	
6.1	Загальні відомості .....	101
6.2	Сутність та переваги ізотермічного штампування .....	102
6.3	Обладнання та інструмент для ізотермічного штампування .....	104
6.4	Результати використання ізотермічного штампування сплавів .....	106
	<b>ЛІТЕРАТУРА .....</b>	<b>111</b>

## ВСТУП

Дисципліна «Новітні технології заготівельного виробництва» входить до комплексу дисциплін спеціалізації «Матеріали енергомашинобудування», що вивчають студенти напрямку 132 «Матеріалознавство».

Метою дисципліни є забезпечення студентів знаннями та вмінням в галузі новітніх технологій заготівельного виробництва та обробки матеріалів деталей газотурбінних установок (ГТУ). Передбачено розглядання ефективних технологій витоплення та перетоплення жароміцних сплавів, отримання виробів шляхом спрямованої кристалізації зі стовпчастою та монокристалічною структурами, литва за витопними моделями, ізотермічного штампування, порошкової металургії. Включені питання технології зміцнення деталей газових турбін дисперсними оксидними фазами.

Після вивчення дисципліни студенти повинні:

- засвоїти основи технологій витопу та перетопу, що необхідні для забезпечення високої якості жароміцних сплавів;
- опанувати особливості спеціальних видів литва та обробки виробів із жароміцних сплавів і способів їх зміцнення;
- розуміти переваги та недоліки розглянутих технологій отримання жароміцних матеріалів;
- знати рівень та принципи підвищення службових властивостей жароміцних матеріалів при застосуванні новітніх перспективних технологій.

Вивчення дисципліни базується на знаннях окремих розділів фізики, загальної та фізичної хімії і дисциплін: кристалографії, термічної обробки, механічних та фізичних властивостей, функціонального призначення деталей ГТУ, спеціальних сталей та сплавів.

# 1 МЕТОДИ ВИТОПЛЕННЯ ТА ПЕРЕТОПЛЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

## 1.1 Загальні відомості

Експлуатаційні властивості жароміцних сплавів залежать від технології їх виробництва: чистоти шихтових матеріалів, методів витоплення, умов розливання і кристалізації, режимів гарячої обробки тиском, умов механічної обробки і подальшої термічної обробки. Недотримання технології може негативно позначитися на експлуатаційній надійності деталей.

Способи витоплення, разом з чистотою шихтових матеріалів (відсутність шкідливих домішок свинцю, олова, сурми, вісмуту, сірки та інших), впливають на рівень та стабільність жароміцних властивостей сплавів.

Погіршення технологічності та зниження жароміцності жароміцних сплавів пов'язано з поглинанням при витопленні кисню, азоту і водню. Кисень, взаємодіючи з розтопленим металом, утворює важкорозчинні та важкотопкі оксиди хрому, алюмінію і титану, що негативно впливає на характеристики жароміцності сплавів. Азот, взаємодіючи з хромом, титаном і алюмінієм, утворює важкотопкі нітриди або карбонітриди, що можуть мати вигляд ліквіаційних скупчень. Ці скупчення погіршують технологічну пластичність при гарячій обробці тиском жароміцних важкодеформівних сплавів. Тому особливу увагу приділяють якості розкислення сплаву, усуненню контакту розтопленого металу з киснем і азотом в процесі витоплення і розливання.

Технологію виробництва жароміцних сплавів ускладнює наявність значної кількості легувальних елементів, особливо таких як алюміній та титан схильних до окислення, і це вимагає використання спеціальних видів витоплення та перетоплення

Для отримання жароміцних сплавів використовують наступні способи електротметалургії (в дужках відповідне позначення):

- витоплення у відкритих індукційних печах (ВІ);
- витоплення у вакуумних індукційних печах (ВІВ);
- витоплення або перетоплення у відкритих електродугових печах (ВД);
- перетоплення у вакуумних електродугових печах (ВДП);

- перетоплення у електрошлакових печах (ЕШП);
- витоплення у плазмових дугових печах (ПДВ);
- перетоплення у плазмових дугових печах (ПДП);
- перетоплення в електроннопроміневих печах (ЕПП).

Ємність печей невелика і знаходиться в межах від декількох сотень кг (ЕПП, ЕШП, ПВ) до 20...40 т (електродугові та індукційні печі).

Вибір способу витоплення або перетоплення залежить від вимог до чистоти металу. З метою підвищення чистоти металу використовують комбінації способів витоплення та перетоплення (дуплекс процеси):

- ВД+ВДП;
- ВІ+ВДП;
- ВІ+ЕШП;
- ПДВ+ВДП та інші.

Сталеливарне виробництво складається з двох основних стадій: отримання рідкого сплаву необхідного хімічного складу; розливання і кристалізації зливка. На цих стадіях для підвищення чистоти сплавів і поліпшення їх фізико-механічних властивостей використовують декілька способів, які умовно можна поділити на чотири групи:

- використання шлаків або газів, рафінуючих реагентів, для проведення дефосфорації і десульфурації, екстрактивної витяжки з металу розчинених газів і видалення неметалевих включень;
- підвищення температури розтопу, коли розчинений вуглець приводить до інтенсифікації процесів розкислювання, та відбувається спливання неметалевих включень і т.ін.;
- вакуумування металу, що значно підвищує розкислювальну здатність вуглецю і знижує вміст розчинених газів і легкотопких домішок кольорових металів, а також неметалевих включень шляхом їх флотації при обробці рідкого металу;
- регулювання швидкості кристалізації у водоохолоджувальних кристалізаторах (примусова кристалізація), що дозволяє отримувати бажану макроструктуру, підвищувати щільність металу, відтіснити в металеву ванну неметалеві включення з низькою адгезією, отримувати зливки без зональної ліквациї, газових пухирів і практично без усадкових раковин.

В табл. 1.1 показано, як при різних процесах рафінуючої обробки використовують ці чотири способи підвищення якості металу. Видно, що найбільш прогресивними процесами рафінування є перетоплення металу, оскільки це дозволяє одночасно застосувати три способи з чотирьох.

Таблиця 1.1 – Використання різних способів обробки металів

Процес рафінування	Способи обробки			
	Рафінування шлаком і газом	Перегрів металу	Вакуумування	Примусова кристалізація
Вакуумування в ковші і при розливанні	-	-	+	-
Обробка синтетичним шлаком в ковші	+	-	-	-
Продування металу в ковші газом	+	-	-	-
Вакуумно-індукційне вито-плення (ВІВ)	-	-	+	-
Вакуумно-дугове перетоп-лення (ВДП)	-	-	+	+
Електрошлакове перетоп-лення (ЕШП)	+	+	-	+
Електроннопроміневе пе-ретоплення (ЕПП)	-	+	+	+
Плазмове перетоплення в регульованій атмосфері (ПДП)	+	+	-	+
Плазмове перетоплення у вакуумі (ПВ)	-	+	+	+

Примітка: «+» – відбувається; «-» – не відбувається

## 1.2 Вакуумно-індукційне вито-плення (ВІВ)

Вакуумно-індукційне вито-плення полягає у індукційному топленні металу в вакуумній камері.

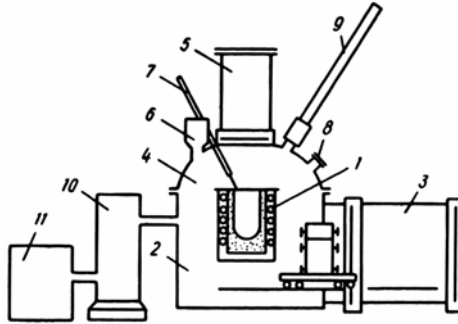
Для розтоплення тигель з металом розташовують в індукторі, що уявляє собою мідну водоохолоджувальну трубку. Через індуктор пропускають струм високої частоти, створений високочастотним генератором. Навколо індуктора виникає змінне магнітне поле, що і приводить до нагрівання та топлення металу.

За принципом дії вакуумні індукційні печі ділять на періодичні і напівбезперервні. В печах періодичної дії операції заван-



таження шихти в тигель, установку пустих і витягання залитих форм та виливниць, зачистку і підготовку тигля проводять при відкритій топильній камері. В печах напівбезперервної дії всі ці операції здійснюють без порушення вакууму в топильній камері печі.

Більшість сучасних промислових вакуумно-індукційних печей є агрегатами напівбезперервної дії. Типовою установкою такого типу є піч ОКБ-571Б, схема якої наведена на рис.1.1.



- 1 – тигель з трисекційним індуктором; 2 – камера печі; 3 – камера подачі і витягання виливниць; 4 – піч; 5 – камера шихти; 6 – дозатор;  
7 – ломик для осадження шихти; 8 – оглядове вікно; 9 – термопара;  
10 – блок бустерних насосів; 11 – блок форвакуумних насосів

Рисунок 1.1 – Схема печі ОКБ-571Б

Тигель печі 1 з індуктором знаходяться в вакуумній камері 2, де відбувається топлення і розливання сплавів. Для подачі та витягання виливниці використовують шлюзову камеру 3. Завантажувальна шлюзова камера 5, що розташована над топильною камерою і відокремлена від неї вакуумним технологічним затвором, дозволяє завантажувати шихту без порушення вакууму. В середині циліндричного кожуха камери шихти на тросі підвішують завантажувальну корзину, в яку закладають шихту. Бокові стінки корзини виготовлені з листової сталі, а дно з окремих пластин, що скріплені між собою дротом з легкотопкого металу. При опусканні корзини в розігрітий тигель дріт розтоплюється, пластини під вагою шихти розкриваються і шихта висипається в тигель.

Легувальні елементи і розкислювачі до розтопу вводяться через дозатор 6. Дозатор, як і завантажувальна камера, відокремлений від пічної камери технологічним вакуумним затвором. Секції дозатора забезпечені відкидними денцями. В кожену секцію по-

мішують необхідні матеріали в той послідовності, в якій вони вводяться до розтопу.

Піч обладнана ломиком для пробивки мостів і осадження шихти 7, термopарою занурення 9 для вимірювання температури рідкого металу.

Вакуумна система печі складається з п'яти форвакуумних 11 і трьох бустерних 10 насосів, що забезпечує незалежне відкачування вакуумних вузлів печі.

Індукційні печі можуть працювати на частоті мережі, середній або високій частоті. Вибір робочої частоти генератора, геометричних параметрів індуктора (діаметру, висоти), кількості витків, їх перетину залежить від необхідної електричної потужності, а також від властивостей і розмірів шихтових матеріалів.

Ливарні жароміцні сплави, з яких виготовляють лопатки та диски авіаційних двигунів і інші деталі, зазвичай одержують литвом у вакуумних індукційних печах невеликої ємності (20...50 кг). Великогабаритні вироби, до яких висувають вимоги підвищеної якості макроструктури, витоплюють у печах з водоохолоджувальним кристалізатором (вакуумних дугових, електрошлакових). При цьому вихідний метал для вакуумного дугового перетопу одержують у вакуумних індукційних печах.

У вакуумних індукційних печах жароміцні сплави отримують методом стоплювання шихтових матеріалів. При цьому в широких межах (від 0 до 100%) в шихті використовують власні відходи сплавів. Етапи технології топлення: завантаження і розтоплення шихти, рафінування рідкого металу (розкислення вуглецем, дегазація і випаровування летких домішок), легування і доведення сплаву за хімічним складом, розливання у виливницю.

В тигель, як правило, завантажують залізо, нікель, кобальт, молібден, вольфрам, хром і інші метали, які не утворюють хімічноміцні оксиди, а також реагенти, до складу яких входить вуглець. Іноді хром вводять в рідкий сплав після значної дегазації. Після рафінування рідкого сплаву від газів і домішок вводять метали, які мають підвищену спорідненість до кисню і азоту (алюміній, титан, цирконій) і в останню чергу, перед розливанням, метали, які легко випаровуються (зазвичай, при деякому тиску аргону в печі).

Розтоплення проводять на максимальній потужності. Для інтенсивного кипіння розтопленого металу в печі підтримують

низький залишковий тиск. В цей період з шихти видаляється основна кількість газів і частково легкі домішки. Іноді проводять попереднє розкислення розтопу вуглецем: в сплав після розтоплення при температурі 1500...1600 °С вводять графітовий бій.

Остаточна дегазація та рафінування від легких домішок відбувається при витримці рідкого сплаву у вакуумі. Збільшення часу витримки приводить до більш повного рафінування від домішок. Крім того, можна використовувати заходи, що інтенсифікують процес видалення домішок (електромагнітне перемішування сплаву, продування інертним газом і т.ін.).

ВІВ досить ефективно видаляє свинець і вісмут в період рафінування та знижує вміст міді в розтопі до кінця топлення.

Домішки сурми і олова при витопі жароміцних сплавів практично не випаровуються.

Розглянемо переваги та недоліки вакуумно-індукційного топлення, як металургійного процесу.

Переваги процесу:

- глибока дегазація та рафінування розтопу від шкідливих домішок і неметалевих включень при тривалій витримці сплаву в рідкому стані у вакуумі;
- широке варіювання температури процесу;
- отримання високолегованих сплавів з вузьким інтервалом вмісту хімічних елементів, що забезпечує стабільність властивостей сплавів різних витопів;
- можливість використання для витоплення шихтових матеріалів різноманітної форми і габаритів (стружка, відходи і т. ін.);
- можливість введення легувальних і розкислювальних добавок практично у будь-який момент топлення;
- висока продуктивність агрегату внаслідок його напівбезперервної дії;
- можливість інтенсифікації процесів рафінування сплаву (обробка розтопу шлаками, продування інертними і активними газами, застосування для перемішування низькочастотних індукторів);
- отримання складних відливок, в тому числі і відцентровим литвом;
- рівномірний розподіл включень в металі внаслідок електромагнітного перемішування.

Недоліки процесу:

- взаємодія розтопу з вогнетривкою футеровкою тигля приводить до підвищення вмісту кисню в металі і його забруднення неметалевими включеннями;

- відносно невисока стійкість тиглів, а також конструктивна складність їх заміни знижує техніко-економічні показники роботи печі і ускладнює умови її експлуатації;

- будова (макроструктура) зливка, отриманого у вакуумній індукційній печі, практично не відрізняється від відлитого в звичайних умовах.

Широкому використанню вакуумних індукційних печей сприяє впровадження в промисловість дуплекс-процесу: вакуумне індукційне витоплення + вакуумно-дугове перетоплення.

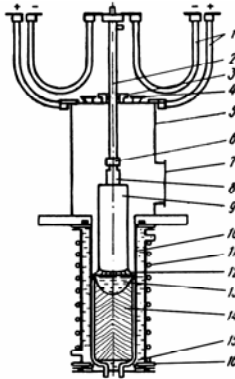
### **1.3 Вакуумно-дугове перетоплення (ВДП)**

Вакуумно-дугове перетоплення засновано на перетворенні в вакуумі електричної енергії дугового розряду на теплову.

Вакуумно-дугові печі за схемою нагрівання поділяють на три групи: прямої дії, коли електрична дуга горить між електродом та сплавом, що нагрівається; непрямої дії, коли дуга горить між електродами, розташованими на деякій відстані від сплаву, що розтоплюється; з захованою дугою, коли дуга горить під шаром шихти. Розрізняють також печі з витратним та невитратним (графіт або вольфрам) електродом. Найчастіше використовують печі ВДП прямої дії з витратним електродом на постійному струмі.

До складу вакуумних дугових печей з витратним електродом, незалежно від їх конструкції, входить ряд вузлів і систем, що виконують певні функції в процесі перетопу. Відповідна схема наведена на рис. 1.2. Одна з основних деталей – кристалізатор *10*, що виготовлений з мідної труби круглого або прямокутного перетину, та встановлений в корпусі з нержавіючої сталі. Для охолодження в зазор між корпусом і стінкою кристалізатора подається проточна вода. Верхня частина кристалізатора забезпечена мідним фланцем, знизу він щільно закривається водоохолоджувальним піддоном *15*, що виготовлений з міді або мідного сплаву. Верхній фланець кристалізатора кріпиться до камери печі *5* – зварного циліндра з патрубками з товстого сталевих листа. Камера печі використовується для розміщення верхньої частини витратного електроду *9* і штока *2*, вакуум-підвода *7* і струмопідвода *1* та як несуча конструкція для

більшості деталей печі. На верхній кришці є оглядові вікна 4 для спостереження за процесом перетоплення і вакуумне ущільнення 3, через яке в піч вводиться шток 2 з електродотримачем 6. Шток – це полірована сталева труба, що охолоджується водою. Для зменшення загального опору шток інколи виготовляють у вигляді біметалевої конструкції: зовнішня сталева труба несе механічне навантаження, а внутрішня мідна – струмове. Вакуумна система складається з механічних насосів попереднього розрідження і паромасляних насосів, що створюють робочий тиск близько  $10^{-3}$  мм рт.ст. Системою трубопроводів, забезпечених вакуумними затворами, насоси з'єднуються з камерою печі. До складу агрегату входить також джерело постійного струму – машинний перетворювач або напівпровідниковий випрямляч. Від цього джерела струм подається до печі за допомогою шин і гнучких кабелів.



- 1 – струмопровід; 2 – водоохолоджуваний шток; 3 – ущільнення штока;  
 4 – вікно для спостереження; 5 – камера; 6 – замок електродотримача;  
 7 – патрубок відкачної системи; 8 – перехідник; 9 – витратний електрод;  
 10 – водоохолоджуваний кристалізатор; 11 – соленоїд; 12 – розряд електродуги;  
 13 – рідка ванна; 14 – зливок; 15 – водоохолоджувальний піддон; 16 – ущільнення

Рисунок 1.2 – Схема дугової вакуумної печі

Для спостереження за топленням використовують два перископи, що встановлені над оглядовими отворами. Зображення зони топлення (вигляд зверху) можна проектувати на екран або спостерігати безпосередньо через окуляр перископа.

Струм, напругу, глибину вакууму, тиск та температуру охолоджуючої води контролюють приладами контролю і сигналізації.

Процес перетоплення складається з наступних етапів: витратний електрод нагрівається і розтоплюється у вакуумі електричною дугою 12 великої потужності, утворюється рідка ванна 13, одночасно відбувається твердіння сплаву у водоохолоджувальному кристалізаторі в зливочок 14. Соленіод 11 збільшує довжину електричної дуги, що поглиблює рідку ванну і сприяє формуванню кращій якості поверхні зливка при кристалізації. Верхній торець сформованого зливка безперервно обігрівается дугою, що забезпечує необхідне перегрівання поверхні вище температури топлення та створює умови для спрямованої кристалізації.

Виділення газів та інших шкідливих домішок зі сплаву з їх подальшим видаленням з реакційної зони здійснюється шляхом відкачування бустерним (або іншим високовакуумним) і форвакуумним насосами. Процес видалення водню із сплавів на основі нікелю розвивається на стадії твердої заготовки. Але найінтенсивніше протікають процеси видалення водню і азоту з рідкого сплаву. Більша частина газу видаляється з рідкої плівки на торці заготовки, менша – з крапель в процесі їх перенесення через дуговий проміжок.

Під час перетоплення титану і його сплавів газ не тільки видаляється, але і поглинається (має місце поглинання азоту і кисню). Найбільше збагачується газами поверхневий шар зливка. Це характерно для крупних зливків, що повільно охолоджувались, і гаряча поверхня зливка тривалий час контактувала із залишковими газами. Для прискорення охолодження в деяких випадках зазор між стінкою кристалізатора і зливком заповнюють газами з високою теплопровідністю, наприклад гелієм.

При ВДП гази видаляють шляхом дифузійного перенесення через приграничний шар рідкого сплаву та шляхом бульбашкового кипіння. Останньому сприяє низький тиск на поверхні ванни. Процес бульбашкового видалення відбувається в рідкій металевій ванні і для більш повного видалення бульбашок бажано, щоб форма ванни наближалася до плоскої. Шляхом дифузії найінтенсивніше видаляються гази з тонкої плівки на кінці електроду. Крім того, за рахунок спрямованої кристалізації можливе видалення газів, зв'язаних в важко топкі сполуки (азот у вигляді нітридів). В цьому випадку нітриди можуть спливати або відтіс-

нятися фронтом кристалізації у верхню частину зливка та дисоціювати. Реакція метал-форма при ВДП практично відсутня.

Ефективність рафінування сплаву при ВДП, характер макро- і мікроструктури залежать, головним чином, від: діаметру кристалізатора (із збільшенням діаметру кристалізатора збільшується хімічна неоднорідність зливка і погіршується структура); сили струму дуги (для забезпечення необхідної високої якості сплаву процес ВДП слід вести при відносно низькій оптимальній силі струму).

Технологія витоПЛення сплаву в печі ВДП має наступні переваги:

- відсутня взаємодія розтоПЛеного сплаву з повітрям, сплав не окислюється і не насичується газами;
- завдяки вакууму здійснюється глибока дегазація сплаву;
- сплав не забруднюється вогнетривкими матеріалами футеровки;
- кристалізація зливка у водоохолоджувальному кристалізаторі має стовпчастий спрямований характер знизу до верху і є кращою, ніж в звичайній виливниці.

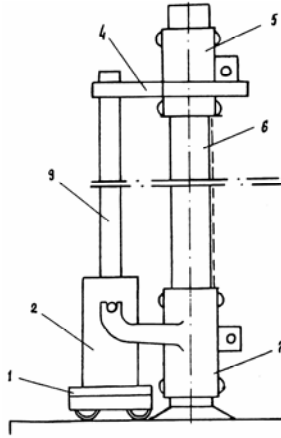
Крім того, при ВДП випаровуються шкідливі металеві домішки, такі як свинець, вісмут, сурма. Методом ВДП можна одержувати зливки масою від декількох кілограмів до декількох десятків тонн.

Однак зливки, одержані методом ВДП, мають невисоку якість поверхні. Це обумовлено тим, що в процесі тоПЛення домішки і легувальні елементи випаровуються та конденсуються у вигляді тонкого нальоту на стінках кристалізатора над поверхнею рідкого сплаву. Бризки рідкого металу потрапляють на наліт, зварюються з ним та утворюють «корону». Це приводить до появи на зливках грубої кірки, яку необхідно обдирати на обдирних верстатах.

#### **1.4 Електрошлакове перетоплення (ЕШП)**

Сутність ЕШП – перетоплення витратного електроду в електрошлаковій печі здійснюється за рахунок тепла, що виділяється в шарі шлаку при проходженні через нього електричного струму, наступному крапельному перенесенні електродного металу і поступовому твердінні металу у водоохолоджувальному кристалізаторі.

На рис.1.3 наведена конструктивна схема однофазної електрошлакової печі.



- 1 – піддон; 2 – кристалізатор; 3 – витратний електрод; 4 – електродотримач;  
 5 – верхній механізм переміщення електроду; 6 – колона;  
 7 – нижній механізм переміщення електроду

Рисунок 1.3 – Схема електрошлакової печі

Головні компоненти установки – джерело електроживлення, вузол кристалізатора і системи управління.

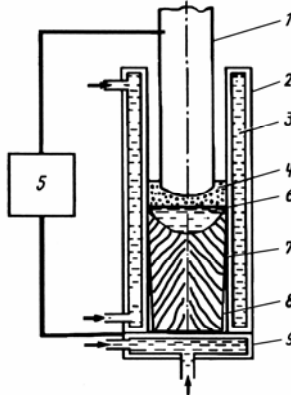
Схематично процес електрошлакового перетоплення зображений на рис.1.4.

Існує два способи початку електрошлакового перетопу: твердий старт – розтоплення флюсу в кристалізаторі витратним або спеціальним (як правило, графітовим) електродом; рідкий старт – розтоплення флюсу в спеціальній електричній печі і заливка його в кристалізатор через спеціальний пристрій.

Зливки 7 отримують перетопленням литого або кованого електроду 1, який занурений в розтоплений шлак 4. в результаті проходження струму електрод повільно розтоплюється в рідкому шлаку з утворенням металевої ванни 6. Зливка кристалізується у водоохолоджувальному мідному кристалізаторі 2. Кількість виділеного тепла визначається електроопором шлаку. В процесі кристалізації між зливком та кристалізатором утворюється шлакова оболонка 8. Джерело енергії 5універсальне: можна використовувати постійний струм з прямою або оберненою полярністю, а та-



кож однофазний або багатофазний змінний струм. Щоб підвищити якість виробу, сучасні печі експлуатують як установки однофазного змінного струму. Зазвичай використовують змінний струм силою від 5000 до 30000 А і напругу 40...50 В.



- 1 – електрод; 2 – кристалізатор; 3 – водяне охолодження; 4 – шлакова ванна;  
5 – джерело електроенергії, трансформатор або випрямляч; 6 – металеві ванна;  
7 – твердий зливочок; 8 – шлакова оболонка; 9 – піддон

Рисунок 1.4 – Схема печі для електрошлакового перетоплення

Топлення електроду завершується формуванням на поверхні зливка прибуткової частини для усунення усадкової раковини. Після затвердіння шлаку зливочок видаляють з кристалізатора (роздягають) і охолоджують на повітрі або піддають повільному регульованому охолодженню чи відпалюванню. Спосіб охолодження залежить від типу сплаву і розмірів зливочка.

Найбільший тепловий потік, що спрямований всередину кристалізатора, виникає на поверхні розділу шлак–метал. Переважна частина тепла відбирається стінкою кристалізатора. Тому конструкція кристалізатора – важливий чинник. Умови на поверхні розділу стінка кристалізатора–вода в процесі електрошлакового перетоплення значно впливають на якість зливочка. Незначні зміни в тепловому потоці, температурах виливниці, води і інших елементів контуру охолодження змінюють умови поверхневої теплопередачі так, що охолодження в режимі кипіння води будуть суттєво іншими, ніж за відсутністю кипіння.

В залежності від форми кристалізатора методом ЕШП можна одержати зливки майже будь-якого перетину (квадратного, прямокутного, круглого, багатогранного), а також як суцільні, так і з порожниною в середині. Крім того, можна одночасно витоплювати два і більше злиwkів. Зливки–сляби з великим співвідношенням широкої і вузької граней можна витоплювати і у вертикальному, і в горизонтальному положеннях.

Флюс для ЕШП (шлак) найчастіше складається з  $\text{CaP}_2$  (основа) з добавками  $\text{Al}_2\text{O}_3$  і  $\text{CaO}$ . Вибір того або іншого складу флюсу визначається складом сплаву, а також необхідними електричними характеристиками і в'язкістю флюсу. Оскільки більшість промислових установок для ЕШП працюють в повітряному середовищі (не закриті), то їх забезпечують пристроями для збору і усунення випаровувань фториду кальцію ( $\text{CaF}_2$ ).

Витратний електрод при перетопленні занурюють у верхню частину шлакової ванни на невелику глибину. Оскільки глибина шлакового шару в процесі топлення змінюється мало це забезпечує постійний рівень напруги. Глибину занурення електроду необхідно ретельно регулювати для збереження заданого теплового балансу і проходження струму.

Процес ЕШП більш складний ніж ВДП, тому що існує взаємодія між розтопленим сплавом, шлаком і повітряним середовищем. Також необхідно враховувати хімічний склад шлаку і його фізичні характеристики – в'язкість, питомий електроопір, теплопровідність. Тому, щоб отримати виріб задовільної якості, слід ретельно контролювати вказані чинники.

За допомогою ЕШП можна видаляти шкідливі домішки, що знаходяться в жароміцних сплавах в незначній концентрації. Видалення домішок відбувається шляхом ефективної обробки шлаком розтопленого сплаву на торці витратного електроду при проходженні крапель електродного металу через шлакову ванну, а також на поверхні шлакової і металевої ванни.

Висока температура металу, розвинена поверхня взаємодії, застосування шлаків різних композицій забезпечують ефективне проведення необхідних фізико-хімічних процесів для позбавлення від шкідливих домішок.

Метод ЕШП є таким, що порівняно з іншими методами перетопу найкраще очищує метал від домішок сірки. Видалення сі-

рки здійснюється за допомогою шлаків, що містять велику кількість вапна. Вміст неметалевих включень кисневого походження, так само, як і вміст кисню, після ЕШП знижується в два-три рази. Головна роль у видаленні неметалевих включень належить шлаку. На поверхні розділу між електродом та шлаком утворюється тонка плівка де оксидні включення в результаті дисоціації видаляються з рідкого сплаву.

За чистотою зливки жароміцних сплавів після ЕШП здатні конкурувати з виробами ВДП.

Спрямована кристалізація зливка знизу до верху при ЕШП забезпечує отримання якісної макроструктури. Процес спрямованої кристалізації при ЕШП, порівняно з ВДП, полегшується завдяки утворенню між зливком і стінкою кристалізатора шлакової корки (гарнісажа) завтовшки 1...3 мм, що зменшує тепловідведення через бокові стінки.

Ефективність ЕШП, порівняно із звичайними методами витопу, полягає в отриманні злиwkів з осьовою або радіально-осьовою щільною структурою, без ліквідаційних і усадкових дефектів. Неметалеві включення і надлишкові фази мають дрібнодисперсний характер і рівномірно розподілені по висоті і перетину зливка. ЕШП сприяє вирівнюванню властивостей як в повздовжніх так і поперечних напрямках зливка. Електрошлаковий сплав має вищі рівні технологічної пластичності при температурах деформації. Покращується обробка виробів. Зливки після ЕШП мають досить гладку поверхню, що не потребує механічної обробки перед гарячою деформацією.

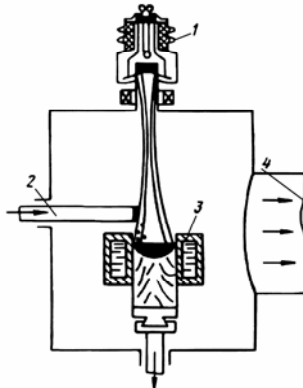
ЕШП порівняно з ВДП має наступні переваги:

- стійкість процесу при змінному струмі промислової частоти, тобто можливість використання простішого електроустаткування;
- покращення умов отримання злиwkів квадратного, прямокутного перетину, а також фасонних відливок (зливки ВДП одержують тільки круглого перетину), оскільки шлакова ванна є менш концентрованим джерелом тепла, ніж електрична дуга;
- можливість вибіркового рафінування перетопляемого сплаву від тих або інших домішок, а при необхідності – модифікування шляхом зміни складу шлаку;
- можливість застосування значно простішого механічного устаткування.

### 1.5 Електронно-променеве перетоплення (ЕПП)

При ЕПП електрична енергія перетворюється на теплову безпосередньо в сплаві. Розтоплення сплаву відбувається внаслідок зіткнення з ним електронів, що набули великої швидкості (енергії) в електричному полі високої напруги. Електрони пришвидшуються в електричному полі електронною гарматою, внаслідок чого вони отримують енергію  $eU$  ( $e$  – заряд електрона,  $U$  – величина напруги електричного поля). Частина потоку електронів спрямовується на торець витратного електроду, розтоплює його і метал по краплі потрапляє в кристалізатор, як і при ВДП. Інша частина потоку електронів спрямовується на ванну рідкого металу і підтримує її в розтопленому стані. В печах ЕПП можна використовувати одну або декілька електронних гармат. Проходження пучка електронів можливе тільки при високому вакуумі, тому процес витоплення проводять при тиску  $0,013 \dots 0,13$  Па.

В спрощеному вигляді схема електронно-променевої печі наведена на рис. 1.5. В верхній частині вакуумної камери розташована електронна гармата 1. Пристрій для введення електроду, що перетоплюється може бути пристосований для подачі стрижнів 2 або сипучої шихти. В кристалізатор 3, що охолоджується водою, рідкий метал потрапляє по краплі, кристалізується та утворює зливоч. З камери є спрямований вихід до системи вакуумування 4.



1 – електронна гармата; 2 – електрод, що перетоплюється;  
3 – кристалізатор; 4 – система вакуумування

Рисунок 1.5 – Схема електронно-променевої печі

За допомогою електронної гармати можна регулювати розмір і форму перетину пучка електронів. Таке регулювання дозволяє створити зосереджений інтенсивний пучок для розтоплення електроду і широкий дифузний пучок для рафінування і обробки рідкої ванни у верхній частині зливка. Швидкість топлення залежить, головним чином, від потужності пучка, особливостей розтоплюемого матеріалу (його складу і форми) і необхідного ступеня рафінування. Реальні швидкості топлення можуть змінюватися від 50 до 900 кг/годину, а за відповідних умов і до вищих значень.

Особливістю ЕПП є можливість проводити топлення в умовах високого вакууму і отримувати значний перегрів поверхні рідкого металу, при цьому тривалість витримки при заданій температурі встановлюється довільно. В печах ЕПП можна перетоплювати більшість промислових, зокрема важкотопких, металів і сплавів.

Процес електронно-променевого перетоплення дозволяє відокремити стадії топлення і рафінування від стадії кристалізації зливка. ЕПП, незалежно від швидкості топлення, має достатньо часу для проходження реакцій, в результаті яких утворюються легкі речовини і запобігається потрапляння нерозчинних шкідливих домішок з розтопу в зливки. Завдяки випаровуванню концентрація шкідливих домішок може знижуватися до майже невиявних малих рівнів, проте внаслідок високого вакууму виникають значні втрати хрому, які компенсують додаванням його в перетоплюємий сплав. Деякі складнощі можуть виникнути і в зв'язку з конденсацією в середині камери хрому, що випарувався. Вміст хімічно активних елементів після ЕПП залишається майже незмінним, а вміст кисню і азоту значно знижується. Неметалеві включення типу різних оксидів видаляють механічно за допомогою водоохолодженого скребка або шляхом їх дисоціації під зосередженою тепловою дією електронного пучка.

В сплавах різного хімічного складу після ЕПП вміст кисню знижується на 40...90%, азоту на 40...80%, шкідливих кольорових металів на 60...90%. Метал, отриманий методом ЕПП, має мінімальну газонасиченість, максимальну щільність і найкращий комплекс механічних властивостей порівняно з металом, отриманим іншими способами. Існуючі печі ЕПП дозволяють отримувати зливки масою від 0,2 до 10 т.

Можливості процесу ЕПП: використання різного шихтового матеріалу; усунення неметалевих включень; видалення газових домішок шляхом вакуумного рафінування; введення легувальних добавок. Наявність спокійної ванни, в яку додається перетоплюємий матеріал, дозволяє відокремлювати як легкі так і важкі включення, а також здійснювати інтенсивне очищення рідкої ванни від оксидів.

Недоліки процесу ЕПП: втрати компонентів з високою пружністю пари, зокрема хрому; неможливість керувати структурою зливка; порівняно висока вартість обробки, що пов'язано з початковими витратами і операціями по обслуговуванню та ремонту устаткування. Склад шихтових матеріалів необхідно корегувати з урахуванням можливості подальших втрат хімічних елементів.

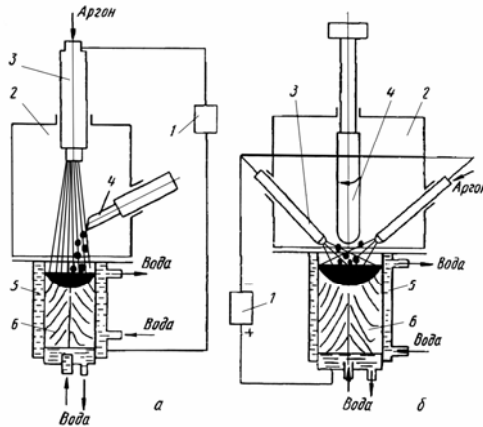
Для отримання злиwkів задовільної якості процес ЕПП в більшості випадків комбiнують з процесами ВДП або ЕШП. Порiвняно з iншими методами витопу або перетопу метод ЕПП дозволяє отримати меншi за розміром вiдливки.

### **1.6 Плазмено-дуговий перетоп (ПДП)**

Сутність методу ПДП – перетоп витратних заготовок певного хімічного складу в металевий водоохолоджувальний кристалізатор. Джерелом тепла є низькотемпературна плазма, яку отримують за допомогою плазмотронів. Плазма – це іонізований газ, який має високу електропровідність. Для утворення плазми в камері печі створюють атмосферу, зазвичай інертного, газу (розріджену або під тиском). Між двома електродами встановлюють провідний канал і електричний струм, проходячи крізь іонізований газ, породжує газові розряди. Суттєвим при проектуванні і виготовленні печей ПДП є кількість плазмотронів і розміщення їх в корпусі печі. Печі ПДП можуть бути з осьовим (щодо вісі кристалізатора) розміщенням плазмотрона (рис. 1.6, а), або з радіальною схемою розташування плазмотронів (рис. 1.6, б).

Більш раціональною за умовами теплової роботи печі і рафінування сплаву є схема з радіальним розташуванням декількох плазмотронів навколо кристалізатора. В металургії найчастіше використовують дугові плазматрони. Як показано на рис. 1.6 джерело живлення 1 забезпечує в камері 2 горіння електричної дуги між плазмотроном та металом, що знаходиться в кристалізаторі (як між двома електродами). Газ, що знаходиться в камері, нагрі-

вається проходячи через зону горіння електричної дуги постійного струму. Середня температура газу змінюється в межах від 3000 до 6000 °С, а температура електричної дуги від 6000 до 20000 °С.



- 1 – джерело живлення; 2 – робоча камера; 3 – плазмотрон;  
4 – заготовка; 5 – кристалізатор; 6 – зливоч

Рисунок 1.6 – Схеми плазмено-дугових печей з вертикальним (а) і радіальним (б) розміщенням плазмотронів

Внаслідок нагріву газ розширюється і з великою швидкістю спрямовується до металу заготовки 4, що призводить до її нагрівання та розтоплення з торця. Розтоплений метал заготовки по краплі потрапляє в кристалізатор 5, що охолоджується водою. В результаті формується зливоч 6.

Метод ПДП має високу продуктивність і високий коефіцієнт використання теплової енергії. Завдяки своїм особливостям ПДП, на відміну від інших способів рафінуючи перетопів, дозволяє вирішувати багато технологічних завдань. Процес ПДП може здійснюватися як при нормальному або підвищеному тиску, так і у вакуумі. За рахунок підбора складу плазмоутворюючого газу можна створювати в топильній камері будь-яке середовище: окислювальне (кисневмісні суміші), відновне (водневмісні суміші) або нейтральне (аргон, гелій). Високоєфективне управління робочою атмосферою забезпечує мінімальний рівень забруднення і мінімальні втрати легких елементів. При ПДП можна також використовувати шлак, що розширює рафінуючи можливості методу.

Тому ПДП можна вважати універсальним способом виробництва високоякісного сплаву. Методом ПДП вміст кисню знижується на 30...80%, азоту і водню на 30...50%; кольорових металів на 30...50%. При використанні відповідних шлаків в три-п'ять разів знижується вміст сірки. Метал ПДП має вищу щільність і пластичність, ніж сплав відкритого витопу.

До недоліків можна віднести обмежені можливості видалення газових домішок; складність видалення неметалевих включень; обмеженість розмірів зливків і електродів. Для покращення характеристик продукцію ПДП при необхідності додатково піддають ВДП або ЕШП.

## **1.7 Вплив виду перетопу на структуру та властивості жароміцних сплавів**

### **1.7.1 Макроструктура зливків**

В процесі ЕШП, якщо швидкість топлення сплаву невелика, стовпчасті кристали проростають до центру зливка. Збільшення швидкості топлення вище певних значень приводить до формування в центрі зливків зони рівноосних кристалів. Із збільшенням діаметру зливка довжина зони рівноосної кристалізації зростає, а довжина зони стовпчастих кристалів зменшується. В зливках ВДП з високолегованих сплавів центральна рівноосна зона утворюється при набагато меншому діаметрі кристалізатора, ніж при ЕШП (при ЕШП така зона може спостерігатися в макроструктурі зливків, що отримані в кристалізаторах діаметром 500...600 мм).

При ВДП металів, схильних до транскристалізації, зона рівноосних кристалів не спостерігається. В макроструктурі таких зливків зона радіальноосьової кристалізації змінюється зоною вертикально орієнтованих стовпчастих кристалів. Така структура є типовою для високолегованих жароміцних сплавів на нікелевій основі. Стовпчаста осьова кристалізація забезпечує щільну макроструктуру зливка без дефектів ліквіційного походження і сприятливі умови для видалення газів та неметалевих включень під час перетопу. Необхідною умовою для створення орієнтованої спрямованої структури є утворення плоского фронту кристалізації, перпендикулярного до напрямку росту, який просувається з невеликою швидкістю. Структура сплавів зі спрямованою крис-



талізацією характеризується наявністю великої кількості зміцнювальної фази, зосередженої на ділянках між осями дендритів. Тому вона є композиційним матеріалом, що складається з крихких і пластичних ділянок, що чергуються. Жароміцність такої композиційної структури зростає. Водночас композиційна структура несприятлива для деформації в напрямку, перпендикулярному стовпчастим кристалам. Деформівні жароміцні сплави на нікелевій основі, якщо вони одержані із зливок з транскристалітною будовою, мають характерну смугасту структуру. Наявність грубої смугастості знижує механічні властивості, а у ряді випадків і опір втомі металу в напрямку, що перпендикулярний волокну.

Загальні закономірності кристалізації металу діють і в умовах ПДП та ЕПП. Особливості кристалізації сплаву при ПДП сприяють осьовій і радіальноосьовій кристалізації. Тому для макроструктури зливок ПДП характерно існування двох зон: периферійної, яка складається з тонких стовпчастих кристалів, направлених під кутом в декілька десятків градусів до осі зливка (за шириною ця зона незначна), і центральної, яка складається з порівняно крупних кристалів, орієнтованих вздовж осі зливка з відхиленням від вертикалі не більше ніж на  $5...10^\circ$ . Характерною особливістю поперечної литої макроструктури високожароміцних сплавів ХН55ВМКЮ і ХН51ВМТЮКФ, отриманих способом ПДП, є менша, ніж у зливок ВДП, довжина зони стовпчастих кристалів, спрямованих перпендикулярно (або під значним кутом) до осі зливка. Повздовжня макроструктура сплавів ПДП, в порівнянні із зливками ВДП, відрізняється більш спрямованою від низу до верху кристалізацією. При великій швидкості перетопу в осьовій частині зливка ПДП, як і при інших способах перетопу, може утворитись зона рівноосних кристалів. Аналогічна структура зливка спостерігалася при ЕПП жароміцного сплаву ХН62БМКТЮ.

Таким чином, різноманітність режимів вторинних рафінуючих процесів перетопу приводить до отримання нових типів макроструктур зливок жароміцних сплавів, що не зустрічаються при звичайній кристалізації металу в чавунній виливниці.

### 1.7.2 Утворення макродефектів

Відхилення технологічних параметрів від оптимальних при перетоплюванні може привести до появи в структурі дефектів, що притаманні зливкам, відлитим у виливницю за звичайною технологією (позаосьова ліквация, плямиста ліквация), так і до появи специфічних дефектів (пошарова кристалізація, «корона»).

Такий дефект як «корона» характерен для жароміцних нікелевих сплавів отриманих ВДП. Утворення «корони» спостерігається при порушенні постійності міжелектродного проміжку або при збільшенні потужності дуги понад допустиму межу. Іноді в макроструктурі виявляють плями різної форми (наприклад, у формі спіралі, що закручується, – «равлик»). За даними мікрорентгеноспектрального і металографічного аналізів ці плями уявляють собою скупчення нітридів, карбонітридів і оксидів титану. При щавленні в литій макроструктурі зливоків після рафінуючих-перетопів можна виявити смуги, що рівномірно чергуються, і повністю або частково повторюють контури фронту рідкої металеві ванни. Така регулярна смугастість притаманна зливкам, що кристалізуються у водоохлоджуємих виливницях (кристалізаторах), і є наслідком періодичності твердіння при поступовому топленні електроду. В результаті виникає пошарова кристалізація, яка пояснюється зміною температурного градієнта на фронті кристалізації або механічним зсувом ванни рідкого металу відносно твердої фази. Чергування смуг залежить від хімічного складу сплаву, діаметру кристалізатора та швидкості топлення.

За якістю макроструктури електрошлаковий сплав рівноцінний вакуумному дуговому. Але при ЕШП є можливість впливу на процес перетоплення широким варіюванням діаметрів витратного електроду і зливка, зміни сили струму і напруги, хімічного складу, а, отже, електропровідності шлаку, тоді як при ВДП можна змінювати лише силу струму.

Відхилення від оптимальних параметрів швидкості топлення при ЕШП може привести до появи в структурі зливоків нікелевих сплавів таких дефектів, як корка і забруднення, що є шлаковими частинками, які не встигли спливати на поверхню рідкої металеві ванни. Утворення цих дефектів пов'язано з неправильним електричним режимом процесу або відхиленнями в його стабіль-

ності, що приводить до недостатнього виділення тепла і, відповідно, до збільшенні в'язкості рідкого сплаву і зміни швидкості його кристалізації.

ЕПП і ПДП, порівняно з ВДП і ЕШП, забезпечують кращі можливості для управління процесом кристалізації, оскільки швидкість топлення заготовки при таких перетопах не залежить від потужності джерела нагріву. Плавне регулювання температури нагріву поверхні розтопу (шляхом зміни потужності електронного променя і діаметру фокальної плями при ЕПП, або шляхом радіального розташування декількох плазмотронів навколо кристалізатора при ПДП) дозволяє здійснити повніше виведення усадкової раковини.

### **1.7.3 Дендритна будова зливоків**

Дендритна структура в зливках після ЕШП більш тонка і рівномірна за перетином, ніж після ВДП. Так, в крайовій зоні зливку після ЕШП спостерігаються осі дендритів другого порядку, тоді як в зливку ВДП вони відсутні. Чим далі від краю зливка, тим дендрити мають більш досконалу структуру з добре розвиненими осями другого порядку. В центральних зонах крупних зливоків можуть бути виявлені осі третього порядку.

На однорідність структури високолегованих сплавів значний вплив має швидкість топлення зливка, що змінює відстань між осями дендритів. Так, відстань між осями першого порядку зростає з підвищенням швидкості топлення. При цьому суттєво збільшується різниця в міжосьових проміжках за перетином. Для осей другого порядку характер залежності подібний, хоча менш виражений. Зливок, витоплений при малій швидкості топлення, має більш однорідну структуру із значно меншими міжосьовими проміжками. Параметри кристалізації, що створюють умови для отримання однорідної структури за перетином і висоті зливка, забезпечують більш однорідні властивості металу.

### **1.7.4 Ліквіація**

Як в звичайних зливках, відлитих у виливницю, так і в зливках, що отримані після перетопу, спостерігається плавне зростання ліквіації легувальних елементів в зоні стовпчастих кристалів із збільшенням їх лінійних розмірів. Максимальна сегрегація легувальних елементів спостерігається в кінці зони стовпчастих

кристалів. Сегрегація легувальних елементів в рівноосній зоні мало змінюється за перерізом. Отримання зливоків з однорідною структурою, що складається лише із стовпчастих кристалів, приводить до зниження ліквації. Так, порівняння граничної ліквації в зливках з транскристалітною структурою, отриманою після рафінуючих перетопів, із зливками з трьохзонною структурою, вказує на те, що в першому випадку дендритна ліквація значно менша, ніж в другому. Транскристалітну зону із низьким рівнем мікрохімічної неоднорідності можна одержати при малій швидкості кристалізації, коли дендрити ростуть без виникнення сильного концентраційного переохолодження. Гранична для даного сплаву ліквація залежить від швидкості кристалізації і схильності легувальних елементів до ліквації. Чим більша схильність легувальних елементів до ліквації, тим менша швидкість росту дендритів і тим нижче рівень мікронеоднорідності. Чим складніший хімічний склад сплаву, тим вужче зона стовпчастих кристалів при однаковій швидкості охолодження.

Для зливоків після ВДП характерним дефектом макроструктури є позаосьова ліквація. До появи цього дефекту призводить перевищення сили струму і, як наслідок, підвищення швидкості топлення понад певне значення. При передчасному змиканні осей дендритів рідка фаза, що залишилась, не може перемішуватися з основною рідкою фазою і це призводить до появи плямистої ліквації в зливках ВДП. Наявність плямистої ліквації знижує деформівність в гарячому стані і погіршує міцність на розрив та тривалу пластичність в напрямку, перпендикулярному напрямку деформації в готових поковках.

### **1.7.5 Видалення шкідливих домішок**

Домішки розташовуючись, переважно, по межах зерен, ускладнюють деформацію сплавів в гарячому стані, значно знижують пластичність, в'язкість, жаростійкість, міцність та термостійкість. Найбільш суттєво знижують границю довготривалої міцності вісмут і телур. Дещо менше знижують жароміцність талій, свинець, селен, сурма, миш'як, калій, срібло, олово. Незначна концентрація сурми, свинцю, телуру, вісмуту і талія суттєво знижують пластичність. Наявність сірки призводить до погіршення зварюваності, механічних властивостей при кімнатній температурі і до зниження

високотемпературної пластичності. Щоб забезпечити достатню технологічну пластичність і запобігти зниженню жароміцності концентрацію шкідливих домішок жорстко лімітують. Висока довготривала міцність та висока гаряча пластичність (як в інтервалі температур гарячої деформації, так і в робочому інтервалі температур при випробуваннях на довготривалу міцність) забезпечуються при граничній кількості шкідливих хімічних елементів до  $0,5 \cdot 10^{-6}\%$ .

Витоплення та перетоплення жароміцних сплавів у вакуумі знижує вміст шкідливих домішок кольорових металів. Це відбувається внаслідок високої пружності їх пари.

На рис.1.7 наведені дані щодо видалення деяких шкідливих хімічних елементів в процесі ВІВ. Для зменшення кількості домішок тривалість рафінування повинна бути, як правило, більше 1 години. Залишковий тиск при ВІВ становить  $0,133 \dots 1,33$  Па, розтоп порівняно з іншими вакуумними процесами витримують у вакуумі більш тривалий час, що і надає можливість отримати мінімальний вміст газів і домішок кольорових металів та значно підвищити ковкість сплавів. В процесі ВІВ майже повністю видаляються домішки свинцю, вісмуту і талія. Водночас ВІВ не забезпечує достатньо ефективного видалення олова, миш'яку, сурми, фосфору і сірки.

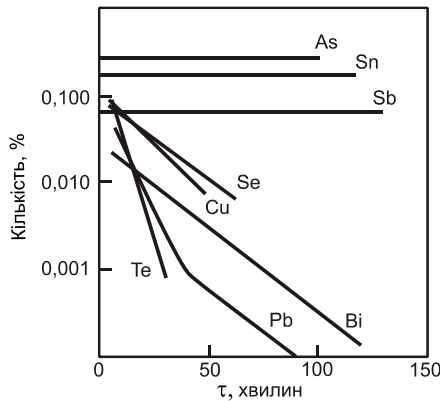


Рисунок 1.7 – Зменшення кількості різних домішок при вакуумно-індукційному витопі в залежності від часу рафінування

Менша тривалість перебування сплаву в рідкому стані при ВДП порівняно з ВІВ обумовлює менше очищення металу від домішок. Крім того, для витопу жароміцних нікелевих сплавів

методом ВДП використовують особливо чисті шихтові матеріали з мінімальною концентрацією шкідливих домішок кольорових металів, тому суттєвого зниження вмісту домішок після ВДП не спостерігається.

В табл.1.2 наведені дані щодо впливу виду перетопу на вміст шкідливих домішок у жароміцному сплаві. Низький вміст сірки і неметалевих включень в сплавах, отриманих методом ЕШП, досягається головним чином завдяки проходженню реакцій між металом і шлаком. Значна довжина межі поділу метал–шлак та висока температура шлаку біля цієї межі забезпечує швидке і інтенсивне проходження реакцій. Зниження вмісту сірки при ЕШП є його значною перевагою порівняно з іншими видами перетопу. Концентрація елементів з високою пружністю пари (наприклад, свинець, миш'як, олово, цинк) при температурах рідкого металу при ЕШП залишається майже незмінною.

Таблиця 1.2 – Залишкова кількість домішок в жароміцному сплаві ХН62МВКЮ після різних видів перетопу

Вид перетопу	Масова частка елементів %			
	Ві	Pb	S	P
До перетопу	0,00035	0,00084	0,009	0,008
ЕШП	0,00026	0,00072	0,005	0,008
ВДП	0,00022	0,00056	0,007	0,003
ЕПП	0,00014	0,00032	0,008	0,009

Високоєфективним рафінуючим процесом є ЕПП. Методом ВДП, порівняно з ЕПП, видаляється менше домішок, що пояснюється більш низьким тиском вакууму в зоні топлення та перегрівом відносно ліквідусу, а також менш тривалою витримкою сплаву в рідкому стані. Методом ЕПП значно зменшують вміст вісмуту і свинцю (на 95...98%); вміст міді і сурми змінюється на 50...86% та 40...94% відповідно. Сірка та олово видаляються гірше і зовсім не видаляються миш'як, кремній і фосфор (табл.1.3).

ЕПП забезпечує найменший вміст свинцю в нікелевих сплавах порівняно з іншими видами перетопу (табл.1.2, 1.3).

Вплив різних способів витопу і перетопу, а також комбінованих способів на вміст свинцю та олова в нікелевих сплавах наведено в табл.1.4 та 1.5.

Таблиця 1.3 – Вміст домішок в сплаві нікелю з 14...17%Cr і 6...10% Fe після ВІВ та ЕПП

Спосіб виробництва	Вміст елементів,								
	%			ppm ( $\cdot 10^{-6}$ , %)					
	S	P	Si	Cu	As	Sb	Pb	Bi	Sn
ВІВ	0,009	0,011	0,21	94	39	50	230	270	76
ЕПП	0,007	0,011	0,21	33	40	21	4,5	5,8	48

Таблиця 1.4 – Вплив способів отримання на вміст свинцю в нікелевих жароміцних сплавах

Спосіб	Вміст свинцю % до його вмісту при ВД
ВД	100
ВІВ	0...15
ВД+ВДП	30...50
ВД+ЕПП	0...5

Таблиця 1.5 – Вплив комбінованих способів витопу і перетопу на вміст свинцю і олова в нікелевому сплаві системи Ni-Cr-Ti-Al-Nb

Спосіб витопу та перетопу	Масова частка елементів, %	
	Pb	Sn
ВІ+ВДП	0,0004	0,0020
ВІВ+ВДП	0,00005	0,0005
ВІВ+ЕПП	0,00002	0,00025

Досить ефективним способом видалення шкідливих кольорових домішок є ПДП (табл.1.2, рис.1.8). Максимальна ступінь видалення домішок свинцю та вісмуту з торця штанги досягає 46%.

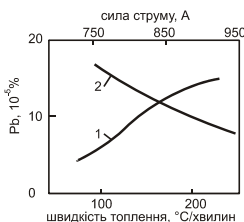


Рисунок 1.8 – Вплив швидкості топлення (1) та сили струму плазматрона (2) на вміст свинцю в сплаві ХН70ВМТЮ при ПДП (вміст свинцю в сплаві до перетопу  $\sim 25 \cdot 10^{-5}\%$ )

Загальним для усіх видів перетопу є те, що підвищенню ступеня рафінування нікельхромових сплавів від домішок свинцю, вісмуту, сурми і міді сприяє зниження швидкості топлення, внаслідок чого збільшується тривалість проходження процесів рафінування під час перетопу.

### 1.7.6 Неметалеві включення і гази

Очищення від неметалевих включень, особливо їх скупчень, та більш рівномірний їх розподіл призводить до покращення властивостей жароміцних сплавів після рафінуючи перетопів. До факторів, що впливають на зменшення неметалевих включень відносяться: спрямована кристалізація зливка, яка полегшує спливання неметалевих включень і видалення газів; відсутність вогнетривкої футеровки, як джерела екзогенних неметалевих включень. При ЕШП до вказаних факторів додається інтенсивна обробка розтопленого металу високоактивним, добре нагрітим, шлаком, який адсорбує неметалеві включення.

Вирішальним фактором при видаленні неметалевих включень і газів є спрямована кристалізація зливка. Тому для максимального очищення зливка створюють умови осьової або радіально-осьової кристалізації. Водночас, видалення неметалевих включень і газів ефективніше при мінімальній швидкості топлення зливка.

ВДП не призводить до суттєвого зниження вмісту кисню, але значно знижує вміст водню. Оскільки відсутнє додаткове забруднення металу неметалевими включеннями з футеровки печі та шлаку, то ВДП забезпечує малу кількість оксидних включень. Значне зниження вмісту азоту при ВДП, порівняно з ВІВ, сприяє очищенню металу від нітридів алюмінію (у три рази) і подрібненню цих включень. При ВДП жароміцних сплавів, легованих титаном і алюмінієм, спостерігається більш рівномірний, ніж в вихідному металі, розподіл нітридів титану. При ЕШП активно видаляється кисень, водень і азот з металу. Кількість нітридних включень після ВДП менша, але за розміром вони більші ніж після ЕШП. Оксидні включення в зливках ВДП це глинозем і шпінель. Після ЕШП в зливках присутні оксиди алюмінію, магнію і кальцію, вони дрібніші та мають глобулярну форму.

ВДП жароміцних сплавів зменшує вміст азоту на 15...30%, вміст кисню – на 10...40%. Чим більший вміст неметалевих вклю-



чень в вихідному металі, тим ефективніше іде процес очищення при ПДП. Але при загальному зниженні вмісту неметалевих включень в нікелевих сплавах після ПДП зростає відносна частка силікатних включень (у 1,5...2 рази). Порівняно з вихідним станом неметалеві включення розташовуються більш рівномірно і дрібніші за розміром (до 10 мкм). ПДП забезпечує якнайповніше видалення крупних включень і в цілому має переваги перед ЕПП.

ЕПП – найбільш ефективний метод рафінування жароміцних сплавів від газів. Наприклад, вміст азоту зменшується на 25...67%. Ступінь деазотизації зростає із зниженням швидкості топлення заготовки. Дотримуючись оптимальних технологічних режимів, при ЕПП одержують сплави з більш низьким вмістом азоту порівняно з ВДП (при його однаковому початковому вмісті). Зменшення вмісту газів спостерігається також після перетопу в електронно-променевої печі заготовок з жароміцних нікелевих сплавах отриманих ВДП або ВІВ.

ЕПП, забезпечуючи очищення від газів, значно знижує кількість неметалевих включень в жароміцних нікелевих сплавах, зміцнених  $\gamma'$ -фазою  $Ni_3Al$ . Наприклад: в сплаві ХН62МВКІЮР після ВІ+ВДП кількість нітриду алюмінію зменшується тільки в 2 рази, а після ЕПП – в двадцять разів. Крім того, в сплаві ХН77ТІЮР (містить до 2,8%Ті) при ЕПП зменшується вміст карбонітридів титану. Але при малій швидкості топлення електроду при ЕПП підвищується відносна кількість крупних включень.

Кількість неметалевих включень на одиницю площини в процесі перетопу знижується приблизно в 2 рази після ВДП і в три рази після ЕПП. При цьому середня площа карбонітридних включень після перетопу приблизно в 2 рази більша, ніж в сплаві відкритого витоплення. За даними металографічного аналізу об'ємна частка включень після ВДП залишається практично такою ж, як після відкритого витоплення, хоча загальна кількість включень зменшилась. ЕПП також призводить до незначного зниження об'ємної частки неметалевих включень. Після ВДП і ЕПП метал містить меншу кількість дрібних включень, ніж метал після ВД, що пояснюється дисоціацією дрібних включень в процесі перетоплення. Більш тривале перебування сплаву в рідкому стані сприяє коагуляції частинок нітриду титану та приводить до збільшення, особливо після ЕПП, середньої площі окремого включення.

Незалежно від виду перетопу значна кількість нітридних включень розташовується між осями дендритів, при цьому включення нітриду титану в сплаві після ЕПП крупніші, ніж після ВДП.

### 1.7.7 Технологічна пластичність

Усі види перетопу підвищують технологічну пластичність жароміцних сплавів. На рис.1.9 наведена залежність пластичності від способу перетопу, яка показує що краща пластичність в широкому інтервалі температур (1000...1200 °С) спостерігається після ЕШП. Краща деформівність сплаву ЕШП пояснюється більш рівною поверхнею зливоків і відсутності підкіркових пухирів та інших дефектів. Це дозволяє піддавати зливки ЕШП гарячій деформації без їх проміжної механічної обробки на відміну від зливоків ВДП. Електрошлаковий сплав характеризується високою щільністю структури і доброю ізотропією властивостей, тому гарячу обробку тиском можна проводити при меншому ступені обтиснення. Крім того, зливки ЕШП можна деформувати з більшим ступенем деформації.

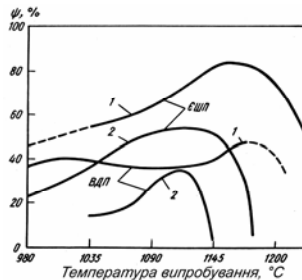
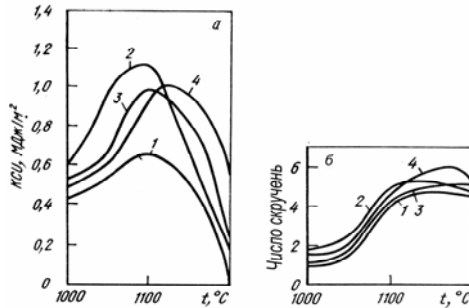


Рисунок 1.9 – Гаряча пластичність (випробування методом Глібля) зливоків сплавів Хастеллой X (1) і Удимет-700 (2), одержаних способами ЕШП і ВДП

Ударна в'язкість сплаву ХН62МВКЮ після ПДП вища, ніж після відкритого витоплення та ЕПП, проте поступається сплаву після ВДП до температури випробувань 1100 °С (рис.1.10). Однак при температурі випробувань вище 1100 °С ударна в'язкість після ПДП вище, ніж після ВДП, але нижче ніж після ЕПП.

ПДП розширює інтервал гарячої обробки тиском жароміцних сплавів, зсуваючи його в бік підвищених температур. До ще більшого зсуву цього інтервалу в бік підвищених температур приводить ЕПП (рис.1.10). При температурах вище 1130 °С жа-

ромічний сплав після ЕПП характеризується найбільшим числом скручувань до руйнування.



1 – вихідний стан (до перетопів); 2 – після ВДП; 3 – ПДП; 4 – ЕПП  
Рисунок 1.10 – Вплив перетопів на ударну в'язкість (а) і крутіння (б) сплаву ХН62МВКЮ при різних температурах випробувань

Сплав ХН62МВКЮ після ЕПП переважає при випробуванні на розтяг при температурах гарячої деформації немає. Опір деформації ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) після ВДП і ЕПП однаковий. Але технологічна пластичність подібних складно легованих сплавів краща після ЕПП. Сплав ЕПП, порівняно зі сплавом ВДП, характеризується не тільки вищим значенням ударної в'язкості, але має ще і більш широкий інтервал підвищених значень КСУ. Використання ЕПП при виробництві сплаву ХН62МВКЮ дозволяє при однаковому рівні легування розширити температурний інтервал деформації на 60...80 °С, що скорочує число додаткових підігрівів при деформуванні зливків та заготовок.

Розширення температурного інтервалу пластичної деформації після ЕПП пояснюється зниженням схильності металу до перегріву. Тому, цей метод перетопу доцільно застосовувати до багатокомпонентних складнолегованих сплавів з вузьким температурним інтервалом гарячої обробки тиском.

### 1.7.8 Механічні властивості при короткочасних і тривалих випробуваннях

Порівняно з відкритим способом витоплення ВІВ забезпечує поєднання більш високого рівня пластичності в інтервалі робочих температур жароміцних сплавів з досить доброю деформівністю при гарячому переділі. При високотемпературних довго-

тривалих випробуваннях сплав ХН70ВМТЮ після ВІВ має більшу пластичність порівняно з ВД, що значно підвищує працездатність готових деталей ГТД (табл.1.6).

Таблиця 1.6 – Довготривала міцність і пластичність сплаву ХН70ВМТЮ, отриманого різними методами

Спосіб отримання	Режим випробування		$\tau$ , год.	$\delta$ , %	$\psi$ , %
	$t$ , °С	$\sigma$ , МПа			
ВД	800	160	2435	5,2	4,8
	800	270	163	8,6	7,0
	850	200	125	7,6	9,6
ВІВ	800	160	3437	16,0	15,2
	800	270	156	9,8	9,3
	850	200	119	12,2	15,5

При температурах випробування 700...900 °С пластичність при тривалому руйнуванні і границя довготривалої міцності сплаву ХН60КМВКБ після витопу за схемою ВІВ + ВДП мають кратчі значення ніж після ВІ + ВДП (табл.1.7).

Таблиця 1.7 – Довготривала міцність і пластичність сплаву ХН60КМВКБ, отриманого різними методами

$t$ , °С	$\sigma$ , МПа	ВІ + ВДП		ВІВ + ВДП	
		$\tau$ , год.	$\delta$ , %	$\tau$ , год.	$\delta$ , %
700	550	845	10,4	2694	14,8
750	500	141	3,2	310	10,0
800	300	1617	12,4	4184	12,0
800	350	531	11,2	1615	9,2
850	200	1487	12,0	3210	8,0
850	250	485	9,6	1085	14,0
900	200	117	12,4	300	15,2

Жароміцні сплави після ВДП, порівняно зі сплавами отриманими відкритим витопом, мають підвищену пластичність при температурах гарячої механічної обробки та робочих температурах. В багатьох випадках перетоплений сплав має також більш високі значення довготривалої міцності та повзучості.

Покращення властивостей сплавів після ВДП пояснюється наступним: зменшенням вмісту кремнію, марганцю та сірки; отриманням більш однорідної структури внаслідок зменшення ліквациї і загальної кількості неметалевих включень, зокрема відсутністю забрудненості вогнетривкими матеріалами тигля; зни-

женням кількості газів, особливо кисню, між вмістом якого і довготривалою міцністю існує зворотна залежність; зниженням залишкового вмісту домішок кольорових металів, зокрема свинцю; зниженням вмісту магнію та кальцію; спрямованою кристалізацією зливків.

Жароміцний сплав після ЕШП, порівняно зі сплавом звичайного витопу, має не тільки значно кращу технологічну пластичність, але і підвищені характеристики пластичності при короткочасному випробуванні на розтяг (табл.1.8). Довготривала міцність жароміцного сплаву після ЕШП не відрізняється від довготривалої міцності сплаву після звичайного витопу або підвищується на 10...50%. Це залежить від розкислення шлаку в процесі ЕШП.

При випробуваннях жароміцного сплаву після ЕШП на довготривалу міцність також спостерігається значне підвищення пластичності. ЕШП, підвищуючи запас пластичності, сприяє перерозподілу напружень в крихкому металі в зоні надрізу, що приводить до зміцнення матеріалу в надрізі. Після ЕШП значно зменшується чутливість сплавів до концентрації напружень в зразках (при радіусі надрізу 0,5 мм). Так, довготривала міцність при 700 і 800 °С зразків з надрізом після ЕШП більша, ніж у вихідного (до перетопу) в 2,5 і 50 разів відповідно.

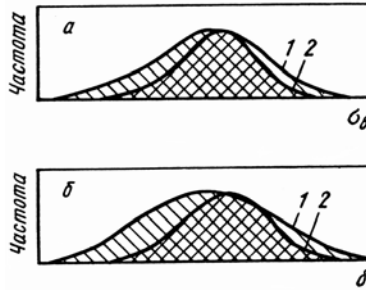
Таблиця 1.8 – Вплив ЕШП на характеристики пластичності (у чисельнику –  $\delta$ , %; у знаменнику –  $\psi$ , %) сплаву ХН62МВКЮ при короткочасному випробуванні на розтяг

Спосіб топлення	Температура випробувань, °С						
	20	700	800	900	1100	1150	1200
Звичайний	15,5/17,6	13,0/16,6	7,4/22,2	13,8/22,2	78,0/64,0	101,9/74,1	101,1/74,2
ЕШП	16,0/17,3	11,4/17,4	8,9/19,7	15,1/29,1	104,8/77,4	110,8/77,8	103,1/76,6

Різниця в значеннях механічних властивостей при короткотривалому випробуванні жароміцних сплавів ЕШП і ВДП майже відсутня.

Сплав після ЕШП характеризується стабільнішими механічними властивостями, що дозволяє закладати в виріб при конструюванні вищі показники міцності. З рис.1.11 видно, що середні значення міцності жароміцного сплаву після ЕШП і ВДП практично однакові, але розкид значень  $\sigma_b$  в першому випадку менший, що

дозволяє підвищити мінімальну конструкційну міцність для сплаву ЕШП. Сплав після ЕШП порівняно зі сплавом після ВДП має дещо більшу пластичність і менший розкид значень  $\delta$ , що також забезпечує вищий практичний мінімум при використанні сплаву.



1 – ВДП; 2 – ЕШП

Рисунок 1.11 – Розподіл значень  $\sigma_b$  (а) і  $\delta$  (б) зразків сплаву Хастеллой Х за результатами випробувань при кімнатній температурі

При випробуваннях на жароміцність сплавів ЕШП і ВДП, як правило, не завжди спостерігається значна різниця в значеннях довготривалої міцності, хоча іноді сплав ЕШП має підвищену пластичність (табл.1.9). В деяких випадках спостерігається збільшення жароміцності, наприклад, для сплаву ХН62МВКЮ на 30...35%, а для сплаву ХН70ВМТЮ на 10%.

Таблиця 1.9 – Довготривала міцність і пластичність сплаву ХН70ВМТБ

Спосіб отримання	Режим випробувань		$\tau$ , год.	$\delta$ , %	$\psi$ , %
	$t$ °С	$\sigma$ , МПа			
ВД+ВДП	800	270	286	12,6	13,2
	850	200	146	12,2	14,6
ВД+ЕШП	800	270	157	7,6	12,4
	850	200	128	18,8	19,6

Оскільки ЕШП забезпечує отримання більш чистого сплаву за вмістом газів, домішок і неметалевих включень, а також знижує ліквіаційну неоднорідність, то при температурах робочої та гарячої деформації рівень характеристик пластичності, опір повзучості та границя довготривалої міцності вищі у сплаву ЕШП порівняно зі сплавом відкритого витоку.

На прикладі сплаву ХН62МВКЮ (термічна обробка: гартування 1220 °С, 4 години, охолодження на повітрі + старіння при 950 °С, 8 годин, охолодження на повітрі) показано вплив різних способів перетопу (ВДП, ПДП, ЕПП) на механічні властивості при короткочасному розриві в температурному інтервалі 800...950 °С (рис.1.12). В температурному інтервалі 800...950 °С досліджений сплав після різних технологій має близькі характеристики міцності ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) але різну пластичність. Найнижчий рівень  $\delta$  і  $\psi$  при 800...950 °С має сплав ВІ. При 800 °С сплав після ВДП, ПДП і ЕПП, порівняно з відкритим витопленням, має близькі значення характеристик пластичності. З підвищенням температури  $\delta$  і  $\psi$  починають зростати і при 850...900 °С вони перевищують значення для сплаву відкритого витоплення в 1,5...2 рази. Найкращі характеристики пластичності має сплав після ЕПП.

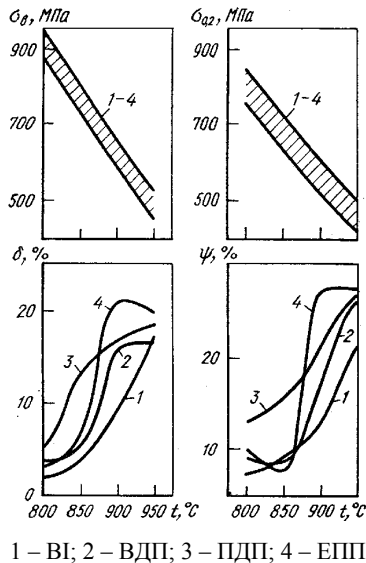


Рисунок 1.12 – Вплив температури випробувань на механічні властивості сплаву ХН62МВКЮ різних способів отримання

Як видно з табл.1.10 при довготривалих високотемпературних випробуваннях жароміцний сплав після ВДП і ПДП має практично однакові значення довготривалої міцності, а після ЕПП – найбільш високі показники довготривалої міцності і пластичності.

Таблиця 1.10 – Властивості сплаву ХН62МВКЮ при довготривалому випробуванні ( $t_{\text{випр}} = 900 \text{ }^\circ\text{C}$ )

Спосіб отримання	$\sigma = 130 \text{ МПа}$			$\sigma = 150 \text{ МПа}$			$\sigma = 200 \text{ МПа}$		
	$\tau, \text{ год.}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\tau, \text{ год.}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	$\tau, \text{ год.}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$
ВІ	304	5,2	6,4	220	8,0	4,8	5,2	8,2	6,6
ВІ + ВДП	766	13,4	14,4	377	14,4	15,2	132	11,8	16,4
ВІ + ЕПП	1027	17,6	20,8	479	8,0	14,4	165	15,6	18,4
ВІ + ПДП	622	12,0	12,8	312	4,8	9,2	94	8,8	10,4

Короткочасні випробування на розтяг і ударну в'язкість в інтервалі температур  $700 \dots 850 \text{ }^\circ\text{C}$  показують, що немає суттєвої різниці між нікелевим сплавом після ВДП або ЕПП. Водночас, після ЕПП такий сплав має не тільки вищі характеристики тривалої пластичності порівняно з ВДП, але і підвищену жароміцність (табл.1.11).

Таблиця 1.11 – Границя довготривалої міцності в годинах при  $650^\circ\text{C}$  нікелевого сплаву, зміщеного фазою  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$

Спосіб перетопу	$\sigma_{100}$	$\sigma_{500}$	$\sigma_{1000}$	$\sigma_{5000}$	$\sigma_{10000}$
ВДП	810	740	710	660	630
ЕПП	880	800	780	710	680

Більш значуще ефективність впливу ЕПП на жароміцність сплавів виявляється при температурі випробування  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  (рис.1.13). Після ЕПП логарифмічна пряма на графіку напруження–час має менший кут нахилу. Це вказує на більшу стабільність структури сплаву.



Рисунок 1.13 – Довготривала міцність при  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  нікелевого сплаву, зміщеного фазою  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$ , після ВДП (1) і ЕПП (2)

При написанні першого розділу була використана література [5–11].



## **2 ОДЕРЖАННЯ ВІДЛИВКІВ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДАМИ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОГО ЛИТВА**

### **2.1 Загальні відомості**

Сплави для деталей ГТУ використовують при температурах до 1200 °С з деформацією повзучості не більше 0,2...0,5% при ресурсі від 100 до 1000 годин. Крім високої жароміцності сплави повинні мати підвищену термостійкість, яка характеризує опір матеріалу термічним напруженням, що виникають в умовах теплових змін при запусках і зупинках турбіни. Рівень термонапружень зростає при підвищенні робочих температур двигуна. Оскільки величина термічних напружень пропорційна модулю Юнга, то отримання структури з раціональною кристалографічною орієнтацією дозволяє зменшити рівень термонапружень і, відповідно, підвищити циклічну термостійкість. Для цього використовують нові технології отримання жароміцних сплавів спеціальним литвом, зокрема методом спрямованої кристалізації.

Методом спрямованої кристалізації можна отримати:

- полікристалічні відливки лопаток ГТД із стовпчастими зернами (кристалітами), які витягнуті вздовж осі відливки (СК-відливки);
- монокристалічні (МК) відливки, що складаються з одного великого зерна – монокристала;
- відливки, що уявляють собою «спрямовані евтектики» (СЕ) – природні композити, армовані волокнами, що утворюються в процесі кристалізації.

Відливки жароміцних сплавів, що мають вказані структури, перевершують відливки сплавів з рівноосною кристалізацією (РК) за цілим рядом характеристик: умовній границі повзучості, жароміцності, мало- і багаточиклової втомі, експлуатаційному ресурсу та іншим.

Сплави, що мають дрібнозернисту рівноосну структуру експлуатують при порівняно невисоких температурах (не вище 750 °С), коли основні вимоги до матеріалу є висока границя міцності на розрив та значний опір втомним напруженням (як з малим, так і з великим числом циклів). При більших температурах експлу-

атації визначальним фактором є повзучість, і в цьому випадку перевагу мають сплави з крупними стовпчасто спрямованими зернами.

У робочих лопаток ГТУ із спрямованою і монокристалічною структурами, порівняно з рівносною структурою, робоча температура на 80...120 °С вища. На сучасних двигунах температура газу перед робочою лопаткою першого ступеня може зростати до 1800 °С, що підвищує потужність двигуна.

## 2.2 Особливості кристалізації

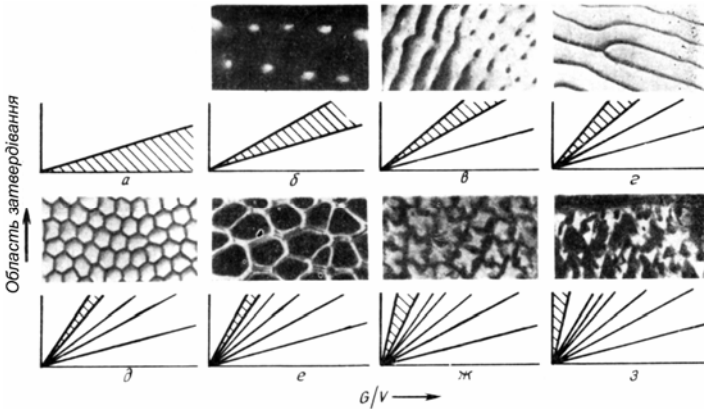
Ливарні нікелеві жароміцні сплави складного хімічного складу при звичайному литві у виливницю мають характерну дендритну структуру, в якій стовпчасті остови (осі першого порядку) орієнтовані переважно в напрямку [001] ГЦК ґратки. Осі дендритів другого порядку ростуть в перпендикулярних напрямках та створюють в нормальній перетині відливки (разом із стовпчастими кристалами) особливий сітковий «узор», що має вигляд тетрагона. Після утворення загального дендритного скелета (первинні стовпчасті кристали і їх бокові відгалуження) відбувається заповнення твердою фазою міжосних просторів, в результаті чого формується фронт кристалізації.

Швидкість твердіння, або швидкість видалення значного тепла з системи тверда фаза–рідина (« $m-p$ »), залежить від теплопровідності, конвекції і випромінювання. Так, в процесі видалення тепла з відливки беруть участь теплопровідність виливниці, випромінювання на поверхні виливниці і конвекція всередині гарячої рідини.

Рідина і тверда фаза в процесі кристалізації мають різний хімічний склад, що впливає на структуру сплаву. Процес затвердіння проходить дуже швидко і локальну концентраційну рівновагу можна спостерігати лише в об'ємі декількох атомних площин на границі поділу « $m-p$ ».

Морфологія поверхні розділу « $m-p$ » визначається діаграмою стану і наступними параметрами затвердіння: швидкістю затвердіння  $V$ , температурним градієнтом в рідині на поверхні розділу  $G$ , коефіцієнтом дифузії розчиненого компонента (елементу) в рідкій фазі  $D$  і областю твердіння ( $OT$ ) даного сплаву. Взаємозв'язок всіх цих параметрів виражається співвідношенням « $G/V-OT/D$ », яке має назву *визначник форми поверхні розділу (ВФПР)*.

Якщо  $V\Phi PP$  має позитивні значення ( $V\Phi PP > 1$ ), то поверхня розділу між твердою фазою і розтопом гладка, за винятком виїмок, де границі зерен перетинають площину поверхні розділу. Така поверхня розділу називається плоским фронтом кристалізації (рис.2.1, а). Дифузія розчинених елементів відбувається в напрямку перпендикулярному до макроскопічній поверхні розділу « $t-p$ ». Винятком є приміжові області зерен, де локальна кривизна приводить до утворення сегрегації елементів в поперечному напрямку. Поки  $V\Phi PP$  має позитивні значення зміни в структурі поверхні розділу не відбуваються. Якщо  $V\Phi PP$  набуває невеликих негативних значень, то на поверхні твердої фази утворюються западини (рис.2.1, б) і розчинені елементи дифундують в поперечному напрямку, що приводить до збільшення сегрегацій в западинах. Чим більш негативними стають значення  $V\Phi PP$ , тим суттєвіше змінюється поверхня розділу: на поверхні розділу утворюються спочатку численні западини, потім витягнуті, потім правильні гексагональні, неправильні кристаліти і, нарешті, дендрити (рис.2.1, в, г, д, е, ж, з).



- а – плоска поверхня розділу; б – початок утворення западин;  
 в – численні западини; г – витягнуті западини;  
 д – правильні гексагональні кристаліти; е – кристаліти неправильної форми;  
 ж – правильні зв'язані дендрити; з – супердендрити

Рисунок 2.1 – Зміна структури поверхні розділу « $t-p$ » при зменшенні відношення  $G/V$  або збільшенні області твердіння ( $OT$ )

Характерна особливість кристалізації жароміцних сплавів, яка пов'язана з дендритною будовою, це утворення складних сегрегацій. Так, розчинені легувальні елементи, що знижують температуру топлення сплаву (хром, алюміній, титан, нікель, вуглець), сегрегують в міждендритні області, а елементи, що підвищують температуру топлення (вольфрам і кобальт), сегрегують до центру дендритів, збіднюючи міждендритні області. Окрім основних легувальних елементів, необхідно враховувати сегрегацію домішок (сірки, азоту, кисню, водню, магнію, ванадію, кремнію, кальцію, вісмуту, олова) більшість з яких взаємодіє з матрицею, сприяє утворенню надлишкових фаз і має шкідливий вплив. Деякі з цих домішок, зокрема магній і кремній, можуть бути корисними. Такі елементи як ітрій і лантан, відтісняючись до поверхневого шару відливки, збільшують стійкість проти поверхневого окислення та корозії.

Зміна параметрів затвердіння (швидкість затвердіння, температурний градієнт і концентрація) приводить до складної взаємодії сегрегованих елементів під час росту дендритів, і може привести до зміни форми і розподілу частинок інших фаз. Сегрегація на межах зерен сприяє виділенню складних надлишкових фаз; ступінь сегрегації залежить від морфології поверхні розділу « $t-p$ », ВФПР і макроструктури (стовпчастої чи рівноосної). Міжзеренна сегрегація може привести до утворення майже безперервних шарів надлишкових фаз, що призведе до зернограничного руйнування при навантаженні.

### 2.3 Формування структури відливок

При заливці рідкого металу у виливницю на стінках утворюється область з дрібними рівноосними зернами. При умові позитивного градієнта температури стовпчасті кристали починають рости від стінок виливниці в рідину. За областю стовпчастих кристалів в центрі зливка може сформуватися область крупних рівноосних кристалів, які блокують і заважають безперервному росту стовпчастих зерен. Тобто, утворюється стовпчасто-рівноосна перехідна зона.

Дрібні рівноосні зерна утворюються в термічно переохолодженій рідині біля стінок виливниці. Якщо при розливці металу перегрів незначний, то переважна частина розтопу може знаходитись під впливом холодних стінок виливниці, і дрібні зерна спо-

стерігаються майже по всьому об'єму відливка. У більшості випадків розтоплений металперегрітий, тому зона дрібних рівноосних кристалів невелика. Через цю зону та поверхню виливниці відбувається відвід тепла і процес затвердіння продовжується з утворенням зони стовпчастих кристалів. В сплавах з ГЦК граткою до росту здатні зародки стовпчастих кристалів з кристалографічним напрямком  $[001]$ , тобто в напрямку паралельному тепловідводу. Коли температурний градієнт в рідкій фазі перед поверхнею розділу « $m-p$ » стає дуже малим ріст стовпчастих кристалів припиняється.

Ріст стовпчастих кристалів відбувається доти, поки рівноосні зерна, що зародилися в розтопі, не заблокують стовпчасту поверхню розділу. Існує три гіпотези, що пояснюють перехід від стовпчастої до рівноосної кристалізації.

За першою гіпотезою при незначному перегріванні рідини рівноосні зерна розглядаються як стійкі зерна зони швидкого охолодження, що були перерозподілені ближче до центру зливка потоком рідини. При значних перегріваннях рідкого металу дрібні рівноосні зерна зони швидкого охолодження повинні розтопитися.

За другою гіпотезою при зниженні температурного градієнту розтопу ріст нових рівноосних зерен відбувається внаслідок гетерогенного зародкоутворення на дрібних частинках, присутніх в жароміцних сплавах.

За третьою гіпотезою нові рівноосні зерна починають рости на частинках, які відокремилися від поверхні розділу « $m-p$ ». Такими частинками можуть бути, наприклад, дрібні дендрити, що легко відділилися від поверхні розділу конвективним рухом рідини.

Умови росту стовпчастих зерен наступні: температура розтопу повинна бути вищою за температуру затвердіння; відведення тепла йде в одному напрямку – з рідини через тверду фазу. Щоб отримати відливки із структурою стовпчастих зерен відвід тепла здійснюють в осьовому напрямку. Порівняно із змішаною структурою з рівноосними зернами, в стовпчастих структурах зменшується загальна сегрегація, знижується пористість матриці, менша кількість карбідів та інших включень на межах зерен. Крім того, в стовпчастій структурі відсутні межі зерен, які мають поперечну орієнтацію до дії напруження, що підвищує границю повзучості та стійкість проти термічного удару (термічної вто-

ми)жароміцних сплавів. Також зменшення сумарної довжина меж зерен та сегрегаційна межах зерен знижує схильність сплавів із стовпчастою структурою до високотемпературної корозії.

## 2.4 Спрямована кристалізація

Спрямована багатозеренна структура вперше була отримана в 1960 р. Сплави із спрямованою структурою, внаслідок відсутності меж зерен перпендикулярних до вісі зовнішнього навантаження, мають більш високі показники міцності порівняно із сплавами з РК-структурою. Крім традиційних сплавів, в яких можна створювати спрямовану структуру, були розроблені спеціальні сплави для такого литва: ЖС26-НК, ЖС26-ВНК, ЖС32-ВНК.

Процес, при якому границя розділу тверда фаза–рідина («*m-p*») пересувається через заданий об'єм розтопу і є єдиною в даній системі, називається нормальною кристалізацією. Якщо при нормальній кристалізації рух кристалу через об'єм розтопу відбувається в одному напрямку, то це називається нормальна спрямована кристалізація. Спрямованою кристалізацією можна одержати різні типи структур, характеристики яких наведені нижче.

Спрямована, або однонаправлена структура, складається з декількох стовпчастих зерен, витягнутих вздовж заданої, зазвичай вертикальної вісі відливка (наприклад, турбінної лопатки). Число зерен і їх орієнтація довільні. За певних умов у відливках сплавів з ГЦК кристалічною ґраткою формується аксіальна структура стовпчастих зерен вздовж кристалографічного напрямку  $\langle 001 \rangle$ .

Монокристалічна структура складається з одного зерна і з разорієнтуванням блоків не більше  $8^\circ$ . Монокристалічні відливки поділяють на три види:

- з довільним орієнтуванням, тобто коли кристалографічна орієнтація геометричних осей відливків не задається;
- із заданою віською (аксіальною) орієнтацією, коли задається кристалографічна орієнтація однієї вертикальної вісі відливка;
- із заданою віською і азимутальною орієнтацією, коли кристалографічна орієнтація фіксована для двох осей – вертикальної і однієї з осей в азимутній площині, тобто в площині, перпендикулярній вертикальній вісі відливка.

Спрямована структура евтектичних жароміцних сплавів складається із стовпчастих зерен (кристалітів), які по відношенню

до вісі росту плоского фронту кристалізації мають виражену аксіальну структуру.

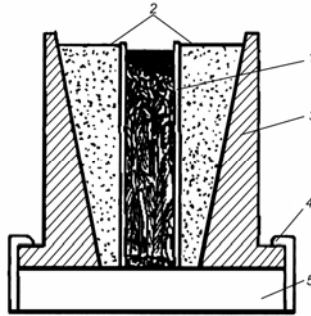
## 2.5 Отримання відливоків із стовпчастою структурою

Загальна якість відливоків залежить від міцності виливниці та від взаємодії між виливницею і розтопом. Тому виливниці виготовляють з важкотопких матеріалів: SiC, високочистий  $Al_2O_3$  або алюмосилікат. Топлення і розливання жароміцних сплавів зазвичай проводять у вакуумі, що зменшує кількість включень і поліпшує рідинотекучість.

Щоб отримати відливки із стовпчастою структурою необхідно запобігти зародженню центрів кристалізації рівноосних зерен, для чого температура розтопу повинна бути вище температури ліквідус. Крім того, температуру розтопу і швидкість відведення тепла необхідно регулювати. Для створення відповідних умов кристалізації існує декілька методів регулювання теплопередачі, які розглянуті далі.

### 2.5.1 Екзотермічний спосіб кристалізації

Цей метод, схема якого наведена на рис.2.2, найпростіший і найдешевший з усіх практичних методів здійснення спрямованого відведення тепла. Виливниця 1 виготовлена з теплоізоляційного вогнетривкого матеріалу та облицьована відповідною екзотермічною сумішшю 2. Це підтримує температуру виливниці в області рідкого металу впродовж затвердіння вищою за температуру ліквідус сплаву. Виливниця ізольована таким чином, щоб при розливанні розтопленого металу значна частка теплового потоку відводилась через нижню поверхню водоохолоджувального мідного кристалізатора 5. Внаслідок тепловідвода крізь кристалізатор температура перегрітої рідкої фази швидко знижується, тому втрати тепла впродовж кристалізації поновлюють підведенням зовнішнього тепла через бокові стінки виливниці від екзотермічної суміші. Для виконання цих вимог екзотермічне облицьовання виливниці повинно мати пірамідальну форму (рис. 2.2). Дуже важливо, щоб виливниця знаходилася у вертикальному положенні, тобто, щоб поверхня розділу «*m-p*» просувалася вперед (доверху) переважно в горизонтальній площині. Це зменшує конвективний рух рідини і радіальну передачу тепла.



- 1 – обшивка виливниці; 2 – екзотермічна суміш; 3 – опока виливниці;  
4 – затискач; 5 – водоохолоджувальний мідний кристалізатор

Рисунок 2.2 – Метод литва для отримання стовпчастих зерен

При пересуванні фронту кристалізації перегрітий розтоп поволі розсіює своє тепло і температурний градієнт в рідині поступово зменшується доти, поки не утворяться нові центри кристалізації і не припиниться формування стовпчастої структури.

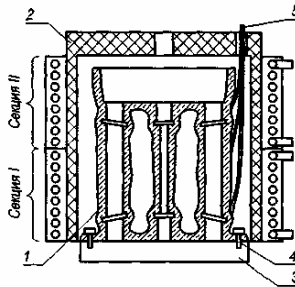
Поверхню кристалізатора перед кожною розливкою очищають від окисних шарів, які зменшують опір тепловідводу. Для забезпечення однакового тепловідводу через поверхню кристалізатора опоку 3 виливниці надійно закріплюють на піддоні кристалізатора 5 затискачами 4.

### 2.5.2 Метод зменшення потужності нагрівача або виключення живлення

Цей метод, як і наступні два, відноситься до методів регулювання швидкості теплопередачі зовнішніми джерелами енергії. Відведення тепла при цьому способі кристалізації практично не відрізняється від кристалізації в екзотермічній виливниці, а температурний градієнт і швидкість затвердіння постійно змінюються впродовж процесу литва. Схема отримання відливок турбінних лопаток методом зменшення потужності нагрівача наведена на рис. 2.3. Ливарну форму 1 або блок з декількох форм встановлюють на нагрівачі 2 на водоохолоджувальну плиту-холодильник 3 і закріплюють спеціальним пристосуванням 4. Щоб збільшити тепловідвід від металу форму виготовляють з відкритим дном. Утримувачі необхідні для забезпечення щільного контакту форми з холодильником та для перешкоджання витіканню розтопу. Нагрівач вмикають



після вакуумування робочого об'єму установки. Нагрівач має дві окремо керовані секції (секція I і секція II на рис. 2.3). Ливарну форму розігрівають до температури 1500...1550 °С. Нагрівання можна здійснити або за допомогою електроконтактного нагріву або струмом високої частоти (СВЧ).



1 – ливарна форма; 2 – двозонний секційний нагрівач; 3 – холодильник;  
4 – пристосування для кріплення форми до холодильника; 5 – термопар

Рисунок 2.3 – Схема теплового вузла для спрямованої кристалізації шляхом зниження потужності нагрівачів

Шихтова заготовка розтоплюється в окремій печі і метал заливається у форму через спеціальну воронку. Щоб рівномірно змочити всю поверхню металевої виливниці розливання проводять достатньо швидко. Для забезпечення мінімальної пористості відливок розтоплення металу, підігрів виливниці, литво і кристалізацію необхідно проводити у вакуумі  $10^{-2} \dots 10^{-4}$  мм рт.ст. з малою швидкістю витоку. Перед розливанням виливницю дегазують і повільно підігрівають до температури ліквідусу. Температура виливниці по висоті повинна бути однаковою. Після заливки металу нижня секція нагрівача вимикається, а потужність верхнього починає плавно знижуватись. За допомогою термопар 5, встановлених на різних рівнях форми, контролюють температуру форми при нагріванні, а також зниження потужності нагрівача в процесі спрямованої кристалізації.

Щоб забезпечити високі швидкості передачі тепла більша частина виливниці повинна знаходитись знизу, в контакт з холодильником. Знизу також розміщують ділянку вертикального живильника (прибутка) заввишки не менше 5 см. Це перешкоджає утворенню рівноосних зерен в верхній частині відливка. Зазвичай

час кристалізації становить близько 150 хвилин, що відповідає малій швидкості кристалізації, але це достатньо для створення позитивного температурного градієнту в рідині та запобігає утворенню рівноосних зерен.

Процес спрямованої кристалізації має дві наступні стадії: утворення зародків стовпчастих кристалів та їх ріст під безпосереднім впливом холодильника; ріст стовпчастих зерен за рахунок зниження потужності верхньої секції нагрівача.

Метод зниження потужності нагрівача і екзотермічний метод не забезпечують надійного формування спрямованої стовпчастої або монокристалічної структур. Оскільки тепловідвід здійснюється через холодильник (кристалізатор), то по мірі збільшення довжини відливка швидкість росту стовпчастих зерен уповільнюється. Зниження швидкості росту та зменшення температурного градієнту поблизу фронту кристалізації призводить до уповільнення швидкості охолодження в інтервалі кристалізації.

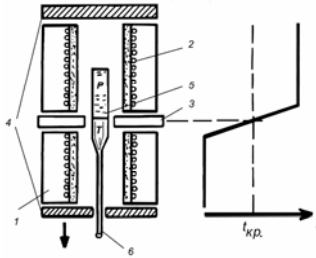
### **2.5.3 Метод Стокбаргера (витягування виливниці)**

Метод Стокбаргера порівняно з методом виключення живлення майже повністю виключає структурну неоднорідність. Його перевага в тому, що термічне середовище в процесі кристалізації залишається майже постійним впродовж більшої частини процесу. Схема метода Стокбаргера наведена на рис.2.4. Використовують дві ділянки печі: нижня 1 забезпечує температуру нижче, а верхня 2 вище температури кристалізації сплаву. Завдяки теплоізоляційному екрану 3 між ділянками печей створюють значний температурний градієнт (рис.2.4, праворуч від схеми печі). Радіаційні щити 4 ізолюють піч від зовнішнього середовища.

Виливницю 5 з розтопом поступово через екрани 3 витягують донизу пересуванням водоохолоджувальної рухомої опори 6. Кристалізацію розтопу необхідно проводити таким чином, щоб при переході до нижньої частини печі поверхня розділу « $t-p$ » залишалась паралельною площині екрану 3. Кристалізація литих жароміцних сплавів відбувається в вакуумній камері.

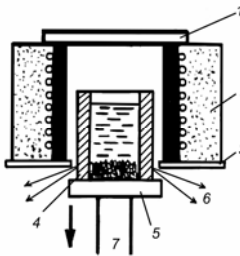
За вдосконаленим методом Стокбаргера (рис.2.5) утворенню стовпчастої структури сприяє використання водоохолоджувального кристалізатора 5. Високий температурний градієнт біля поверхні розділу « $t-p$ » створюється завдяки зниженню темпера-

тури виливниці шляхом випромінювання бпри витягуванні виливниці 4 донизу через екран 3. Радіаційне випромінювання (охолодження) можна посилити, а градієнт температури збільшити за рахунок розміщення під піччю вуглецевих блоків для поглинання випромінювання.



1 – нижня ділянка печі; 2 – верхня ділянка печі; 3 – теплоізоляційний екран;  
4 – радіаційні щити; 5 – виливниця; 6 – водоохолоджувальна рухома опора

Рисунок 2.4– Принципова схема отримання відливків за методом Стокбаргера



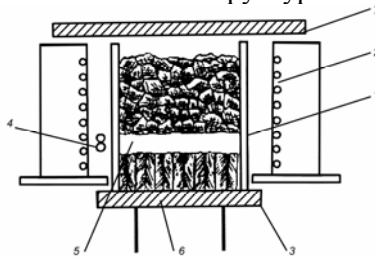
1 – радіаційний щит; 2 – піч; 3 – екрани; 4 – виливниця;  
5 – водоохолоджувальний кристалізатор;  
6 – охолодження випромінюванням; 7 – рухома опора;

Рисунок 2.5 – Вдосконалений метод Стокбаргера

Порівняно з попередніми методами литва, для яких характерна значна зміна градієнта температур при кристалізації, метод Стокбаргера хоч і має деяку неоднорідність структури за товщиною зливок, особливо біля кристалізатора, але інтервали між дендритними осями в верхній частині зливок змінюються несуттєво. Стовпчасті відливки одержані методом Стокбаргера порівняно з методом «виключення живлення»затвердівають в чотири рази швидше.

### 2.5.4 Метод кристалізації з додатковим рухомим джерелом нагрівання

На рис.2.6 зображена схема отримання відливків (лопаток турбін) з орієнтованою стовпчастою структурою методом кристалізації з додатковим рухомим джерелом нагрівання. В виливницю 1, попередньо підігріту основною піччю 2 до температури, яка значно нижче температури кристалізації сплаву, заливають розтопленний метал. Водоохолоджувальний кристалізатор 3, який розташований знизу виливниці, сприяє утворенню стовпчастої структури в нижній частині відливка (лопатки), а в верхній частині кристалізуються рівноосні зерна. Потім в нижній частині відливка (навколо пера лопатки) за допомогою додаткового індукційного нагрівача 4 в зоні переходу від стовпчастих до рівноосних зерен метал розтоплюють і утворюється тонка рідка зона 5. Далі додатковий індуктор 4 пересувають вище до тих пір, поки відливок не затвердіє з утворенням повністю стовпчастої структури.



- 1 – виливниця; 2 – основна піч; 3 – водоохолоджувальний кристалізатор;  
4 – додатковий індукційний нагрівач; 5 – розтоплена зона; 6 – рухома опора;  
7 – радіаційний щит; 8 – екран

Рисунок 2.6 – Метод отримання стовпчастої структури за допомогою додаткового індукційного нагрівача

Даний метод не потребує інтенсивного нагрівання всієї виливниці. Біля поверхні розділу «*m-p*» можливе утворення високого температурного градієнту, а підвищення швидкості кристалізації приводить до зменшення сегрегації легувальних елементів в усьому перетині відливка.

### 2.5.5 Метод обертання виливниці

Цей метод використовують для отримання суцільних колес турбін зі стовпчато-орієнтованими зернами в зоні лопаток. Ви-

ливницю, що має форму колеса турбіни, нагрівають майже до температури 1000 °С. Після заливки рідкого розтопу виливницю піддають змінному обертанню зі швидкістю 100 обертів за хвилину. Кожні 3 с напрямок обертання змінюють на протилежний. Завдяки такому обертанню гальмується природна конвекція тепла при кристалізації. В результаті передача тепла від розтопу до твердої фази зменшується і температурний градієнт в розтопі, порівняно зі звичайними статичними методами литва, залишається позитивним значно довше. Це, а також зменшення швидкості зародження кристалів, створює умови для появи та росту стовпчастих зерен. Таким чином, в області пера лопаток, де починається кристалізація, утворюється стовпчаста структура. В середній області відливка (маточині) внаслідок коливання виливниці формуються дрібні рівноосні зерна. Стовпчаста структура лопаток забезпечить кращу працездатність колеса турбіни. Звичайними способами литва отримують дрібні рівноосні зерна в області лопаток та крупні в області маточині.

## 2.6 Монокристалічна кристалізація

В монокристалічних відливках границі зерен, тобто можливі місця зародження тріщини і руйнування, відсутні. Подрібнення частинок  $\gamma'$ -фази, поліпшення їх розподілу і, як наслідок, підвищення експлуатаційних характеристик, досягається за допомогою гомогенізації. Також створення в ГЦК-сплавах низько модульної кристаліграфічної структури  $\langle 001 \rangle$  в напрямку кристалізації, забезпечує високі механічні властивості та підвищує опір термічній втомі лопаток газових турбін.

Для отримання у відливках монокристалічної структури в рідині біля границь розділу «*m-p*» необхідно підтримувати позитивний температурний градієнт впродовж усього процесу кристалізації. Вимоги до матеріалу виливниці та вакууму, а також до режимів подачі і регулювання енергії в процесі монокристалічної кристалізації більш жорсткі порівняно з методами стовпчастої кристалізації. При цьому процес затвердіння триває довше і, отже, створюється більше умов для взаємодії між металом і виливницею.

Оптимальні умови отримання монокристалічної структури:

- плоский фронт росту кристалізації в макроскопічному масштабі;

- положення фронту кристалізації відносно нагрівача повинно бути незмінним.

В промисловості використовують два методи отримання монокристалічних лопаток для газотурбінних двигунів:

- беззатравочні методи, до яких відноситься метод селекторів (кристаловідводів) – з декількох утворених стовбчастих кристалів для подальшого росту обирається тільки один.

- метод затравок – монокристалічна заготовка (затравка) з необхідною кристалографічною орієнтацією встановлюється в нижній частині ливарної форми.

Ці методи мають багато технологічних варіантів, але засновані на принципі методу Бріджмена – охолодження нижньої частини форми і підігрів її в зоні вище лінії фронту кристалізації сплаву. Устаткування для отримання спрямовано кристалізованих і монокристалічних відливків принципово не відрізняються.

### **2.6.1 Беззатравочні методи отримання моновідливок (метод селекторів)**

Для отримання відливків з монокристалічною структурою без використання затравок застосовують метод селекторів. Сутність методу полягає в створенні умов, коли через увесь поперечний перетин відливка може прорости лише одне з багатьох зерен, що зароджуються на поверхні кристалізатора. Розташування початку кристалізації нижче дійсного перетину лопатки прискорює процес відбору такого зерна. Процес відбору одного зерна з багатьох відбувається в результаті конкурентного росту стовбчастих зерен (кристалів), коли одне зерно росте за рахунок інших.

Вирощування монокристалів на основі конкурентного росту стовпчастих зерен передбачає наступні етапи:

- отримання спрямованої початкової структури з безліччю стовпчастих зерен, які мають довільну аксіальну і азимутну кристалографічну орієнтацію;

- конкурентний ріст стовпчастих зерен з витісненням тих зерен, орієнтування яких не співпадає з певним кристалографічним напрямком [001] для ГЦК кристалічної ґратки;

- відбір одного зерна за допомогою спеціального кристаловідбірника, яке і формує монокристалічну структуру з потрібним аксіальним кристалографічним орієнтуванням і довільним азимутом.

Таке вирощування монокристалів, зокрема, можливо, якщо керувати формою фронту кристалізації. Припустимо, що виникло декілька кристалів (А–Е на рис.2.7) і вони ростуть паралельно напрямку теплового потоку. Оскільки кристали завжди ростуть в напрямку, перпендикулярному фронту кристалізації, то межі зерен паралельні осі зразка до тих пір поки фронт кристалізації рівний. Якщо змінити напрямок відводу тепла так, щоб фронт кристалізації мав випуклу форму по відношенню до рідини, то межі зерен, як показано на рис.2.8, будуть розходитися в напрямку до стінок контейнера і рости буде тільки кристал С. Це можливе при умові меншого відводу тепла через стінки контейнера порівняно з відводом тепла через метал. Тому контейнер виготовляють тонкостінним та з матеріалу з низькою теплопровідністю (лавит або нітрид бора), а в деяких випадках стінки контейнера та дно ізолюють. Зазвичай межі між кристалами В та С не підходять до стінок контейнера, а проходять вздовж всього зразка.



Рисунок 2.7 – Утворення рівного фронту кристалізації в процесі росту кристалів



Рисунок 2.8 – Утворення випуклого фронту кристалізації

Межі зерен не завжди перпендикулярні фронту кристалізації, тому що деякі кристали можуть мати більш сприятливу кристалографічну орієнтацію для росту і вони здатні розвиватися та витіснити інші кристали. Так, якщо б фронт кристалізації був єдиною умовою, що визначає ріст кристалу, то кристал С на рис.2.9 витіснив би всі інші, але відбувся ріст кристалу D, що має більш сприятливу кристалографічну орієнтацію. Переважний розвиток одного кристала може відбуватися лише за рахунок його швидкого росту. Мала швидкість кристалізації та значний температурний градієнт є тими факторами, що дозволяють отримати монокристал.

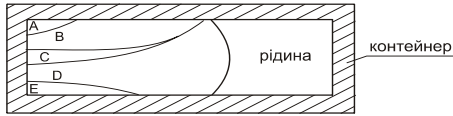


Рисунок 2.9 – Переважний ріст кристалу D

Ще один спосіб отримання монокристалу наведено на рис. 2.10, згідно якому для того щоб відокремити інші кристали та забезпечити ріст одного кристалу контейнер в середній частині звужується.

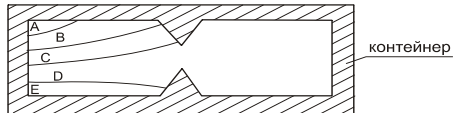


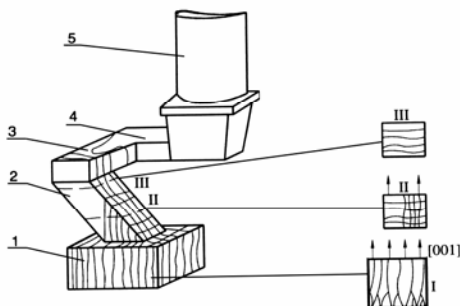
Рисунок 2.10 – Ріст тільки одного кристалу завдяки звужуванню контейнера

Також існує метод отримання монокристалічних лопаток газових турбін за яким дендритна поверхня розділу « $m-p$ », до того як стикнеться з корисним перетином виливниці, змінює напрямку росту три або чотири рази. Це забезпечує ріст лише одного зерна, що має в ГЦК кристалічній ґратці конкурентно спроможний кристалографічний напрямок  $[001]$ , вздовж якого механічні властивості найкращі.

На рис.2.11 наведена схема конструкції літникової системи з кристаловідбірником «прямий кут» для отримання монокристалічної лопатки за вказаним методом. Перегрітий метал заливається в оболонкову форму без дна, що встановлена на водоохолоджувальному мідному кристалізаторі. При контакті розтопу з поверхнею кристалізатора внаслідок швидкого охолодження в стартері 1 зароджується багато дрібних рівноосних зерен з довільним орієнтуванням. В умовах спрямованого тепловідводу ці зерна ростуть і набувають стовпчастої морфології. Сформована в стартері 1 дрібностовпчаста структура з аксіальним орієнтуванням  $[001]$  проростає в систему літникових ходів 2-4, де і здійснюється відбір одного зерна. Спочатку стовпчасті зерна потрапляють в літниковий хід 2, який по відношенню до напрямку тепловідводу розташовано під кутом  $30...40^\circ$ . Вимоги до геометрії і розмірів літника 2: проєкції вхідного і вихідного перетинів на площину перпендикулярну до напрямку тепловідводу не повинні перекриватися. Більшість зерен, що потрапляють у вхідний перетин літника 3 припиняють свій ріст



на його верхній площині, і тому на вході в літник будуть мати пластинчасту морфологію (рис. 2.11, перетин III). Подальше заповнення літника відбувається внаслідок поперечного росту крайніх зліва зерен, що проникають через вхідний перетин III (рис. 2.13). При цьому краще розвиваються ті зерна, аксіальне орієнтування  $[001]$  яких найближче до вектора температурного градієнта, а азимутне орієнтування  $[100]$  найбільш близьке до напрямку проєкції осі нахиленого літника на поперечну площину. В таких кристалах дендритні осі першого і другого порядку активніше проростають в розтоп. Подібний характер росту зберігається надалі в горизонтальному літнику 3, внаслідок чого на виході утворюється один кристал. Додатковий літник 4, який розташовується перпендикулярно до літника 3, гарантує, що в монокристалічну лопатку 5 потрапить один кристал. Тому такий кристаловідбірник і отримав назву «прямий кут». Таким чином, вся лопатка від замкової частини до пера буде мати монокристалічну структуру.



1 – стартер; 2 – нахилений літник; 3, 4 – система горизонтальних літників;  
5 – монокристалічна лопатка; I – схема стовпчастої структури в стартері;

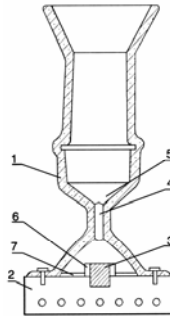
II і III – схема стовпчастої структури  
в перетинах II і III нахиленого літника відповідно

Рисунок 2.11 – Схема конструкції літникової системи, для отримання монокристалічної лопатки з використанням кристаловідбірника «прямий кут»

### 2.6.2 Метод затравки

Процес формування монокристалічної відливки складається з таких трьох стадій: зародження монокристалічної структури; підведення структури до порожнини форми, яка використовується для отримання відливка; формування монокристалічного відливка.

Промислова технологія монокристалічного литва, схема якої наведена на рис.2.12, заснована на зародженні монокристалічної структури на затравочному монокристалі, або затравці. Ливарну форму без дна *1* встановлюють на водоохолоджувальний холодильник *2*, в якому є спеціальне поглиблення для затравки циліндричної форми *3*. Над затравкою діафрагма *4* сполучається з конусом *5*. При заливці розтопу торець затравки підтоплюється і монокристалічна структура передається до виробу. Кристали ростуть як від затравки, так і від поверхні холодильника. Один кристал, що росте від затравки, входить в діафрагму *4*, а решта кристалів відсікається.



- 1 – керамічна форма; 2 – холодильник; 3 – затравка; 4 – діафрагма; 5 – конус;  
6 – керамічна оболонка; 7 – керамічна пластина

Рисунок 2.12 – Схема ливарної форми  
для отримання монокристалічної лопатки від затравки

Для забезпечення контакту розтопу з торцем, надійності передачі структури та сповільнення зародження та росту кристалів від поверхні холодильника затравку виготовляють з керамічною оболонкою *6*, а на поверхні холодильника розташовують керамічну пластину *7*.

Затравки поділять на дві групи. До першої групи відносяться затравки, що працюють в режимі підтоплення. Виготовляють їх з того ж сплаву, що і відливок, а також із сплавів системи Ni–W та чистого нікелю. Верх затравки розтоплюється на глибину 5...10 мм, а низ залишається нерозтопленим.

Затравки другої групи працюють в режимі розчинення. Температура топлення затравки вище, ніж у сплаву відливка. Для виготовлення затравок використовують чистий нікель

( $t_{\text{топл}} = 1452 \text{ }^\circ\text{C}$ ), сплави системи Ni–W ( $t_{\text{топл}}$  до  $1510 \text{ }^\circ\text{C}$ ), сплав Ni–Re ( $t_{\text{топл}}$  до  $1610 \text{ }^\circ\text{C}$ ). Найчастіше використовують затравку із сплаву Ni–33%W, який має температуру топлення  $1510 \text{ }^\circ\text{C}$  та інтервал кристалізації близький до нуля. При заливці розтопу відбувається змочування і розчинення торця затравки розтопом основного сплаву і структура затравки передається основному сплаву. Висота затравки залежить від швидкості розчинення. Мінімальна висота становить  $0,6 \dots 1,0 \text{ мм}$ ; для зручності роботи їх висота обирається  $2,0 \dots 2,5 \text{ мм}$ .

Вимога до затравок – досконала структура із строго регламентованим кристалографічним орієнтуванням, що досягається за допомогою спеціальних технологій.

Метод затравок більш трудомісткий, однак він дозволяє отримати монокристали будь-яких заданих орієнтувань як в аксіальному, так і азимутному напрямках.

### **2.6.3 Жароміцні сплави для монокристалічного литва**

Особливість монокристалічної структури – відсутність зерномежового зміцнення, тому в сплавах, розроблених для монокристалічного литва, як правило, відсутні карбідоутворюючі елементи (Hf, Zr), які відповідають за зерномежове зміцнення, а вуглець зведений до технологічно можливого мінімуму ( $0,002 \dots 0,004\%$ ). Сплави мають занижений вміст хрому (до  $4 \dots 6\%$ ), тому для підвищення жаростійкості їх легують в невеликих концентраціях Hf або Y, які утворюють захисні оксидні плівки  $\text{HfO}_2$  і  $\text{Y}_2\text{O}_3$  відповідно.

Монокристалічні жароміцні сплави I покоління (ЖС30М, ЖС40, RENE-4, PWA-1480 та інші), які не містять реній, мають близько  $60\%$  об'ємних  $\gamma'$ -фази. Порівняно зі сплавами із спрямованою структурою в них більш високі температури солідусу і сольвусу для  $\gamma'$ -фази. Сплави II покоління містять Re до  $3\%$ , об'ємна частка  $\gamma'$ -фази в них зросла до  $65 \dots 74\%$  (ЖС36, RENE-N5, PWA-1484 та інші). В 90-х роках XX ст. за кордоном були розроблені жароміцні сплави III покоління (RENE-6, CMSX-10), які містять Re до  $6\%$ .

Для двигунів літаків V покоління ВІАМом (Росія) була розроблена високоградієнтна технологія отримання монокристалічних сплавів, яка дозволила створити сплави із вмістом Re до  $10\%$  (ЖС50 –  $6\%$  Re; ЖС55 –  $9\%$  Re). Лопатки з них здатні ви-

тримувати температури до 2200 К, а робочий ресурс двигуна зростає в 5 разів, що виправдовує високу вартість таких сплавів. Сплав ЖС55 має наступні значення довготривалої міцності (МПа):  $\sigma_{100}^{900} = 590 \dots 600$ ;  $\sigma_{100}^{1000} = 350 \dots 360$ ;  $\sigma_{100}^{1100} = 180 \dots 190$ .

Вміст шкідливих домішок в жароміцних сплавах для монокристалічного литва жорстко регламентується. Оскільки утворення неметалевих включень знижує циклічні характеристики, то концентрація О та N не повинна перевищувати граничну розчинність в нікелі ( $< 0,0001\%$ ), а сірка, яка утворює сульфіди титану і танталу, повинна бути в межах  $(5 \dots 7) \cdot 10^{-4}\%$ .

## 2.7 Кристалізація евтектичних сплавів

Евтектичні жароміцні сплави є перспективними матеріалами для лопаток, що працюють при температурах до 1100 °С і вище. Такі сплави уявляють собою суміш двох фаз, розподіл і форма (морфологія) яких в різних бінарних системах можуть бути різними. Евтектики, в залежності від форми та розподілу твердих фаз, поділяють на: пластинчасту, стрижньову, глобулярну і голчасту. Будова евтектики пластинчастого типу, яка, наприклад, утворюється в сплавах Pb–Sn, наведена на рис.2.15, а. Евтектика стрижньового типу складається з сукупності стрижнів однієї фази, що чергуються в безперервній матриці другої фази (рис.2.15, б). Евтектика глобулярного типу (рис.2.15,в) не дуже поширена. Її можна спостерігати в системі Cu–O, в якій кристалізується евтектика Cu–Cu<sub>2</sub>O, де сполука Cu<sub>2</sub>O має сферичну форму. В голчастій евтектиці (рис. 2.15,г), друга фаза має нерегулярну форму, що нагадує голки, та хаотично орієнтована по відношенню до безперервної матриці. Утворення такої евтектики можна спостерігати в системі Al–Si: кремній виділяється у вигляді голок, які оточені твердим розчином на основі алюмінію.

Структура евтектики залежить від умов кристалізації і співвідношення фаз. Пластинчаста або стрижньова евтектика кристалізується при умові, якщо хімічний склад твердих фаз еківідстантен відносно евтектичного складу рідини, або якщо немає значної відмінності в питомих об'ємах, зайнятих кожною з двох твердих фаз. В системах, де евтектична точка наближена до хімічного складу однієї з твердих фаз і кількість якої за об'ємом менше та має значну анізотропію, утворюється голчаста евтектика.

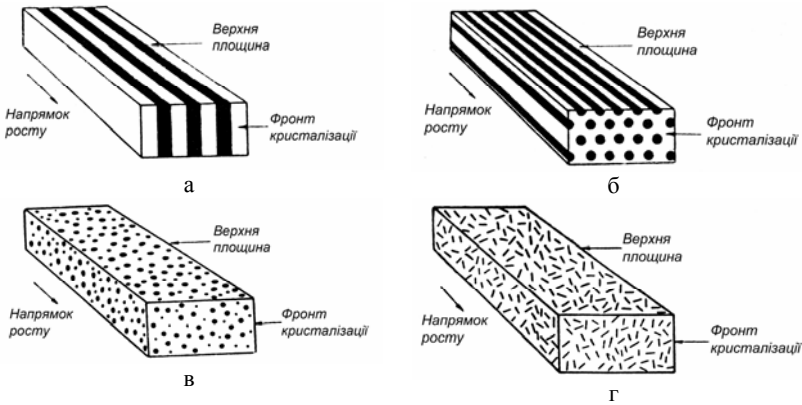


Рисунок 2.15 – Схематичне зображення росту евтектик різного типу

В жароміцних сплавах, на відміну від звичайних евтектик, тверда (зміцнювальна) фаза, кількість якої менша, в процесі кристалізації набуває форму безперервних стрижнів або пластин, що впорядковано розташовані вздовж вісі тепловідводу. Якщо кількість цієї фази менше 32 % об'ємних, то вона буде мати форму стрижнів, якщо більше – пластин. Ця армуюча фаза зберігається до температури солідус сплаву.

При кристалізації пластинчастої евтектики кристали однієї з фаз виділяються з рідині евтектичного складу та ростуть доти, поки концентрація другого компоненту на фронті кристалізації не стане достатньою для утворення кристалів другої фази. Зародження кристалів другої фази може відбуватися хаотично, в об'ємі рідини або на кристалах першої фази. При зародженні на кристалах першої фази починається одночасний ріст кристалів обох фаз. Якщо друга фаза хаотично кристалізується в об'ємі рідини, то на кристалах другої фази може відбутися зародження кристалів першої фази. І в першому і в другому випадках кристалізація евтектики супроводжується ростом обох фаз як в поперечному так і повздовжньому напрямках. Оскільки кристали фаз мають різний хімічний склад та властивості, то при кристалізації евтектики пластинчастого типу форма фронту кристалізації не є плоскою і гладкою. Форма фронту кристалізації залежить від теплопровідності твердих фаз, кількості домішок, величини повер-

хневого натягу між фазами. На товщину пластин впливає швидкість кристалізації. Чим більша швидкість кристалізації, тим менше часу для дифузії домішок перед фронтом кристалізації і тим менша товщина пластини. Зменшення часу зменшує відстань, на яку може відбутися дифузія, і домішка, що виділилася попереду однієї з пластин, встигає продифундувати до сусідньої пластини і тим самим забезпечити необхідні умови для її подальшого росту. Чим менша товщина пластин, тим більша сумарна довжина міжфазних меж зерен та сумарна зерномежева енергія меж і, отже, система буде прагнути до зменшення довжини меж.

Кристалізація евтектики стрижньового типу аналогічна кристалізації евтектики пластинчастого типу. Якщо в рідині попереду фронту кристалізації проходить безперервне гетерогенне зародження другої фази, то кристалізується евтектика глобулярного типу. Кристали другої фази при анізотропії швидкості росту будуть мати неправильну (голчасту) форму, а при приблизно однаковій в усіх напрямках швидкості росту – глобулярну.

Евтектичні жароміцні нікелеві сплави першого покоління відносяться до систем типу  $\gamma$ -МС,  $\gamma'$ - $\delta$  і  $\gamma/\gamma'$ - $\delta$ , де матрицею є або  $\gamma$ -розчин, або  $\gamma'$ -фаза, або  $\gamma$ -розчин, зміцнений  $\gamma'$ -фазою. До армуючих фаз відносяться карбіди МС (NbC, TaC) або інтерметалід  $\text{Ni}_3\text{Nb}$  ( $\delta$ -фаза). Такі сплави характеризуються високою стабільністю структури та властивостей при високих температурах і зберігають міцність до температур  $0,8...0,9 T_{\text{топл}}$ . Евтектичні сплави на основі важкотопких оксидів можна використовувати при температурі газу близько 2000 К.

Друге покоління евтектичних жароміцних сплавів відноситься до систем  $\gamma/\gamma'$ -МС і  $\gamma/\gamma'$ - $\alpha$ , де  $\alpha$  – важкотопкий метал (Мо-пермалой, W). Частка карбідів типу МС (NbC, TaC) в них складає 5...16%, а  $\alpha$ -металу – 20...32 %.

Евтектичні сплави, як стовпчасті та монокристалічні, отримують методами спрямованої кристалізації, але із значно меншими швидкостями кристалізації – 6...10 мм/годину. Збільшення швидкості кристалізації в рекомендованих межах підвищує надійність виробів із жароміцних сплавів.

При написанні другого розділу була використана література [3], [4], [12], [13].

## 3 ТЕХНОЛОГІЯ ТА ОБЛАДНАННЯ ЛИТВА ЗА ВИТОПНИМИ МОДЕЛЯМИ

### 3.1 Загальні відомості

Технологію литва лопаток ГТД за витопними моделями використовують у випадках, коли не можливо отримати лопатку деформуванням, необхідно виготовити лопатку з особливо високою жароміцністю, а також при виготовленні лопаток з каналами для охолодження. Крім того, отримання деталей литвом із жароміцних сплавів економить матеріал, який має високу вартість, та зменшує витрати на механічну обробку.

Для лопаток ГТД, що виготовляють литвом, використовують ливарні жароміцні сплави, які порівняно із деформівними сплавами мають кращі характеристики жароміцності та підвищують ресурс і надійність двигуна. Ці лопатки переважно експлуатують на 1-ій та 2-ій ступенях турбіни при робочих температурах газу до 1200...1350 °С.

Технологія отримання лопаток ГТД методом литва за витопними моделями складається з наступних етапів:

I) створення ливарної моделі лопатки з воску, пластмаси або комбінацій обох матеріалів, а для формування охолоджувальних каналів в середині моделі розташовують заздалегідь виготовлені керамічні стрижні;

II) виготовлення виливниці – нанесення на поверхню моделі декілька шарів керамічної оболонки, висушування шарів, заливання моделі вогнетривкою керамічною масою;

III) витоплення воску з керамічної оболонки та відпалення виливниці для надання їй необхідної міцності;

VI) отримання відливка лопатки із монокристалічною, стовпчастою або рівноосною структурами.

Після охолодження від відливка відділяють форму-оболонку, літникову систему, видаляють стрижні (механічними або хімічними способами). В подальшому виріб, залежно від вимог які до нього висувають, піддають термічній обробці або ущільнюють методом гарячого ізостатичного пресування.

В табл.3.1 наведено послідовність операцій та обладнання для виготовлення заготовок лопаток турбіни.

Таблиця 3.1 – Технологічний процес і обладнання для виготовлення заготовок лопатки турбіни

№ п/н	Операції	Обладнання
1	2	3
1	Пресування керамічних стрижнів	Установка PVE-10
2	Обпалення керамічних стрижнів при температурі 1320 °С	Піч ПГ-30
3	Виготовлення моделей, літникової системи	Стіл
4	Збирання модельних блоків	Стіл
5	Виготовлення керамічних форм: – фарбування 6...8 шарів; – видалення модельної маси при $p = 3$ ат, $t = 250...300$ °С – прожарювання форм при температурі 1080 °С	Автоклав Піч ПГ-30
6	Отримання заготовок (основні параметри процесу): – витоПЛення сплаву ЖС26ВИ при температурі $1570 \pm 10$ °С, заливка розтопу при температурі $1530 \pm 10$ °С; – швидкість переміщення форм в кристалізаторі $20 \pm 2$ мм/хвилину; – температура рідкого алюмінію в кристалізаторі в момент введення керамічних форм $660...740$ °С; – залишковий тиск $8 \cdot 10^{-2}$ мм рт.ст.;	Установка УВНК-8П
7	Очищення відлитих лопаток від кераміки	Піскоструменева установка
8	Відрізання лопаток від літникової системи	Абразивно-відрізний верстат
9	Обдування лопаток	Піскоструменева установка
10	Дефектоскопічне шавлення в розчині $\text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ і контроль макроструктури	Ванна. Контрольний стіл.



1	2	3
11	Видалення керамічних стрижнів з внутрішньої порожнини лопаток: – повне розчинення стрижнів в розтопі біфторида калія при температурі 350...370 °С, час витримки 2,5...3 години; – видалення фторидних плівок з поверхонь внутрішніх каналів в розчині підкисленого чотириокису цитронія уротропіну при кімнатній температурі; – промивка внутрішніх каналів лопаток гарячою водою (температура води 70...80 °С, тиск води $\geq 6$ МПа).	Спеціальна установка
12	Контроль литих лопаток на металургійні, геометричні та інші дефекти методами рентгеноскопії; іонометричне визначення залишкових іонів калія, ЛЮМ контроль тангенціальних каналів	Прилад типу ПОМКЛ, рентгенівська установка.

### 3.2 Виготовлення моделей

Моделі виготовляють із спеціальних матеріалів, які повинні забезпечувати постійність розмірів, гладку поверхню та легко вилучатися з керамічної оболонки.

Вимоги до матеріалу моделей:

– достатня міцність, що забезпечує опір руйнуванню при витягуванні моделі з модельної форми та опір напруженням, які виникають при формуванні модельних блоків і нанесенні оболонки;

– добра рідкотекучість, що знижує ризик пошкодження крихких керамічних стрижнів при заповненні моделей складної форми та полегшує вилучення моделі з форми;

– швидке твердіння в прес-формі при виготовленні моделей;

– сумісність з матеріалами керамічної оболонки, стрижнів та сплавом;

– стабільність розмірів, що гарантує гранично малі спотворення моделі впродовж виробничого циклу;

– низьке термічне розширення для забезпечення розмірної відповідності з оболонкою;

- безпека для навколишнього середовища;
- бути придатним для багаторазового повторного використання.

Для виготовлення моделей використовують суміші з натуральної та синтетичної воскової маси з додаванням вуглеводневих смол та пластмаси (зазвичай полістирен), вони міцніші, добре протистоять ударним навантаженням, придатні для тривалого зберігання, відносно дешеві.

Воскові матеріали найкраще поєднують в собі необхідні характеристики. Наприклад, суміш складу 70 % парафіну, 8 % буровугільного воску, 22 % гарматного мастила. Ця суміш має лінійну усадку 0,6...1,0 %, границю міцності на згин 300...400 Н/мм<sup>2</sup>. Проте пластмаси міцніші за воскові матеріали, краще зберігають розміри і не так вимогливі до температури і вологості навколишнього середовища. Тому, коли визначальними чинниками є міцність і розмірна стабільність, наприклад при виготовленні дуже тонких лопаток або суцільнолитих турбінних дисків, використовують пластмаси.

Більшість воскових моделей отримують низькотемпературною заливкою рідкої (або продавлюванням рідкотвердої маси). Пластмасові моделі виготовляють за допомогою машини з поворотним гвинтовим приводом для наповнення форми під тиском. Залиту модель закріплюють, калібрують та доводять до необхідного вигляду. Збирання декількох воскових моделей здійснюють вручну, для їх з'єднання використовують спеціальні технічні засоби.

### 3.3 Керамічні стрижні

За допомогою керамічних стрижнів формують складні внутрішні порожнини (канали) по яким перетікають потоки повітря для охолодження лопаток. Класичний матеріал для керамічних стрижнів – оксид кремнію. Іноді використовують оксид алюмінію. Стрижень, при створенні воскової моделі, «вкладається» в модель. Початкове положення стрижня після витоплення воску повинно зберігатися. Оскільки коефіцієнти термічного розширення стрижня і оболонки неоднакові, то для зменшення напружень стрижень скріплюють з оболонкою лише в одній точці. Після заливки металу в оболонку стрижень опиниться всередині відливки. Потім відливку відділяють від ливарної оболонки, а з від-

ливка видаляють стрижень. Таким чином, у відлитій лопатці отримують канали, що мають форму керамічного стрижня.

Вимоги до стрижня: достатня міцність для протидії напруженням, що виникають при нагнітанні воскової маси; хімічна сумісність із сплавами при підвищених температурах; достатня важко-топкість і жароміцність для зберігання форми при видаленні моделі, підігріванні і операціях заливки; опір термоудару та утворенню тріщин, які можуть виникати при підігріванні і заливці сплаву; легко вилучатися з відливої деталі. Для вилучення стрижня використовують як хімічні, так і механічні методи. Стрижні переважно виготовляють з матеріалів, що містять велику частку оксиду кремнію; який легко вилугується реактивами KOH, NaOH і (або) кислотами. Причому як реактиви так і кислоти не повинні вступати в хімічну реакцію з жароміцними сплавами.

Більшість керамічних стрижнів отримують або інжекційним методом (методом вприскування), або методом литва під тиском. Інклекційний метод застосовують в основному при виготовленні великих стрижнів не дуже складної форми. При виготовленні стрижнів методом литва під тиском можна отримати стрижні набагато складнішої форми, ніж інжекційним методом.

За допомогою керамічних стрижнів в відливках отримують отвори діаметром 0,5 мм. Довжина таких отворів, а отже і стрижнів може бути більше 38 см. В процесі інжекції воскової маси і литва необхідно уникати зсуву, прогину або скручування стрижня, що може привести до порушення заданої товщини стінок відливка.

### **3.4 Виготовлення оболонкових виливниць**

При литві за витопами моделями використовують систему керамічних оболонкових виливниць. Виливниця повинна відтворювати складну форму моделі, мати достатню міцність, щоб протистояти утворенню тріщин та руйнуванню при видаленні моделі. Проте надмірна міцність оболонкової виливниці ускладнює видалення оболонки після литва і може привести до руйнування відливка та до утворення дефектів, які мають назву «гарячі надриви». До поява цих дефектів приводять напруження, що виникають в процесі кристалізації і охолодження із-за невідповідності коефіцієнтів термічного розширення (стискання) металу і виливниці. Таким чином, оболонкова виливниця одночасно повинна

бути і достатньо міцною, щоб забезпечити металу необхідну форму і щільність, і достатньо податливою, щоб деформуватися і частково руйнуватися при кристалізації та усадці металу. Оскільки спрямована кристалізація відбувається при підвищених температурах та процес цей довготривалий, то може відбутися спотворення форми виливниці і є загроза активної взаємодії матеріалу виливниці з металом, особливо з такими найбільш хімічно активними елементами, як Al та Hf.

Етапи отримання оболонкової виливниці: багаторазове нанесення керамічного розчину на модель з наступним висушуванням вогнетривкої крихти. Склад керамічного розчину: дисперсна (розміром біля 70 мкм), вогнетривка пудра і зв'язка у вигляді ультра дрібнозернистого кремнезему. Модельні блоки з воскової маси занурюють в розчин, витягують і дають зайвому розчину стекти. На поверхні модельних блоків повинно утворитися рівне покриття. Поки розчин вологий на його поверхню наносять вогнетривку крихту («штукатурять»). Це можна зробити або висипанням крихти на поверхню розчину, або зануренням обмазаних модельних блоків в псевдозріджену масу вогнетривких частинок. Тужавіння зв'язки відбувається або за рахунок хімічних реакцій або при контрольованому підігріві. При цьому тужавіння нового шару не повинно призводити до порушення цілісності попереднього шару. Типова оболонкова виливниця складається з 5...7 шарів. Воскову модель з нанесеною оболонкою поміщують в контейнер з жаростійкої сталі, заливають напіврідкою керамічною масою та висушують до тужавіння керамічної маси.

Вибір того або іншого матеріалу для виготовлення виливниці залежить від хімічного складу жароміцного сплаву, температури литва, різновиду процесу литва, вартості. Нижче наведені деякі вогнетривкі матеріали і їх максимальні робочі температури, °С:

- глинозем ( $Al_2O_3$ ) .....1840;
- кремнезем ( $SiO_2$ ) .....1680;
- циркон ( $ZrSiO_4$ ) .....1650;
- алюмосилікати (різні) ....1560.

Стабільність і реологічні характеристики керамічного розчину, міцність сирової оболонки і її жароміцність залежать від зв'язки. Для виготовлення оболонкових виливниць використовую-

ють фосфатні, алюмінатні зв'язки, а також на основі колоїдного кремнезему або етилсилікату. Останні мають дуже малі розміри частинок і покривають керамічну оболонку рівним шаром. Малий розмір частинок забезпечує значну контактну поверхню і високу реакційну здатність, тому оболонки мають достатню міцність як в сирому так і відпаленому стані. З метою покращення змочування моделі, зменшення спінювання і підвищення міцності оболонки в зв'язку додають невелику кількість органічних матеріалів.

На етапі висушування на якість виливниці впливають швидкість і рівномірність висушування. Коливання цих параметрів може привести до спотворення моделі. Висушування проводять в спеціальних сушильних камерах.

Завершальна операція виготовлення оболонкової виливниці – видалення з неї матеріалу моделі. Цю операцію проводять після повного висушування виливниці. Для видалення використовують або паровий автоклав або метод миттєвого випаровування. В першому випадку виливницю розташовують в ємності, яку нагрівають до 150...185 °С, і подають до неї пар під тиском 620...1035 кПа. Воскова маса, що видалена таким способом, може бути регенована і використана повторно. Залишки маси видаляють при подальшому відпаленні виливниці. Метод миттєвого випаровування полягає в нагріванні і витримці виливниці в печі при температурі 980...1090 °С. При цьому за одну операцію відбувається і видалення воскової маси і відпалення виливниці.

### 3.5 Особливості ливарного процесу

Жароміцний сплав розтоплюють в спеціальній вакуумній камері. Далі за технологією в камеру при залишковому тиску повітря  $10^{-3}$  мм.рт.ст. вводять заздалегідь підігріту виливницю і здійснюють заливку рідкого сплаву. З метою управління течією і твердінням металу створюють систему з літниковими каналами, живильниками, стояками і воронкою. Для формування «прибуткової частини» після заливки вводять екзотермічний підживлюючий матеріал та здійснюють охолодження виливниці. Основна мета литва жароміцних сплавів – отримати високоточні відливки необхідної форми та розмірів, з оптимальним рівнем властивостей. На рівень властивостей впливає наскільки бездефектна (суцільна) відливка, конфігурація зерен, особливості мікроструктури

та наявність неметалевих включень. Суцільність залежить від інтенсивності подачі розтопленого металу до міждендритних областей в тій частині відливка, де кристалізація вже відбувається. Краща суцільність спостерігається у випадку завершення кристалізації в області системи живлення, тобто за межами сформованого відливка. На суцільність впливає температура: чим вище температура виливниці і сплаву, тобто чим менше швидкість кристалізації, тим краща суцільність відливка.

Термоусадка сплавів після затвердіння приводить до появи мікроусадкових раковин у відливках. Бажано, щоб у відливках високонавантажених виробів мікроусадкова раковина знаходилась біля осі відливка; в цьому випадку її можна заварити за допомогою гарячого ізостатичного пресування. Щоб відтіснити мікроусадкову раковину до осі відливка фронт кристалізації повинен рухатися від поверхні до середини відливка, а це можливо при зниженні температури виливниці нижче температури солідусу сплаву. Формування теплових потоків залежить від розташування літникової системи і стрижнів, а також від розміру поперечного перетину відливка. Мікроусадкова пористість може допускатися, але вона повинна бути рівномірно розподілена і не перевищувати 0,5 % (у металографічній оцінці). Збільшення усадкової мікропористості значно знижує характеристики довготривалої міцності більше при проміжних (близько 760 °C), ніж при підвищених температурах. Крім того, пористість зменшує пластичність і підвищує чутливість до надрізу при зниженні температурі.

Розмір зерна має значний вплив на механічні та фізичні властивості. Необхідно, щоб в поперечному перетині була присутня достатньо велика кількість рівноосних зерен різної кристалографічної орієнтації, проте в тонких перетинах досягти цього дуже важко. Тому, щоб прискорити процес зародження зерен, підбирають спеціальне покриття для лицьової поверхні ливарної форми, температуру виливниці та розтопу і інші параметри. Отримання дрібнозернистої структури підвищує опір втомі і повзучості при низьких та проміжних температурах. Відносно швидка кристалізація дозволяє отримати не тільки дрібне зерно, а і більш рівномірний розподіл виділень частинок  $\gamma'$ -фази і збільшити вірогідність формування рівноосних карбідних частинок. Така форма

карбідних частинок, на відміну від карбідів у формі ієрогліфів, зменшує схильність до втомних явищ.

Мала швидкість охолодження при кристалізації приводить до утворення крупнозернистої структури з доволі крупними виділеннями частинок  $\gamma'$ -фази. Така структура характеризується зменшенням загальної довжини меж зерен та підвищенням довготривалої міцності. Але розкид властивостей внаслідок хаотичної кристаліграфічної орієнтації зерен більший. Отримати оптимальну мікроструктуру в турбінних лопатках досить складно. Перо лопатки, що працює при високій температурі, повинно мати крупнозернисту структуру, а масивна коренева частина, що нагрівається до менших температур – дрібнозернисту структуру. Оптимальне поєднання розміру зерен отримують за допомогою літникових каналів розташованих вздовж кромки пера. Потік розтопу, що подається по цим каналам, забезпечує навмисне створення термічних напружень та знижує локальну швидкість кристалізації. Таку ж роль відіграють стрижні в лопатках з порожнинами.

Щоб уникнути окислення хімічно активних елементів присутніх в жароміцних сплавах литво найчастіше проводиться у вакуумі. На повітрі відливають деякі сплави на кобальтовій основі, для чого використовують індукційні печі або дугові печі з непрямим нагріванням. Відливки зі стовпчастою або монокристалічною структурами отримують методами спрямованої кристалізації.

Для усунення мікроусадкових раковин та підвищення характеристик міцності відливки з жароміцних сплавів піддають гарячому ізостатичному пресуванню. Оптимальна температура пресування: гранично висока, але нижче температури топлення, та, якщо можливо, вище температури сольвус для  $\gamma'$ -фази. Більшість жароміцних сплавів нагрівають до 1200...1220 °С при тиску  $10^2$  МПа. Витримка становить чотири години. Для сплавів з гафнієм температура нагріву знижується до 1185 °С при відповідному підвищенні тиску до 174 МПа. Гаряче ізостатичне пресування значно зменшує різницю в значеннях довготривалої міцності. Роль пористості, як джерела локальної концентрації напружень, більш суттєва при проміжних температурах. Тому зменшення вказаної різниці має найістотніший вплив на характеристики втомної міцності при цих температурах. Термічна обробка жароміцних сплавів (гомогеніза-

ції та старіння) зводить до мінімуму розкид властивостей та покращує характеристики довготривалої міцності.

### 3.6 Ливарні дефекти

Основний дефект при литві за витопами моделями – деформація і руйнування керамічних стрижнів та вихід стрижнів на поверхню. Крім того, можлива поява таких дефектів як неметалеві включення, гарячі надриви (тріщини), неслітини і деякі мікроструктурні особливості, притаманні певним системам сплавів.

Неметалеві включення виявити легше, ніж інші дефекти. Вони можуть утворитися при виготовленні сплаву, в процесі перетопу або в результаті викришування покриття на контактній поверхні виливниці. В деяких сплавах, особливо в сплавах що містять гафній, різновидом включень може бути окалина або залишки шлаку. Для встановлення джерела дефекту використовують метод рентгеноспектрального мікроаналізу.

Інколи при високих температурах виливниця примушує відливки пластично деформуватися: метал ледве закристалізувавшись фрагментується, утворюючи гарячі надриви. Цей дефект характерен для деталей складної геометрії (наприклад, коли форма виробу передбачає сполучення малих і великих перетинів). Виникнення дефекту пояснюється суттєвою різницею в значеннях термічного розширення матеріалів стрижня і виливниці. Зазвичай надриви прив'язані до поверхні відливок. Дефект виявляють за допомогою люмінесцентного контролю.

При заливці розтопленого металу в виливницю між двома зустрічними потоками розтопленого металу, якщо вони розділені тонкими оксидними плівками, металевий зв'язок не виникає. По обидві боки від поверхні розділу метал кристалізується незалежно. Таким чином утворюється дефект неслітини. Виявити його дуже важко.

При кристалізації в зонах відливок, що затвердівають в останню чергу, можуть виділитися топологічні щільноупаковані фази (ГЦП-фази). Утворення цих фаз погіршує характеристики довготривалої міцності. Щоб зменшити схильність сплаву до виділення ГЦП-фаз оптимізують хімічний склад. В структурі деяких сплавів гомогенізацією можна зменшити об'ємну кількість фаз Лавеса. Тривалість гомогенізації залежить від ступеня ліквідації.



Службові характеристики багатьох деталей залежать від розміру зерен. Для пера лопатки існує припустимий мінімальний і максимальний розмір зерен. В тонких кромках лопаток можливе утворення так званого «гартівного» зерна. Це дуже дрібне зерно, яке не має характерних ознак, притаманних дендритній структурі. Поява такого зерна значно знижує локальний опір повзучості. Стовпчасті зерна, що ростуть від ведучої до веденої кромки лопатки, негативно впливають на втомну довговічність деталі. Дотримання параметрів литва та виготовлення ливарної форми з певним розташуванням літникових живильників забезпечує отримання оптимальної мікроструктури.

При написанні третього розділу була використана література [12], [14], [15].

## 4 ОДЕРЖАННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ

### 4.1 Загальні відомості

Неоднорідність структури, сегрегація легувальних елементів (ліквація) приводять до погіршення або нестабільності механічних властивостей, зниження термомеханічних характеристик та стійкості до руйнування виробів з жароміцних сплавів, отриманих за традиційною технологією. Методом порошкової металургії одержують жароміцні сплави зі структурою, в якій відсутні ці недоліки, що забезпечує високий рівень експлуатаційних характеристик. Тому, порівняно з методами виготовлення виробів литвом або штампуванням, порошкова технологія є більш ефективною.

Порошкова металургія характеризується високою швидкістю твердіння, що зменшує схильність до утворення сегрегацій, сприяє виділенню дрібних інтерметалідів та запобігає утворенню грубих евтектичних структур. При такому охолодженні міждендритна відстань дуже мала, що неможливо при литві деталей звичайного розміру. Порошкова металургія забезпечує формування сприятливої для деформації мікроструктури, що дозволяє одержати сплави з дуже високими механічними властивостями. Однорідність «мікромасштабу» ущільненого порошку забезпечує отримання високої однорідності і відтворюваності властивостей матеріалу. Порошковою металургією можна отримати матеріали з унікальною структурою для роботи в особливих умовах. Наприклад, сплави що зміцнені дисперсними оксидами, які неможливо одержати іншими методами.

З жароміцних сплавів методами порошкової металургії виготовляють диски компресорів і турбін та інші роторні деталі, що працюють при температурах 540...760 °С. Також порошкові сплави використовують для виготовлення спрямляючих лопаток турбіни і, як листові матеріали, для обшивки камер згоряння.

Виробництво щільних заготовок жароміцних сплавів методом порошкової металургії складається з наступних технологічних операцій:

- 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, яке придатне для подальшої обробки);

- спікання або консолідація (ущільнену порошкову суміш нагрівають до температури, наближеної до гомологічної, що приводить до зміцнення і посилення зв'язків між частинками).

В промисловості широко використовують порошкові жароміцні сплави Rene 95, IN-100, MERL-76, Astroloy та інші. Хімічний склад типових сплавів на нікелевій основі наведено в табл. 4.1.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад порошкових жароміцних сплавів на основі нікелю, % (масових)

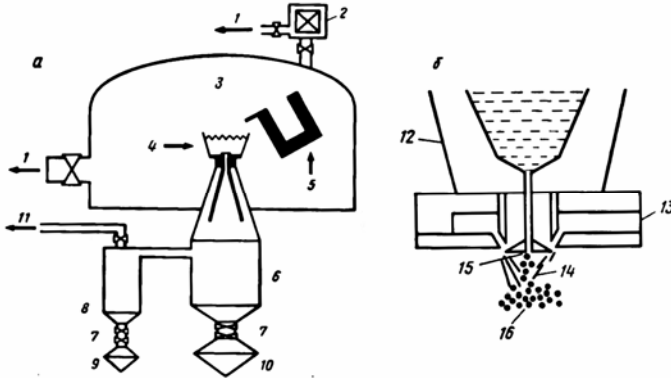
Сплав	Масова частка елементів, %													
	Fe	Cr	Co	Mo	W	Nb	Al	Ti	Hf	Ta	C	B	Zr	V
IN-100	-	12,4	18,5	3,2	-	-	5,0	4,3	-	-	0,07	0,02	0,06	0,8
LC Astroloy	-	15,1	17	5,2	-	-	4,0	3,5	-	-	0,023	0,024	0,01	-
U-700	≤1,0	15,0	18,5	5,3	-	-	4,2	3,5	-	-	0,15	-	-	-
IN-718	18,5	18,6	-	3,1	-	5,0	0,4	0,9	-	-	0,04	-	-	-
MAR-M200	-	9,0	10,0	-	12,0	1,0	5,0	2,0	-	-	0,15	0,015	0,05	-
Rene 95	-	12,8	8,1	3,6	3,6	3,6	3,6	2,6	-	-	0,08	0,01	0,053	-
MERL-76	-	11,9	18,0	2,8	-	1,2	4,9	4,2	0,3	-	0,015	0,016	0,04	-
MAR-M432	-	15,4	19,6	-	2,9	1,9	3,1	3,5	0,7	0,7	0,14	0,02	0,06	-
RCR 104	-	-	-	18,0	-	-	8,0	-	-	-	-	-	-	-
RCR 143	-	-	-	14,0	-	-	6,0	-	-	6,0	-	-	-	-
RCR 185	-	-	-	14,4	6,1	-	6,8	-	-	-	0,04	-	-	-

## 4.2 Способи отримання порошків

### 4.2.1 Розпилення металу в інертному або розчинному газі

Схема розпилення металу в інертному газі наведена на рис.4.1. Сплав вакуумного очищення після розтоплення в атмосфері інертного газу в печі 5 розливають в камері топлення 3 в проміжний ківш 12 (рис.4.1, б) розпилюючого сопла 4 (рис.4.1, а). Дозований струмінь розтопленого металу витікає з ковша через випускний отвір сопла 15. Газова форсунка 13 забезпечує безперервну подачу потоку інертного газу (аргону) 14 високого тиску. Потік інертного газу дробить струмінь рідкого металу на сферичні частинки 16 в камері для розпилення 6. Частинки порошку

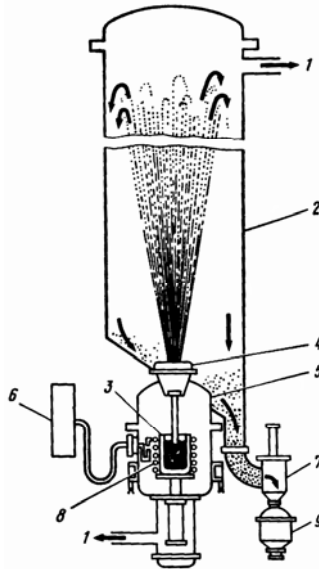
охладжуються зі швидкістю  $\sim 10^2$  °C/с. Збір порошку здійснюється в основному 10 та додатковому 9 колекторах. За технологією передбачено вакуумування 1 камери топлення та додаткове легування рідкого сплаву через шлюз 2.



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

Рисунок 4.1 – Отримання порошку газовим розпиленням в інертному газі

Схема розпилення металу індукційного витопу в розчинному газі вгору від тигля наведено на рис.4.2. В камері розпилення 2 створюють вакуум. Сплав розтоплюють в тиглі 3, який знаходиться в сосуді високого тиску 5 (тиск вище атмосферного). В сосуді присутня деяка кількість газу (зазвичай водню), що добре розчиняється в даному сплаві. В розтоп занурюють керамічну трубку, відкритий кінець якої виведений у верхню вакуумовану камеру розпилення. Рідкий метал піднімається по трубці вгору та потрапляє в камеру де і відбувається розпилення. Розпилення іде як за рахунок різкого перепаду тиску, так і за рахунок бурхливого виділення розчиненого в розтопі газу. Розпиленні краплі сплаву охолоджуються зі швидкістю  $10^3$  °C/с. Отримані частинки порошку через пристрій 7 потрапляють в контейнер 9.

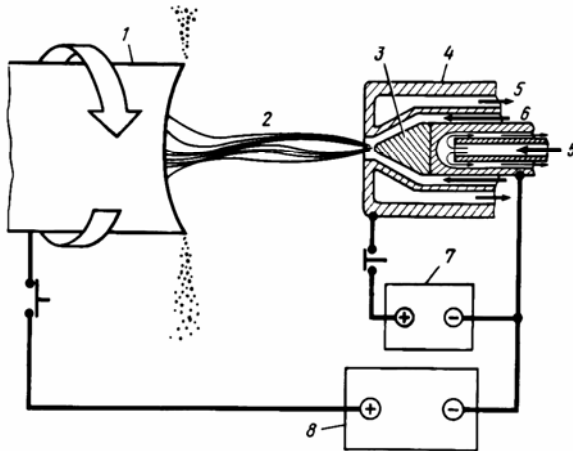


- 1 – до вакуумних насосів; 2 – камера-колектор порошку;  
 3 – тигель для топлення; 4 – запірна система; 5 – посуд високого тиску;  
 6 – джерело електроенергії; 7 – пристрій для стікання порошку;  
 8 – індукційна піч; 9 – контейнер для порошку

Рисунок 4.2 – Отримання порошку розпиленням в розчинному газі

#### 4.2.2 Метод розпилення електроду, що обертається

Схема методу наведена на рис.4.3. Виготовлений із жароміцного сплаву електрод *1* швидко обертається в камері з інертною атмосферою. За допомогою джерел *7* та *8* між рухомих електродом і нерухомих вольфрамовим електродом *3* створюють електричну дугу. В зону дуги подається гелій *6*, що приводить до утворення гелієвої плазми. Плазма розтоплює торець рухомого електроду і під дією відцентрових сил краплі розтопленого жароміцного сплаву розлітаються та кристалізуються у вигляді сферичних частинок порошку. Розпилення може відбуватися і без гелієвої плазми, 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

Особливості відцентрового розпилення – високі швидкості охолодження (до  $8 \cdot 10^6$  °C/с) та вузький інтервал розподілу частинок отриманого порошку за розміром. Сутність технології: розтопленний в індукційній печі жароміцний сплав акуратно та дозовано розливають на поверхню мідного диска, що швидко обертається. Шар рідкого металу на периферії диска прискорюється та кристалізується з утворенням порошинок сферичної форми. Завдяки розпиленню частинок порошку вертикальним струменем інертного газу (гелію) відбувається їх високошвидкісне охолодження.

### 4.3 Ущільнення порошку

Щоб звести забруднення порошинок до мінімуму частинки перед ущільненням зберігають в інертному або контрольованому середовищі.

Десорбція поверхневих газів в порошках можлива в широкому діапазоні температур. При цьому виділяються шкідливі

сполуки  $\text{H}_2\text{O}$ ,  $\text{CO}$ ,  $\text{CO}_2$  і  $\text{CH}_4$ . Десорбція з поверхні починається при  $100\text{ }^\circ\text{C}$  для  $\text{H}_2\text{O}$  і триває приблизно до  $600\text{ }^\circ\text{C}$  для  $\text{CO}$  (так звана пікова десорбція). Гази, що виділяються, зберігають в кінцевому продукті первинні границі між частинками порошку та погіршують властивості порошкових матеріалів. Тому всі операції по ущільненню порошоків проводять в інертному середовищі та з одночасним відкачуванням газів.

Перед ущільненням порошок у вакуумному середовищі завантажують у відкачуваний металевий контейнер, який потім використовують для ущільнення. В цьому контейнері може проводитися як нагрівання так і охолодження порошку. Після завантаження заповнений і вакуумований контейнер щільно закривають і на цьому підготовку порошку до консолідації завершують.

## **4.4 Методи консолідації порошку**

### **4.4.1 Гаряче ізостатичне пресування (ГІП)**

При гарячому ізостатичному пресуванні контейнер з ущільненим порошком нагрівають в замкненому газовому середовищі до температури вище або нижче температури розчинення  $\gamma'$ -фази. Вибір температури залежить від розміру зерна, який необхідно отримати. При цій температурі контейнер з порошком витримують до 10 годин в умовах підвищеного тиску зовнішнього газу ( $\sim 100$  МПа). Комбінована дія температури та тиску і приводить до ущільнення порошку.

Основна мета ГІП, як і будь якого іншого методу, – отримати абсолютно щільний матеріал із структурою без слідів первинних границь між вихідними частинками порошку. Якість консолідації при ГІП залежить від температури та тиску. Змінюючи ці параметри можна змінювати домінуючий механізм консолідації: або шляхом швидкої пластичної деформації частинок порошку або за рахунок їх повзучості. Співвідношення цих механізмів впливає на ступінь збереження в мікроструктурі готового виробу первинних границь між частинками вихідного порошку.

Деякі деталі після ГІП піддають термообробці, що покращує їх властивості.

#### 4.4.2 Гаряче компактування та екструзія

Технологія консолідації порошку методом гарячого компактування при температурах нижче температури розчинення  $\gamma'$ -фази з подальшою екструзією є найбільш розповсюдженою в промисловості. Сутність процесу – порошок, що знаходиться в контейнері, попередньо піддають гарячому пресуванню в закритій матриці, інколи гарячому ізостатичному пресуванню. Спресований порошок (зі щільністю масивного матеріалу  $> 95\%$ ) для отримання абсолютно щільної заготовки піддають гарячій екструзії з коефіцієнтом близько 6:1.

Після екструзії при температурах, нижчих за температуру розчинення  $\gamma'$ -фази, заготовка має рекристалізовану дрібнозернисту структуру. В структурі майже повністю відсутні первинні границі між частинками порошку і сліди дендритної будови вихідного порошку. На якість отриманої структури впливає розмір вихідного порошка та технологія його приготування.

Екструзія від ГПП відрізняється швидкістю процесу. В першому випадку декілька секунд, в другому – декілька годин, що і пояснює відмінність структури після консолідації.

Значний ступінь стискання при екструзії приводить до отримання дуже витягнутих (деформованих) порошкових частинок. Тому після екструзії утворюється дрібнозерниста структура. При подальшому нагріванні розмір зерна значно збільшується. Для порівняння, після ГПП порошокинки мають рівноосну форму. Після консолідації розмір зерен в частинках більший ніж до консолідації.

#### 4.5 Механічні властивості порошкових сплавів

Механічні властивості порошкових сплавів, отримані при статичних випробуваннях на розтягування, повзучість і довготривалу міцність безпосередньо пов'язані зі складом сплаву і його структурою. На структуру впливають розмір частинок порошку, метод консолідації та режим термообробки. В табл. 4.2 наведені механічні властивості деяких жароміцних сплавів (хімічний склад див. в табл.4.1), отриманих порошковою металургією.



Таблиця 4.2 – Механічні властивості порошкових жароміцних сплавів

Сплав	Розтягування				Довготривала міцність		
	t, °C	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ %	t, °C	$\sigma$ , 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***	649	1324	979	25,6	760	634	89

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

#### 4.5.1 Вплив структури (розміру зерна)

Характерна особливість порошкових жароміцних сплавів – дрібнозерниста однорідна структура. Розмір зерна в сучасних порошкових сплавах знаходиться в межах 7...12 балів ASTM. Подрібнення зерна приводить до збільшення міцності згідно співвідношенню Холла-Петча і пластичності при розтягуванні.

При дуже дрібному зерні в заготовках з порошкових жароміцних сплавів спостерігається явище надпластичності (висока пластичність в умовах низьких напружень при пластичному деформуванні). Наприклад, при випробуваннях на розтяг при температурі 980...1000 °C значення  $\delta$  для сплаву типу IN-100 становить понад 1300%, для Astroloy~750% і для Vaspalloy – 600%. Явище надпластичності використовують при виготовленні турбінних дисків.

Випробування при температурі 730 °C під навантаженням 700 МПа показали, що спеціальна термічна обробка (гартування 1180 °C, 4 години, масло + старіння, 650 °C, 24 години + старіння, 760 °C, 8 годин) сплаву IN-100, що знаходиться в стані надпластичності, підвищує його довговічність майже в 5 разів.

#### 4.5.2 Вплив термічної обробки

Властивості жароміцних сплавів після термообробки залежать від розміру зерна. Наприклад, підвищення температури гомогенізації сплаву Rene95 (порошок отримано методом електро-

ду, що обертається, з подальшою екструзією з коефіцієнтом обтискання 12:1) з 1120 до 1200 °С приводить до п'ятиразового підвищення довговічності до руйнування. Але границя текучості  $\sigma_{0,2}$  при цьому знижується на 18%. Це пояснюється тим, що при нагріванні вище температури 1154° С (вище лінії сольвус) відбувається розчинення розташованих по межах зерен виділень  $\gamma'$ -фази та ріст зерна. Якщо необхідно зберегти достатньо невеликий розмір зерен, то температуру гомогенізації обирають дещо нижче лінії сольвус.

При охолодженні з температури гомогенізації відбувається виділення зміцнювальної  $\gamma'$ -фази. Властивості порошкових жароміцних сплавів, в структурі яких присутня  $\gamma'$ -фаза, дуже чутливі до швидкості охолодження з температури гомогенізації. Швидкість же охолодження залежить від середовища та товщини поперечного перетину виробу. В залежності від швидкості охолодження змінюється розмір частинок  $\gamma'$ -фази і, відповідно, характеристики міцності при розтягуванні та повзучості. Чим більша швидкість охолодження, тим менше розмір частинок  $\gamma'$ -фази, а її розподіл за об'ємом більш рівномірний. Повільне охолодження приводить до втрати міцності, але до росту пластичності.

### 4.5.3 Дефекти та їх роль

На різних етапах виробництва жароміцних порошкових матеріалів можливе утворення дефектів. Природа і розподіл цих дефектів залежать від розміру частинок порошку і способу консолідації порошку. Типові дефекти в порошкових сплавах: керамічні вclusions, скупчення керамічних включень, первинні порошкові границі і пори.

Керамічні вclusions бувають першого і другого типу. До дефектів першого типу відносяться одиночні керамічні вclusions (часто крупного розміру), до дефектів другого типу – скупчення дрібних керамічних включень. Вclusions обох типів потрапляють в сплав або з тигля, або з розливного ковша, або із сопла для розпилення. Хімічний склад включень залежить від типу вогнетрива. Розмір керамічних включень обмежений розміром отворів сита, через який просіюють порошок, і практично не змінюється в процесі гарячого ізостатичного пресування. Середня пло-

ща частинок керамічних включень становить близько  $6500 \text{ мкм}^2$  і лише іноді досягає  $32000 \dots 65000 \text{ мкм}^2$ .

Первинні порошкові границі – дефекти третього типу. Це «розмиті» дефекти які, як правило, займають набагато більший об'єм жароміцного сплаву, ніж дефекти першого та другого типу. До дефекті третього типу відносяться дрібні оксидні або карбідні включення, які навколо поверхні вихідної частинки порошку утворюють напівбезперервну сітку. Ці включення скупчуються навколо домішкових частинок, які вважаються центром забруднення. На фрактограмі втомного зламу дефекти типу первинних порошкових границь утворюють порожнини, що мають вигляд куль або западин. Поява дефектів третього типу пов'язана з процесом ГП. В залежності від природи та кількості домішкових частинок дефекти третього типу можуть розповсюджуватися на область площею від декількох десятків до сотні тисяч квадратних мікрометрів.

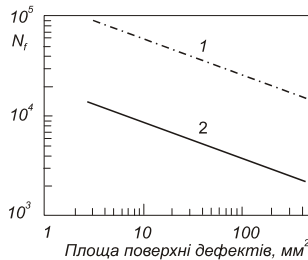
Екструзія порошкової заготовки при температурі вище температури розчинення  $\gamma'$ -фази може привести до виділення частинок карбідів на поверхні порошинок. На повздовжньому перетині пресованої заготовки карбіди мають вигляд «намиста», що оточує кожну частинку порошка, витягнуту вздовж напрямку деформації. Вважається, що це карбіди  $M_6C$ , які виділилися на поверхні частинок ще до ущільнення. При ущільненні такі карбіди залишаються на поверхні. Наступна термічної обробки на твердий розчині не приводить до їх розчинення. Виділення карбідів на поверхні порошинок збіднює внутрішню структуру порошинок на вуглець. Це зменшує кількість карбідів на межах зерен всередині частинок. Крім того, самі карбіди, які є крупними частинками, негативно впливають на механічні властивості.

Утворення після екструзії витягнутої структури з «намистами» карбідів приводить до анізотропії властивостей. Так, характеристики пластичності  $\delta$  і  $\psi$  в поперечному напрямку в 4...5 разів менші, ніж в повздовжньому. Крім того, більш ніж в 3 рази знижується довговічність при випробуванні на повзучість та зменшується короткотривала міцність. Таким чином, дефекти типу первинних порошкових границь значно погіршують властивості порошкових жароміцних сплавів.

При розпиленні порошків в атмосфері аргону інколи може відбуватися захоплення частинками порошку атомів аргону, що приводить до появи в порошкових матеріалах пор або дефектів четвертого типу. Площі цих дефектів в матеріалі, виготовленому з порошку з фракцією помолу 150 меш, рідко перевищують  $6000 \text{ мкм}^2$ . В матеріалі, виготовленому з порошку більшої фракції, пори можуть бути значно крупнішими, а розкид значень довговічності при випробуваннях на малоциклову втому значно більший.

Неповний зв'язок між частинками порошку при ущільненні також може привести до появи пор (або пустот).

При випробуваннях на малоциклову втому ступінь впливу дефектів на довговічність залежить від їх розміру та розташування. На прикладі сплаву Rene95, отриманого методом ГП, показано як впливають дефекти на довговічність (рис.4.4). Випробування проводили при  $540^\circ\text{C}$ . Маючи однаковий розмір дефекти, які розташовані всередині матеріалу, приводять не до такого значного погіршення властивостей, як поверхневі дефекти. Це пояснюється відсутністю 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 Rene95

Випробування на малоциклову втому показали позитивний вплив кування на довговічність консолідованого порошкового сплаву. Так, для сплаву Rene95 значне підвищення довговічності спостерігається при ступенях деформації менших 1%. Сприятливий вплив кування пояснюється більш рівномірним розподілом дефектів за об'ємом, зменшенням їх розмірів, а також подрібнен-

ням зерна. При певному режимі термомеханічної обробки (кування) можна значно знизити або взагалі виключити шкідливий вплив дефектів третього типу.

#### **4.6 Особливості використання порошкових сплавів**

Головні особливості порошкових сплавів, які ускладнюють їх використання:

- висока чутливість порошкових сплавів до наявності навіть незначної кількості дефектів;
- проведення термомеханічної обробки, особливо для відповідальних деталей, з метою нейтралізації впливу дефектів;
- для регулювання максимального розміру дефектів необхідно використовувати дуже дрібний порошок, що знижує продуктивність;
- необхідно чітко дотримуватись всіх технологічних операцій виготовлення виробу, включаючи режими термомеханічної обробки;
- висока собівартість виробів;
- обмежені можливості методів неруйнуючого контролю, що не дозволяє використовувати методи порошкової металургії для виготовлення виробів складної форми.

При написанні четвертого розділу була використана література [3], [4], [16], [17].

## 5 ДИСПЕРСНЕ ЗМІЦНЕННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ

### 5.1 Загальні відомості

Щоб забезпечити високі службові характеристики структура жароміцних сплавів 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 жароміцних сталях та сплавах з дисперсійним твердінням ці вимоги забезпечують зміцнювальні фази, що виділяються при старінні з пересиченого твердого розчину. Складне легування твердого розчину (матриці) гальмує дифузійні процеси і уповільнює коагуляцію зміцнювальних частинок при високих температурах. Сучасні жароміцні сплави з дисперсійним твердінням мають зазвичай нікелеву основу, зміцнені дисперсними частинками інтерметалідної  $\gamma'$ -фази типу  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  та здатні довгий час працювати при температурах до  $1000 \dots 1100$  °С. Подальше підвищення жароміцності нікелевих сплавів за рахунок легування обмежено, тому що ускладнення хімічного складу приводить до втрати технологічності.

Дисперсне зміцнення, на відміну від дисперсійного твердіння, здатне забезпечити високий і стабільний рівень жароміцності до температур  $1200 \dots 1300$  °С, тобто до температур при яких в сплавах з дисперсійним твердінням відбувається коагуляція і розчинення зміцнювальних інтерметалідних фаз. Сутність дисперсного зміцнення полягає в штучному введенні в матрицю сплавів дисперсних частинок важкотопких оксидів, які майже не взаємодіють з матрицею до температури топлення. Таким чином, дисперсно зміцненні сплави – це композиційні матеріали зміцнені дисперсними частинками важкотопких сполук, головним чином оксидів, які не розчиняються і не коагулюють в металевій матриці (основі) сплаву при робочих температурах.

Теоретичний розрахунок границі міцності ( $\sigma_s$ ) і швидкості повзучості дисперсно зміцнених сплавів базується на припущенні, що сколююче напруження, яке виникає при утворенні скупчень дислокацій біля дисперсних частинок і деформації цих час-

тинок, приводить до повзучості. Тоді  $\sigma_s$  залежить від напруження  $F$ , яке призводить до деформації дисперсних частинок. Воно розраховується за формулою:

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

де:  $\mu^*$  – модуль зсуву матеріалу частинок;  
 $c$  – стала.

З урахуванням цього:

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

де:  $\mu$  – модуль зсуву матеріалу основи;  
 $b$  – вектор Бюргера;  
 $\lambda$  – відстань між частинками

На стадії сталої повзучості і незначного напруження дислокації «обходять» включення, переповзаючи з однієї площини ковзання в іншу. Тоді швидкість повзучості розраховується за формулою:

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

де  $\sigma$  – поверхнева енергія межі розділу;  
 $D$  – коефіцієнт дифузії;  
 $k$  – стала Больцмана;  
 $h$  – розмір дисперсних частинок.

При значних напруженнях навколо частинок утворюються дислокаційні петлі, дифузія вакансій до лінії дислокації або від неї сприяє переповзанню дислокаційних петель. Тоді швидкість повзучості розраховується за формулою:

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

Дисперсно зміцненні сплави відрізняються від сплавів з дисперсійним твердінням структурою, складом, методами виготовлення, а також підвищеною структурною та термічною стабільністю, і відповідно більш високим значенням довготривалої міцності при підвищених температурах.

Особливістю вимог до дисперсно зміцнених сплавів є рівномірний розподіл в матриці ультратонких частинок оксидної зміцнювальної фази. Таке можна досягти лише об'єднуючи специфічні способи отримання порошків та виробів з них.

Технологія виготовлення виробів з дисперсно зміцнених сплавів складається, як правило, з трьох стадій: підготовка порошків, формування заготовок, гаряча обробка тиском (екструзія, волочіння, пресування, прокатування) сформованих заготовок.

Важливим при отриманні дисперсно зміцнених сплавів є вибір зміцнювальної фази, визначення її об'ємного вмісту і методу введення, розробка раціональних режимів деформації і термічної обробки. При виборі зміцнювальної фази необхідно враховувати її термодинамічні властивості, взаємодію з матрицею та інші параметри, які можуть вплинути на експлуатаційні характеристики обраної композиції. Рівномірний розподіл складових сплаву визначається технологічними можливостями.

## 5.2 Вимоги до матеріалу матриці і зміцнювальної фази

При виборі матриці дисперсно зміцненого сплаву необхідно зважити на наступні характеристики матеріалу:

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

Вказаним вимогам відповідають Al, Cu, Ni, Fe, Co, Cr, W, Mo-пермалой і інші.

Вимоги до зміцнювальної фази дисперсно зміцнених сплавів, що забезпечують необхідні властивості:

- висока температура топлення ( $t_{\text{топ}} > 1000$  °C);
- твердість;
- підвищена вільна енергія утворення;
- висока дисперсність (з питомою поверхнею більше  $10$  м<sup>2</sup>/г);
- не коалесціювати в процесі отримання і експлуатації;



- низькі значення швидкості дифузії компонентів в металеву матрицю;
- відрізнятися малою розчинністю в матриці;
- відсутність поліморфних перетворень;
- не окислюватися;
- добре змочуватися металом матриці, тобто мати хорошу сумісність або відповідну міжфазну енергію на межі з основою;
- високий модуль пружності.

Теплота утворення – одна із важливіших характеристик зміцнювальної фази. Її зростання приводить до збільшення термічної стабільності дисперсно зміцненого сплаву і, відповідно, до підвищення жароміцності.

В табл.5.1 наведені значення теплоти утворення ( $\Delta H$ ) найбільш відомих сполук, що використовують як зміцнювальні фази. Видно, що найбільш перспективними зміцнювальними фазами є оксиди  $Al_2O_3$ ,  $ThO_2$ ,  $SiO_2$ ,  $CeO_2$ . Вони, порівняно з іншими важко-топкими сполуками, мають більш високі значення вільної енергії утворення.

Таблиця 5.1 – Теплота утворення різних сполук

Сполука	$CuAl_2$	$Ni_3Ti$	$Ni_3Al$	$Cr_7C_3$	$TiC$	$AlN$	$HfN$	$Be_3N_2$	$MgO$	$SiO_2$	$CeO_2$	$ThO_2$	$Al_2O_3$
$\Delta H$ , ккал/моль	0,5	33,4	37,5	42,5	43,9	76,5	88,2	134,7	143,7	210,2	260,2	293,2	400

Максимальний зміцнювальний ефект спостерігається при умові, якщо частинки пластичної основи (матриці) мають розмір 0,1...1,0 мкм, а частинки зміцнювальної фази – 0,01...0,05 мкм, при цьому відстань між частинками становить 0,1...0,5 мкм.

Необхідний граничний об'ємний вміст зміцнювальних частинок в сплаві можна визначити з формули:

$$L = \frac{d}{\frac{I}{(1,9If)^{1/2}} - 1}$$

де:  $L$  – відстань між центрами частинок;

$d$  – діаметр частинок;

$f$  – об'ємна частка частинок.

Найбільш ефективне зміцнення в дисперсно зміцнених сплавах відбувається при об'ємному вмісті зміцнювальної фази 5...10 %, на відміну від сплавів з дисперсійним твердінням, в яких об'ємна частка зміцнювальної фази доходить до 60 %.

### 5.3 Отримання дисперсно зміцнених матеріалів

Одна з основних операцій, від якої залежить однорідність порошкової суміші, її чистота, фізико-технічні властивості та тип структури дисперсно зміцнених сплавів є спосіб змішування компонентів.

Далі розглянуті методи отримання порошків та заготовок з дисперсно зміцнених сплавів.

#### 5.3.1 Механічне змішування порошків основного металу і зміцнювальної фази

Це найпростіший метод отримання дисперсно зміцнених сплавів. Сутність методу полягає в механічному змішуванні тонкого порошку металевію основи з ще більш тонким порошком оксиду. Вимоги до таких сумішей: розмір частинок зміцнювальної фази 0,3...0,01 мкм, а металевію основи – менше 0,5 мкм. В цьому випадку частинки оксиду рівномірно розподіляються по всій структурі сплаву.

Методом механічного змішування отримують нікелеві сплави зміцненні частинками  $Al_2O_3$ ,  $ThO_2$ ,  $SiO_2$ ,  $Zr_2O_3$ . Вміст зміцнювальної фази 3...15%. Для змішування порошків металу і оксиду використовують високошвидкісні методи, наприклад, змішування в кульових млинах. Згідно технології порошкової металургії після гідростатичного пресування проводять гарячу обробку тиском.

Різновид механічного змішування – «хімічне змішування». Сутність такого методу: металевий порошок змішують з розчином солі оксиду, яка при перемішуванні затвердіває. Розчинник

видаляють підвищенням температури при подальших процесах. Хімічне змішування певною мірою виключає вплив різниці у формі, розмірах і густині компонентів, що змішуються. Цей спосіб використовують для отримання порошкової суміші Ni–ThO<sub>2</sub>. Порошок нікелю змішується з розчином нітрату торія в метиловому спирті. В результаті екзотермічної реакції отримують абсолютно суху суміш.

### **5.3.2 Механічне змішування порошків оксидів металу і зміцнювальної фази**

Порошки оксидів матриці і оксидів зміцнювальної фази добре перемішують. Після перемішування здійснюють вибіркове відновлення оксидів матриці. Наприклад, композицію з порошків оксидів Ni (0,1 мкм) та 10% порошків Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (0,2 мкм) механічно змішують. На наступному етапі суміш порошків оброблюють воднем і оксиди Ni відновлюють до металевого стану (Ni). Потім отриману суміш порошків Ni та частинок Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> піддають пресуванню і гарячому екструдуванню в оболонці. В результаті отримують нікелеву матрицю з вкрапленнями частинок зміцнювальної фази Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Зниження характеристик жароміцності цього сплаву може бути пов'язано із збільшенням розміру частинок Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> в твердому розчині нікелевої матриці.

### **5.3.3 Сумісне осадження солей і подальше відновлення металу основи**

Цей метод порівняно із механічним змішуванням забезпечує більш рівномірний розподіл частинок оксиду в матриці. Сутність методу полягає в сумісному хімічному осадженні водних розчинів солей хлоридів, нітратів, сульфатів основного металу (Ni, Co, Fe...) та металу, який утворює оксид (Al, Si, Be). При додаванні їдких лугів, шавлевої або мурашиної кислоти до суміші розчинів солей основного металу і металу зміцнювального оксиду утворюється осад відповідних солей. Осад промивають, висушують та нагрівають до температури розкладу на оксид основного металу і важкотопкий оксид. Отриману суміш оксидів нагрівають у водні для відновлення оксиду основного металу. Потім суміш, згідно технології порошкової металургії, пресують, спікають і оброблюють тиском. Цим методом отримують суміші Cu–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, Cu–MgO.

### 5.3.4 Поверхнєве окислення порошку основного металу

Сутність методу: утворення на частині порошку з певного металу тонкої, міцно зчепленої з порошинкою, важкотопкої оксидної плівки. Порошок попередньо отримують розпиленням рідкого металу, потім порошинки розмелюють і комкують в кислотному середовищі в кульових млинах. Суміш окислених і неокислених порошоків ущільнюють методами порошкової металургії (пресування, спікання і гаряча екструзія). Таким способом отримують спечені алюмінієві порошки (САП)  $Al-Al_2O_3$ .

### 5.3.5 Внутрішнє окислення

Сутність методу: вибіркєве окислення хімічного елементу, розчиненого в твердому розчині низьколегованого сплаву. При внутрішньому окисленні утворюється оксид, що рівномірно розподілений в металевій матриці. За металеву матрицю обирають метали Ag, Cu, Ni і Fe, які порівняно легко відновлюються. Вихідний матеріал, що має вигляд тонких пластин або порошинок сплаву та містить біля 5% легувального елементу, що створює важко топкий оксид, відпалюють в окисному середовищі. Рівномірний розподіл дисперсних частинок важкотопкого оксиду розчиненого елементу в металевій матриці можна досягти тільки у випадку, якщо енергія його утворення значно більша за енергію утворення оксиду матриці.

Умови ефективного проходження процесу внутрішнього окислення:

- метал матриці повинен розчиняти кисень хоча б в невеликих кількостях;
- швидкість дифузії кисню повинна бути значно більшою ніж швидкість дифузії легувального елементу, що забезпечує рівномірний розподіл зміцнювальної фази;
- тиск кисню в системі при температурі окислення повинен бути меншим ніж рівновагова пружність дисоціації оксиду металу матриці, що попереджає додаткове поверхнєве окислення;
- висока температура окислення, що забезпечує достатню швидкість дифузії кисню в сплаві.

Внутрішнім окисленням отримують досить рівномірний розподіл зміцнювальної фази. Цей метод застосовують до дрібнозернистого порошку малолегованих твердих розчинів.

### 5.3.6 Метод механічного легування

Механічне легування – твердофазний процес (тобто без топлення). В потужному кульовому млині в заданій пропорції перемішують частинки початкових компонентів або готової лігатури і частинки оксидів. Розмір частинок лігатури коливається в межах 2...200 мкм. Розмір частинок оксидів < 10 мкм. При дробленні енергія від куль або дисипує в тепло, або, при зіткненні куль з частинками порошку, передається цим частинкам. Взаємні зіткнення частинок приводять до їх злипання, пластичної деформації і руйнування. Дроблення проводять в інертному середовищі, тому злипання і руйнування частинок відбувається по атомарно-чистих поверхнях. Процес дроблення достатньо тривалий (до 24 годин). Отримання 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% об'єму сплаву. Приготований механічним легуванням порошок має голчасту або пластинчасту форму. Далі порошок піддають пресуванню.

В табл.5.2 наведені типові порошкові сплави, отримані механічним легуванням. Матриці сплавів: сплав МА-754 – твердий розчин на основі нікелю, сплав МА-956 – легований ферит, інші – зміцнені нікелеві сплави. Сплав МА-6000 порівняно із сплавами МА-754 і МА-956 має більшу міцність при середніх температурах.

Таблиця 5.2 – Хімічний склад сплавів для механічного легування, % (мас.)

Сплав	Fe (Co)	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Ta	B	Zr	C	Y <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
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
IN-853	-	осн.	20	-		1,5	2,5	-	0,07	0,067	0,06	2,5
WAZ-20	-	осн.	-	-	18	7,0		-	-	1,5	0,15	1,6
B-1900	(10)	осн.	8	6,0	-	6,0	1,0	4,3	≤0,015	0,08	0,1	2,0

### 5.3.7 Особливості отримання заготовок з порошків

Обробка порошків дисперсно зміцнених сплавів не потребує використання інертного середовища. Порошок цих сплавів піддають попередньому холодному компактуванню до повної щільності (приблизно 80%). Для цього використовують одноосьове або холодне ізостатичне пресування. Найбільш розповсюджений спосіб отримання заготовок з порошкових дисперсно зміцнених сплавів – гаряча екструзія. Компактовану масу або сипучий порошок нагрівають в металевому контейнері до температури екструзії з метою отримання абсолютно щільного стану. Одержана після екструзії заготовка внаслідок рівномірного розподілу оксидів має дуже дрібнозернисту структуру. Заготовку можна використовувати в термообробленому стані чи піддавати куванню. Завершальною операцією технології отримання заготовки є рекристалізація (часто спрямована), в результаті якої ростуть подовжені (із значним відношенням довжини до ширини) і дуже стабільні (внаслідок зміцнення меж інертними оксидами) зерна. Такий розмір зерен і їх переважна спрямованість забезпечують високотемпературну стабільність і міцність цих матеріалів. Температура рекристалізації становить приблизно 1260 °С.

### 5.4 Особливості структури дисперсно зміцнених сплавів

В нікелевих сплавах з дисперсійним твердінням об'ємна частка зміцнювальної  $\gamma'$ -фази типу  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  зазвичай досягає 40...60% і для забезпечення ефективного зміцнення між кристалічними ґратками зміцнювальної фази та матриці повинен зберігатися когерентний зв'язок. На відмінну від цього в дисперсно зміцнених сплавах об'ємний вміст зміцнювальних фаз рідко перевищує 5% і ці фази некогерентні матриці.

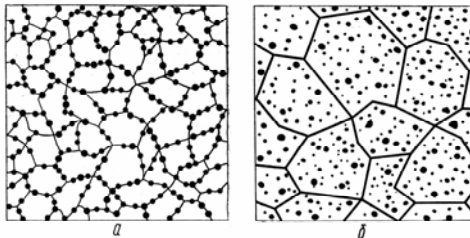
Високий рівень жароміцності дисперсно зміцнених сплавів забезпечується не тільки наявністю стабільної зміцнювальної фази, а і стабільністю специфічної структури, яка формується в процесі пластичної деформації. Наприклад, ефект зміцнення в дисперсно зміцненому нікелі за рахунок структурних чинників (розмір, форма зерен або комірок, спрямованість меж зерен) може на порядок перевищувати ефект зміцнення від наявності в структурі високодисперсних стабільних частинок.

В дисперсно зміцнених сплавах як і в сплавах з дисперсійним твердінням також можна отримати спрямовану структуру, що підвищує їх жароміцність. Проте в сплавах з дисперсійним твердінням коагуляція і розчинення зміцнювальних фаз дестабілізує спрямовану структуру, а в дисперсно зміцнених сплавах така структура стабілізована інертними по відношенню до матриці зміцнювальними частинками і зберігається до температур, близьких до температур топлення.

Зміцнювальні фази важкотопких оксидів забезпечують стабільність мікрогетерогенної структури дисперсно зміцнених нікелевих сплавів. Частинки оксидів надзвичайно дисперсні і їх укрупнення не спостерігається майже до температури топлення матриці. Єдиний механізм укрупнення – коалесценція зміцнювальної фази внаслідок руху частинок як цілого, на стадіях отримання сплаву або пересування їх разом з рухомою межею зерна при високотемпературній повзучості.

Максимальну стабільність в нікелі і його сплавах має двоокис торія. Проте, торій токсичний метал і замість нього можна використовувати гафній, цирконій, ітрій і інші елементи, які утворюють важкотопкі оксиди.

В дисперсно зміцнених сплавах зазвичай співіснують два типи структур, показаних на рис.5.1. Для агрегатної структури характерен зв'язок частинок зміцнювальної фази з межами зерен матриці, що мають різну кристалографічну орієнтацію (рис.5.1, а). В дисперсній структурі (рис.5.1, б) частинки зміцнювальної фази знаходяться в орієнтованій матриці зерна з певною кристалографічною орієнтацією. Отримання тієї чи іншої структури залежить від способу отримання порошкових сумішей.



а – агрегатна; б – дисперсна

Рисунок 5.1 – Схеми різних типів структур в дисперсно зміцнених сплавах

Формування, спікання і термічна обробка дисперсно зміцнених сплавів повинні зберігати дисперсність і характер розподілу зміцнювальної фази. В деяких випадках подрібнення частинок при пресуванні, порівняно з параметрами початкових порошкових сумішей, може суттєво поліпшити структурні параметри.

Створення стабільної дислокаційної структури при отриманні дисперсно зміцнених сплавів дозволяє підвищити їх міцність і зберегти пластичність.

В дисперсно зміцнених сплавах блокування меж зерен і стиків субзерен оксидними частинками підвищує стійкість до рекристалізації, стабільність властивостей при повторних нагрівах і нестационарному навантаженні. Це також пояснює відсутність різкого зменшення при нагріванні до температур, близьких до температури топлення матриці.

Підвищити властивості дисперсно зміцнених сплавів при кімнатній і середніх температурах можна додатковим легуванням нікелевої матриці Cr, Mo-пермалоем, W, Ti, Al. Тоді при нагріванні до температур 900...1000 °C зміцнення забезпечують інтерметаліди, а при більш високих температурах, коли інтерметаліди починають розчинятися в матриці, – дисперсні оксиди. Поєднання двох механізмів зміцнення в одному матеріалі згладжує температурну залежність характеристик міцності, але сплави цього типу не можуть поєднувати в собі характеристики кращих сплавів з дисперсійним твердінням та дисперсно зміцнених. Це пояснюється тим, що підвищення об'ємної частки інтерметалідної зміцнювальної фази призводить до втрати пластичності, що не дозволяє сформувати оптимальну спрямовану структуру при деформаційно-термічній обробці. Якщо об'ємна частка інтерметалідних включень знаходиться на рівні, який ще дозволяє застосувати ефективну деформаційно-термічну обробку, то не можна повною мірою реалізувати значне зміцнення за рахунок дисперсійного твердіння.

### **5.5 Характеристики дисперсно зміцнених сплавів на основі нікелю**

Жароміцність дисперсно зміцнених сплавів на нікелевій основі забезпечується, зокрема, введенням в нікель 2...5% таких важкотопких кисневих сполук як ThO<sub>2</sub>, HfO<sub>2</sub>, Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Підвищенню



жароміцності сприяє: отримання оптимальної дислокаційної структури матриці; дисперсність зміцнювальних частинок та певна відстань між ними; застосування термомеханічних режимів обробки – холодної деформації і високотемпературного відпалу.

Отримання сплавів системи Ni–Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> передбачає наступні технологічні операції: механічне змішування порошків; відновлення у водневій печі (у випадку необхідності); спікання; пресування. Збільшення вмісту Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (від 5 до 20%) приводить до зменшення розмірів зерен та субзерен, які утворюються в процесі спікання. Дисперсні включення, розташовуючись по межах зерен, перешкоджають зсуву одного зерна відносно іншого, що і підвищує довготривалу міцність сплавів. Атоми алюмінію блокують переміщення дислокацій на початкових стадіях рекристалізації та підвищують температуру початку рекристалізації. Дисперсні оксиди Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> стримують ріст зерен.

Рівномірний розподіл дисперсної фази сприяє підвищенню довготривалої міцності. Попередня холодна пластична деформація сплаву (наприклад, прокатування) приводить до збільшення густини дислокацій, що також підвищує довготривалу міцність.

При занадто високій температурі спікання (біля 1200 °С) спостерігається збільшення розмірів зерен і утворення скупчень оксидів, що знижує довготривалу міцність.

При отриманні сплавів системи Ni–ThO<sub>2</sub> послідовність технологічних операцій наступна: механічне змішування порошку карбонільного нікелю NiO і порошку Ni–ThO<sub>2</sub>; відновлення суміші в сухому водні при 450 °С, 20 годин; спікання при 600 °С, 2 години для відновлення оксидів нікелю та далі при 1100 °С, 2 години; екструзія при 1100 °С із ступенем обтискання 1:41; відпал при 1100 °С, 1 година.

Механічні властивості сплавів системи Ni–ThO<sub>2</sub> при 815 °С тим вищі, чим більша об'ємна частка ThO<sub>2</sub> та менше розмір включень. Проте, підвищення об'ємної частки включень ThO<sub>2</sub> призводить до збільшення їх розміру. Залізо та хром прискорюють коагуляцію включень при відпалі (1200 °С), що призводить до збільшення відстані між ними. А міцність сплаву при кімнатній температурі пропорційна  $\sim 1/d$ , де  $d$  – відстань між частинками. Сірка зменшує негативний вплив Fe.

Дисперсно зміцненні сплави на основі нікелю зберігають опір повзучості до температури 1200...1300 °С.

Позначення та хімічний склад поширених жароміцних дисперсно зміцнених сплавів: ВДУ-1 (98%Ni – 2%ThO<sub>2</sub>), в США має назву TD-нікель; ВДУ-2 (98%Ni – 2%HfO<sub>2</sub>); ВДУ-3 (Ni + 20%Cr + ThO<sub>2</sub>).

Дисперсно зміцненні сплави на основі легованого нікелю (ВДУ-3), порівняно із сплавами ВДУ-1 та ВДУ-2 на основі нелегованого нікелю, при температурах до 800 °С мають кращі показники міцності, однак при більш високій температурі поступаються пластичністю, хоча і виграють в жаростійкості.

Порівняння характеристик жароміцності різних марок промислових дисперсно зміцнених сплавів і нікелевих сплавів з дисперсійним твердінням наведено на рис.5.2 та в табл.5.3.

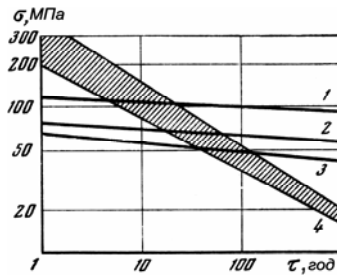


Рисунок 5.2 – Залежність довговічності від початкового напруження для дисперсно зміцнених нікелевих сплавів (1 – ВДУ-1, 2 – ВДУ-2, 3 – ВДУ-3) та нікелевих сплавів з дисперсійним твердінням (4) при температурі випробувань 1100 °С

Таблиця 5.3 – Тривала міцність сплавів ВДУ-1, ВДУ-2, ВДУ-3 та нікелевих сплавів з дисперсійним твердінням

Марка сплаву	Напівфабрикат	σ <sub>1000</sub> , МПа, при температурі, °С			
		900	1000	1100	1200
ВДУ-1	пруток	140	120	100	65
ВДУ-2	пруток	95	80	65	40
ВДУ-3	лист	105	85	65	40
ХН55ВМТКЮ	пруток	130	30	-	-
ЖС6	пруток	170	70	20	-
ЖС6У	пруток	255	100	24	-

З наведених даних та рис.5.3 видно, що дисперсно зміцненні нікелеві сплави, порівняно із нікелевими сплавами з дисперсійним твердінням, при кімнатній та помірних температурах мають гірші показники міцності, але при температурах 1000 °С і більше жароміцність дисперсно зміцнених сплавів вища.

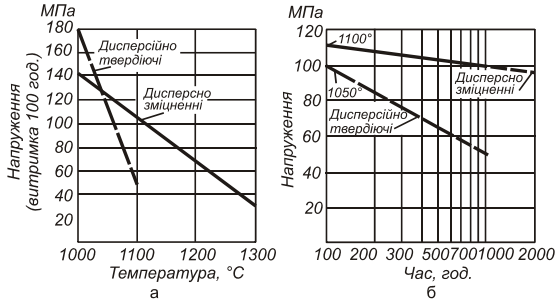
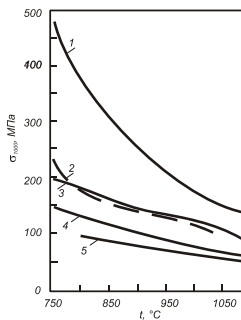


Рисунок 5.3 – Залежності довготривалої міцності дисперсно зміцнених нікелевих сплавів та нікелевих сплавів з дисперсійним твердінням від температури (а) і часу (б)

Найбільш високі показники жароміцності мають дисперсно зміцненні сплави, де матрицею слугує не чистий нікель (або твердий розчин на основі нікелю), а нікелеві сплави з дисперсійним твердінням. Порівняльні значення жароміцності таких сплавів (хім. склад див. табл.5.2) та сплаву TD-нікель (ВДУ-1) наведені на рис.5.4 (криві на графіку).



1 – МА6000; 2 – МА753; 3 – МА754; 4 – TD-Ni; 5 – МА956

Рисунок 5.4 – залежність довготривалої (1000 годин) міцності дисперсно зміцнених сплавів від температури

При температурах вище  $0,8T_{\text{top}}$  в сплавах з дисперсійним твердінням іде процес розблокування меж зерен і знеміцнення пришвидшується. На відміну від цього в дисперсно зміцнених сплавах навіть при високих температурах межі зерен залишаються заблокованими і темп знеміцнення залишається низьким. Швидкість деформації на другій стадії повзучості в дисперсно зміцнених нікелевих сплавах при температурах  $1000 \dots 1200 \text{ } ^\circ\text{C}$  повільна, чутливість до напружень мала.

Дисперсно зміцненні сплави нечутливі до перегрівів при експлуатації в нестаціонарних температурних режимах. Наприклад, тривала витримка напівфабрикатів із сплаву ВДУ-2 при  $1400 \text{ } ^\circ\text{C}$  (що становить  $0,97T_{\text{top}}$  матриці) не приводить до зниження характеристик міцності.

Технологічна пластичність дисперсно зміцнених сплавів доволі висока, тому обробку тиском із значним ступенем обтиснення можна проводити в широкому інтервалі температур.

При написанні четвертого розділу була використана література [3], [4], [16], [19], [20], [21].

## 6 ІЗОТЕРМІЧНЕ ШТАМПУВАННЯ

### 6.1 Загальні відомості

При гарячій обробці тиском високолегованих жароміцних сталей і сплавів важливо правильно обрати оптимальну температуру нагріву, оскільки при температурах поблизу верхнього інтервалу кування внаслідок активного розвитку збиральної рекристалізації відбувається інтенсивний ріст зерен. Оптимальний температурний інтервал деформації жароміцних сталей та сплавів встановлюють за допомогою діаграм пластичності. Для визначення температури кінця кування сталі використовують діаграми пластичності і рекристалізації. При цьому необхідно враховувати високу температуру початку рекристалізації і малу швидкість рекристалізації жароміцних сталей та сплавів.

Високолеговані жароміцні сталі і сплави на нікелевій основі мають низьку технологічну пластичність, що ускладнює об'ємне гаряче штампування. Необхідні властивості в поковках з цих матеріалів можна забезпечити тільки отриманням рівномірної структури з оптимальною величиною зерна.

Штампування високолегованих жароміцних сталей і сплавів при температурах утрудненої деформації, внаслідок неодноразових досягнень критичних ступіней деформацій і нагрівів, супроводжується ростом зерен, що неприпустимо, оскільки формування в поковках такої структури супроводжується різким зниженням міцності і пластичності.

Таким чином, якість процесу гарячої деформації жароміцних сталей та сплавів залежить від правильного вибору температури, швидкості і величини деформації, а також від чіткого дотримання цих параметрів.

В звичайних умовах деформації при перенесенні нагрітої заготовки від печі до деформуючого обладнання та укладанні в інструмент для подальшої деформації відбувається її охолодження. В таких умовах складно підтримувати оптимальний температурний режим гарячої обробки тиском. Охолодження заготовки приводить до підвищення опору деформації, збільшенню зусилля і роботи деформації. Наприклад, при зниженні температури штампування титанового сплаву VT5 з 900 до 800 °C необхідно збільшити зусилля штампування з 200 до 400 Н/мм<sup>2</sup>. Охолодження

приводить також до неоднорідності температури і показників міцності в об'ємі заготовки, що супроводжується зниженням пластичності та нерівномірною деформацією металу. Інтенсивність охолодження заготовки тим вища, чим більше відношення поверхні до об'єму. Крім того, штампування деталей з тонким і широким полотном, з вузькими і високими ребрами супроводжується певними труднощами.

Пришвидшенням деформації можна уникнути охолодження нагрітої заготовки. Проте підвищення швидкості деформації внаслідок зменшення часу проходження процесу рекристалізації збільшує опір деформації. Підвищення швидкості деформації також приводить до збільшення теплового ефекту роботи пластичної деформації і контактного тертя. Тепловий ефект роботи пластичної деформації локалізується в зонах найбільшої деформації заготовки. Це посилює нерівномірність текучості металу. Виділення тепла при контакті металу з інструментом приводить до підвищення температури поверхневого шару інструменту та до зниження його стійкості.

Охолодження компенсують нагрівом заготовки до більш високої температури, ніж необхідно для деформування. При цьому підвищується інтенсивність взаємодії металу з навколишнім середовищем: окалиноутворення, збіднення поверхневого шару легувальними елементами, насичення шкідливими домішками.

Підтримати температуру заготовки можна підігрівом штамп, нанесенням скляних і металевих покриттів на заготовку, використанням спеціальних касет для перенесення нагрітої заготовки від печі до пресу, вбудовуванням нагрівачів в деформуючий агрегат.

## **6.2 Сутність та переваги ізотермічного штампування**

Підігрів штампового інструменту – найбільш ефективний спосіб зменшення відведення теплоти від нагрітої заготовки. Підвищення температури штамп знижує зусилля деформації, збільшує однорідність деформації і полегшує заповнення металом вузьких порожнин штамп. Найкращих умов досягають при нагріванні інструменту до температури деформації. Охолодження нагрітої заготовки при цьому виключається, і умови деформації можна вважати близькими до ізотермічних.

Найчастіше для ізотермічного штампування використовують гідравлічні преси із змінною швидкістю плунжера в процесі деформації. Швидкість деформації в ізотермічних умовах може бути скільки завгодно малою, нижня границя швидкості обмежена продуктивністю процесу. Поєднання зменшення швидкості деформації з відсутністю охолодження заготовки приводить, порівняно із звичайним штампуванням, до зниження опору деформації.

Важлива перевага ізотермічної деформації – підвищена пластичність сплаву. Підвищення пластичності пояснюється більш повним знеміцненням та «заліковуванням» мікротріщин внаслідок дифузії при понижених швидкостях деформації. Наприклад, зменшення швидкості гарячої деформації титанового сплаву ВТЗ-1 з  $1,1 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$  до  $1,4 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$  (в 8 разів) приводить до збільшення відносного видовження на 30%, а відносного звуження на 100%.

Більш рівномірна деформація і більш ефективне використання мастила при ізотермічному штампуванні знижує зусилля деформації. Проте вплив кожного з вказаних чинників залежить від конфігурації та матеріалу деталі, умов деформації і т.ін.. В окремих випадках зусилля ізотермічного штампування, порівняно із зусиллям необхідним для звичайної деформації, може бути у декілька разів меншим.

Поєднання однорідності температурного поля заготовки із зниженням контактного тертя сприяє різкому підвищенню рівномірності деформації. Це особливо помітно при штампуванні деталей з великим відношенням площі поверхні до об'єму.

Зменшення пружних деформацій системи прес-штамп, зменшення коливань температури деформації, вища стабільність геометричних розмірів штампованих заготовок, зниження або відсутність залишкових напружень поковки, зменшення товщини дефектного шару, покращення якості поверхні штампованої заготовки дозволяють отримати після ізотермічного штампування заготовки достатньо високої точності.

Технологічні і техніко-економічні переваги ізотермічного штампування полягають в наступному:

- штампування деталей складної форми з тонкими полотнами і ребрами, виступами і порожнинами, різкими перепадами перерізів, вертикальними стінками і іншими елементами, отримання яких звичайним штампуванням неможливе або утруднене;

- усунення обмежень за допустимим ступенем деформації за один прохід;
- зменшення напуску, допусків, підвищення геометричної точності штампованих заготовок до ступеня, який характерен для обробки різанням; зменшення маси штампованої заготовки;
- зменшення кількості наступних операцій обробки різанням;
- зменшення витрат та підвищення коефіцієнта використання сплаву;
- зменшення зношення штампів і підвищення їх стійкості.

### **6.3 Обладнання та інструмент для ізотермічного штампування**

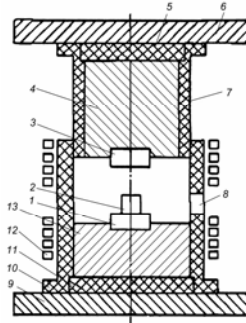
Гаряче штампування в ізотермічних умовах висуває певні вимоги до конструкції та матеріалів штампового оснащення, деформуємого обладнання. Для проходження процесу ізотермічного штампування необхідно забезпечити:

- нагрів інструменту до високої температури, постійність температури в процесі штампування;
- працездатність штампового оснащення в умовах тривалого нагрівання до температури деформації;
- надійну теплоізоляцію робочих частин преса і навколишнього простору від нагрітого 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 вмонтований штамповий блок з нагрівальним пристроєм.

Принципова схема штампового блоку для ізотермічного штампування наведена на рис. 6.1. Нижній 1 і верхній 3 штампи кріпляться відповідно до штампотримачів 13 і 4, які з'єднані через теплоізоляцію 11 і 5 з опорними плитами 9 і 6. Нижній нерухомий 10 і верхній рухомий 7 кожухи виконують теплоізоляційну функцію. Кожух 7 при підйомі повзуна вгору з кожуха 10 не виходить, що і забезпечує збереження тепла. Штампи нагрівають, наприклад, за допомогою індукторів 12, завантаження і вивантаження заготовок 2проводять через спеціальне вікно 8.





- 1 – нижній штамп; 2 – заготовка; 3 – верхній штамп; 4 – штампотримач;  
 5 – теплоізоляція; 6 – опорна плита; 7 – верхній рухомий кожух;  
 8 – вікно; 9 – опорна плита; 10 – нижній нерухомий кожух;  
 11 – теплоізоляція; 12 – індуктори; 13 – штампотримач

Рисунок 6.1 – Принципова схема штампового блоку  
 для ізотермічного штампування

Базове обладнання для ізотермічного штампування – гідравлічний прес.

Матеріал інструменту для ізотермічного штампування повинен мати достатньо високу міцність при температурі штампування, стабільно працювати при тривалій експлуатації в умовах підвищених температур, протистояти окисленню. В вітчизняній практиці штампи виготовляють з ливарних жароміцних сплавів на нікелевій основі ЖС6-К, Л-114. За кордоном поширенні сплави Інконель 713С, Інконель 100, MAR-M200, Удимет 700, Х-40 та інші.

Основний показник працездатності штампового інструменту для ізотермічного штампування – відношення границі текучості матеріалу штамп до границі текучості сплаву при температурі деформації. Якщо це відношення більше трьох, то гарантується висока стійкість штамп навіть при штампуванні заготовок складної форми. Останнє пояснюється тим, що питомі зусилля при ізотермічній деформації складних деталей повинні бути до 3-х разів вище за границю текучості сплаву, який деформується. Оскільки границя текучості сплаву, що деформується, тим більша, чим вища швидкість деформації, то для кожного матеріалу шляхом зниження швидкості деформації можна підібрати такий режим обробки, при якому умова запасу міцності виконується. Відношення границі текучості матеріалу штамп до границі те-

кучості оброблюваного сплаву залежить від хімічного складу останнього і температури деформації.

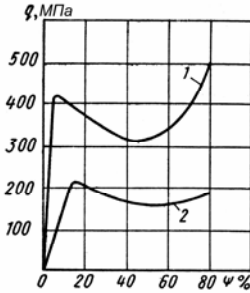
В багатьох випадках умови роботи штампового матеріалу при ізотермічному штампуванні порівняно з деформацією в звичайних умовах більш легкі. Наприклад, при звичайному штампуванні деталей з тонким і широким полотном, з вузькими і високими ребрами охолодження металу приводить до збільшення питомого зусилля деформації, яке на окремих ділянках штампу досягає 1200...1500 МПа. В цьому випадку відношення границі текучості матеріалу штампу до питомого зусилля штампування буде менше двох.

В ізотермічних умовах змінюється характер зношення штампу. Практично відсутнє характерне для звичайного штампування розмивання гравіюри. При штампуванні в звичайних умовах температура поверхні інструменту підвищується внаслідок контакту з нагрітою заготовкою, тепловиділення на межі між металом і інструментом, значного коефіцієнту контактного тертя. При цьому практично вся виділена теплота йде на нагрівання штампу, який холодніший ніж заготовка. Температура штампу при контактній зоні може перевищити температуру відпуску штампової сталі, що призведе до інтенсивного зношення штампу. Зменшення швидкості деформації та коефіцієнту контактного тертя внаслідок використання скляного мастила, зменшує опір деформації та знижує тепловиділення в контактній зоні при ізотермічному штампуванні. Крім того, теплота, що виділяється, рівномірно розподіляється між заготовкою і штампом, що мають однакову початкову температуру. Відсутність при ізотермічному штампуванні помітних теплових коливань запобігає утворенню тріщин розпаду.

#### **6.4 Результати використання ізотермічного штампування сплавів**

На рис. 6.2 наведені залежності питомого зусилля від деформації (осадки) титанових зразків в звичайних умовах на кривошипному пресі (1) і в ізотермічних умовах на гідравлічному пресі (2). Зразки розміром  $\varnothing 15 \times 20$  мм із сплаву ВТ3-1 деформували без мастила при температурі 900 °С. При штампуванні на кривошипному пресі штамп нагрівали до температури 250 °С.

Остудження торців заготовки не впливає на зусилля деформації приступенях деформації приблизно до 60%. Відношення питомих зусиль при штампуванні на кривошипному пресі і в умовах ізотермічного штампування дорівнює 2. При остудженні зразків меншої товщини ця різниця помітно збільшується. При деформації 80% відношення питомих зусиль становить вже 2,8.



1 – на кривошипному пресі в звичайних умовах;  
 2 – на гідравлічному пресі в ізотермічних умовах  
 Рисунок 6.2 – Залежності питомого зусилля від деформації (осадка) сплаву ВТ3-1

Середнє питоме зусилля при ізотермічному штампуванні заготовок з тонким і широким полотном із сплавів ВТ3-1 і ВТ8 становило 250...300 МПа при відношенні ширини полотна до його товщини – 25. Питомі зусилля при штампуванні аналогічних деталей в звичайних умовах на кривошипному пресі становлять 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 зменшити зусилля в 10 разів.

Технологія ізотермічного штампування знайшла широке використання при деформуванні магнієвих, алюмінієвих, а також титанових сплавів. На рис.6.3–6.7 показані деталі з титанових сплавів, які отримані точним ізотермічним штампуванням. Завдяки однорідній дрібнозернистій структурі ізотермічне штампування в умовах надпластичності дозволяє отримати деталь за один прохід і знизити витрати матеріалу в 2...5 разів, на 25...30% зменшити трудомісткість механічної обробки, до 0,8 підвищити кое-

фіцієнт необроблюваних поверхонь, помітно підвищити надійність і ресурс виробів.

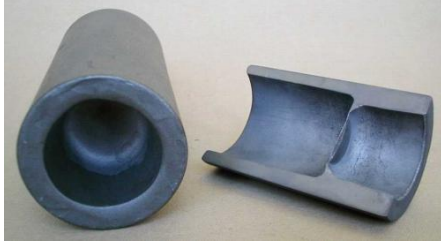


Рисунок 6.3 – Деталь типу «стакан»



Рисунок 6.4 – Диск з лопатками



Рисунок 6.5–Складнопрофільний виріб типу «корпус»



Рисунок 6.6– Лопатки дисків компресора ГТД



Рисунок 6.7 – Кільця, фланці, короби

При написанні шостого розділу була використана література [22], [23].

## ЛИТЕРАТУРА

1. Химушин Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Химушин Ф.Ф. – М.: Металлургия, 1969. – 749 с.
2. Приданцев М.В. Жаропрочные стареющие сплавы / Приданцев М.В. – М.: Металлургия, 1973. – 183 с.
3. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Симс Ч., Хагель В. – М.: Металлургия, 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.: Металлургия, 1995. – 384 с.
5. Башнин Ю.А. Влияние переплавных процессов на структуру и свойства стали / Башнин Ю.А., Исакина В.Н. Масленкова Е.А. – М.: Металлургия, 1991. – 240 с.
6. Альперович М.Е. Вакуумно-дуговой переплав и его экономическая эффективность / Альперович М.Е. – М.: Металлургия, 1978. – 167 с.
7. Клюев М.М. Электрошлаковый переплав / Клюев М.М., Волков С.Е. – М.: Металлургия, 1984. – 208 с.
8. Медовар Б.И. и др. Качество электрошлакового металла / Медовар Б.И. и др. – Киев: Наукова думка, 1990. – 311 с.
9. Калугин А.С. Электронно-лучевая плавка / Калугин А.С. – Киев: Наукова думка, 1997. – 266 с.
10. Дембовский В. Плазменная металлургия / Дембовский В. – М.: Металлургия, 1981. – 280 с.
11. Клюев М.М. Плазменно-дуговой переплав. – М.: Металлургия, 1980. – 255 с.
12. Богуслаев В.А. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть II / Богуслаев 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.. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2003. – 420 с.
13. Вайнгард У. Введение в физику кристаллизации металлов / Вайнгард У. – М.: Мир, 1967. – 170 с.
14. Иванов В.Н. Литье по выплавляемым моделям / Иванов В.Н., Казеннов С.А., Курчман Б.С. и др. – М.: Машиностроение, 1984. – 407 с.

15. Крымов В.В. Производство газотурбинных двигателей / Крымов В.В., Елисеев К.И., Зудин К.И. – М.: Машиностроение, 2002. – 376 с.
16. Гессингер Г.Х. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов. – Челябинск: Металлургия, 1988. – 318 с.
17. Сурикова М.А. Порошковая металлургия жаропрочных сплавов за рубежом / Сурикова М.А., Плечев В.Н. – М.: ин-т Черметинформация, 1982. – 27 с.
18. Кипарисов С.С. Оборудование предприятий порошковой металлургии / Кипарисов С.С., Падалко О.В. – М.: Металлургия, 1988. – 447 с.
19. Карпинос Д.М. Новые композиционные материалы / Карпинос Д.М., Тучинский Л.И., Вишняков Л.Р. – Киев: Вища школа, 1977. – 314 с.
20. Гольдштейн М.И. Специальные стали / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. – М.: Металлургия, 1985. – 408с.
21. Купалова И.Н. Рекристаллизация и дисперсионное упрочнение металлов и сплавов / Купалова И.Н. – К.: Наукова думка, 1969. – 123 с.
22. Никольский Л.А. Горячая штамповка и прессование титановых сплавов / Никольский Л.А., Фиглин С.З., Бойцов В.В., Каппин Ю.Г., Бахарев А.В. – М.: Машиностроение, 1975. – 285 с.
23. <http://www.imsp.ru>

*Навчальне видання*

**ГРАБОВСЬКИЙ Володимир Якович**  
**ЛИСИЦЯ Олена Володимирівна**

# **НОВІТНІ ТЕХНОЛОГІЇ ЗАГОТІВЕЛЬНОГО ВИРОБНИЦТВА**

*Навчальний посібник*

Комп'ютерний набір: *Лисиця О.В.*  
Комп'ютерна верстка: *Дяченко О.О.*

Підписано до друку 18.02.2020. Формат 60×84/16. Ум. друк. арк. 6,6.  
Тираж 100 прим. Зам. № 283.

Національний університет «Запорізька політехніка»  
Україна, 69063, м. Запоріжжя, вул. Жуковського, 64  
Тел.: (061) 769–82–96, 220–12–14

Свідоцтво суб'єкта видавничої справи ДК № 6952 від 22.10.2019.