

**МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ**  
**Національний університет «Запорізька політехніка»**

## **КОНСПЕКТ ЛЕКЦІЙ**

### **I частина**

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

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

**усіх форм навчання**

**2023**

Конспект лекцій (І частина) з дисципліни «Новітні технології заготівельного виробництва» для студентів спеціальності 132 «Матеріалознавство» (спеціалізації «Прикладне матеріалознавство» та «Термічна обробка металів») усіх форм навчання /Укл.: В.Я. Грабовський, О.В. Лисиця. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка». 2023, 77 с.

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

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

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

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

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

## ЗМІСТ

### *Частина I.*

ВСТУП .....	6
ПРОГРАМА ДИСЦИПЛІНИ .....	7
<b>1 МЕТОДИ ВИТОПЛЕННЯ ТА ПЕРЕТОПЛЕННЯ ЖАРОМІЦІСНИХ СПЛАВІВ .....</b>	<b>9</b>
1.1 Загальні відомості .....	9
1.2 Вакуумно-індукційне виотплення (ВІВ) .....	11
1.3 Вакуумно-дугове перетоплення (ВДП) .....	15
1.4 Електрошлакове перетоплення (ЕШП) .....	18
1.5 Електронно-променеве перетоплення (ЕПП) .....	23
1.6 Плазмено-дуговий перетоп (ПДП) .....	25
1.7 Вплив виду перетопу на структуру та властивості жароміцних сплавів .....	27
<b>2 ОДЕРЖАННЯ ВІДЛИВКІВ ЖАРОМІЦІСНИХ СПЛАВІВ ГТУ МЕТОДАМИ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОГО ЛИТВА .....</b>	<b>44</b>
2.1 Загальні відомості .....	44
2.2 Деякі особливості кристалізації .....	45
2.3 Формування структури відливків .....	47
2.4 Спрямована кристалізація .....	49
2.5 Отримання відливків із стовпчастою структурою .....	50
2.6 Монокристалічна кристалізація .....	56
2.7 Кристалізація евтектичних сплавів .....	63
<b>3 ТЕХНОЛОГІЯ ТА ОБЛАДНАННЯ ЛИТВА ЗА ВИТОПНИМИ МОДЕЛЯМИ .....</b>	<b>67</b>
3.1 Загальні відомості .....	67
3.2 Виготовлення моделей .....	69
3.3 Керамічні стрижні .....	70
3.4 Виготовлення оболонкових виливниць .....	71
3.5 Особливості ливарного процесу .....	74
3.6 Ливарні дефекти .....	76

### *Частина II.*

4 ОДЕРЖАННЯ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ МЕТОДОМ ПОРОШКОВОЇ МЕТАЛУРГІЇ .....	80
4.1 Загальні відомості .....	80
4.2 Способи отримання порошків .....	81
4.3 Ущільнення порошку .....	85
4.4 Методи консолідації порошку .....	85
4.5 Механічні властивості порошкових сплавів та фактори, що їх обумовлюють .....	87
4.6 Особливості використання порошкових сплавів.....	92
5 ДИСПЕРСНО ЗМІЦНЕНІ МАТЕРІАЛИ .....	93
5.1 Загальні відомості .....	93
5.2 Вимоги до матеріалу матриці і до зміцнювальної фази .....	96
5.3 Методи отримання дисперсно зміцнених матеріалів .....	97
5.4 Особливості структури дисперсно зміцнених сплавів .....	102
5.5 Характеристики дисперсно зміцнених сплавів на основі нікелю .....	104
6 ІЗОТЕРМІЧНЕ ШТАМПУВАННЯ .....	108
6.1 Загальні відомості .....	108
6.2 Сутність та переваги ізотермічного штампування .....	109
6.3 Обладнання та інструмент для ізотермічного штампування .....	111
6.4 Результати використання ізотермічного штампування сплавів .....	114
ЗАВДАННЯ ДО ВИКОНАННЯ ЛАБОРАТОРНИХ РОБІТ .....	118
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №1 Технологія і обладнання спеціальних видів витопу та перетопів сплавів для ГТУ .....	118
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №2 Одержання деталей ГТУ методами спрямованої кристалізації та монокристалічного литва .....	119
ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №3 Технології та обладнання литва жароміцних сплавів за витопним моделями .....	120

## ЛАБОРАТОРНА РОБОТА №4

Метод порошкової металургії

та отримання жароміцних дисперсно зміцнених сплавів .....121

ЛІТЕРАТУРА .....124

## ВСТУП

Дисципліна «Новітні технології заготівельного виробництва» входить в комплекс дисциплін спеціалізації «Матеріали енергомашинобудування» спеціальності 132 «Матеріалознавство» спеціалізації «Прикладне матеріалознавство» та «Термічна обробка металів».

Метою дисципліни є забезпечення студентів знаннями та вмінням в області перспективних технологічних процесів отримання 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.

## ПРОГРАМА ДИСЦИПЛІНИ

**Вступ.** Мета та задачі курсу. Місце курсу в загальному циклі підготовки інженерів зі спеціальності. Обґрунтування актуальності застосування прогресивних технологічних процесів одержання та обробки матеріалів для деталей енергетичних установок з метою підвищення їх експлуатаційних характеристик.

**Способи витоПЛення та перетоплення жароміцних сплавів.** Необхідність застосування спеціальних методів витоПЛення та перетоплення для отримання жароміцних сплавів. ВитоПЛення у вакуумно-індукційних печах; особливості технології. Технології та обладнання для вакуумно-дугового, електрошлакового, електронно-променевого та плазмово-дугового перетоплення жароміцних сплавів. Переваги та недоліки розглянутих видів витоПЛення та перетоплення. Особливості формування макроструктури зливків та механізми рафінування сплавів. Вміст залишків шкідливих хімічних елементів після рафінування та їх вплив на властивості жароміцних сплавів. Мікроструктура, неметалеві включення, технологічна пластичність та експлуатаційні характеристики жароміцних сплавів після різних видів витоПЛення та перетоплення.

**Одержання відливків жароміцних сплавів методами спрямованої кристалізації (СК) та монокристалічного литва.** Принципи формування різних типів ливарної структури відливків; вплив параметрів литва. Фактори, що обумовлюють кращі властивості сплавів зі стовпчастою структурою. Сутність отримання відливків жароміцних сплавів різними методами СК (екзотермічний, Стокбаргера, з рухомою зоною нагрівання та інші). Особливості формування та переваги монокристалічної структури деталей ГТУ. Методи одержання деталей ГТУ з монокристалічною структурою; використання затравок та інші заходи. Сплави для монокристалічного литва. Види евтектик, умови їх отримання та вплив на службові характеристики виробів. Формування евтектики при СК. Приклади евтектичних жароміцних сплавів.

**Литво за витоПними моделями.** Переваги та основи технології литва за витоПними моделями. Матеріали для моделей та послідовність їх виготовлення. Використання керамічних стрижнів та матеріали для них. Послідовність виготовлення оболонкових виливниць. Особливості ливарного процесу та отримання відливків з порожнинами для охолодження. Технологічні заходи отримання бажаної струк-

тури та поліпшення властивостей деталей ГТУ, одержаних литвом за витопами моделями. Ливарні дефекти та їх запобігання. Сплави для литва за витопами моделями.

**Одержання жароміцних сплавів методом порошкової металургії (ПМ).** Переваги методу ПМ при отриманні виробів з жароміцних сплавів. Способи отримання порошків. Процес компактування порошкових заготовок. Консолідація заготовок шляхом гарячої екструзії. Спосіб гарячого ізостатичного пресування деталей ГТУ. Структура жароміцних матеріалів, одержаних методом ПМ; дефекти та заходи щодо їх зниження. Характеристики жароміцних сплавів, що одержані методом ПМ.

**Дисперсне зміцнення жароміцних сплавів.** Можливості одержання високого опору повзучості жароміцних сплавів за рахунок дисперсного зміцнення. Вимоги до матеріалу матриці та до зміцнювальної фази. Сполуки, що найбільш ефективні як частинки для дисперсного зміцнення. Методи отримання дисперсно зміцнених сплавів (механічне змішування порошків, осад солей метала основи та окислу, поверхнєве окислення, внутрішнє окислення та інші). Вплив розміру та розподілу частинок окислів на жароміцність. Термомеханічна обробка. Марки, характеристики та області використання дисперсно зміцнених жароміцних сплавів.

**Ізотермічне штампування.** Переваги ізотермічного штампування порівняно зі звичайним при виготовленні деталей ГТУ з жароміцних сплавів. Обладнання для ізотермічного штампування; способи нагрівання штампів та регулювання швидкості деформації. Вимоги до матеріалів штампів. Вибір режимів ізотермічного штампування виробів із нікелевих та титанових сплавів. Забезпечення стану надпластичності при ізотермічному штампуванні. Приклади застосування технології ізотермічного штампування.

# 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, технології гарячої обробки тиском, умов механічної обробки і подальшої термічної обробки. Недотримання хоча б одного з елементів технології обробки деталей з жароміцних сплавів може різко і 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.

Поглинання при витопленні кисню, азоту і водню - одна з причин зниження жароміцності сплавів і їх поганої технологічності. Кисень, взаємодіючи з розтопленим металом, утворює важкорозчинні та важкотопкі оксиди хрому, алюмінію і титану. Наявність в структурі таких оксидів негативно впливає на характеристики жароміцності сплавів.

Азот в складнолегованих важкодеформівних жароміцних сплавах шкідливий тим, що, взаємодіючи з хромом, титаном і алюмінієм, утворює важкотопкі нітриди або карбонітриди, часто у вигляді ліквіційних скупчень. Ці скупчення погіршують пластичність сплавів при гарячій обробці тиском, тобто його технологічність. У зв'язку з цим приділяється особлива увага якості розкислення сплаву, усуненню контакту розтопленого металу з киснем і азотом в процесі витоплення і розливання.

Також за рахунок присутності великої кількості легувальних елементів, особливо таких схильних до окислення, як алюміній та титан, технологія виробництва жароміцних сплавів ускладнюється, що вимагає застосування спеціальних видів витоплення та перетоплення.

Для отримання жароміцних сталей і сплавів використовують наступні способи електрометалургії (в дужках відповідне позначення):

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

- перетоплення у електрошлакових печах (ЕШП);
- витоплення або перетоплення у плазмових печах (ПВ або ПП);
- плазмово-дугове перетоплення (ПДП);
- перетоплення в електроннопроміневих печах (ЕПП).

Ємність печей невелика і знаходиться в межах від декількох сотен 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):

- вакуумно-дугове перетоплення електродів відкритого дугового витоплення (ВД+ВДП);
- ВІ+ВДП;
- ВІ+ЕШП;
- ПВ+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 використовуються різні способи дії на сплав, які можна умовно поділити на чотири групи:

- застосування шлаків або газів, рафінуючих реагентів, для проведення дефосфорації і десульфурзації, екстрактивної витяжки з металу розчинених газів і видалення неметалевих включень;
- підвищення температури розтопу, коли розчинений вуглець призводить 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 легкоплавких домішок кольорових металів, а також неметалевих включень шляхом їх флотації при обробці рідкого металу;
- примусова кристалізація у водоохолоджуваних кристалізаторах.

Останнє дозволяє регулюванням швидкості кристалізації отримувати бажану мікроструктуру, 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 використовуються ці чотири способи підвищення якості металу. Видно, що найбільш прогресивними процесами рафінування є перето-

плення металу, оскільки це дозволяє одночасно застосовувати 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
1	2	3	4	5
Вакуумування в ковші і при розливанні	-	-	+	-
Обробка синтетичним шлаком в ковші	+	-	-	-
Продування металу в ковші газом	+	-	-	-
Вакуумно-індукційне витоплення (ВІВ)	-	-	+	-
Вакуумно-дугове перетоплення (ВДП)	-	-	+	+
Електрошлакове перетоплення (ЕШП)	+	+	-	+
Електроннопроміневе перетоплення (ЕПП)	-	+	+	+
Плазмове перетоплення в регульованій атмосфері (ПДП)	+	+	-	+
Плазмове перетоплення у вакуумі (ПВ)	-	+	+	+

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

## 1.2 Вакуумно-індукційне витоплення (ВІВ)

Вакуумно-індукційне витоплення металу відбувається в вакуумній камері індукційним нагрівом. Метал розтоплюється в тиглі, а потім заливається в форму.

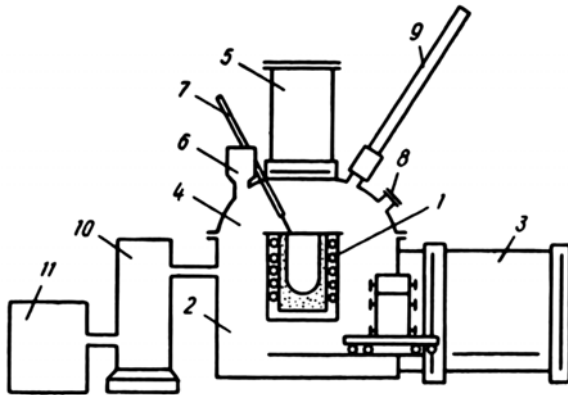
Для розтоплення метал поміщується в змінне магнітне поле, що породжує в металі електричний струм, який і розігріває метал. Змінне магнітне поле створюється індуктором у вигляді мідної водоохолоджуваної трубки. Через індуктор від високочастотного генератора протікає струм високої частоти, що і породжує змінне магнітне поле.

За принципом дії вакуумні індукційні печі діляться на періодичні і напівбезперервні. В печах періодичної дії операції завантаження шихти в тигель, установка пустих і витягання залитих форм і виливниць, зачистка і підготовка тигля проводяться при відкритій топильній

камері. В печах напівбезперервної дії всі ці операції проводяться 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.

Тигель печі 1 з індуктором знаходяться в вакуумній камері 2, де відбувається топлення і розливання сплавів. Подача і витягання виливниці відбувається через шлюзову камеру 3. Для завантаження шихти без порушення вакууму піч обладнана завантажувальною шлюзовою камерою 5, яка розташована над топильною камерою і відокремлена вакуумним технологічним затвором. В середині циліндрового кожуха камери шихти на тросі підвішується завантажувальна корзина, в яку закладається шихта. Бокові стінки корзини зроблені з листової сталі, а дно з окремих пластин, що скріплюються між собою дротом з легкоплавкого металу. При опусканні корзини в розігрітій тигель дріт розтоплюється, пластини під вагою шихти розкриваються і шихта висипається в тигель.



- 1 – тигель з трисекційним індуктором; 2 – камера печі; 3 – камера подачі і витягання виливниці; 4 – кришка; 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

Легувальні елементи і розкислювачі до розтопу вводяться через дозатор 6. Дозатор, як і завантажувальна камера, відокремлений від пічної камери технологічним вакуумним затвором. Секції дозатора забез-

печені відкидними денцями. В кожен секцію поміщуються 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 залежать від необхідної електричної потужності, а також від властивостей і розмірів шихтових матеріалів.

Ливарні жароміцні сплави, що призначені для виготовлення лопаток або дисків авіаційних двигунів і інших деталей, зазвичай одержують литвом у вакуумних індукційних печах невеликої (20—50 кг) ємності. Великогабаритні вироби, до яких висуваються вимоги підвищеної якості макроструктури, витоплюються у печах з водоохолоджуваним 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 сплавлювання шихтових матеріалів. При цьому в широких межах (від 0 до 100%) в шихті використовують власні відходи сплавів. Технологія топлення включає наступні періоди: 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 створюють хімічнoміцні оксиди, а також реагенти, до складу яких входить вуглець. Іноді хром вводять в рідкий метал після того, як в процесі розтоплення сплав суттєво дегазований. 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 (за звичай, при деякому тиску аргону в печі).

Розтоплення ведеться на максимальній потужності. В процесі розтоплення підтримується низький залишковий тиск в печі для інтенсивного кипіння розтопленого металу. В цей період з шихти видаля-

ється основна кількість газів і частково леткі домішки. Іноді проводять попереднє розкислення розтопу вуглецем, для чого після розтоплення в сплав при 1500...1600° С вводиться графітовий бій.

Для остаточної дегазації і рафінування від летких домішок проводиться витримка рідкого сплаву у вакуумі. Більш повне рафінування від домішок досягається за рахунок збільшення часу витримки. Збільшення витримки розтопу у вакуумі дозволяє підвищити ступінь видалення азоту зі сплаву. Крім того, використовуються заходи, що інтенсифікують видалення домішок (електромагнітне перемішування сплаву, продування інертним газом і т.ін.).

ВІВ досить ефективно видаляє свинець і вісмут в період рафінування і 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 полягають в наступному:

- глибока дегазація і рафінування розтопу від шкідливих домішок і неметалевих включень при тривалій витримці сплаву в рідкому стані у вакуумі;

- широке варіювання температури процесу;

- отримання високолегованих сталей і сплавів з вузьким інтервалом за хімічним складом, що забезпечує стабільність їх властивостей від топлення до топлення;

- 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;

- досягнення високої продуктивності агрегату внаслідок використання рідкого розливання сплаву;

- 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.

До недоліків відносяться:

- взаємодія розтопу з вогнетривкою футеровкою тигля призводить до підвищення вмісту кисню в металі і забрудненню його неметалежими включеннями;

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

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

Розширення використання вакуумних індукційних печей пов'язане з впровадженням в промисловість дуплекс-процесу: вакуумне індукційне витоплення — вакуумно-дугове перетоплення.

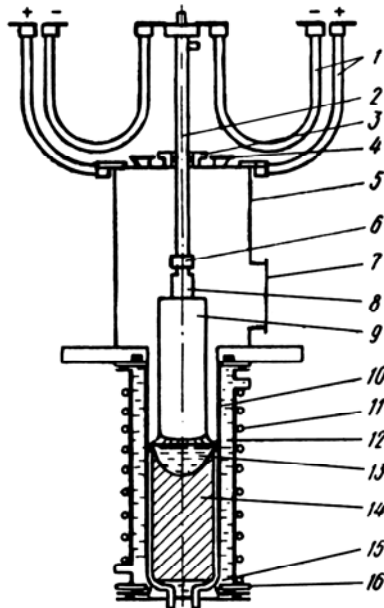
### 1.3 Вакуумно-дугове перетоплення (ВДП)

Принцип дії печей ВДП заснований на перетворенні електричної енергії в теплову в дуговому розряді в вакуумі.

Вакуумно-дугові печі за схемою нагрівання поділяються на три групи: прямої дії, коли електрична дуга горить між електродом і 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 використовуються 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 (рис. 1.2). Одна з основних деталей – кристалізатор 10, який являє собою мідну трубу круглого або прямокутного перетину, що встановлюється в корпусі з нержавіючої сталі. В зазор між корпусом і стінкою кристалізатора подається проточна вода для охолодження. Верхня частина кристалізатора забезпечена мідним фланцем, знизу він щільно закривається водоохолоджувальним піддоном 15, який виготовляється з міді або мідного сплаву. Верхній фланець кристалізатора кріпиться до камери печі 5 - зварного циліндра з патрубками з товстого сталевого листа, яка одночасно служить ємкістю для розміщення верхньої частини витратного електроду 9 і штока 2, несучої конструкції для більшості деталей печі, вакуум-підвода 7 і струмопідвода 1. 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, яка охолоджується водою. Для зменшення загального опору шток іноді виготовляється у вигляді біметалічної конструкції: зовнішня сталева труба несе механічне навантаження, а внутрішня мідна - струмове. В нижній частині до штока кріпиться пристрій 6 для затиску електроду, який зверху підвішений до механізму переміщення. 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 - зливка; 15 - водоохолоджуваний піддон; 16 - ущільнення

Рисунок 1.2 - Схема дугової вакуумної печі

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

Вакуумні дугові печі оснащуються приладами контролю і сигналізації для контролю сили струму, напруги, глибини вакууму, тиску і температури охолоджуючої води.

Перетоплення витратних електродів у вакуумній дуговій печі засновано на нагріванні і топленні у вакуумі металеві заготовки електричною дугою 12 великої потужності, утворенні рідкої ванни 13 і одночасному твердінні сплаву у водоохолоджуваному кристалізаторі у зливка 14. Верхній торець зформованого таким чином зливка безперервно обігривається дугою, і це забезпечує необхідне перегрівання поверхні вище температури топлення, створюючи умови для спрямованої кристалізації.

При ВДП переважно розвиваються процеси виділення газів та інших шкідливих домішок зі сплаву з їх подальшим видаленням з реакційної зони шляхом відкачування бустерним (або іншим високовакуумним) і форвакуумним насосами. Процеси видалення водню із сталей і сплавів на основі нікелю розвиваються вже 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). В даному випадку найбільше збагачується вказаними газами поверхневий шар зливка. Найбільш помітне це в крупних зливках, які повільно охолоджуються, коли їх поверхня в гарячому стані тривалий час контактує 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 видаляються шляхом дифузійного перенесення через приграничний шар рідкого сплаву і шляхом бульбашкового кипіння. Останньому сприяє низький тиск на поверхні ванни. Найінтенсивніше гази шляхом дифузії видаляються з тонкої плівки на кінці електроду. Процес бульбашкового видалення відбувається в металевій ванні, причому для більш повного видалення бульбашок бажано, щоб

форма ванни наближалася до плоскої. Крім того, можливе видалення газів, зв'язаних в важкотопці з'єднання (азот у вигляді нітридів) за рахунок спрямованої кристалізації. В цьому випадку нітриди можуть спливати або відтіснятися фронтом кристалізації у верхню частину зливка. Реакція метал-форма при ВДП практично відсутня.

Ефективність рафінування сплаву при ВДП, характер макро- і мікроструктури визначаються головним чином двома параметрами витоплення: діаметром кристалізатора (із збільшенням діаметру кристалізатора відбувається посилення дендритної хімічної неоднорідності зливка і погіршення структури) і силою 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 сталі;
- сплав не забруднюється вогнетривкими матеріалами футеровки;
- кристалізація зливка у водоохолоджуваному 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.

Але зливки, одержані в результаті ВДП, мають погану поверхню, оскільки під час топлення відбувається випаровування домішок і легувальних елементів, які конденсуються на стінках кристалізатора над поверхнею рідкого сплаву у вигляді тонкого нальоту. Надалі на них потрапляють бризки рідкого металу, зварюються з нальотом і утворюють «корону». Це призводить до утворення на зливках грубої кірки, яку обдирають на обдирних верстатах.

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

Сутність ЕШП полягає в перетопленні витратного електроду в електрошлаковій печі за рахунок тепла, що виділяється в шарі шлаку при проходженні через нього електричного струму, крапельному перенесенні електродного металу і послідовному твердінні металу у водоохолоджуваному кристалізаторі.

На рис.1.3 показана конструктивна схема однофазної електрошлакової печі. Її основними елементами є: піддон 1; кристалізатор 2; витратний електрод 3; електродотримач 4; механізм переміщення електроду 5; колона 6. Горизонтальне положення як нижнього 8, так і верхнього 5 механізмів переміщення фіксується спеціальними роликками.

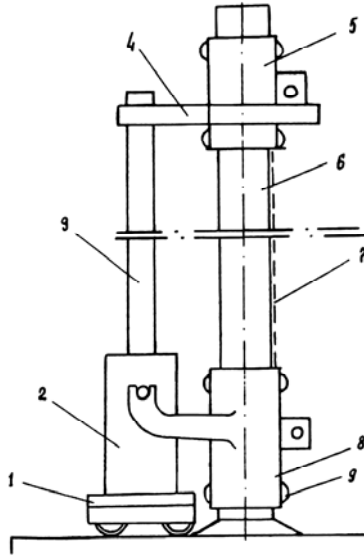
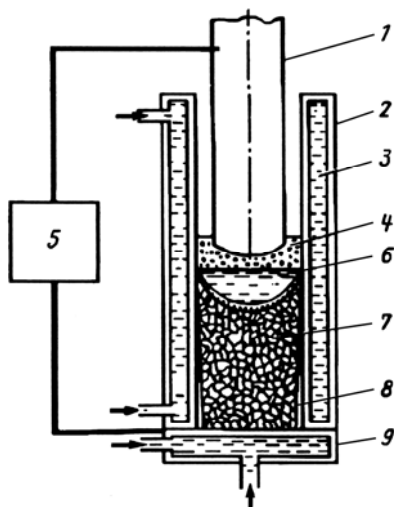


Рисунок 1.3 - Схема електрошлакової печі

Головні компоненти установки - це джерело електроживлення, вузол тигля і системи управління.

Схематично процес електрошлакового перетоплення зображений на рис.1.4. Зливки 7 отримують шляхом перетоплення литого або кованого електроду 1, зануреного в розтоплений шлак 4. Необхідне тепло поставляється електроенергією. Існує два способи початку електрошлакового процесу: розтоплення флюсу витратним або спеціальним (як правило, графітовим) електродом в кристалізаторі (твердий старт); розтоплення флюсу в спеціальній електричній печі і заливка його в кристалізатор через спеціальний пристрій (рідкий старт). Процес топлення виконується в повітряному середовищі. Зливки поступово зростає у водоохолоджуваному мідному кристалізаторі 2 по мірі того, як електрод поступово розтоплюється в рідкому шлаку з утворенням металеві ванни 4. Виділення тепла визначається електроопі-

ром шлаку. В процесі кристалізації між поверхнями зливка та кристалізатора утворюється шлакова оболонка 8. Джерело енергії 5 в даному процесі універсальне; може бути використаний постійний струм з прямою або оберненою полярністю, а також однофазний або багатofазний змінний струм. Щоб підвищити якість продукту, сучасні печі експлуатують як установку 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 — металевая ванна;  
 7 — твердий зливочок; 8 — шлакова оболонка; 9 — піддон

Рисунок 1.4 - Схема печі для електрошлакового перетоплення

Коли процес топлення електроду наближається до завершення, на поверхні зливка формується прибуткова частина, для усунення усадкової раковини. Після затвердіння шлаку зливочок роздягають (видаляють з кристалізатора). Залежно від типу сплаву і розмірів зливка останній охолоджують на повітрі або піддають повільному регульованому охолодженню чи відпаленню.

В процесі ЕШП найбільший тепловий потік, що спрямований всередину кристалізатора, виникає на поверхні розділу шлак-метал. Переважна частина тепла, що виділяється, відбирається стінкою кристалізатора. Тому конструкція кристалізатора - важливий чинник. Умо-

ви на поверхні розділу стінка кристалізатора-вода грають в процесі електрошлакового перетоплення критичну роль, оскільки невеликі зміни в тепловому потоці, температурах виливниці, води і інших елементів контура охолодження, впливають на умови поверхневої теплопередачі так, що охолодження в режимі кипіння води будуть суттєво іншими, ніж за відсутністю кипіння.

Способом ЕШП можна одержувати зливки, в залежності від форми кристалізатора, майже будь-якого перетину (квадратного, прямокутного, круглого, багатогранного), а також як суцільні, так і з порожниною в середині. 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 не закритими (в повітряному середовищі), то вони забезпечуються пристроями для збору і усунення випаровувань фториду кальцію ( $\text{CaP}_2$ ).

Витратний електрод при перетопленні неглибоко занурюється у верхню частину шлакової ванни. Це забезпечує постійний рівень напруги, оскільки глибина шлакового шару в процесі топлення змінюється мало. Глибину занурення електроду необхідно ретельно регулювати для збереження заданого теплового балансу і проходження струму.

Процес ЕШП більш складний ніж ВДП, оскільки існує взаємодія між розтопленням сплавом, шлаком і повітряним середовищем. Також необхідно враховувати хімічний склад шлаку і його фізичні характеристики — в'язкість, питомий електроопір, теплопровідність. Тому, щоб отримати продукт задовільної якості, слід ретельно контролювати вказанні чинники.

За допомогою ЕШП можна видаляти домішки, які є шкідливими в жароміцних сплавах, хоча і знаходяться в невеликій кількості. 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.

Найбільшою мірою відбувається очищення від домішок сірки. Видалення сірки забезпечується 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. Тонка плівка на поверхні розділу між електродом і шлаком — це місце, де оксидні включення видаляються з рідкого сплаву в результаті їх дисоціації (розпаду).

Зливки жароміцних сплавів, отримані в результаті ЕШП в оптимальному режимі, за своєю чистотою здатні конкурувати з продукцією ВДП.

При ЕШП забезпечується якісна макроструктура в результаті спрямованої знизу до верху кристалізації зливка. Спрямована кристалізація зливка, порівняно з ВДП, полегшується в зв'язку з утворенням між зливком і стінкою кристалізатора шлакової корки (гарнісажа) завтовшки 1...3 мм, що зменшує тепловідведення через бокові стінки.

Ефективність ЕШП, в порівнянні із звичайними методами вито-пу, полягає в отриманні злиwkів з осьовою або радіально-осьовою щільною структурою, без ліквідаційних і усадкових дефектів. Неметалеві включення і надмірні фази мають дрібнодисперсний характер і рівномірно розподілені по висоті і перетину зливка. ЕШП сприяє вирівнюванню властивостей в повздовжніх і поперечних зразках зливка. Електрошлаковий сплав має вищі рівні технологічної пластичності при температурах деформації. Поліпшується обробка виробів. Зливки після ЕШП мають досить гладку поверхню, що не потребує механічної обробки для подальшої гарячої деформації.

ЕШП має наступні переваги порівняно з ВДП:

- стійкість процесу при змінному струмі промислової частоти, тобто можливість використання простішого електроустаткування;
- поліпшення 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, в результаті зміни складу шлаку;
- можливість застосування значно простішого механічного устаткування;
- поліпшення якості сталей, легованих азотом і марганцем (на відміну від ВДП, коли може знижуватись вміст марганцю в сталі).

### 1.5 Електронно-променеве перетоплення (ЕПП)

При ЕПП електрична енергія перетворюється на теплову безпосередньо в сплав, який розтоплюється в результаті зіткнення з ним електронів, що набули великої швидкості (енергії) в електричному полі високої напруги. Електрони пришвидчуються за допомогою електронної гармати. В результаті вони набувають енергію згідно співвідношення  $eU$  ( $e$  – заряд електрона,  $U$  – величина напруги електричного поля). Частина потоку електронів прямує 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 повинен проходити при тиску  $0,013 \dots 0,13$  Па. В цьому полягає принципова відмінність ЕПП від ВДП, при якому тиск в зоні горіння дуги складає  $13,3 \dots 133,0$  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 перетопляемого електроду може бути пристосований для подачі стрижнів 2 або сипучої шихти. В кристалізатор 3, що охолоджується водою, по краплі потрапляє рідкий метал, з якого утворюється зливоч. З камери спрямований вихід до системи вакуумування 4.

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 фор-

ми) і необхідного ступеня рафінування. Реальні швидкості топлення можуть змінюватися від 50 до 900 кг/год., а за відповідних умов і до вищих значень.

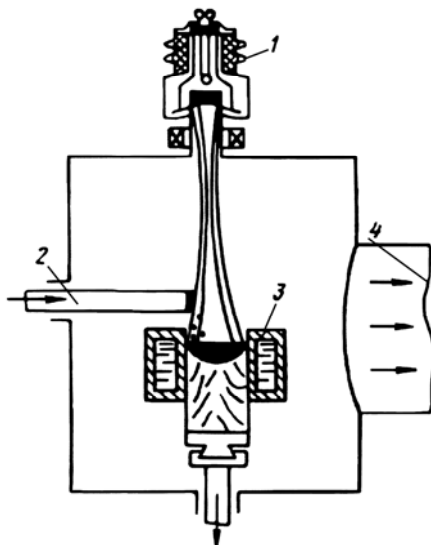


Рисунок 1.5 – Схема електронно-променевої печі

Особливістю ЕПП є можливість здійснювати топлення в умовах високого вакууму і отримувати істотний перегрів поверхні рідкого металу, причому 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 отриманого зливка. Незалежно від швидкості топлення процес надає достатньо тривалий час для відбування реакцій, в результаті яких утворюються легкі елементи, і запобігає потраплянню нерозчинних компонентів розтопу в зливков. Завдяки випаровуванню концентрація домішкових елементів може знижуватися до майже невиявно малих рівнів, проте з-за високого вакууму виникають значні втрати хрому, які доводиться компенсувати додаванням його в перетоплюєий сплав. Деякі складнощі можуть виникнути і в зв'язку з конденсацією хрому, який випарувався, в середині камери. Вміст хімічно активних елементів пі-

ся ЕПП залишається майже незмінним, а вміст кисню і азоту значно знижується. Неметалеві включення типу різних оксидів видаляються механічно за допомогою водоохолодженого скребка або шляхом їх дисоціації під зосередженою тепловою дією електронного пучка.

В результаті ЕПП різних сталей і сплавів 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 якнайкращий комплекс механічних властивостей в порівнянні з металом, отриманим іншими способами. Існуючі печі ЕПП дозволяють отримувати зливки масою від 0,2 до 10 т.

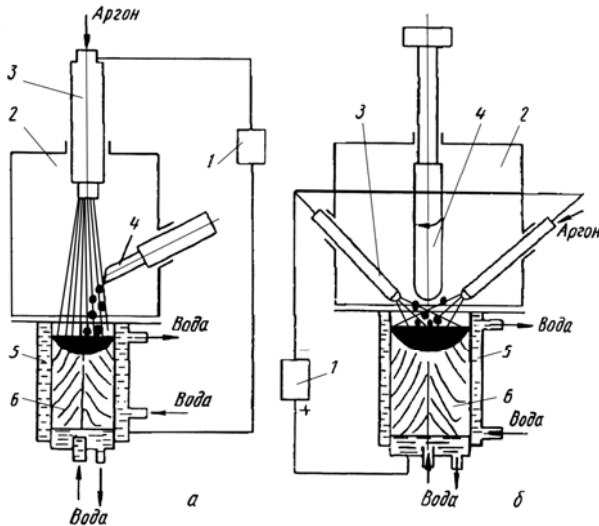
Процес ЕПП дає можливість використовувати широкий набір шихтових матеріалів, усувати неметалеві включення, видаляти газові домішки за рахунок вакуумного рафінування, а також вводити легувальні добавки. Наявність спокійної ванни, в яку додається перетоплюємий матеріал, дозволяє відокремлювати і легкі, і важкі включення, а також здійснювати інтенсивне очищення рідкої ванни від окислів.

До недоліків методу ЕПП відносяться: втрати компонентів з високою пружністю пари, наприклад хрому; неможливість керувати структурою кристалізації 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 комбiнується з процесами ВДП або ЕШП. В порівнянні з іншими методами витопу або перетопу метод ЕПП дозволяє отримати менші за розміром відливки.

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

Сутність методу ПДП - перетоп витратних заготовок певного хімічного складу в металевий водоохолоджуваний кристалізатор. Джерелом тепла для реалізації цього способу перетопу слугує низькотемпературна плазма, яку отримують в плазмотронах. Плазма утворюється в результаті пропускання електричного струму через газ. Щоб останній набув електропровідність, його спочатку необхідно іонізувати. В результаті між двома електродами встановлюється провідний канал, і електричний струм, проходячи крізь іонізований газ, породжує газові розряди. Суттєвим в проектуванні і виготовленні печей

ПДП є кількість плазмотронів і розміщення їх в корпусі печі. Печі ПДП можуть бути виконані з осьовим (щодо осі кристалізатора) розміщенням плазмотрона, що зображено на рис. 1.6, а, або з радіальною схемою розташування плазмотронів, чому відповідає рис.1.6, б. За умовами теплової роботи печі і рафінування сплаву найбільш раціональною є схема з радіальним розташуванням декількох плазмотронів навколо кристалізатора. В металургії найчастіше застосовують дугові плазмотрони. 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, нагрівається, проходячи через зону горіння електричної дуги постійного струму. Середня температура газу змінюється в межах від 3000 до 6000 °С, а температури 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

В результаті нагріву газ розширюється і з великою швидкістю спрямовується до металу заготовки *4*, яка нагрівається до розтоплення з торця. Розтоплений метал заготовки по краплі потрапляє в кристалізатор *5*, що охолоджується водою. В результаті утворюється зливоч *6*.

Метод ПДП має високу продуктивність і високий коефіцієнт використання теплової енергії. Завдяки своїм специфічним особливостям ПДП, на відміну від інших способів рафінуючих перетопів, дозволяє вирішувати багато технологічних завдань. Процес ПДП може здійснюватися як при нормальному або підвищеному тиску, так і у вакуумі, причому підбором 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 летких елементів. При ПДП може також використовуватись шлак, що розширює рафінуючі спроможності методу. Викладене поєднання можливостей дозволяє вважати ПДП універсальним способом виробництва високоякісного сплаву. Ступінь рафінування сплаву при ПДП від шкідливих домішок характеризується наступними даними: 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.

Витоплення та перетоплення за допомогою плазми може відбуватись в різноманітних газових середовищах при високому тиску. Якщо в камері створювати атмосферу азоту, то можна забезпечити легування сталей цим хімічним елементом, що є потрібним для забезпечення певної структури та властивостей.

До недоліків можна віднести обмежені можливості видалення газових домішок; складність видалення неметалевих включень; обмеженість розмірів зливок і електродів, які можна отримати даним методом. Для покращення характеристик продукцію ПДП в разі потреби додатково піддають ВДП або ЕШП.

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

**1.7.1 Макроструктура зливоків.** В процесі ЕШП, якщо швидкість топлення сплаву невелика, стовпчасті кристали проростають до центру зливка. При збільшенні швидкості топлення вище певних значень в центрі зливоків з'являється зона рівноосьових кристалів. Із збільшенням діаметру зливка довжина зони рівновісвової кристалізації

зростає, а довжина зони стовпчастих кристалів зменшується. В зливках ВДП з високолегованих сплавів центральна рівноважна зона утворюється при набагато меншому діаметрі кристалізатора, ніж при ЕШП, коли така зона може з'являтися в макроструктурі зливоків, що отримані в кристалізаторах діаметром 500...600 мм.

При ВДП металів, схильних до транскристалізації, зона рівноосьових кристалів не спостерігається. В макроструктурі таких зливоків зона радіально-вісьової кристалізації змінюється зоною вертикально орієнтованих стовпчастих кристалів. Така структура є типовою для високолегованих жароміцних сплавів на нікельовій основі. Стовпчаста вісьова кристалізація забезпечує щільну макроструктуру зливка без дефектів ліквідаційного походження і сприятливі умови для видалення газів і неметалевих включень під час перетопу. Необхідною умовою для створення орієнтованої спрямованої структури є існування плоского фронту кристалізації, перпендикулярного напрямку росту і який просувається з невеликою швидкістю. Структура сплавів зі спрямованою кристалізацією характеризується наявністю великої кількості зміцнювальної фази, зосередженої на ділянках між осями дендритів. Тому вона є композиційним матеріалом, що складається з крихких і пластичних ділянок, які чергуються. Жароміцність такої композиційної структури зростає. Водночас композиційна структура несприятлива для деформації в напрямку, перпендикулярному стовпчастим кристалам. Деформовні жароміцні сплави на нікельовій основі, якщо вони одержані із зливоків з транскристалітною будовою, характеризуються смугастою структурою. 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 ЕШП. Особливості кристалізації сплаву при ПДП сприяють вісьовій і радіально-вісьовій кристалізації. Тому для макроструктури зливоків ПДП характерно існування двох зон: периферійної, яка складається з тонких стовпчастих кристалів, направлених під кутом в декілька десятків градусів до вісі зливка (за шириною ця зона незначна), і центральної, яка складається з порівняно крупних кристалів, орієнтованих вздовж вісі зливка з відхиленням від вертикалі не більше ніж на 5...10°. Характерною особливістю поперечної литої макроструктури високожароміцних сплавів ХН55ВМКЮ і ХН51ВМТЮКФ, отриманих способом ПДП, є менша, ніж у зливоків ВДП, довжина зони сто-

вчастих кристалів, спрямованих перпендикулярно (або під значним кутом) до вісі зливка. Повздовжня макроструктура сплавів ПДП, в порівнянні із зливками ВДП, відрізняється більш спрямованою від низу до верху кристалізацією. При великій швидкості перетопу в вісьовій частині зливка ПДП, як і при інших способах перетопу, може утворитись зона рівноосьових кристалів. Аналогічна структура зливка спостерігалася при ЕПП жароміцного сплаву ХН62БМКТЮ.

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

**1.7.2 Утворення макродефектів.** В результаті перетопів при відхиленні технологічних параметрів від оптимальних, в структурі отриманих злиwkів виникають як дефекти, що притаманні зливкам, відлитою у виливницю за звичайною технологією (позавісьова ліквация, плямиста ліквация), так і специфічні для даного процесу дефекти (пошарова кристалізація, «корона»).

В жароміцних нікельових сплавах можлива поява специфічного для ВДП дефекту – «корони». Явище це спостерігається при порушенні постійності міжелектродного проміжку або при збільшенні потужності дуги зверх допустимих меж. Іноді в макроструктурі виявляються плями різної форми (наприклад, у вигляді спіралі, яка закручується, - «равлик»), за даними мікрорентгеноспектрального і металографічного аналізів - це скупчення нітридів, карбонітридів і оксидів титану. При щавленні в литій макроструктурі злиwkів після всіх рафінуючих перетопів можна виявити смуги, що рівномірно чергуються, 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, що пов'язано із 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 ЕПП є можливість впливу на процес перетоплення широким варіюванням діаметрів витратного електроду і зливка, зміною сили струму і напруги, хімічного складу і, отже, елект-

ропровідності шлаку, тоді як при ВДП можна змінювати практично лише силу струму.

При порушенні оптимальних параметрів швидкості топлення при ЕШП в структурі зливків нікельових сплавів можуть з'явитися такі дефекти, як кірки і забруднення. Вони є шлаковими частинками, які не встигли спливати на поверхню рідкої металевої ванни з-за неправильно-го електричного режиму процесу або порушення його стабільності, що призвело до недостатнього виділення тепла і, відповідно, до збільшенні в'язкості рідкого сплаву і зміни швидкості його кристалізації.

ЕПП і ПДП в порівнянні з ВДП і ЕШП забезпечують найбільші можливості для управління процесом кристалізації, оскільки в цьому випадку швидкість топлення заготовки не пов'язана однозначно з потужністю 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 зливків.** 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 зливків 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 різко збільшується різниця в міжосьових проміжках за перетином. Для осей другого порядку характер залежності такий же, хоча виражений менш різко. Злинок, витоплений при малій швидкості топлення, має більш однорідну структуру із значно меншими міжосьовими проміжками. Однорідніші за перетином і висоті зливка умови кристалізації повинні забезпечувати і більш однорідні властивості металу.

**1.7.4 Ліквіація.** В зливках після рафінуючих перетопів і в звичайних зливках, відлитих у виливницю, ліквіація легувальних хімічних елементів плавно зростає в зоні стовпчастих кристалів по мірі збільшення лінійних їх розмірів. Досягнувши максимуму в кінці зони стов-

пчастої кристалізації, сегрегація легувальних елементів в рівновісній зоні мало змінюється за перерізом. Зниження ліквації може бути досягнуте отриманням однорідної структури зливка, яка складається лише із стовпчастих кристалів. Порівняння граничної ліквації після рафінуючих перетопів в зливках з транскристалітною структурою з ліквацією в зливках з трьохзонною структурою показує, що в першому випадку дендритна ліквація значно менша, ніж в другому. Одержати зону транскристалізації за перетином зливка і зниження рівня мікрохімічної неоднорідності можна при малій швидкості кристалізації, коли дендрити ростуть без виникнення сильного концентраційного переохолодження. Швидкість кристалізації і схильність легувальних елементів до ліквації визначають момент досягнення граничної для даного сплаву ліквації. Чим більша схильність легувальних елементів до ліквації, тим менша швидкість росту дендритів, що забезпечує зниження рівня мікронеоднорідності. При однаковій для двох сплавів швидкості кристалізації чим складніший хімічний склад сплаву, особливо якщо він легований елементами, які створюють сильні хімічні зв'язки з основою або з рештою компонентів, тим вужче зона стовпчастих кристалів.

Позавіслова ліквація є одним з найбільш характерних дефектів макроструктури злиwkів після ВДП для складнолегованих сталей і сплавів. Така лікваційна неоднорідність виникає при підвищенні швидкості топлення понад певне значення внаслідок перевищення сили струму. Плямиста ліквація в зливках ВДП виникає внаслідок передчасного змикання осей дендритів, в результаті чого рідка фаза, що залишилася, не має можливості перемішуватися з основною рідкою ванною. Наявність плямистої ліквації знижує деформовність 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.** Розташовуючись переважно по межах зерен, домішки ускладнюють деформацію сплавів в гарячому стані, різко знижуючи пластичність, в'язкість, жаростійкість, міцність та термостійкість. Найсильніше знижують границю довготривалої міцності вісмут і телур. Деяко менше знижують жароміцність талій, свинець, селен, сурма, миш'як, калій, срібло, олово. Невеликі кількості сурми, свинцю, телуру, вісмуту і талія значно знижують і пластичність. Присутність сірки погіршує зварюваність, механічні властивості при кімнатній температурі і високотемпературну пластичність.

Фосфор, шкідливий вплив якого різко виявляється в конструкційних сталях, не має значного впливу на жароміцні властивості. Для одержання достатньої технологічної пластичності і запобігання зниженню жароміцності кількість шкідливих домішок повинна бути жорстко лімітована. Граничний вміст шкідливих хімічних елементів, який забезпечує жароміцним сплавам не тільки високу довготривалу міцність, але і високу гарячу пластичність (як в інтервалі температур гарячої деформації, так і в робочому інтервалі температур при випробуваннях на довготривалу міцність) складає  $0,5 \cdot 10^{-6} \%$ .

Витоплення жароміцних сплавів у вакуумі сприяє зниженню вмісту шкідливих домішок кольорових металів. На рис.1.7 наведені дані про видалення деяких шкідливих хімічних елементів в процесі ВІВ. Для зменшення кількості домішок тривалість рафінування повинна бути, як правило, більше 1 години. Оскільки ВІВ ведеться при залишковому тиску  $0,133 \dots 1,33$  Па, а розтоп витримується у вакуумі більш тривалий час в порівнянні з іншими вакуумними процесами, то в металі вдається одержати мінімальні концентрації газів і домішок кольорових металів, що підвищує його ковкість. 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.

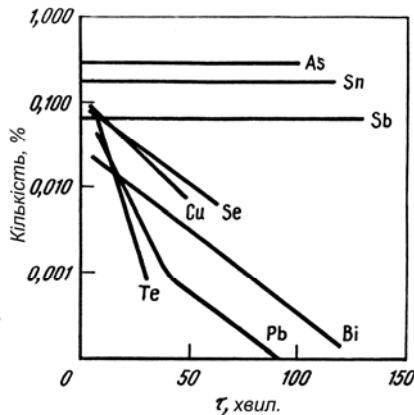


Рисунок 1.7 – Зменшення кількості різних домішок при вакуумно-індукційному витопі в залежності від часу рафінування

В табл.1.2 наведені значення вмісту різних шкідливих домішок в жароміцному сплаві, що забезпечують різні види перетопу. В сплавах, отриманих методом ЕШП, низький вміст сірки і неметалевих вклю-

чень досягається головним чином за рахунок реакцій між металом і шлаком. Швидке і інтенсивне протікання цих реакцій відбувається завдяки високій температурі шлаку біля межі розділу метал-шлак при значній протяжності цієї межі. Сірка є тим хімічним елементом, вміст якого знижується саме при ЕШП, що свідчить про явну перевагу його перед ВДП при виробництві жароміцних сплавів. Концентрація елементів, що мають високу пружність пари при температурах рідкого металу (наприклад, свинцю, миш'яку, олова, цинку), при ЕШП залишається практично незмінною. При ВДП наявність вакууму над поверхнею рідкої ванни створює умови для видалення домішок кольорових металів. Проте тривалість перебування металу в рідкому стані при ВДП мала порівняно з ВІВ і тому недостатня для повного очищення металу від домішок, і, крім того, для витопу жароміцних нікельових сплавів відбираються особливо чисті шихтові матеріали з мінімальною кількістю шкідливих домішок кольорових металів, тому зниження кількості домішок кольорових металів менше таких мінімальних значень після ВДП не відбувається.

При ВДП шкідливі елементи видаляються в меншій мірі, ніж при ЕПП, з кількох причин: вакуум в місці топлення нижчий; перегрів вище температури ліквідус відносно низький; метал залишається в рідкому стані протягом короткого часу. ЕПП є високоефективним рафінуючим процесом. В процесі ЕПП значно зменшується вміст вісмуту і свинцю (на 95...98%); вміст міді і сурми змінюється в меншій мірі (на 50...86% та 40...94% відповідно). Сірка та олово видаляються слабо і зовсім не видаляються миш'як, кремній і фосфор (табл.1.3).

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

Вид перетопу	Масова частка елементів %			
	Ві	Рb	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

ЕПП забезпечує найбільш низький вміст свинцю в нікельових сплавах не тільки в порівнянні з ВДП, але і в порівнянні з ВІВ, що видно з табл.1.3.

Таблиця 1.3 – Зміна вмісту домішок в сплаві нікелю з 14-17 %Cr і 6-10 % Fe після ЕПП

Спосіб виробництва	Вміст елементів								
	%				ppm				
	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

Вплив різних способів витопу і перетопу, а також комбінацій способів на вміст свинцю і олова в нікельових сплавах показаний в табл.1.4 та 1.5.

Таблиця 1.4 – Вплив способів отримання на вміст свинцю в нікельових 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 комбінацій способів витопу і перетопу на вміст свинцю і олова в нікельовому сплаві системи Ni-Cr-Ti-Al-Nb

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

Вкажемо також, що ПДП є не менш ефективним способом видалення шкідливих кольорових домішок, ніж ВДП.

Підвищенню ступеня рафінування нікельхромових сплавів від домішок свинцю, вісмуту, сурми і міді сприяє зниження швидкості топлення, що означає збільшення тривалості протікання рафінуючих процесів під час перетопу.

**1.7.6 Неметалеві включення і гази.** Покращення властивостей жароміцних сплавів після рафінуючих перетопів пов'язане з очищен-

ням від неметалевих включень, особливо їх скупчень, та з більш рівномірним їх розподілом. До факторів, що впливають на зменшення неметалевих включень відносяться: спрямована кристалізація зливка, яка полегшує спливання неметалевих включень і видалення газів та відсутність вогнетривкої футеровки, як джерела екзогенних неметалевих включень. При ЕШП до вказаних факторів додається інтенсивна обробка розтопленого металу високоактивним, добре нагрітим, шлаком, який адсорбує або розчиняє неметалеві включення.

Спрямоване зростання кристалів в зливку є вирішальним фактором для видалення неметалевих включень і газів. Тому з метою максимального очищення зливка від них створюються умови для вісьової або радіально-вісьової кристалізації. Водночас видалення неметалевих включень і газів ефективніше при мінімальній швидкості топлення зливка.

ВДП не призводить до різкого зниження вмісту кисню, але значно знижує вміст водню. Також ВДП забезпечує малу кількість оксидних включень оскільки відсутнє додаткове забруднення металу неметалевими включеннями з футеровки печі, шлаку. Значне зниження вмісту азоту при ВДП, в порівнянні з ВІВ, сприяє очищенню металу від нітридів алюмінію (у три рази) і подрібненню 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.

Число нітридних включень після ВДП менше, але самі включення крупніші, ніж після ЕШП. Оксидні включення в металі ВДП представлені глиноземом і шпінелями; після ЕШП оксидні включення дрібніші, мають глобулярну форму і представлені оксидами алюмінію, магнію і кальцію.

ПДП жароміцних сплавів зменшує вміст азоту на 15...30 %, вміст кисню - на 10...40 %. Ефективність ПДП при видаленні неметалевих включень зростає з підвищенням їх вмісту в вихідному металі. Крім того, після перетопу нікельових сплавів при загальному зниженні вмісту неметалевих включень збільшується відносна частка силікатних включень (у 1,5-2 рази). Неметаліві включення розташовуються більш рівномірно, ніж в вихідному металі і значно подрібнюються - їх розмір рідко перевищує 10 мкм. В цьому відношенні ПДП, забезпечуючи якнайповніше видалення крупних включень, має переваги перед ЕШП.

ЕПП в найбільшій мірі забезпечує рафінування жароміцних сплавів від газів. Наприклад, вміст азоту зменшується на 25-67%. Зниження швидкості топлення заготовки збільшує ступінь деазотизації. При дотриманні оптимальних технологічних режимів ЕПП дозволяє отримувати сплави з нижчим вмістом азоту, ніж ВДП при його однаковому початковому вмісті. Зменшення вмісту газів в жароміцних нікельових сплавах спостерігається також після перетопу в електронно-променевої печі заготовки з металу ВДП або ВІВ.

Забезпечуючи отримання чистішого металу за вмістом газів, ЕПП значно знижує кількість неметалевих включень в жароміцних сплавах, зміцнених фазою  $Ni_3Al$ . Так, якщо після ВДП сплаву ХН62МВКЮР, витопленого у відкритій індукційній печі, вміст нітриду алюмінію зменшується тільки в 2 рази, то після ЕПП - в двадцять разів. Разом з тим в металі ЕПП, при малій швидкості топлення електроду, підвищується відносна кількість крупних частинок включень. При ЕПП нікельового сплаву ХН77ТЮР, що містить до 3 %Ti, також зменшується вміст карбонітридів титану.

В результаті перетопу кількість неметалевих включень на одиницю площини знижується приблизно в 2 рази після ВДП і в три рази після ЕПП. Разом з тим середня площа карбонітридних включень після перетопу приблизно в 2 рази більша, ніж в металі відкритого витоплення. Тому, при значному зменшенні загальної кількості частинок включень, об'ємна частка їх після ВДП, за даними металографічного аналізу, залишається практично такою ж, як після відкритого витоплення. ЕПП призводить до незначного зниження кількості неметалевих включень. Після ВДП і ЕПП метал містить меншу кількість дрібних включень, ніж метал після ВД. Це вказує на те, що під час перетоплення встигає відбуватися процес дисоціації дрібних включень. Збільшення, особливо після ЕПП, середньої площі окремого включення свідчить про те, що триваліше перебування металу в рідкому стані сприяє коагуляції частинок нітриду титану.

Незалежно від виду перетопу велика частина нітридних включень розташовується між осями дендритів, при цьому в металі ЕПП частинки нітриду титану крупніші, ніж в металі ВДП.

**1.7.7 Технологічна пластичність.** Усі види перетопу підвищують технологічну пластичність жароміцних сплавів. Порівняння металів одержаних ЕПП і ВДП показало, що кращу пластичність в широ-

кому інтервалі температур (1000...1200°C) має метал ЕШП, що видно з рис.1.8.

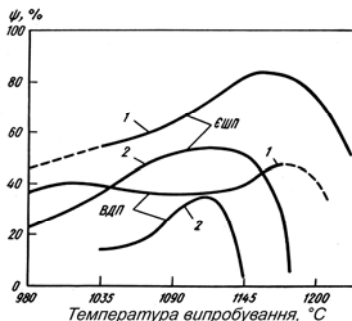


Рисунок 1.8 – Гаряча пластичність при випробуваннях по методу Глібля злиwkів сплавів Хастеллой Х (1) і Юдімет-700 (2), одержаних способами ЕШП і ВДП

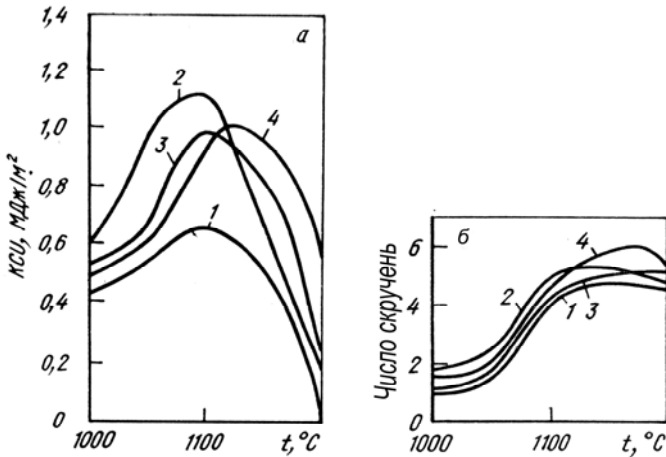
Причина кращої деформовності металу ЕШП полягає у більш рівній поверхні злиwkів ЕШП і відсутності підкіркових пухирів та інших дефектів. На противагу злиwкам ВДП це дає можливість піддавати злиwки ЕШП гарячій деформації без їх проміжної механічної обробки. Електрошлаковий сплав характеризується високою щільністю структури і добрими ізотропними властивостями, тому при його гарячій обробці тиском не вимагається високого ступеня обтиснення. Крім того, злиwки ЕШП можна деформувати з більшими ступенями деформації.

Згідно даним, наведеним на рис.1.9, жароміцний сплав після ПДП має більшу ударну в'язкість, ніж після відкритого витоплення, проте помітно поступається сплаву після ВДП і тим більше ЕПП. В той же час, при температурі випробувань вище 1100 °C ударна в'язкість після ПДП стає вище, ніж після ВДП.

ПДП розширює інтервал гарячої обробки тиском жароміцних сплавів, зсуваючи його в бік підвищених температур. З рис.1.9 видно, що до ще більшого зсуву цього інтервалу в бік більших температур призводить ЕПП. При температурах вище 1130 °C жароміцний сплав після ЕПП характеризується найбільшим числом скручувань до руйнування.

Після ЕПП сплав ХН62МВКЮ не має переваг при випробуванні на розтяг при температурах гарячої деформації. Опір деформації ( $\sigma_{0,2}$ ,  $\sigma_B$ ) однаковий після ВДП і ЕПП. Але технологічна пластичність подібних складнолегованих сплавів вказує, що найкращу деформовність

має сплав після ЕПП. Він не тільки характеризується вищими значеннями ударної в'язкості, але має і ширший інтервал підвищених значень КСУ в порівнянні зі сплавом після ВДП. Застосування ЕПП при виробництві сплаву ХН62МВКЮ дозволяє при однаковому рівні легування розширити температурний інтервал деформації на 60-80 °С. Це дає можливість скоротити число додаткових підігрівів при деформуванні зливків та заготовок.



1 – вихідний стан (до перетопів); 2 – після ВДП; 3 – ПДП; 4 – ЕПП  
Рисунок 1.9 - Вплив перетопів на технологічну пластичність сплаву ХН62МВКЮ при різних температурах випробувань на ударну в'язкість (а) і крутіння (б)

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

**1.7.8 Механічні властивості при короткочасних і тривалих випробуваннях.** ВІВ забезпечує найбільш високий, в порівнянні з відкритим способом витоплення, рівень пластичності в інтервалі робочих температур жароміцних сплавів в поєднанні з досить доброю деформовністю при гарячому переділі. Згідно табл.1.6 жароміцний сплав після вакуумування має вищу пластичність при високотемпературних довготривалих випробуваннях, що підвищує працездатність готових деталей ГТД.

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

За даними табл.1.7 сплав ХН60КМВКБ, витоплений у вакуумній індукційній печі і перетоплений вакуумним дуговим способом, має суттєву перевагу в порівнянні зі сплавом, витопленим за схемою «відкрите індукційне витоплення + ВДП», за пластичністю при тривалому руйнуванні і границі довготривалої міцності при температурах випробування 700-900 °С.

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, що отримані способом ВДП, мають підвищену пластичність при температурах гарячої механічної обробки та робочих температурах в порівнянні з металом відкритого витоупу. В багатьох випадках перетоплений сплав має також більш високі значення довготривалої міцності і повзучості.

Причини кращих властивостей сплавів після ВДП наступні: зменшення вмісту кремнію, марганцю та сірки; отримання більш однорідної структури внаслідок зменшення ліквациї і загальної кількості неметалевих включень, зокрема відсутності забрудненості вогнетривкими

матеріалами тигля; зниження кількості газів, особливо кисню, між вмістом якого і довготривалою міцністю існує зворотна залежність; зниження залишкового вмісту домішок кольорових металів, зокрема свинцю; зниження вмісту магнію і кальцію, спрямована кристалізація зливків, що сприяє отриманню більшої однорідності сплаву.

Електрошлаковий жароміцний сплав відрізняється від сплаву звичайного витопу не тільки значно кращою технологічною пластичністю, але і підвищеними характеристиками пластичності при короткочасному випробуванні на розтяг, що видно з табл.1.8. Довготривала міцність жароміцного сплаву після ЕШП не відрізняється від довготривалої міцності сплаву звичайного витопу або підвищується після перетопу на 10-50 %. На цю якість сплавів впливає розкислювання шлаку по ходу ЕШП.

Таблиця 1.8 – Вплив ЕШП на характеристики пластичності сплаву ХН62МВКЮ при короткочасному випробуванні на розтяг

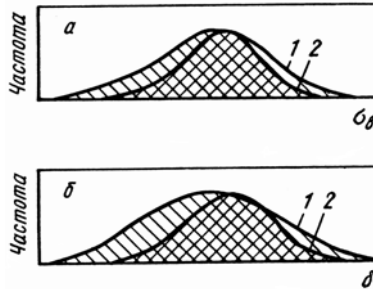
Спосіб топлення	Температура випробувань °С						
	20	700	800	900	1100	1150	1200
Звичайний	15,5/17,6	13,0/16,6	7,4/22,2	13,8/22,2	78,0/64,0	101,9/74,1	101,1/74,2
ЕШП	16,0/17,3	11,4/17,4	8,9/19,7	15,1/29,1	104,8/77,4	110,8/77,8	103,1/76,6
Примітка: у чисельнику - $\delta$ , %; у знаменнику - $\psi$ , %							

При випробуванні на довготривалу міцність також спостерігається значне підвищення пластичності електрошлакового сплаву. Підвищуючи запас пластичності, ЕШП сприяє перерозподілу напружень, що концентруються в крихкому металі в зоні надрізу, що призводить до зміцнення матеріалу в надрізі. Після ЕШП підвищується стійкість гладких зразків і значно зменшується чутливість сплавів до концентрації напружень в зразках при радіусі надрізу 0,5 мм. Так, при 700 і 800 °С довготривала міцність зразків з надрізом з електрошлакового сплаву більше, ніж у вихідного (до перетопу) в 2,5 і 50 разів відповідно.

Помітної різниці в механічних властивостях жароміцних сплавів ЕШП і ВДП при короткотривалому випробуванні не спостерігається.

Сплав після ЕШП характеризується стабільнішими механічними властивостями, що дає можливість закладати в конструкцію, де використовується такий матеріал, вищі значення міцності. З рис.1.10 видно, що середні значення міцності жароміцного сплаву після ЕШП і ВДП практично однакові, однак розкид даних по  $\sigma_b$  в першому випадку менше, що дозволяє підвищити мінімальну конструкційну міцність

для сплаву ЕШП. Електрошлаковий сплав в порівнянні зі сплавом після ВДП має дещо більшу пластичність і менший розкид даних по  $\delta$ , що також забезпечує вищий практичний мінімум при використанні сплаву.



1 - ВДП; 2 - ЕШП

Рисунок 1.10 - Розподіл значень  $\sigma_v$  (а) і  $\delta$  (б) зразків сплаву Хастеллой Х за результатами випробувань при кімнатній температурі

Згідно табл.1.9 випробування на жароміцність нікельових сплавів, як правило, не завжди виявляють значної різниці в довготривалій міцності між сплавами ЕШП і ВДП, хоча іноді електрошлаковий сплав має підвищену пластичність. В деяких випадках спостерігається і збільшення жароміцності, наприклад, для сплаву ХН62МВКЮ на 30-35 %, а для сплаву ХН70ВМТЮ на 10 %.

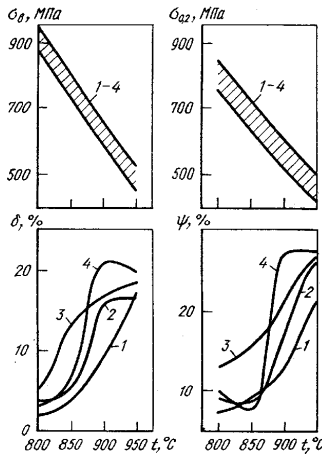
Таблиця 1.9 – Довготривала міцність і пластичність сплаву ХН70ВМТБ

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 ліквідаційну неоднорідність, то при температурах робочої та гарячої деформації рівень характеристик пластичності, опір повзучості і границя

довготривалої міцності вище для сплаву ЕПП в порівнянні зі сплавом відкритого витоплення.

Співставлення впливу різних способів перетопу (ВДП, ПДП, ЕПП) на механічні властивості проводились на прикладі сплаву ХН62МВКЮ при короткочасному розриві в температурному інтервалі 800...950 °С після термічної обробки: нагрів 1220 °С, 4 год., охолодження на повітрі + старіння при 950 °С, 8 год., охолодження на повітрі. Згідно рис.1.11 в температурному інтервалі 800...950 °С сплав після усіх технологій отримання має близькі характеристики міцності ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$ ) але різну пластичність. Найнижчий рівень відносного видовження і звуження при 800...950 °С має сплав ВІ. Після ВДП, ПДП і ЕПП отримані близькі зі сплавом відкритого витоплення значення характеристик пластичності при 800 °С. З підвищенням температури відносне видовження і звуження починають зростати і при 850 - 900 °С їх значення перевищують значення тих же характеристик для сплаву відкритого витоплення в 1,5-2 рази. Найкращі характеристики пластичності має сплав після ЕПП.



1 - ВІ; 2 - ВДП; 3 - ПДП; 4 - ЕПП

Рисунок 1.11 - 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, тоді як найбільш високі значення довготривалої міцності і пластичності характерні для сплаву після ЕПП.

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

Спосіб отримання	$\sigma = 130 \text{ МПа}$			$\sigma = 150 \text{ МПа}$			$\sigma = 200 \text{ МПа}$		
	$\tau$ , год.	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\tau$ , год.	$\delta$ , %	$\psi$ , %	$\tau$ , 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

Нікельовий сплав, зміцнений фазою  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$ , при короткочасних випробуваннях на розтяг і ударну в'язкість в інтервалі температур  $700\text{-}850 \text{ }^\circ\text{C}$  не має суттєвих відмінностей після ВДП або ЕПП. Водночас після ЕПП такий сплав має не тільки вищі характеристики тривалої пластичності в порівнянні з ВДП, але і підвищену жароміцність, що видно з даних табл.1.11.

Таблиця 1.11 – Границя довготривалої міцності в годинах при  $650^\circ\text{C}$  нікельового сплаву, зміцненого 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

Ефективність впливу ЕПП на жароміцність сплавів особливо яскраво виявляється при температурі випробування  $800 \text{ }^\circ\text{C}$ , що показано на рис.1.12.

Видно, що після ЕПП логарифмічна пряма на графіку напруження-час має менший кут нахилу. Це свідчить про більшу стабільність структури сплаву, отриманого методом ЕПП.

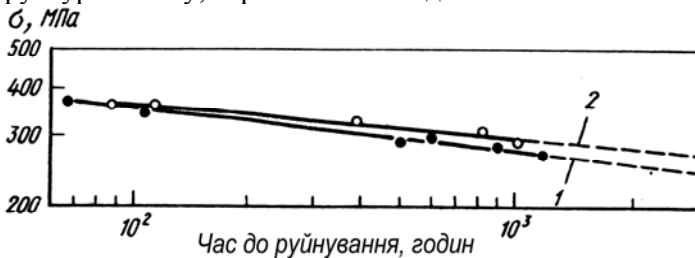


Рисунок 1.12 - Довготривала міцність при  $800 \text{ }^\circ\text{C}$  нікельового сплаву, зміцненого фазою  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb})$ , після ВДП (1) і ЕПП (2)

## 2 ОДЕРЖАННЯ ВІДЛИВКІВ ЖАРОМІЦІНИХ СПЛАВІВ ГТУ МЕТОДАМИ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОГО ЛИТВА

### 2.1 Загальні відомості

Сплави для деталей ГТУ повинні працювати при температурах до 1200 °С з деформацією повзучості не більше 0,2...0,5 % при ресурсі від 100 до 1000 годин. Крім високої жароміцності, такі сплави повинні мати підвищену термостійкість, що характеризує опір матеріалу дії термічних напружень. Найпомітніше термостійкість матеріалу відчувається в умовах теплових змін при запусках і зупинках турбіни. Підвищення робочих температур двигуна також збільшує рівень термонапружень. Оскільки величина термічних напружень пропорційна модулю Юнга, то отримання раціональної кристалографічної орієнтації структури дозволяє понизити рівень термонапружень і підвищити циклічну термостійкість. Тому створюються не тільки нові композиції жароміцних сплавів, але і нові технології отримання таких сплавів спеціальним литвом — методом спрямованої кристалізації.

Методом спрямованої кристалізації отримують зокрема полікристалічні відливки лопаток ГТД із стовпчастими зернами (кристалітами), які витягнуті вздовж вісі відливки (СК-відливки), монокристалічні (МК) відливки, що складаються з одного великого зерна монокристала, і відливки, що являють собою «спрямовані евтектики» (СЕ) — природні композити, армовані волокнами, що виникають в процесі кристалізації. Жароміцні сплави зі структурою таких відливок перевершують сплави відливок з рівновіською кристалізацією (РК) за цілим рядом характеристик: умовній границі повзучості, жароміцності, мало- і багатоциклової втомі, експлуатаційному ресурсу та інше.

Сплави з дрібнозернистими рівноосьовими структурами експлуатуються при порівняно невисоких температурах (не вище 750°С), коли потрібен великий опір втомним напруженням (як з малим, так і з великим числом циклів), а також висока границя міцності на розрив. При більш високих температурах визначальним фактором є повзучість, і в цьому випадку перевагу мають сплави з крупними зернами, та до того ж стовпчасто спрямованими.

Спрямована і монокристалічна структури робочих лопаток ГТУ дозволяють підвищити їх робочу температуру на 80-120°С в порів-

нянні з лопатками, що мають рівновісьову структуру. При цьому температура газу перед робочою лопаткою першого ступеня на сучасних двигунах може зростати до  $1800^{\circ}\text{C}$ , що забезпечує підвищення потужності ГТУ.

## 2.2 Деякі особливості кристалізації

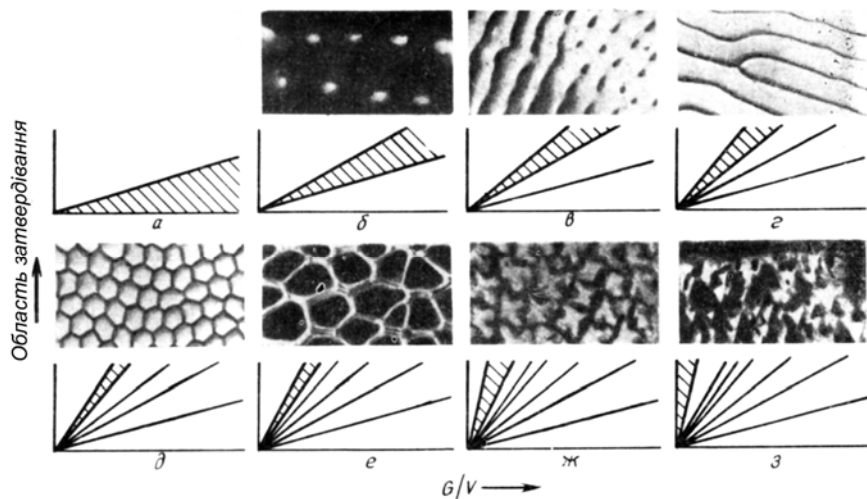
Ливарні нікельові жароміцні сплави складного хімічного складу при звичайному литві у виливницю мають характерну дендритну структуру, в якій стовпчасті остови (осі першого порядку) орієнтовані переважно в напрямку  $[001]$  у випадку ГЦК кристалічної ґратки основи. Осі дендритів другого порядку проростають в рідину в перпендикулярних напрямках, створюють в нормальному перетині відливка (разом із стовпчастими кристалами) особливий сітковий «узор» у вигляді тетрагона. Заповнення міжосьових просторів твердою фазою відбувається відразу ж після утворення загального дендритного скелета певного хімічного складу (первинні стовпчасті кристали і їх бокові відгалуження), внаслідок чого формується фронт кристалізації.

Швидкість твердіння, або швидкість видалення значного тепла з системи тверда фаза - рідина («т-р»), залежить від таких факторів, як теплопровідність, конвекція і випромінювання, які набувають чинності в різний час при будь-якому затвердінні. Наприклад, в процесі видалення тепла з відливка беруть участь теплопровідність виливниці, випромінювання на поверхні виливниці і конвекція всередині гарячої рідини.

Структура, що утворюється в процесі кристалізації залежить від того факту, що рідина і тверде тіло в процесі затвердіння мають різний склад. Затвердіння проходить дуже швидко для повної рівноваги і лише локальна рівновага може існувати в об'ємі декількох атомних площин на границі розділу «т-р».

Морфологія поверхні розділу «т-р» визначається діаграмою стану і параметрами затвердіння, тобто швидкістю затвердіння  $V$ , температурним градієнтом в рідині на поверхні розділу  $G$ , коефіцієнтом дифузії розчиненого компонента (елемента) в рідкій фазі  $D$  і областю твердіння ( $OT$ ) даного сплаву. Взаємозв'язок всіх цих параметрів виражається співвідношенням « $G/V—OT/D$ », яке називається визначником форми поверхні розділу (ВФПР).

Якщо ВФПР приймає позитивні значення ( $VFPР > 1$ ), поверхня розділу між твердою фазою і розтопом гладка, за винятком виїмок, де границі зерен перетинають площину поверхні розділу; і вона називається плоским фронтом кристалізації, що відповідає рис.2.1.а. Дифузія розчинених елементів йде перпендикулярно макроскопічній поверхні розділу «т-р», виключаючи приграничні області зерен, де з-за локальної кривизни утворюється сегрегація елементів в поперечному напрямку. Зміни в структурі поверхні розділу не відбуваються доти, поки ВФПР зберігає позитивні значення. Якщо ж ВФПР набуває невеликих негативних значень, то на поверхні твердої фази утворюються западини (рис.2.1.б.) і дифузія розчинених елементів відбувається в поперечному напрямку, що призводить до зростання сегрегацій в западинах. По мірі того, як значення ВФПР стають все більш негативними, на поверхні розділу утворюються западини обширні, потім витягнуті, далі правильні гексагональні, неправильні і, нарешті, дендрити, що послідовно показано на рис.2.1. в, г, д, е, ж, з.



а – плоска поверхня розділу; б – початок утворення западин; в – обширні 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 «т-р» при зменшенні відношення  $G/V$  або збільшенні області твердіння ( $OT$ )

Складні утворення сегрегацій пов’язані з дендритною будовою і є однією з характерних особливостей кристалізації жароміцних сплавів.

Розчинені легувальні елементи, що знижують температуру топлення сплаву (хром, алюміній, титан, нікель, вуглець), сегрегують в так звані міждендритні області, тоді як розчинені елементи, що підвищують температуру топлення (тобто вольфрам і кобальт), сегрегують до центру дендритів, збіднюючи міждендритні області. Окрім названих головних легувальних елементів, необхідно враховувати сегрегацію незначних кількостей таких домішок, як сірка, азот, кисень, водень, магній, ванадій, кремній, кальцій, вісмут, олово, більшість з яких взаємодіє з матрицею і має шкідливий вплив, сприяючи утворенню надлишкової фази; деякі з них, включаючи магній і кремній, можуть бути корисними. А такі елементи, як ітрій і лантан відтісняються до поверхневого шару відливка і збільшують стійкість проти поверхневого окислення та корозії.

Внаслідок складних взаємодій сегрегованих елементів, яке відбувається під час росту дендритів з-за змін таких параметрів, як швидкість затвердіння, температурний градієнт і концентрація, форма і розподіл частинок других фаз, що виділяються, може змінитися. Сегрегація на межах зерен сприяє утворенню виділень складних надлишкових фаз; ступінь сегрегації залежить від морфології поверхні розділу «т-р», ВФПР і макроструктури (стовпчастої, рівновісьової). Негативним наслідком міжзеренної сегрегації – є можливість утворення майже безперервних шарів надлишкових фаз, що в процесі прикладання навантаження може легко призвести до зернограничного руйнування.

### **2.3 Формування структури відливок**

При заливці рідкого металу у виливницю на стінках утворюється область з дрібними рівноосьовими зернами. Далі, при позитивному градієнті температури від стінок виливниці в рідину, починають рости стовпчасті кристали. За областю стовпчастих кристалів поблизу центру зливка може мати місце утворення крупних рівноосьових кристалів, які блокують і заважають безперервному росту стовпчастих зерен. Тобто, утворюється стовпчасто-рівновісьова перехідна зона.

Дрібні рівноосьові зерна утворюються в термічно переохолодженій рідині біля стінок виливниці. Якщо розливання металу відбувалось з незначним перегрівом, то велика частина розтопу може піддаватися дії холодних стінок виливниці, в результаті чого дрібні зерна можуть зберегтися у всьому об'ємі відливка. У більшості випадків

отримання відливків розтопленій метал переґрітій, тому зона дрібних рівноосьових кристалів невелика. За рахунок відводу тепла з розтопу через зону таких зерен і поверхню виливниці, процес затвердівання продовжується з утворенням зони стовпчастих кристалів. Серед зародків стовпчастих кристалів здібними до зростання стають ті, які для сплавів з ГЦК ґраткою мають напрямок [001], що паралельний напрямку тепловідводу. Ріст стовпчастих кристалів припиняється, коли температурний ґрадієнт в рідкій фазі перед поверхнею розділу «т-р» стає настільки малим, що зерна не можуть більше рости.

Стовпчастий ріст кристалів зберігається доти, поки рівноосьові зерна, що зародилися в розтопі, не заблокують стовпчасту поверхню розділу. Існує три гіпотези, що пояснюють перехід від стовпчастої до рівновісьової кристалізації. За першою з них при незначних переґріваннях рідини рівноосьові зерна розглядаються як стійкі зерна зони швидкого охолодження, які були перерозподілені ближче до центру зливка потоком рідини. При значних переґріваннях рідкого металу дрібні рівноосьові зерна зони швидкого охолодження повинні розтопитися. За другою гіпотезою нові рівноосьові зерна починають рости в результаті гетерогенного зародкоутворення на дрібних частинках, присутніх в жароміцних сплавах при зниженні температурного ґрадієнту розтопу. За третьою нові рівноосьові зерна починають рости на частинках, які відокремилися від поверхні розділу «т-р». Такими частинками можуть бути дрібні дендрити, які можуть легко відділятися будь-яким рухом, наприклад конвективним рухом рідини.

Стовпчасті зерна ростуть за умови, якщо температура розтопу вище за температуру затвердівання і якщо відведення тепла здійснюється в одному напрямку з рідини через тверду фазу. Для отримання відливок із структурою стовпчастих зерен застосовується відведення тепла в вісьовому напрямку. На відміну від змішаної структури з рівноосьовими зернами, які одержані звичайним методом, в стовпчастих структурах зменшується загальна сегреґація, знижується пористість матриці, менше стає карбідів та інших включень по межах зерен. Оскільки в сплавчастій структурі відсутні межі зерен, які б мали поперечну орієнтацію до дії напружень, то збільшуються границя повзучості жароміцних сплавів та стійкість проти термічного удару (термічна втома). В стовпчастих структурах зменшується сумарна довжина меж зерен, що знижує схильність до високотемпературної корозії,

оскільки відбувається зменшення сегрегацій по межах зерен та зменшується кількість шляхів по яким могла б пройти корозія в металі.

## 2.4 Спрямована кристалізація

Спрямована багатозеренна структура вперше була отримана в 1960 р. Відсутність меж зерен, що перпендикулярні вісі зовнішнього навантаження, підвищила міцність сплавів порівняно з РК-структурою. Разом з традиційними сплавами, в яких можна створювати спрямовано кристалізовану структуру, були розроблені спеціальні сплави для такого литва: ЖС26-НК, ЖС26-ВНК, ЖС32-ВНК.

Процес, при якому границя розділу тверда фаза – рідина («т-р») пересувається через заданий об'єм розтопу і є єдиною в даній системі, називається нормальна кристалізація. 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 формується аксіальна структура стовпчастих зерен вздовж кристалографічного напрямку  $\langle 001 \rangle$ .

Монокристалічна структура складається з одного зерна і з розорієнтуванням блоків не більше  $8^\circ$ . В свою чергу монокристалічні відливки підрозділяються на наступні три типи:

а) монокристалічні відливки (турбінні лопатки) з довільним орієнтуванням, тобто коли кристалографічна орієнтація яких-небудь геометричних осей відливоків не задається;

б) монокристалічні відливки із заданою вісьовою (аксіальною) орієнтацією; в цьому випадку задається кристалографічна орієнтація однієї вертикальної вісі відливка;

в) монокристалічні відливки із заданою вісьовою і азимутальною орієнтацією; в цьому випадку 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 з стовпчастих зерен (кристалітів), які мають яскраво виражену аксіальну структуру відносно вісі росту плоского фронту кристалізації.

## 2.5 Отримання відливоків із стовпчастою структурою

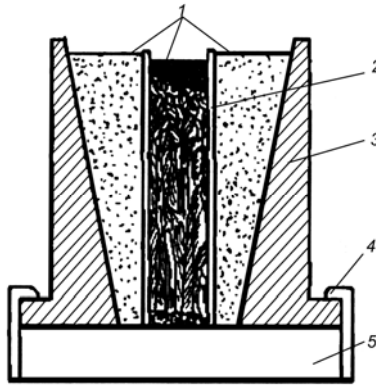
Якість відливоків залежить від міцності виливниці та від взаємодії між виливницею і розтопом. Тому виливниці виготовляються з таких важкотопких матеріалів, як SiC, високочистий  $Al_2O_3$  або алюмосилкат. Для зменшення кількості включень, і тим самим поліпшення рідинотекучості, топлення і розливання більшості жароміцних сплавів здійснюється у вакуумі.

При отриманні відливоків зі стовпчастою структурою, для запобігання зародженню центрів кристалізації рівноосьових зерен в рідині, температуру розтопу слід зберігати вище температури ліквідус. Для отримання зливоків з жароміцних сплавів на нікельовій основі із стовпчастою структурою температура розтопу і швидкість відведення тепла регулюються. 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 відведення тепла. Виливниця 2 виготовляється з теплоізоляційного вогнетривкого матеріалу і облицьовується відповідною екзотермічною сумішшю 1 таким чином, щоб температура виливниці в області рідкого металу протягом усього процесу затвердіння перевищувала температуру ліквідус сплаву. В результаті тепловідвода через кристалізатор температура перегрітої рідкої фази швидко зменшується, тому втрати тепла поновлюються протягом всього процесу кристалізації підведенням зовнішнього тепла через бокові стінки виливниці від екзотермічної суміші, всередині якої розміщена виливниця. Виливниця ізолюється таким чином, щоб при розливанні розтопленого металу велика частка теплового потоку відводилась через нижню поверхню водоохолоджуваного мідного кристалізатора 5.

Для виконання цих вимог екзотермічне облицювання виливниці повинно мати пірамідальну форму, як показано на рис. 2.2. Дуже важливо, щоб виливниця знаходилася у вертикальному положенні, так, щоб поверхня розділу «т-р» просувалася вперед переважно в горизонтальній площині. Це зменшує конвективний рух рідини і радіальну передачу тепла, звичайно пов'язану з вертикальною складовою поверхні розділу «т-р». Оскільки перегрітий розтоп по мірі пересування фронту кристалізації поступово розсіює своє тепло, то температурний градієнт в рідині поступово зменшується до тих пір, поки не з'являть-

ся нові центри кристалізації і не припиниться формування стовпчастої структури.

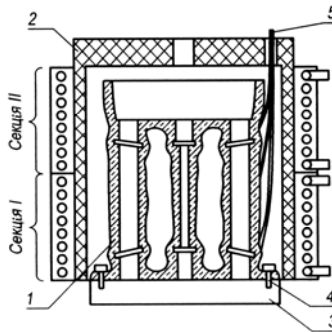


1 — екзотермічна суміш; 2 — обшивка виливниці; 3 — опока виливниці;  
4 — затиски; 5 — водоохолоджуваний мідний кристалізатор  
Рисунок 2.2 - Метод литва для отримання стовпчастих зерен

Поверхня кристалізатора повинна очищатися перед кожною операцією розливання, щоб звести до мінімуму опір тепловідводу окисними шарами. Для забезпечення однакового тепловідводу через поверхню кристалізатора опока 3 виливниці надійно прикріплюється до піддону кристалізатора затисками 5.

**2.5.2. Метод зменшення потужності нагрівача або виключення живлення.** Цей метод, як і наступні два відносяться до методів регулювання швидкості теплопередачі зовнішніми джерелами енергії. Відведення тепла під час такого способу кристалізації практично не відрізняється від кристалізації в екзотермічній виливниці, а температурний градієнт і швидкість затвердіння постійно змінюються протягом всього процесу литва. На рис. 2.3 наведена схема отримання відливок турбінних лопаток за таким методом. Ливарна форма 1 або блок з декількох форм встановлюється в нагрівач 2 на водоохолоджувальній плиті-холодильнику 3 і закріплюється спеціальним пристосуванням 4. Форми, для збільшення тепловідводу від металу, виготовляються з відкритим дном, тому утримувачі забезпечують її щільний контакт з холодильником, перешкоджаючи витіканню розтопу. Після вакуумування робочого об'єму установки включається нагрівач, що має дві окремо керовані секції (секція I і секція II на рис. 2.3), і ливарна форма розігрівається до температури 1500...1550°C. Можна засто-

совувати контактне електронагрівання або нагрівання струмами високої частоти (СВЧ) з використанням графітових нагрівачів.



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

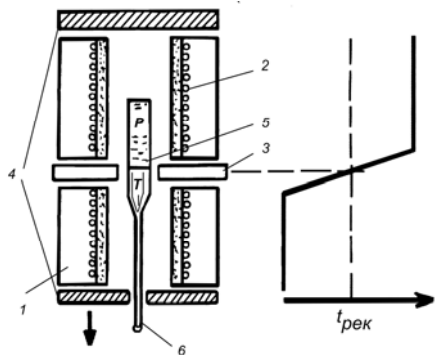
В окремі печі плавиться шихтова заготовка і метал заливається у форму через спеціальну воронку. Розливання металу проводиться достатньо швидко, щоб рівномірно змочити всю поверхню металевої виливниці. Під час розтоплення металу, попереднього нагрівання виливниці, литва і кристалізації необхідно підтримувати вакуум  $10^{-2}$ — $10^{-4}$  мм рт.ст. з малою швидкістю витоків для забезпечення мінімальної пористості відливків. Виливницю необхідно дегазувати і повільно підігрівати до температури ліквідусу аж до моменту розливання. Виливниця по всій висоті повинна бути нагріта однаково. Відразу після заливки нижня секція нагрівача вимикається, а на верхній починається плавне зниження потужності. Температура форми при нагріванні, а також зниження потужності в процесі спрямованої кристалізації контролюється за допомогою термопар 5, встановлених на різних рівнях форми.

Високі швидкості передачі тепла забезпечуються за умови, якщо більший кінець виливниці розміщується внизу, в контакт з холодильником. Тут же розміщується ділянка вертикального живильника (прибутка) заввишки не менше 5 см, щоб перешкодити утворенню рівноосьових зерен в верхній частині відливка. Звичайний час кристалізації складає близько 150 хв., що відповідає маленькій швидкості кристалізації, достатньої для забезпечення позитивного температурного градієнту в рідині і запобігання утворенню рівноосьових зерен.

Процес спрямованої кристалізації проходить в два етапи: а) утворення зародків стовпчастої структури і початок їх росту під безпосередньою дією холодильника; б) зростання стовпчастих зерен, що відбувається за рахунок зниження потужності верхньої секції нагрівача.

Метод спрямованої кристалізації за рахунок зниження потужності нагрівача і екзотермічний метод не забезпечують надійного формуванні спрямованої стовпчастої або монокристалічної структури. Оскільки в цих методах тепловідвід здійснюється через холодильник (кристалізатор), то по мірі збільшення довжини відливка швидкість росту стовпчастих зерен уповільнюється. Це обумовлено зниженням швидкості охолодження в інтервалі температур кристалізації сплаву з-за низьких швидкостей росту і малих температурних градієнтів біля фронту кристалізації.

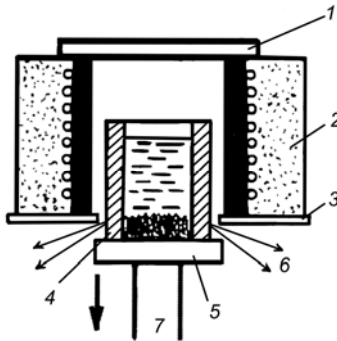
**2.5.3 Метод Стокбаргера (витягування виливниці).** Метод Стокбаргера майже повністю виключає структурну неоднорідність, характерну для методу виключення живлення. Він має ту перевагу, що термічне середовище в процесі кристалізації залишається майже постійним протягом більшої частини процесу. Суть методу Стокбаргера зображено на рис.2.4. Використовують дві ділянки печі, з яких нижня 1 забезпечує температуру нижче, а верхня 2 – вище температури кристалізації сплаву. Між ділянками печей, завдяки теплоізоляційному екрану 3, створюється великий температурний градієнт, що показано на рис.2.4 праворуч схеми печі. Радіаційні щити 4 ізолюють піч від зовнішнього середовища.



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 відливок за методом Стокбаргера

Згідно наведеної схеми виливниця 5 з розтопом поступово витягується донизу через екрани 3. По мірі переходу до нижньої печі відбувається кристалізації розтопу таким чином, що поверхня розділу «т-р» залишається паралельною площині екрану 3. При отриманні литих жароміцних сплавів уся система розміщується у вакуумній камері.

За вдосконаленим методом Стокбаргера, зображеним на рис.2.5, утворенню стовпчастої структури сприяє використання водоохолоджуваного кристалізатора 5. При витягуванні виливниці 4 через екран 3 температура виливниці знижується за рахунок випромінювання 6, що обумовлює високий температурний градієнт біля поверхні розділу «т-р». Радіаційне випромінювання (охолодження) можна посилити, а градієнт температури збільшити за рахунок розміщення під піччю вуглецевих блоків для поглинання випромінювання.

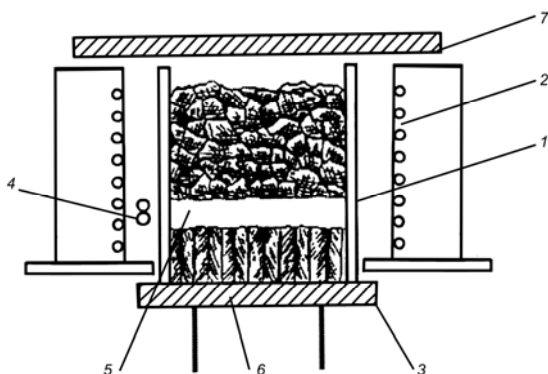


1 — радіаційний щит; 2 — піч; 3 — екрани; 4 — виливниця;  
5 - водоохолоджувальний кристалізатор;  
6 — охолодження випромінюванням; 7 — рухома опора;  
Рисунок 2.5 - Вдосконалений метод Стокбаргера

Хоча метод Стокбаргера характеризується отриманням деякою неоднорідністю структури зливків за товщиною, особливо біля кристалізатора, проте верхня частина зливків не має грубих змін інтервалів між дендритними розгалуженнями в порівнянні з попереднім методом литва з сильною зміною градієнта температур в процесі кристалізації. Стовпчасті відливки, одержані цим методом, твердіють в чотири рази швидше в порівнянні з методом «виключення живлення».

**2.5.4 Метод кристалізації з додатковим рухомих джерелом нагрівання.** На рис.2.6 зображена схема отримання цим методом відли-

вків (лопаток турбін) з орієнтованою стовпчастою структурою. Розтоплений метал заливається в виливницю 1, що попередньо підігріта основною піччю 2 до температури, яка суттєво менше температури кристалізації сплаву. Наявність знизу виливниці водоохолоджувального кристалізатора 3 призводить до того, що нижня частина відливка (лопатки) кристалізується з утворенням стовпчастої структури, а в верхній частині утворюються рівноосьові зерна. Потім в нижній частині відливка (навколо пера лопатки) розміщується додатковий індукційний нагрівач 4 таким чином, щоб в області переходу від стовпчастих до рівноосьових зерен з'являлась тонка рідка зона 5 розтопленого металу. Далі додатковий індуктор 4 пересувається 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

Викладений метод не потребує інтенсивного нагрівання усієї виливниці. Поблизу поверхні розділу «г-р» можливе створення високих температурних градієнтів, а підвищення швидкості кристалізації забезпечує зменшення сегрегації легувальних елементів в усьому перетині відливка.

**2.5.5 Метод обертання виливниці.** Цей метод використовується для отримання суцільних колес турбін зі стовпчасто-орієнтованими зернами в області лопаток. Сутність метода полягає в тому, що виливницю, яка має форму турбіни, попередньо нагрівають до температури

близько 1000°C. Після заливання рідкого розтопу виливницю піддають змінному обертанню зі швидкістю 100 об/хвилину, при чому напрямок обертання змінюється на протилежний кожні 3 с. При такому обертанні виливниці під час кристалізації природна конвекція затримується, передача тепла від розтопу до твердої фази зменшується, а температурний градієнт в розтопі залишається позитивним значно довше в порівнянні із звичайними статичними методами литва. Вказане, а також те, що швидкість зародження кристалів зменшується створює умови для зародження та зростання стовпчастих зерен. В результаті в області пера лопаток, де починається кристалізація (як на периферійній зоні відливка) буде утворюватись стовпчаста структура. В середній же області відливка (маточині) ливарні зерна будуть рівноосьові та дрібні внаслідок коливання виливниці. Стовпчаста структура лопаток обумовить кращу працездатність колеса турбіни. При звичайному литві зерна будуть рівноосьові і дрібні в області лопаток та крупні в області маточині.

## 2.6 Монокристалічна кристалізація

В монокристалічних відливках границі зерен, тобто можливі місця зародження тріщини і руйнування, взагалі відсутні. Це дозволяє в жароміцних сплавах за рахунок гомогенізуючої термообробки подрібнити частинки  $\gamma'$ -фази, поліпшити їх розподіл і тим самим підвищити експлуатаційні характеристики. Крім того, створення в ГЦК-сплавах низькомодульної структури  $\langle 001 \rangle$ , паралельній напрямку кристалізації, забезпечує їм найкращі механічні властивості та підвищує опір термічній втомі.

Для того щоб отримати монокристалічну структуру відливка необхідно, як і при спрямованій кристалізації, біля границь розділу «*т-р*» протягом усього процесу кристалізації зберігати позитивний температурний градієнт в рідині. Дотримання режимів подачі і регулювання енергії під час монокристалічної кристалізації, так само як і вимоги до матеріалу виливниці та вакууму, жорсткіші в порівнянні з методами отримання відливоків зі стовпчастою структурою. При цьому процес затвердіння триває довше і, отже, створюється більше можливостей для взаємодії між металом і виливницею.

До оптимальних умов отримання монокристалічної структури відливка слід віднести наступні:

- плоский фронт росту кристалізації в макроскопічному масштабі;
- збереження положення фронту кристалізації відносно нагрівача незмінним за час формування монокристалічної відливки.

В промисловості використовуються два методи отримання монокристалічних лопаток для газотурбінних двигунів, що відрізняються один від одного способом зародження монокристалічної структури. Це метод селекторів (кристаловідводів) при якому з безлічі зростаючих стовпчастих кристалів обирається для подальшого росту тільки один, і метод затравок, коли монокристалічна заготовка (затравка) з потрібною кристалографічною орієнтацією встановлюється в нижній частині ливарної форми. Кожен з цих методів має багато технологічних варіантів, але в основі кожного з них лежить принцип методу Бриджмена — охолодження нижньої частини форми і підігрів її в зоні вище лінії фронту кристалізації сплаву. Зауважимо, що устаткування для отримання спрямовано кристалізованих і монокристалічних сплавів принципово не відрізняються.

**2.6.1 Беззатравочний метод отримання моновідливок.** За цим методом лише одне з багатьох зерен, які зароджуються на поверхні кристалізатора, може прорости через увесь поперечний перетин відливка. Для прискорення процесу відбору такого зерна місце початку кристалізації слід розмістити нижче за дійсний перетин лопатки. Необхідно, щоб дендритна поверхня розділу «т-р» під час зростання три або чотири рази змінила напрямок, перш ніж стикнеться з корисним перетином виливниці. В результаті цього зберігається і росте лише одне зерно, що має кристалографічний напрямок [001], вздовж якого механічні властивості найкращі.

Вирощування монокристалів на основі конкурентного зростання стовпчастих зерен складається з наступних етапів:

а) одержання спрямованої початкової структури з безліччю стовпчастих зерен довільного аксіального і азимутного кристалографічного орієнтування;

б) конкурентне зростання стовпчастих зерен і витіснення тих з них, орієнтування яких не співпадає з кристалографічним напрямком [001];

в) за допомогою спеціального кристаловідбірника з текстурованих стовпчастих зерен відбирається одне зерно, яке і формує монокристалічну лопатку з аксіальним кристалографічним орієнтуванням [001] і довільним азимутном.

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.

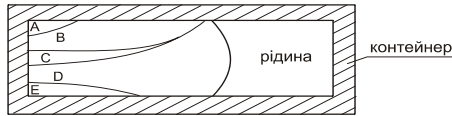


Рисунок 2.9 – Переважний ріст кристалу D

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.

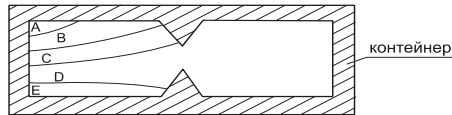


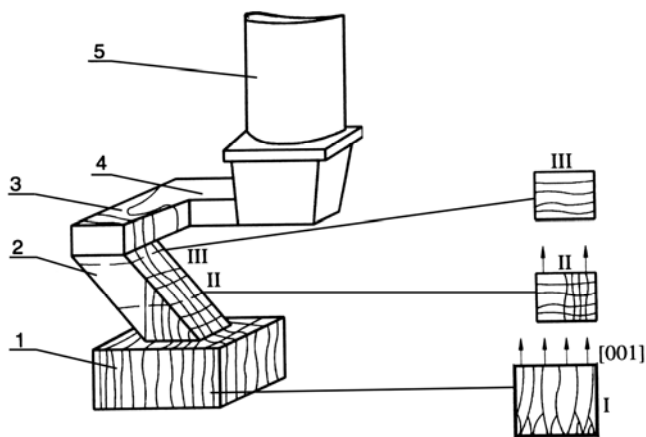
Рисунок 2.10 – Ріст тільки одного кристалу завдяки звуужуванню контейнера

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

Для отримання монокристалічної лопатки за вказаним методом використовують кристаловідбірник «прямий кут» із спеціальною системою літника (рис.2.11).

За наведеною схемою перегрітий метал заливається в оболонкову форму без дна, яка встановлена на водоохолоджуваному мідному кристалізаторі. В результаті інтенсивного охолодження розтопу при контакті з поверхнею кристалізатора в стартері 1 зароджується безліч дрібних рівноосьових зерен довільного орієнтування. Потім ці зерна ростуть в умовах спрямованого тепловідводу 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, нахилений під кутом  $30...40^\circ$  до напрямку тепловідводу. Геометрія і розміри нахиленого літника такі, що проекція вхідного і вихідного перетинів на площину перпендикулярну напрямку тепловідводу, не перекриваються. На вході в літник 3 зерна матимуть пластинчасту морфологію (див. рис. 2.11, перетин III), тому що більшість зерен, які потрапили у вхідний перетин цього літника, закінчують свій ріст на його верхній площині. Подальше заповнення

літника здійснюється за рахунок поперечного зростання крайніх зліва зерен, що проникли через вхідний перетин III (див. рис. 2.11). Причому найбільший розвиток одержують ті зерна, аксіальне орієнтування [001] яких найближче до вектора температурного градієнта, а азимутне орієнтування [100] найбільш близьке до напрямку проекції осі нахилоного літника на поперечну площину. В таких кристалах дендритні осі першого і другого порядку активніше проростають в розтоп. Подібний характер росту зберігається і в горизонтальному літнику 3, внаслідок чого на виході утворюється один кристал. Додатковий хід літника 4, перпендикулярний літнику 3, необхіден для гарантування того, що в монокристалічну лопатку 5 потрапить єдиний кристал. Звідси і назва такого кристаловідбірника – прямий кут. В результаті викладеного уся 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;

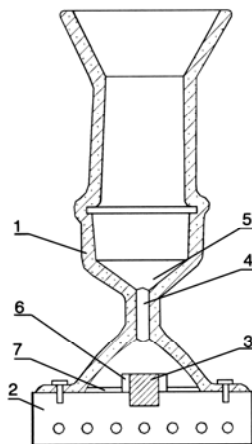
II і III - схема стовпчастої структури в перетинах II і III нахилоного літника

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 за цим методом умовно ділиться на три стадії: перша – зародження монокристалічної структури; друга – підведення структури до

порожнини форми, яка використовується для отримання відливка; третя – формування монокристалічного відливка.

В основу промислової технології монокристалічного литва покладений спосіб зародження монокристалічної структури на затравочному монокристалі, або затравці, що показано на рис.2.12. Ливарна форма 1 без дна встановлюється на водоохолоджувальному холодильнику 2, в якому виконано спеціальне поглиблення для затравки 3 циліндричної форми. Над затравкою діафрагма 4 сполучається з конусом 5. При заливці розтопу торець затравки підтоплюється і монокристалічна структура передається до виробу. При цьому кристали ростуть як від затравки, так і від поверхні холодильника. Один кристал, що росте від затравки, входить в діафрагму 4, а решта кристалів відсікається. Для підвищення надійності передачі структури від затравки останню виконують з керамічною оболонкою 6, а на поверхню холодильника укладають керамічну пластину 7. Цим досягається переважний контакт розтопу з торцем затравки і дещо сповільнюється зародження та ріст кристалів від поверхні холодильника.



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

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

Затравки поділяються на дві групи: ті, що працюють в режимі підтоплення і ті, що працюють в режимі розчинення.

В режимі підтоплення можуть працювати затравки з того ж сплаву, що і відливки, а також із сплавів системи Ni-W та чистого нікелю. При цьому верх затравки розтоплюється на глибину 5...10 мм, а низ залишається нерозтопленим.

Затравки, що працюють в режимі розчинення, мають температуру топлення вище, ніж сплав відливка. Як матеріали для таких затравок можуть використовуватися чистий нікель ( $t_{\text{топл}} = 1452^{\circ}\text{C}$ ), сплави системи Ni-W ( $t_{\text{топл}}$  до  $1510^{\circ}\text{C}$ ), сплав Ni-Re ( $t_{\text{топл}}$  до  $1610^{\circ}\text{C}$ ). Найчастіше використовується затравка із сплаву Ni-33%W з  $t_{\text{топл}} = 1510^{\circ}\text{C}$  і інтервалом кристалізації близьким до нуля. Структура від затравки передається за рахунок змочування і розчинення її торця розтопом основного сплаву. Швидкість розчинення визначає висоту затравки. Мінімальна висота затравки може складати 0,6...1,0 мм. Зазвичай висота затравок такого типу обирається 2,0...2,5 мм для зручності роботи з ними.

Для реалізації методу затравки необхідна окрема технологія отримання досконалих за структурою затравок із строго регламентованим кристалографічним орієнтуванням. Технологія спрямованої кристалізації монокристалів з використанням затравок більш трудомістка, однак вона дозволяє одержати монокристали будь-яких заданих орієнтувань як в аксіальному, так і азимутному напрямках.

**2.6.3 Жароміцні сплави для монокристалічного литва.** Оскільки в монокристалічній структурі відливок відсутнє зерномежове зміцнення, то в сплавах, спеціально розроблених для таких відливок, як правило, відсутні карбідоутворюючі елементи (Hf, Zr), а вуглець зведений до технологічно можливого мінімуму (0,002...0,004 %). Невеликі добавки Hf або Y можуть вводитися з метою створення захисних плівок  $\text{HfO}_2$  і  $\text{Y}_2\text{O}_3$  для компенсації зменшення жаростійкості з-за зниженого (до 4...6 %) хрому, як  $\alpha$ -утворюючого легувального елемента.

Монокристалічні жароміцні сплави I покоління (ЖС30М, ЖС40, RENE-4, PWA-1480 та інші), які не містили ренію, мали близько 60 % (об.)  $\gamma'$ -фази і відрізнялись вищими в порівнянні зі спрямовано кристалізованими сплавами значеннями температур солідусу і сольвусу для  $\gamma'$ -фази. До складу сплавів II покоління був введений Re в кількості до 3 %, а об'ємна частка  $\gamma'$ -фази підвищилася до 65...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) з ренієм до 6 %.

Створена в Росії (ВІАМ) унікальна високоградієнтна технологія отримання монокристалічних сплавів дозволила розробити сплави для двигунів літаків V покоління з ренієм до 10 % типу ЖС50 (6 % Re) і ЖС55 (9 % Re). При відповідному охолодженні лопатки з таких сплавів здатні працювати при робочій температурі газів до 2200 К. В результаті суттєво (в 5 разів) зростає робочий ресурс двигуна, що виправдовує витрати на коштовний реній. Сплав ЖС55 має наступні значення довготривалої міцності (МПа):  $\sigma_{100}^{900} = 590...600$ ;  $\sigma_{100}^{1000} = 350...360$ ;  $\sigma_{100}^{1100} = 180...190$ . Це вище, ніж у кращих іноземних сплавів на 30...40 МПа.

До монокристалічних сплавів пред'являються високі вимоги по чистоті від шкідливих домішок. Вміст кисню і азоту повинні бути не вище за границю їх розчинності в нікелі ( $< 0,0001$  %) щоб уникнути утворення неметалевих включень та зниження циклічних характеристик жароміцних сплавів. Сірка, яка утворює сульфіди титану і танталу, повинна бути в межах  $(5...7) \cdot 10^{-4}$  %.

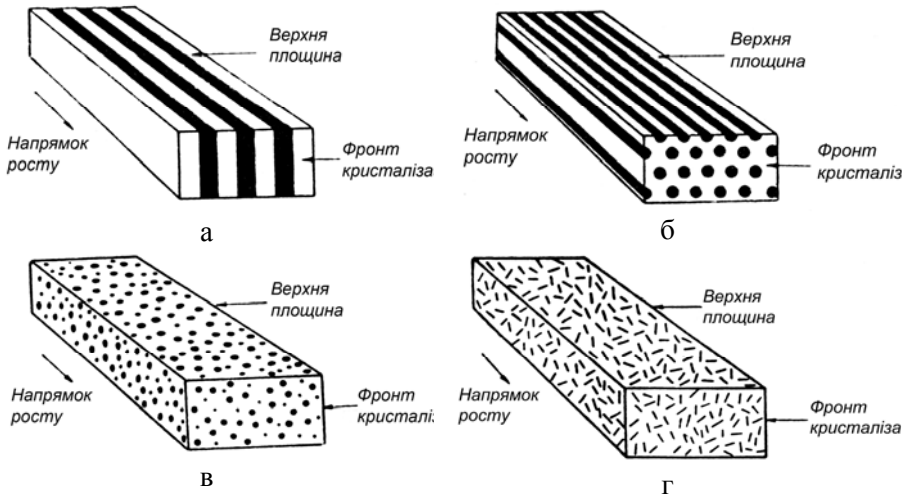
## 2.7 Кристалізація евтектичних сплавів

Евтектичні жароміцні сплави є перспективними матеріалами для лопаток, що працюють при температурах до 1100 °С та більше. На відміну від звичайних евтектик, в таких сплавах та фаза, кількість якої менша, формується в процесі кристалізації у вигляді безперервних стрижнів або пластин впорядковано розташованих вздовж вісі тепловідводу. При об'ємній частці цієї фази менше 32 % утворюються стрижні, а більше 32% — пластини. Така армуюча фаза зберігається аж до температури солідус сплаву.

Евтектичні сплави уявляють собою суміш двох твердих фаз, розподіл і форма (морфологія) яких може дуже суттєво розрізнятися в різних бінарних системах. Залежно від вигляду і розподілу двох твердих фаз, що створюють евтектику, розрізняються наступні структури: пластинчаста, глобулярна, стрижньова і голчаста. Вигляд евтектики пластинчастого типу наведено на рис.2.13, а. Вона утворюється, зокрема в сплавах Pb-Sn. Евтектика стрижньового типу складається з сукупності стрижнів однієї фази, що чергуються в безперервній матриці другої фази, як показано на рис.2.13,б. Евтектика глобулярного типу, що зображена на рис.2.13,в, не особливо поширена. Прикладом

служує евтектика  $\text{Cu-Cu}_2\text{O}$ , коли фаза  $\text{Cu}_2\text{O}$  виділяється у вигляді частинок сферичної форми. В голчастій евтектиці, згідно рис.2.9,г, друга фаза має нерегулярну форму, що нагадує голки, які безладно орієнтовані по відношенню до безперервної матриці. Така евтектика утворюється в системі  $\text{Al-Si}$ . Кремній виділяється у вигляді голок, оточених твердим розчином на основі алюмінію.

Структура евтектики залежить від умов кристалізації і співвідношення фаз. Якщо хімічні склади твердих фаз еквідистантні по відношенню до евтектичного складу рідини, або якщо немає великої відмінності в питомих об'ємах, зайнятих кожною з двох твердих фаз, то може утворюватися пластинчаста або стрижньова структура. Утворення другої фази в вигляді голок або виділень нерегулярної форми часто спостерігається в системах, де евтектична точка ближче до хімічного складу однієї з твердих фаз і де фаза, що присутня в сплаві в невеликій кількості, має високу анізотропію.



а – пластинчасте, б – стрижньова, в – глобулярна, г - голчаста  
Рисунок 2.13 – Схематичне зображення росту евтектик різного типу

У випадку пластинчастої евтектики кристалізація рідини евтектичного складу починається з утворення центрів кристалізації однієї з твердих фаз. Зростання кристалів цієї фази продовжується до тих пір, поки концентрація другого компоненту на фронті кристалізації не стане достатньою для утворення центрів кристалізації другої фази.

Зародження кристалів другої фази може відбутися безладно, в об'ємі рідини, або на кристалах першої фази. У випадку зародження на кристалах першої фази починається одночасне зростання кристалів двох фаз і відбувається евтектична кристалізація. Якщо друга фаза безладно виникає в об'ємі рідини, то на кристалах другої фази може відбутися зародження кристалів першої фази і починається евтектичне зростання обох фаз. І в першому і в другому випадках при кристалізації відбувається зростання обох фаз в поперечному і повздовжньому напрямках. При формуванні евтектики пластинчастого типу форма фронту кристалізації не може бути плоскою і гладкою, оскільки кристали фаз, які утворюють евтектику, мають різні хімічні склади та властивості. Форма фронту кристалізації залежить від наступних факторів: теплопровідність твердих фаз, кількість домішок, величина поверхневого натягу між фазами. На товщину пластин впливає швидкість кристалізації. При збільшенні швидкості кристалізації час для дифузії домішок перед фронтом кристалізації зменшується і тому товщина пластини зменшується. Тоді шлях для дифузії стає коротше, і домішка, яка виділилася попереду однієї з пластин встигає продифундувати до сусідньої пластини, забезпечуючи тим самим умови, необхідні для подальшого їх зростання. Зменшення ширини пластин призводить до збільшення кількості меж між ними, а це в свою чергу призводить до збільшення сумарної зерномежевої енергії меж і, отже, система буде прагнути до зменшення довжини меж.

Процес утворення евтектики стрижньового типу аналогічний утворенню евтектики пластинчастого типу. Евтектики глобулярного типу є результатом безперервного гетерогенного зародження другої фази в рідині попереду фронту кристалізації. При цьому кристали другої фази приймуть неправильну (голчасту) форму, якщо вони володіють анізотропією зростання, і глобулярну форму, якщо швидкість росту кристалів в усіх напрямках приблизно однакова.

Перше покоління нікельових жароміцних евтектичних сплавів представлено системами типу  $\gamma$ -МС,  $\gamma'$ - $\delta$  і  $\gamma/\gamma'$ - $\delta$ , де матрицею є або  $\gamma$ -розчин, або  $\gamma'$ -фаза, або  $\gamma$ -розчин, зміцнений  $\gamma'$ -фазою. Армуючими фазами слугують карбіди МС (NbC, TaC) або інтерметалід  $Ni_3Nb$  ( $\delta$ -фаза). Такі сплави відрізняються високою стабільністю структури та властивостей при високих температурах і зберігають свою міцність аж до температур  $0,8...0,9 T_{\text{топл}}$ . Для робочих температур газів близько

2000К перспективними є евтектичні сплави на основі важкотопких оксидів.

Друге покоління евтектичних жароміцних сплавів це композиції  $\gamma/\gamma'$ —МС і  $\gamma/\gamma'$ — $\alpha$ , де  $\alpha$  — важкотопкий метал (Мо-пермалой, W). Частина карбідів (NbC, TaC) в них складає 5...16%, а  $\alpha$ -металу — 20...32 %.

Евтектичні сплави отримують тим же способом спрямованої кристалізації з високим температурним градієнтом, що і стовпчасті та монокристалічні сплави, але із значно меншими швидкостями кристалізації — 6...10 мм/год. Із збільшенням швидкості кристалізації в цих межах зростає надійність виробів із жароміцних сплавів.

## 3 ТЕХНОЛОГІЯ ТА ОБЛАДНАННЯ ЛИТВА ЗА ВИТОПНИМИ МОДЕЛЯМИ

### 3.1 Загальні відомості

Отримання деталей литвом знижує витрати на механічну обробку і зменшує кількість матеріалу. Це особливо важливо для виробів із жароміцних сплавів, які є дуже коштовними і важко піддаються механічній обробці.

Технологія отримання лопаток ГТД методом литва застосовується у випадках, коли жароміцний сплав не піддається пластичній деформації і потрібно виготовити лопатку з особливо високою жароміцністю, а також при виготовленні лопаток з порожнинами для охолодження.

Литво лопаток за витопними моделями, дозволяє застосовувати для їх виготовлення ливарні сплави, які мають високу жароміцність і забезпечують вищий ресурс і надійність в порівнянні з лопатками, виготовленими зі штампованих заготовок. Це особливо важливо для лопаток 1-ої та 2-ої ступеней, де робочі температури газів можуть досягати 1200...1350°C.

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

а) створення ливарної моделі лопатки з воску, пластмаси або комбінація обох матеріалів та розташування в моделі заздалегідь приготовленого керамічного стрижня, якщо в лопатках повинні бути канали;

б) виготовлення виливниці, що передбачає нанесення на поверхню моделі декілька шарів керамічної оболонки, висушування їх та наступного заливання моделі вогнетривкою керамічною масою;

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

г) отримання відливки (лопатки) шляхом литва у вакуумі в підігріту виливницю зі спеціальним охолодженням для забезпечення монокристалічної, стовпчастої або рівновісьової зеренної структури.

Після охолодження відливку від нього відділяються форма-оболонка і стрижні (механічними або хімічними способами), а сам відливок відділяється від літникової системи. Залежно від вимог, що вису-

ваються до виробу, він може після литва піддаватися термічній обробці або ущільнюватися шляхом гарячого ізостатичного пресування.

Далі розглянемо особливості виконання різних етапів литва лопаток за витопними моделями.

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°C	Піч ПГ-30
3	Виготовлення моделей, літнкової системи	Стіл
4	Збирання модельних блоків	Стіл
5	Виготовлення керамічних форм: - фарбування 6...8 шарів; - видалення модельної маси при $p=3 \text{ ат}$ , $t=250...300^\circ\text{C}$ - прожарювання форм при температурі 1080°C	Автоклав Піч ПГ-30
6	Отримання заготовок лопаток (основні параметри процесу): - витоплення сплаву ЖС26ВИ при температурі 1570±10°C, заливка розтопу при температурі 1530±10°C; - швидкість переміщення форм в кристалізаторі - 20±2 мм/хв; - температура рідкого алюмінію в кристалізаторі в момент введення керамічних форм - 660...740°C; - залишковий тиск - $8 \cdot 10^{-2}$ мм рт.ст.; - число відлитих лопаток з однієї порції розтопу - 12	Установка УВНК-8П
7	Очищення відлитих лопаток від кераміки	Піскоструменева установка
8	Відрізання лопаток від літнкової системи	Абразивно-відрізний верстат
9	Обдування лопаток	Піскоструменева установка

1	2	3
10	Дефектоскопічне щавлення в розчині $\text{HCl} + \text{H}_2\text{O}$ і контроль макроструктури	Ванна. Контрольний стіл.
11	Видалення керамічних стрижнів з внутрішньої порожнини лопаток: - повне розчинення стрижнів з лопаток в розтопі біфторида калія при температурі $350 \dots 370^\circ\text{C}$ , час витримки - 2,5...3 год.; - видалення фторидних плівок з поверхонь внутрішньої порожнини лопаток в розчині підкисленого чотириокису цитронія уротропіну при кімнатній температурі; - промивка внутрішньої порожнини лопаток гарячою водою (температура води - $70 \dots 80^\circ\text{C}$ , тиск води $\geq 6\text{MPa}$ ).	Спеціальна установка
12	Контроль литих лопаток на металургійні, геометричні та інші дефекти методами рентгеноскопії; іонметричне визначення залишкових іонів калія, ЛЮМ контроль тангенціальних каналів	Прилад типу ПОМКЛ, рентгенівська установка.

### 3.2 Виготовлення моделей

Для виготовлення моделей використовують спеціальні матеріали, які повинні легко вилучатися з керамічної оболонки, стійко зберігати свої розміри і забезпечувати гладку поверхню. Як матеріали для моделі використовують суміші з натуральної і синтетичної воскової маси у поєднанні з різними вуглеводневими смолами. В деяких випадках використовують пластмаси (зазвичай полістирен); вони міцні, добре опираються ударним навантаженням, придатні для тривалого зберігання, добре зберігають розміри, відносно дешеві.

Матеріали для моделей повинні задовольняти наступним вимогам:

- достатня міцність для того, щоб витримувати операцію витягання з модельної форми, протистояти напруженням, що виникають при формуванні модельних блоків і при нанесенні оболонок;
- рідкотекучість для отримання моделей складної форми, щоб знизити ризик пошкодження крихких керамічних стрижнів при заповненні форми і не ускладнювати вилучення моделі з форми;

- швидке твердіння в прес – формі при виготовленні моделей;
- сумісність з матеріалами керамічної оболонки, стрижнів та сплавом (запобігти попаданню домішок);
- стабільність розмірів для забезпечення гранично малих спотворень моделі впродовж виробничого циклу;
- низьке термічне розширення для забезпечення розмірної відповідності з оболонкою;
- безпека для навколишнього середовища (бути нетоксичним);
- бути придатним для багаторазового повторного використання.

Воскові матеріали краще за інші матеріали поєднують в собі ці характеристики. Прикладом є використання суміші наступного складу: 70% парафіну, 8% буровугільного воску, 22% гарматного мастила. Така 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 в набагато меншому ступені потребують ретельного регулювання температури і вологості навколишнього середовища. Тому їх застосовують у випадках, коли головними визначальними чинниками є міцність і розмірна стабільність, наприклад при виготовленні дуже тонких лопаток або суцільнолитих турбінних дисків.

Більшість воскових моделей виготовляються низькотемпературною заливкою рідкої або продавлюванням рідкотвердої маси. Для приготування пластмасових моделей застосовують машини з поворотним гвинтовим приводом для наповнення форми під тиском. Залита модель закріплюється, калібрується і піддається доведенню. Збирання декількох воскових моделей проводиться вручну з використанням для їх з'єднання відповідних технічних засобів.

### 3.3 Керамічні стрижні

Керамічні стрижні використовують при литві лопаток за витопними моделями, щоб сформувані складні внутрішні порожнини (переходи), призначені для перетікання потоків повітря, що застосовують для охолодження. Класичний матеріал для керамічних стрижнів - оксид кремнію. Проте останнім часом іноді застосовується і оксид алюмінію. При створенні воскової моделі стрижень повинен бути «вкладеним» в цю модель. Після витоплення воску стрижень не повинен змінювати своє початкове положення. Оскільки коефіцієнти термічного розширення стрижня і оболонки неоднакові, то для зменшення на-

пружень стрижень скріпляються з оболонкою лише в одній точці. Після того, як метал заповнить порожнину, звільнену витопленою моделлю, стрижень опиниться всередині відливка. Потім відливок відділяється від ливарної оболонки, а з відливка видаляється стрижень. Таким чином, у відлитій лопатці отримують порожнину, що зберігає початкову форму керамічного стрижня.

Стрижень повинен бути достатньо міцним, щоб протистояти напруженням, що виникають при нагнітанні воскової маси, бути хімічно сумісним із сплавами при дуже високій температурі, бути достатньо важкотопким і жароміцним, щоб зберігати свою форму при видаленні моделі, підігріванні і операціях заливки, коли на стрижень впливає потік рідкого розтопу. Стрижні повинні протистояти термоудару, щоб без утворення тріщин витримувати напруження, які виникають при підігріванні і заливці сплаву. Він повинен легко вилучатися з відлитій деталі. Для вилучення стрижня використовуються як хімічні, так і механічні методи. Тому стрижні переважно виготовляються з матеріалів, що містять велику частку оксиду кремнію; останній легко вилугується реактивами KOH, NaOH і (або) кислотами, які не повинні вступати в хімічну реакцію з жароміцними сплавами.

Більшість керамічних стрижнів, що брикетуються, одержують або інжекційним методом (методом вприскування), або методом литва під тиском. Інклекційне формування 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.

В умовах сучасного виробництва можна отримати відливки, в яких товщина стінок і (або) прорізів має усього 0,4 мм. 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 призвести до порушення заданої товщини стінок відливка.

### **3.4 Виготовлення оболонкових виливниць**

Для процесу литва за витопними моделями використовують систему керамічних оболонкових виливниць. Кожна 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 призвести до руйнування відливка, з утворенням дефектів, які називаються «гарячі надриви». Вони виникають в процесі кристалізації і охолодження відливок під дією напруження, яке пов'язано з невідповідністю коефіцієнту термічного розширення (стискання) металу і виливниці. Таким чином, оболонкова виливниця повинна бути достатньо міцною, щоб забезпечити металу необхідну форму і щільність, але і достатньо податливою, щоб деформуватися і навіть частково руйнуватися по мірі того, як метал кристалізується і дає усадку. В процесі спрямованої кристалізації оболонкова виливниця знаходиться при високих температурах особливо тривалий час, що викликає спотворення форми виливниці і підсилює взаємодію матеріалу виливниці з металом, особливо з такими найбільш хімічно активними елементами, як Al та Hf.

Оболонкова виливниця створюється неодноразовим нанесенням керамічного розчину і висушуванням вогнетривкої крихти. До складу керамічного розчину зазвичай входить дисперсна (розміром біля 70 мкм), вогнетривка пудра і зв'язка у вигляді ультрадрібнозернистого кремнезему. Для нанесення розчину на поверхню модельних блоків з воскової маси їх занурюють в розчин, а потім витягують і дають зайвому розчину стекти. При точному дотримуванні правил обмазки розчин створює на поверхні блоків рівне покриття. Поки розчин вологий на його поверхню наносять вогнетривку крихту («штукатурять»). Для цього крихту або висипають на поверхню розчину, або занурюють обмазані модельні блоки в псевдозріджену масу вогнетривких частинок. Після такого обштукатурювання зв'язці дають затужавіти за рахунок хімічних реакцій або за допомогою контрольованого підігрівання; ступінь тужавіння повинна бути такою, щоб наступні шари покриття не порушили цілісність попередніх шарів. Типова оболонкова виливниця складається з 5-7 шарів. Далі воскову модель з нанесеною оболонкою поміщують в контейнер із жаростійкої сталі і заливають напіврідкою керамічною масою. Потім все це висушують до тужавіння керамічної маси.

Вибір того або іншого матеріалу для виготовлення виливниці залежить від декількох параметрів, до яких належать тип жароміцного сплаву, температура литва, різновид процесу литва, вартість. Нижче

наведені деякі з вогнетривких матеріалів і їх максимальні робочі температури, °С:

- глинозем ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) .....1840;
- кремнезем ( $\text{SiO}_2$ ) .....1680;
- циркон ( $\text{ZrSiO}_4$ ) .....1650;
- алюмосилікати (різні) ...1560.

Стабільність і реологічні характеристики керамічного розчину, міцність сирої оболонки і її жароміцність залежать від зв'язки. Для виготовлення оболонкових виливниць застосовуються зв'язки фосфатні, алюмінатні, а також на основі колоїдного кремнезему або етилсилікату. Останні характеризуються надзвичайно малими розмірами частинок і рівним шаром покривають керамічну оболонку. Малий розмір частинок обумовлює велику контактну поверхню і високу реакційну здатність, що забезпечує високу міцність в сирому і відпаленому стані. В зв'язку керамічних розчинів додається невелика кількість органічних матеріалів для поліпшення змочування моделі, зменшення спінювання і підвищення міцності оболонки.

При висушуванні виливниць важливими параметрами є швидкість і рівномірність висушування. Їх коливання в процесі висушування може призвести до спотворення моделі. Висушування проводиться в спеціальних сушильних камерах.

Завершальною операцією виготовлення оболонкової виливниці є видалення з неї матеріалу моделі. Цю операцію зазвичай здійснюють або в паровому автоклаві, або методом миттєвого випаровування. В обох випадках процес проводять після повного висушування виливниці. При видаленні за допомогою пари виливниця поміщується в посудину, в яку подається пара під тиском 620-1035 кПа при нагріванні до температур 150-185 °С. Воскова маса, що видалена з виливниці у такий спосіб, може бути регенована і використана знову. Залишки маси видаляються при подальшому відпаленні виливниці.

Спосіб миттєвого випаровування полягає в тому, що виливниця поміщується в печі і витримуються при 980-1090 °С. При цьому за одну операцію відбувається і видалення воскової маси, і відпалення виливниць.

### 3.5 Особливості ливарного процесу

Отримання розтопу жароміцного сплаву для литва проводиться в спеціальній вакуумній камері. Потім в камеру при залишковому тиску повітря  $10^{-3}$  мм.рт.ст. вводиться заздалегідь підігріта виливниця і виконується заливка рідкого сплаву. Для заливки сплаву створюють систему з літниковими каналами, живильниками, стояками і воронкою, які з великою точністю розміщені по відповідним місцям для управління течією і твердінням металу. Після заливки для формування "прибуткової частини" вводиться екзотермічний підживлюючий матеріал і виливниця охолоджується. При литві жароміцних сплавів найголовніша мета - із заданою точністю забезпечити проектну форму і розміри відливок, а також оптимальний рівень властивостей. Останнє досягається управлінням бездефектністю (суцільністю) відливок, конфігурацією її зерен, особливостями мікроструктури і чистотою по неметалевим включенням. Суцільність залежить від того, наскільки інтенсивно подається розтоплений метал до міждендритних областей в тій частині відливки, де кристалізація вже відбувається. Краща суцільність досягається при умові, коли процес твердіння закінчується в області системи живлення, за межами відливка, що вже сформувався. Суцільність відливка залежить від температури: чим вище температура виливниці і металу, тобто чим нижче швидкість твердіння, тим більш суцільна відливка.

Поява мікроусадкових раковин у відливках пов'язана із термоусадкою сплавів після затвердіння. Бажано, щоб у відливках, призначених для високонавантажених деталей, мікроусадкова раковина була відтісна до вісі відливка; в цьому випадку її можна заварити за допомогою гарячого ізостатичного пресування. Вісьова усадкова раковина виникає в тому випадку, коли температура виливниці нижче за температуру солідус сплаву; в цих умовах фронт кристалізації рухається до середини відливка. Теплові потоки формуються під впливом розташування літнкової системи і стрижнів, а також під впливом змін в розмірах поперечного перетину відливка. Мікроусадкова пористість може допускатися, але вона повинна бути рівномірно розподілена і не перевищувати 0,5 % (у металографічній оцінці), щоб уникнути помітного погіршення механічних властивостей. З наростанням усадкової мікропористості характеристики довготривалої міцності погіршуються більше при проміжних (близько  $760^{\circ}\text{C}$ ), ніж при високих те-

мпературах. Зменшення пластичності і чутливість до надрізу, як результат пористості, виявляються при знижених температурах.

Важливим засобом для досягнення і підтримки необхідних механічних і фізичних властивостей є управління розміром зерен. Необхідно, щоб в поперечному перетині була присутня достатньо велика кількість рівновісйоких зерен різної кристаліграфічної орієнтації, проте досягти цього в тонких перетинах дуже важко. Тому підбирається певне покриття лицьової поверхні ливарної форми, температура виливниці та розтопу і інші параметри, що прискорюють зародження і кристалізацію зерен.

Створенням дрібнозернистої структури зазвичай поліпшують опір втомі і повзучості при знижених і проміжних температурах. Подрібнення зерна за рахунок відносно швидкої кристалізації супроводжується більш рівномірним розподілом виділень частинок  $\gamma'$ -фази і схильністю до формування масивних коагульованих карбідних частинок. Така форма карбідних частинок не сприяє розвитку втомних явищ на відміну від карбідів у формі ієрогліфів.

Повільне затвердіння і охолодження дозволяє отримати крупне зерно в процесі кристалізації і крупніші виділення частинок  $\gamma'$ -фази в процесі охолодження, що забезпечує підвищення високотемпературної довготривалої міцності. Таке підвищення є результатом зменшення загальної довжини меж зерен, але при цьому відбувається розкид властивостей внаслідок безладної кристаліграфічної орієнтації зерен. Отримати оптимальну мікроструктуру в турбінних лопатках досить складно, оскільки перо лопатки, що працює при високій температурі, потребує крупного зерна, а масивніша коренева частина лопаток, що нагрівається до менших температур, повинна мати дрібнозернисту структуру. Оптимальне сполучення розмірів зерен досягається за допомогою літникових каналів вздовж кромки пера; потік розтопу, що подається по цим каналам, забезпечує навмисне спотворення термічних напружень і дозволяє локально знизити швидкість кристалізації. Таку ж роль відіграють стрижні в порожнистих лопатках.

Литво більшості жароміцних сплавів проводиться у вакуумі, щоб уникнути окислення присутніх в їх складі хімічно активних елементів. На повітрі відливають деякі сплави на кобальтовій основі, для цього використовують індукційні печі або дугові печі з непрямим нагріванням. Відливки зі стовпчастою або монокристалічною структу-

рою отримують з охолодженням на відповідному обладнанні, що забезпечує спрямовану кристалізацію.

Після литва жароміцні сплави піддаються тепловій обробці. Її мета – усунути мікроусадкові раковини і підвищити характеристики міцності сплавів.

Мікроусадкова раковина усувається гарячим ізостатичним пресуванням. Обирається гранично висока температура, нижче за температуру топлення, але, якщо можливо, вище за температуру сольвус для  $\gamma'$ -фази. Більшість жароміцних сплавів нагріваються до 1200...1220 °С при тиску  $10^2$  МПа. За таких умов достатньо витримки протягом 4-х годин для завершення обробки. Якщо в сплаві міститься гафній, точка топлення знижена, і температура нагрівання знижується до 1185 °С при відповідному підвищенні тиску до 174 МПа. Застосування гарячого ізостатичного пресування значною мірою знижує розкид в характеристиках довготривалої міцності. Це зниження найістотніше при проміжних температурах, коли роль пористості, як джерела локальної концентрації напружень, особливо значна. Відповідно, поліпшуються характеристики втомної міцності. Термічна обробка, що складається з гомогенізації і старіння жароміцних сплавів, дозволяє звести до мінімуму розкид властивостей і поліпшити усі характеристики довготривалої міцності.

### 3.6 Ливарні дефекти

До основного дефекту при литві за витопами моделями відноситься деформація і руйнування керамічних стрижнів та вихід стрижнів на поверхню. До дефектів жароміцних сплавів, що зазвичай з'являються у відливках, також відносяться неметалеві включення, гарячі надриви (тріщини), неслітини і деякі мікроструктурні особливості, властиві певним системам сплавів.

Неметалеві включення виявити легше, ніж інші дефекти. Такі включення можуть з'явитися в процесі виготовлення сплаву, перетопу або в результаті викришування покриття на контактній поверхні виливниці. В процесі роботи з деякими сплавами, особливо сплавами, що містять гафній, різновидом включень може стати окалина або залишки шлаку. Визначити джерело дефекту можна за хімічним складом включень, отриманого за методом рентгеноспектрального мікроаналізу.

Гарячі надриви створюються тоді, коли виливниця при високих температурах примушує відливку пластично деформуватися, так що метал ледве закристалізувавшись, фрагментується. Цей процес розвивається для певної геометрії деталі (наприклад, коли її форма передбачає сполучення тонких і товстих перетинів), а причиною є значна різниця характеристик термічного розширення матеріалів стрижня і виливниці. Зазвичай надриви прив'язані до поверхні відливок. Вони виявляються за допомогою люмінесцентного контролю.

Неслітини виникають, коли два потоки розтопленого металу, що заливається в виливницю, зустрічаються, але не вступають в металевий зв'язок один з одним, тому що їх розділяють тонкі оксидні плівки; в цих умовах метал по обидві сторони цієї поверхні розділу кристалізується незалежно. Виявити цей дефект дуже складно.

Існує ряд небажаних фаз, які можуть виділитися в процесі кристалізації. До них відносяться так звані топологічні щільнопаковані фази, які зазвичай виділяються в зонах відливок, що затвердівають в останню чергу. Поява цих фаз погіршує характеристики довготривалої міцності. Щоб подавити цю схильність необхідно оптимізувати хімічний склад сплаву. Звести до мінімуму присутність фаз Лавеса в деяких сплавах вдається гомогенізацією, тривалість якої визначається фактичним ступенем ліквідації.

Службові характеристики багатьох деталей визначаються розміром зерен. Стосовно пера лопаток може бути визначений мінімальний, і максимальний припустимий розмір зерен. Існує тенденція до утворення «гартівного» зерна в тонких кромках лопаток. Це надзвичайно дрібне зерно, яке позбавлене характерних ознак, властивих дендритній структурі. Тим самим локальний опір матеріалу повзучості в таких місцях істотно знижується. Аналогічним чином стовпчасті зерна, що зростають від ведучої до веденої кромки лопатки негативно впливають на втомну довговічність деталі. Проблема відхилень в характері мікроструктури від оптимальних значень вирішується відладкою параметрів литва і розташуванням літникових живильників.