

Лекція 1. КОМПОЗИЦІЙНІ МАТЕРІАЛИ З МЕТАЛЕВОЮ МАТРИЦЕЮ

1.1. Армуючі волокна

Волокна використовуються як арматура композиційних матеріалів, їм мають бути властиві невелика густина, висока міцність в усьому інтервалі робочих температур, технологічність, мінімальна розчинність у матриці, висока хімічна стійкість, відсутність фазових перетворень при робочих температурах та, якщо можливо не токсичність у виготовленні і експлуатації [1].

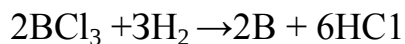
Для армування застосовують ниткоподібні кристали (вуса), металевий дріт, неорганічні й органічні волокна. Вуса мають діаметр від часток мікрметра до кількох мікрметрів, а довжину - від часток мікрметра до кількох сантиметрів і широкого використання в якості армуючих елементів конструкційних КМ поки що не знайшли.

Високоміцний металевий дріт із сталі, вольфраму, молібдену і інших металів хоч і має більшу густину і меншу міцність, ніж вуса, використовується в якості арматури, особливо для КМ з металевою основою, набагато частіше завдяки своїй технологічності, широкій доступності і порівняно невисокій вартості. Полікристалічні неорганічні волокна, як і металевий дріт, продукуються промисловістю у великій кількості. Їхнім недоліком є висока чутливість до механічних ушкоджень, та все ж невелика густина, висока міцність, хімічна стійкість вуглецевих, борних, скляних, карбідкремнієвих, кварцових і інших волокон дозволяють широко використовувати ці матеріали для армування пластмас і металів. Органічні волокна використовуються лише для армування полімерних матриць.

Волокна бору, карбіду кремнію і борсику (B-SiC), яким властиві висока міцність, жорсткість і невелика густина, найбільш перспективні, для зміцнення матриць на основі легких металів (Al, Mg, Ti) та їхніх сплавів. У літературі надається багато уваги алюмінію, армованому волокнами бору і карбіду кремнію, котрі отримують осадженням із газової фази бору і карбіду кремнію на нагріту до температури 1373... 1473 К поверхню вольфрамового дроту діаметром 12,5 мікрметра. Діаметр волокон, що їх випускає промисловість, складає 90... 150 мікрметрів.

Для отримання волокна використовують одно- чи двокамерний реактор, через котрий зі швидкістю 5... 18 м/год протягується вольфрамова нитка, нагріта за допомогою прямого пропускання струму, який подається через затвори-контакти. Співвідношення компонентів парогазової фази добирається у залежності від кінцевого, що потребується, діаметра волокна, діаметра вольфрамової підложки та розмірів реактора.

Утворення бору, що осаджується, можна досягнути шляхом відновлення його з тетрахлориду, яке відбувається в середовищі водню за реакцією:



Серцевина волокон бору, отриманих на вольфрамовій підложці, складається з боридів вольфраму WB , W_2B_5 та WB_4 . За тривалого нагріву зберігається в основному фаза WB_4 . Утворення зазначених сполук відбувається внаслідок дифузії за взаємодії вольфраму з бором в умовах високотемпературного нагрівання.

Фізико-механічні властивості волокон бору, карбиду кремнію і борсику наведені в табл. 1.1; температурна залежність модуля пружності і міцності волокон - в табл. 1.2.

Волокна бору мають кристалічну структуру β -ромбічної модифікації, що формується за температури 1476 К. Домішки у вихідних продуктах впливають на фазові перетворення.

На рис. 1.1 схематично ілюструються головні особливості будови борного волокна.

Останнім часом при отриманні борних волокон замість вольфрамової нитки з густиною $\rho = 19\,000\text{ кг/м}^3$ використовують скловуглецеве чи вуглецеве моноволокно з густиною 1600 кг/м^3 , вироблене з термопластичних пеків [2].

У табл. 1.3 і 1.4 наводяться деякі властивості тих та інших борних волокон.

Таблиця 1.1. Фізико-механічні властивості волокон бору, борсику і карбиду кремнію

Матеріал волокна	d, мкм	E, ГПа	$\tau_{\text{зс.}}$, ГПа	M	$\sigma_{\text{в.}}$, МПа	$\sigma_{\text{виг.}}$, %	ε , %
B	100	384...448	169...183	0,2...0,25	2500... 3800	6000... 6500	0,2...0,8
B/SiC	104...145	420			2980		
SiC	100	400... 500	170		2000... 4000	7000	0,3...0,5

Примітка. d - діаметр волокна, E - модуль Юнга, $\tau_{\text{зс.}}$ - модуль зсуву, μ - коефіцієнт Пуассона, $\sigma_{\text{в.}}$ - міцність при розтяганні, $\sigma_{\text{виг.}}$ - опір вигину, ε - відносне подовження.

З наведених даних видно, що якість борних волокон, які отримані на скловуглецевій мононитці, вища, ніж на вольфрамовій. Окрім того, скловуглецеві моноволокна значно дешевші й доступніші. Порівняння за питомим модулем пружності показує, що у борних волокон він у 5 разів вищий, ніж у скляних.

Таблиця 1.2. Температурна залежність модуля пружності і міцності ВОЛОКОН

Матеріал, властивості T, K	B	B/SiC	SiC	B	B/SiC	SiC
	E, ГПа			$\sigma_{B.}$, Мпа		
293	385...448	420	400... 500	2500... 3800	2980	2000...4000
478			455		2920	2110
588			455		2710	2080
698		350	455		1830	2070
813		280	455		1580	2050

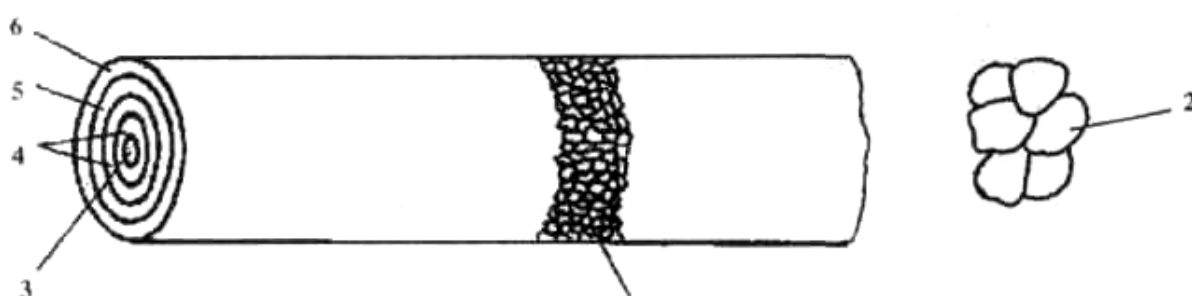


Рис. 1.1. Структурна будова борного волокна: 1 - зовнішній вигляд текстурованої поверхні; 2 - збільшене зображення окремої зернини з субструктурою, що залежить від діаметра волокна; 3 - залишковий вольфрам (вихідний діаметр - 12,5 мкм; звичайно має сильно виражену орієнтацію); 4 - багаті на вольфрам і бор кристалічні зони (зовнішній діаметр - 18 мкм), що за складом відповідають W_2B_5 та WB_4 ; 5 - шар аморфного бору в поперечнику 20...30 Е з густиною 2,35 г/см³, типовою для міжплощинних проміжків 4,2, 2,5, 2,7 та 1,4 Е; 6 - зовнішня оболонка

Таблиця 1.3. Порівняльні характеристики волокон на W- та скловуглецевих основах

Матеріал	Волокно на W-основі	Волокно на скло вуглецевій основі
Характеристики		
d, мкм	$12,7 \cdot 10^{-6} \text{ м}$	$25,4 \cdot 10^{-6} \text{ м}$
$\sigma_{B.}$, Мпа	2500...3500	3700...5000
Стан поверхні	Борознуватий	Гладкий

Примітка. d- діаметр волокна; $\sigma_{B.}$ - міцність при розтяганні.

Таблиця 1.4. Властивості борних волокон

Марка волокна, Країна	d, мкм	σ_B , МПа	E, ГПа	τ_{zc} , ГПа
B/W/, Україна	95	3400	395	180
B/W/, США	143	3470	395	180
SiC/B/W/, США	107	3800	395	
B/W/, Франція	100	3400	380	
B/W/, Японія	97	3750	370	179

Примітка. d - діаметр волокна; σ_B - міцність при розтяганні; E - модуль пружності; τ_{zc} - модуль зсуву.

Волокна бору, карбиду кремнію і борсику використовуються для армування композиційних матеріалів у дискретному і безперервному видах, а також у виді напівфабрикатів - попередньо підготовлених односпрямованих стрічок. Через велику жорсткість в крученому виді їх не застосовують.

Лише в останні десятиліття бор став першорядно важливим елементом: він сам і багато з його сполук знадобилися в атомній і ракетній техніці, металургії, металообробній, хімічній промисловості та іншим галузям.

1.2. Металеві матриці та композиційні матеріали на їхній основі

Зростаючий обсяг застосування композиційних матеріалів у відповідальних конструкціях привернув пильну увагу до розробки і застосування методів, що дозволяють передбачити поведінку таких конструкцій під час навантаження. Ферми, балки, рами й тонкостінні елементи зараз є найбільш розповсюдженими конструкціями, які виготовляють з композиційних матеріалів з металевою матрицею.

Найбільш перспективним і широко вживаним металокомпозитом є система алюміній - бор.

Матриці на основі алюмінію

Алюміній та сплави на його основі, що використовуються в якості матриці КМ, випускаються промисловістю у вигляді зливків, листів, стрічок, фольги, прутків, дроту й порошку. Головними вимогами, що ставляться до матриць на основі алюмінію та його сплавів, є сумісність з матеріалом армуючих волокон за температур отримання й експлуатації КМ; високі значення міцності й достатньої пластичності за нормальної і підвищеної температур; високі технологічні властивості й корозійна стійкість.

У залежності від технологічних особливостей отримання КМ і типу волокон для матриці застосовують алюміній, та його сплави — ливарні й

такі, що деформуються.

Зміцнення алюмінію високоміцними і високомодульними волокнами дозволяє створити КМ з підвищеними питомою міцністю і питомою жорсткістю, жаростійкістю та регульованою анізотропією властивостей. В КМ на основі алюмінію матрицею служать сплави ДД-1, АМг-6, АМЦ, АМг-3, Д16, 2024, 7075. Армуючими елементами - волокна сталі, бору, борсику, вуглецю і карбіду кремнію. Окрім того, розроблено КМ на основі алюмінію з волокнами вольфраму, молібдену, берилію, титану і SiO_2 . Відомі КМ на основі алюмінію, армовані вусами Al_2O_3 , SiC .

При виготовленні КМ на основі алюмінію застосовують рідинні і твердофазні методи (гаряче пресування, прокатку, екструзію, зварювання вибухом), а також процеси осадження. Так, за допомогою гарячого пресування отримують КМ А1-В, алюміній-борсик, А1-Ве, алюміній-сталь, А1- SiC , А1- SiO_2 , вихідними матрицями для котрих є фольга, стрічка, лист чи порошок.

Процес здійснюється у вакуумі, на повітрі чи в захисній атмосфері і контролюється напруженням текучості чи повзучості матричного матеріалу. Для зниження температури і тиску можуть використовуватися допоміжні засоби - припої, легкоплавкі чи такі, що утворюють евтектику, метали. Недолік методу - преривність процесу.

Параметри процесу отримання КМ з об'ємною часткою волокон кору 0,5 такі: час - 1 год, тиск - близько 50 МПа, температура - 753 К. Цим способом можна отримати багат шарові стрічки, листи, стрижні, профілі, лопатки компресорів і турбін.

Прокаткою виготовляють КМ, що армовані металевим дротом, наприклад КМ. А1-В, алюміній - сталь. Процес здійснюється за температури $(0,7...0,9) T_{\text{пл}}$ і є напівбезперервним чи повністю безперервним.

Недолік: при великих ступенях обтискування відбувається руйнування волокон. Щоб запобігти цьому явищу, застосовують поперечну прокатку. При цьому використовується матриця у вигляді фольги, стрічки, листа чи порошку. Прокаткою можуть бути отримані КМ у формі багат шарової стрічки, листів, балок.

Методом екструзії з КМ виготовляються прутики, труби, армовані безперервними чи дискретними, переважно металевими волокнами. Екструзія здійснюється як у холодному, так і в гарячому стані заготовки. Матриця використовується у вигляді порошку, прутиків і трубчастих заготовок. Як правило, екструзія здійснюється в спеціальних контейнерах.

Останнім часом зварюванням вибухом виготовляються КМ, армовані металевими волокнами, наприклад алюміній - сталь. достоїнством методу є його невисока вартість і можливість отримання листів та виробів великого розміру; недоліком - руйнування крихких волокон бору, карбіду кремнію і т. ін. Цим методом можна виробляти листи, плити, труби, оболонки.

Процеси осадження, що полягають у напиленні чи осадженні матричного матеріалу, який застосовують звичайно у вигляді порошку чи дроту, наприклад при плазмовому напиленні, не є остаточними. Вони дозволяють

отримувати напівфабрикати для наступного ущільнення. Найбільш розповсюдженим і доступним є напівфабрикат системи А1 - В, отриманий плазмовим розпиленням алюмінію з дроту на орієнтовані волокна бору.

Рідиннофазовими процесами, що полягають у просочуванні розплавом алюмінію і його сплавів армуючих волокон, можна виробляти КМ А1 - В, А1 - С, А1 - В/SiC, А1 - SiC, А1 - В, алюміній - сталь. Процес здійснюється у вакуумі чи контрольованій атмосфері за температури приблизно 973 К. Для запобігання взаємодії волокон бору чи сталі з розплавом застосовуються покриття, а для поліпшення змочуємості волокон розплавом - також покриття чи поверхнево-активні речовини.

Системи А1-В і алюміній-борсик

Композиційні матеріали А1-В і алюміній-борсик сполучують у собі високі міцність, жорсткість, а також невелику густину з хорошою технологічністю і конструкційною надійністю матриці з алюмінієвих сплавів. Системи А1-В порівняно з полімерними КМ більш міцні у напрямках, що відрізняються від напрямку укладання волокон. Вони мають високі електро- і теплопровідність, пластичність, ударну в'язкість і абразивну стійкість. На них краще наносяться покриття, вони уможливають термічну обробку, вологостійкі, не займаються. Конструкції з цих КМ здатні працювати за високих температур.

Алюміній та його сплави за підвищених температур хімічно активні і схильні до взаємодії з волокнами бору в умовах отримання КМ і експлуатації. Взаємодія призводить до утворення крихких реакційних зон і зниження міцності волокон і КМ.

Волокна бору з алюмінієвою матрицею починають реагувати вже на стадії отримання КМ рідинно- і твердофазовими методами. Особливо інтенсивно ця реакція відбувається за температур понад 833 К. В інтервалі температур пресування 753...833 К зниження міцності волокон бору незначне. Після пресування за температури 753 К лише в окремих місцях на поверхні витравлених волокон видно сліди взаємодії. В основному поверхня зберігає характерну для вихідних волокон структуру «кукурудзяного качана».

Для зменшення взаємодії застосовують волокна борсику. Використання волокон борсику і волокон бору, покриття нітридом бору дозволяють значно підвищити температуру пресування, скоротити час процесу, а також забезпечують отримання безпорового монолітного матеріалу з високою міцністю зв'язку.

Основним методом виробництва КМ на основі алюмінію і його сплавів, армованих волокнами бору, є дифузійне зварювання, навіть застосовується просочення в вакуумі і заливання. Матриця для дифузійного зварювання повинна мати вигляд фольги чи порошку. Здійснюється зварювання у дві стадії: за підвищеної і зниженої температур у вакуумі і за розрідження до $6,7 \cdot 10^{-3}$ МПа або в контрольованій атмосфері чи водні.

Головні параметри процесу такі: температура - 853 К, тиск - 30 МПа, витримування - 120 с (високотемпературна стадія); температура - 727...773 К, тиск 35...50 МПа, витримування - 1 800...5 400 с (низькотемпературна стадія). Ущільнення відбувається в прес-формі і в камері з контрольованою атмосферою, в газостаті або автоклавах. Міцність КМ залежить від режиму виготовлення. Так, при пресуванні на повітрі міцність волокон знижується приблизно на 15 %, а при пресуванні в аргоні - на 13 %.

Дифузійним зварюванням виготовляються багатошарові листи, плити, труби, прутки та інші профілі. Прокатку для отримання композиційних матеріалів алюміній - бор застосовують дуже рідко і проводять найчастіше з невеликими ступенями деформації за кілька проходжень. Міцність КМ сплаву алюміній - бор залежить від методу отримання і режимів технологічного процесу, властивостей матеріалу, що застосовується для зміцнювана і матриці, вмісту армуючих елементів у КМ, напрямку їхньої укладки, марки сплаву матриці, діаметра зміцнюючих волокон і температури випробувань.

Композиційні матеріали на основі алюмінію з'єднуються за допомогою паяння, дифузійного, дугового і точкового зварювання, болтових, заклепкових, клейових, клейозварювальних та клейобовтових з'єднань.

Здатність до формоутворення металевих КМ визначається природою зміцнюючих волокон.

Матеріали, що зміцнені металевими волокнами, здатні до значних формозмінювань. Метали, армовані крихкими неметалевими волокнами, або зовсім не здатні до формозмінювання, наприклад А1-С, або ж здатні до обмеженої деформації, як А1-В.

Більшість металевих КМ, що армовані металевими волокнами, задовільно поведуться під час механічної обробки.

Композиційні матеріали, леговані волокнами бору і борсику, через високу міцність волокон практично не піддаються механічній обробці. Для прямолінійних розрізів застосовується абразивне різання. Отвори в КМ А1 - В утворюють шляхом ультразвукового і електроерозійного прошивання. Для розрізання листів на деталі складного профілю використовують електроіскрові верстати з рухомими дротинками, які є різальним інструментом.

КМ на основі алюмінію призначені головним чином для авіаційної і космічної техніки, де висока вартість первинних розробок може окупатися за рахунок виграшу в досягненні кращих експлуатаційних характеристик. КМ на основі алюмінію можуть використовуватись за температур до 725 К. З них виготовляються деталі газотурбінних двигунів літаків та інших літальних апаратів.

В літературі повідомляється про нові розробки КМ з металевою матрицею. Багато уваги, звичайно, приділяється матеріалам з алюмінію і його сплавів. Це зрозуміло, бо він - найбільш розповсюджений метал з низькою густиною і найбільш дешевий, хоча в технологічному відношенні не дуже зручний через свою активність.

Окрім борних волокон і коротких волокон карбіду кремнію зараз для металевих матриць почали застосовувати й інші волокна, наприклад вуглецеві, Al_2O_3 , нітриди, стальний чи вольфрамовий дріт.

Багато уваги приділяється також КМ з керамічною матрицею, в тому числі й безкисневою. Застосовуються матриці з нітридів, наприклад, Si_3N_4 , AlN , оксидів (ZnO_2), а в якості наповнювача найчастіше - нитки SiC , Al_2O_3 (волокна), технічні алмази і т. ін.

Матеріали з керамічною матрицею широко застосовуються в якості інструментальних, а також в авіабудуванні, автомобільній промисловості - для підшипників, турбінних лопаток і багатьох інших виробів.

Великий інтерес до композиційних матеріалів визвано тим, що їх можна створювати з багатьма попередньо визначеними властивостями, при цьому економити також вихідні ресурси для отримання їх і знижувати енергетичні затрати [9, 18 - 24].

1.3. Композиційні наплавочні матеріали

Наплавлення – це нанесення за допомогою зварки шару металу на поверхню виробу. При відновленні, ремонті наплавлення виконують приблизно тим же металом, з якого виготовлений виріб, проте таке рішення не завжди доцільно. Іноді при виготовленні нових деталей (і навіть при ремонті) доцільніше на поверхні отримати метал, відмінний від металу деталі. Дійсно, у ряді випадків умови експлуатації поверхневих шарів значно відрізняються від умов експлуатації всієї решти матеріалу виробу.

Так, наприклад, якщо деталь (виріб) повинна визначати загальну міцність, яка залежить від властивостей металу і його перетину, то поверхневі шари часто додатково повинні працювати на абразивний або абразивно-ударний знос (направляючі станин, зуби ковшів землерийних знарядь, жолоби валів канатно-підйомних пристроїв і ін.). Умови роботи можуть ускладнюватися підвищеною температурою, ерозійно-корозійною дією навколишнього середовища (морської води, різних реагентів в хімічних виробництвах і ін.). Як приклад можна вказати клапани двигунів, поверхні ущільнювачів засувки, поверхні валів гарячого плющення і т.п. Іноді такі деталі і вироби цілком виготовляють з металу, який забезпечує і вимоги до експлуатаційної надійності роботи його поверхонь. Проте це не завжди якнайкраще і, як правило, не економічне рішення. Часто виявляється доцільніше весь виріб виготовляти з більш дешевого і достатньо працездатного металу для конкретних умов експлуатації і лише на поверхнях, що працюють в особливих умовах, мати необхідний по товщині шар іншого матеріалу.

Іноді це досягається застосуванням біметалів (низько вуглецева сталь + корозійностійка сталь; сталь + титан і ін.), а також поверхневим зміцненням (поверхневим гаруванням, електроіскровою обробкою і ін.), нанесенням тонких поверхневих шарів (металізацією, напилюванням і ін.) або наплавленням шарів значної товщини на поверхню. У виготовленні нових

виробів в цілях забезпечення належних властивостей конкретних поверхонь звичайно застосовують відносно прості сталі (наприклад, низько вуглецеві), а на робочі поверхні наплавляють, наприклад, бронзу, замінюючи тим самим цілком бронзову деталь, кислотостійку сталь (для роботи в умовах дії відповідного хімічно агресивного середовища) або матеріал, добре працюючий на стирання (за наявності тертя із зносом) і т.п.

Такі шари можна наносити на зовнішні поверхні деталей (наприклад, вали, рейкові хрестовини і ін.) або внутрішні поверхні - звичайно циліндрових виробів (корпуси хімічних і енергетичних реакторів, устаткування хімічних виробництв і ін.

Наплавлення здійснюють нанесенням розплавленого металу на поверхню виробу, нагріту до оплавлення або до температури надійного змочування рідким наплавленим металом. Наплавлений шар утворює одне ціле з основним металом (металевий зв'язок). При цьому, як правило (окрім деяких випадків ремонтного наплавлення, вживаного для відновлення початкових розмірів деталей), хімічний склад наплавленого шару може значно відрізнятися від складу основного металу. Товщина наплавленого металу, утвореного одним або декількома шарами, може бути різною: 0,5 ... 10 мм і більш.

Інтенсивний знос деталей устаткування при їх високотемпературній експлуатації лімітує термін служби крупних металургійних агрегатів, що вимагає пошуку нових наплавочних матеріалів, здатних протистояти високотемпературному зносу, оскільки зміцнення деталей відомими легованими сплавами не відповідає сучасним вимогам. Добрі результати показали композиційні матеріали на різних основах, такі як реліт, ВК 8, різні карбобориди вольфраму і хрому. Проте інтенсивна розчинність твердих частинок в матриці одних композиційних матеріалів, висока трудомісткість отримання і вартість інших примусили дослідників проводити пошук безвольфрамових матеріалів із спечених твердих сплавів на основі карбідів і карбонітридів титана з різними бар'єрними покриттями. Такі матеріали забезпечують мінімальну розчинність і добру змочуємість твердих частинок, підвищують міцність їх зчеплення з матрицею при електрошлакових технологіях отримання композиційних матеріалів, а отже, гарантують високу зносостійкість в умовах високотемпературного зносу.

Розроблено серію композиційних матеріалів на основі спечених твердих сплавів ТН 20 і КНТ 16, основу яких складають карбід TiC і карбонітрид $(TiC)N$. Такі матеріали були використані для зміцнення деталей металургійного устаткування, які швидко зношуються, що працюють в умовах високотемпературних видів зносу, де традиційні наплавлювальні матеріали не показали достатньої зносостійкості. У нових композиційних матеріалів зносостійкість в 6-8 разів, а термін служби наплавлених деталей з них - в 3-5 разів вище, ніж у тих, що використовуються раніше.

Вивченню властивостей нових композиційних матеріалів і способів нанесення бар'єрних покриттів методом електрошлакових технологій зміцнення деталей металургійного устаткування присвячено цей розділ.

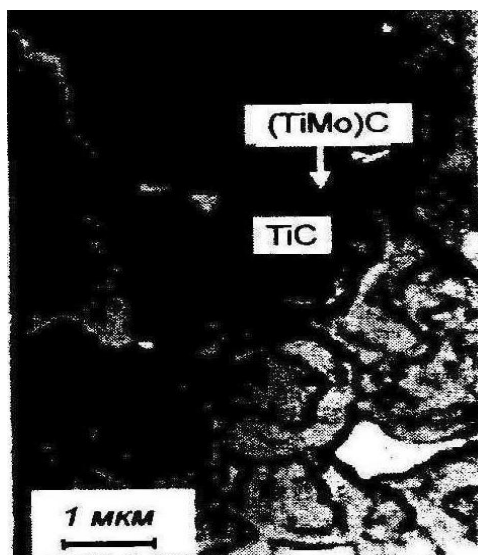


Рис. 1.2. «Кільцева структура» спеченого твердого сплаву ТН 20

Твердий сплав типу ТН 20 ($\text{TiC-Mo}_2\text{C-Ni}$) після спікання приймає "кільцеву структуру": серцевина складається з карбіду титана TiC , середня зона - з твердого розчину $(\text{Ti, Mo})\text{C}$ з невеликою кількістю нікелю, зовнішня зона - з никельмолібденового твердого розчину. Така структура завдяки зовнішній нікелевій оболонці сприяє зниженню реакційної здатності сплаву ТН 20, підвищенню його змочуваності металами групи заліза, що створює передумови до збільшення жароміцності і зносостійкості композиційного матеріалу при високотемпературних видах зносу.

Спечені тверді сплави володіють вельми цінним поєднанням високих міцнісних властивостей з високою ударною в'язкістю: їх твердість $\text{HRA } 86-92$, мікротвердість $H_\mu = 19,5 - 22,0 \text{ Гпа}$, модуль пружності 445 Гпа , межі міцності $\sigma_{\text{сж}} = 6,0 \text{ Гпа}$, $\sigma_{\text{уз}} = 12 - 2,5 \text{ Гпа}$, $\sigma_a = 0,5 \sigma_{\text{уз}}$, ударна в'язкість $0,8 - 1,2 \text{ Мдж/м}^2$. Здатність спечених твердих сплавів зберігати в значній мірі вказані властивості при підвищених температурах є надзвичайно важливою їх характеристикою. Спечені тверді сплави вельми стійкі до дії кислот і лугів, деякі сплави помітно не окислюються на повітрі навіть при температурах $600-800 \text{ }^\circ\text{C}$, що вельми цінно при високотемпературних способах наплавлення і експлуатації. Міцність зчеплення твердих частинок з матрицею забезпечує високу зносостійкість композиційного матеріалу (тверді частинки не вибиваються і не фарбуються з тіла матриці при абразивній дії), досягається регулюванням процесів взаємодії на поверхні розділу тверда частинка - матриця. У разі невеликого розчинення твердих частинок в матриці на поверхні розділу не повинне утворюватися нових фаз, схильних до крихкості, причому товщина перехідної зони повинна бути мінімальною. Повністю уникнути взаємодії практично не вдається, проте регулювати цей процес пропонується двома шляхами: підбором компонентів композиційного матеріалу, не розчинних або допустимо розчинних один в одному, і нанесенням захисного (бар'єрного) покриття на тверді частинки. Перший спосіб має ряд серйозних недоліків, особливо в частині отримання достатньо

зносостійкої і жароміцної матриці; другий представляється більш прийнятним, оскільки бар'єрне покриття, що наноситься, оберігає тверду частинку від перегріву і окислення і служить перешкодою для взаємодії з перегрітим рідким металом, сприяє легуванню матриці і покращує змочуваність твердих частинок сплавом-зв'язкою.

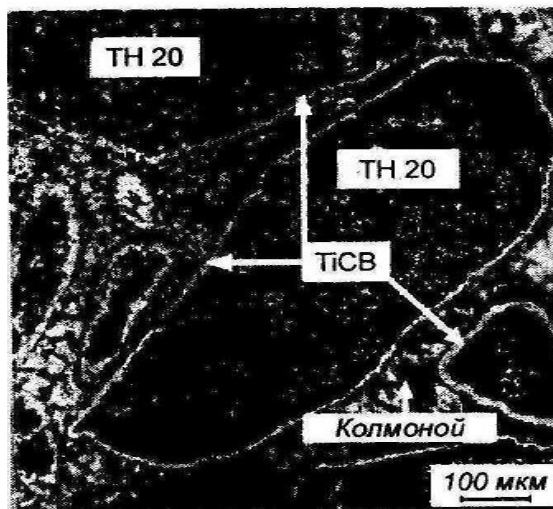


Рис 1.3. Мікроструктура композиційного матеріалу з осадженим на поверхні твердих частин бромом, що дифундує із сплавом-зв'язкою

Бар'єрним покриттям може служити боридний шар, що утворився, на поверхні спечених твердих частинок в результаті дифузії в них бору. Освіта і зростання бориду по дифузійному механізму відбувається відповідно до закономірностями реактивній дифузії, характерною особливістю якої є стрибкоподібна зміна концентрації бору по товщині дифузійного шару. На поверхні при перевищенні межі розчинності бору в титані з'являється фаза ТіСВ і утворюється нова міжфазна межа, що представляє собою карбоборид титану. На рисунку 1.3 приведена мікроструктура композиційного матеріалу ТН 20 + 55Х16Н75С3Р3, відомого як сплав ПГ-СР3 - колмоной, отриманого електрошлаковим наплавленням по шару шихти (колмоной містить 3,2 % В). При витримці концентрація бору на поверхні прагне граничних значень, які визначаються умовами рівноваги поверхні з насиченим середовищем, а вміст бору в карбобориді титана і δ -твердому розчині на межі розділу в ізотермічних умовах залишається незмінним. В цих умовах інтенсивність зростання бориду на межі розділу визначається швидкостями дифузії бору в його ґратах, в α -твердому розчині і його поверхневою концентрацією. При механізмі дифузійно-кристалізації формування борированого шару необхідне створення умов утворення рідкокристалічного стану при співвідношенні фаз, що забезпечують збереження форми деталі і шорсткості оброблюваних поверхонь, причому кількість рідкої фази звичайно не перевищує 30 %. Твердою фазою можуть бути або ділянки матричного твердого розчину, або тверді складові композиційного матеріалу, що не розплавився. Температурні і концентраційні умови існування цієї рівноваги визначаються

складами шихти для отримання такого матеріалу і вживаного флюсу. Звичайно для здійснення борювання в шихту вводиться борвмісний сплав-зв'язка, наприклад 55X16H75C3P3, або до складу флюсу додаються бура і борна кислота. Введення в шихту або додавання до складу флюсу борвмісних компонентів приводить до утворення карбоборидів на поверхні твердих частинок. З рисунка 1.4 видно, що на поверхні карбідів є чітка смужка борированого шару, яка завдяки підвищеній мікротвердості сприятливо впливає на зносостійкість при високотемпературному газоабразивному зносі.

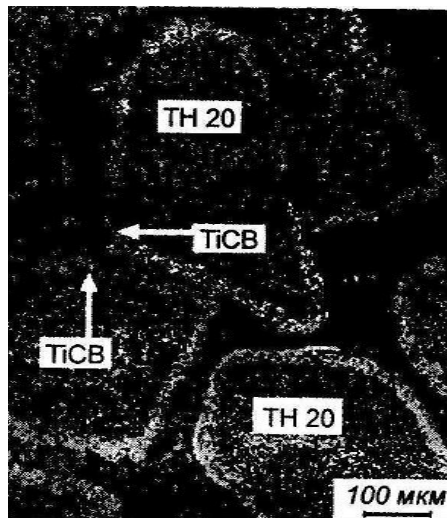


Рис 1.4. Мікроструктура композиційного матеріалу з борированим шаром, отриманий способом електрошлакового наплавлення з додаванням до шлаку бури і борної кислоти

Структура борированого шару, що утворюється, є окремими включеннями бориду різної дисперсності, розподіленими в порівняно м'якому твердому розчині. На твердих частинках, наприклад карбідах титана, процес борювання здійснюється заміщенням атомами бору атомів вуглецю з утворенням або бориду титана TiB , або не стехіометричного складу карбобориду титана (TiC_xB_y). Такі структури називають псевдоевтектичними на відміну від евтектичних структур, отриманих при сплаві шару або при оплавленні композиційних електролітичних покриттів. Псевдоевтектичні структури характеризуються малою крихкістю і високою мікротвердістю, що сприятливо позначається на зносостійкості при високотемпературному абразивному зносі. Крім того, що утворюється на поверхні твердих частинок бар'єрне покриття з борированого шару перешкоджає подальшому розчиненню частинок в матриці композиційного матеріалу, оскільки запобігає взаємній дифузії і міграції рідкого розплаву з матриці в тверді частинки. Таким чином, як видно з приведенного огляду робіт і проведених досліджень, формування дифузійного боридного шару і його властивості багато в чому залежать від складу вживаного рідкого середовища - розплаву. При цьому найбільший інтерес представляють розплави, які можуть одночасно бути середовищем не тільки насичуючої, але і нагріваючої,

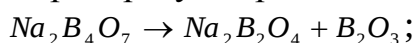
наприклад шлакова ванна з борвмісними інгредієнтами. Накопичений експериментальний матеріал дозволяє сформулювати вимоги до такого середовища:

- висока насичуюча здатність при поверхневому зміцненні;
- хімічна нейтральність до композиційного матеріалу, що нагрівається;
- відсутність окислення і знеуглецювання поверхні твердих частинок;
- мінімальна взаємодія з розплавленим шлаком при електрошлаковому наплавленні;
- плавна зміна в'язкості із зміною температури;
- забезпечення доброї змочуваності твердих частинок матрицею і металом, що заливається, при отриманні армованих відливаних;
- коефіцієнт теплового розширення матеріалу покриття повинен забезпечувати мінімальні залишкові і термічні мікронапруги на межі взаємодії тверда частинка-матриця;
- економічність середовищ борировання, що використовуються, і екологічна чистота.

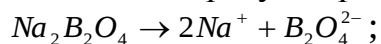
Більшості перерахованих вимог задовольняють синтетичні шлаки АН-ШТ1 і АН-ШТ2. Інтервали робочих температур шлаків 900-1100 °С, при цьому їх в'язкість не перевищувала 8 П. Шлаки добре змочують поверхню спечених твердих сплавів, на поверхні повністю відсутній окислений і знеуглецюваний шари, при обробці цими шлаками не відбувається збіднення поверхневих шарів твердих частинок легуючими металами.

Проведений аналіз літературних джерел і додаткові дослідження автора цієї роботи дозволяють найвірогіднішим рахувати наступний механізм утворення бар'єрного покриття на твердих частинках, насичених атомами бору при електролізі бури:

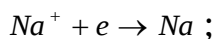
- 1) термічна дисоціація тетраборату натрію:



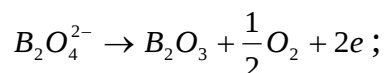
- 2) електролітична дисоціація моноборату натрію:



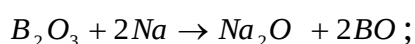
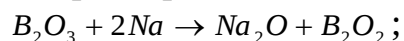
- 3) виділення натрію на катоді:



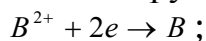
- 4) втрата заряду борвмісних аніонів на аноді



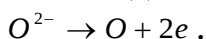
- 5) взаємодія металевого натрію з розплавом:



- 6) відновлення на катоді субоксидів бору:



- 7) втрата заряду аніонів кисню на анод:



З приведеної схеми видно, що натрієво-термічне відновлення оксиду бору в шлаковій ванні при електрошлаковому наплавленні композиційного матеріалу відбувається згідно із законом діючих мас тільки у разі борировання при високій густині струму, коли в прикатодном просторі є надмірна кількість натрію. Переміщення бору в основному здійснюється іонами В, які на поверхні металу або твердих частинок відновлюються до B_2O_2 . Субоксид бору диспропорціонує з утворенням адсорбційного бору. Утворення борированого шару на поверхні карбідів приводить до збільшення мікротвердості межі розділу тверда частинка-матриця до 29-32 ГПа, підвищенню міцності зчеплення до 780 МПа унаслідок поліпшення змочуючої здатності бору, що володіє самофлюсуючими властивостями; все це веде до підвищення зносостійкості композиційних матеріалів, схильних високотемпературним видам зносу.

При більшості способів наплавлення відбувається істотне розчинення твердих частинок і збагачення матриці продуктами розчинення $Me'S$, Me' і S (тут Me' – карбідо-утворювальний метал), що негативно позначається на зносостійкості композиційного матеріалу. Намічено декілька шляхів зменшення ступеня розчинення твердих частинок в матриці такого матеріалу, одним з яких є нанесення захисних покриттів. Досліджувалася ефективність дії захисного покриття на основі нікелю, нанесеного на тверді частинки методом осадження. Відзначено, що розчинення твердих частинок в матриці практично не відбувається, оскільки захисне покриття перешкоджає перегріву і окисленню твердих частинок при дії високих температур електричної дуги. Як покриття пропонується використовувати сплави на основі заліза, нікелю, кобальту. Проте застосування такого захисного покриття не приводить до підвищення зносостійкості композиційного матеріалу, оскільки воно розчиняється в матриці при наплавленні, що істотно знижує її мікротвердість і зменшує частку твердих частинок. Для зниження розчинності частинок твердого сплаву в сплав-зв'язці, захисти від окислення, поліпшення змочуваності твердих частинок сплавом-зв'язкою проведені додаткові дослідження по нанесенню бар'єрних покриттів на твердосплавні частинки. При нанесенні покриттів за основу був прийнятий метод осадження солей.

В приготований розчин парамолібдата амонію 10-20 %-ої концентрації вводяться гранули спеченого твердого сплаву на основі карбіду або карбонітрида титану. Для підтримки заданої температури передбачена паралельна циркуляція води в паровій сорочці. В процесі випаровування води протягом 4-5 ч утворюється пересичений розчин, з якого випадає сіль парамолібденату амонію, що кристалізується на зернах твердого сплаву, як на центрах кристалізації. Парамолібдинат амонію обезводнюється (втрачає чотири молекули води) при температурі 90 - 110 °С, а продуктом, безпосередньо передуючим утворенню триоксиду молібдену, є безводний парамолібдинат амонію. Оболонка з тетрамолібдинату амонію, що утворилася, покриває частинки твердого сплаву.

Отримані твердосплавні порошки з покриттями з парамолібдата амонія піддавали відновленню-карбідизації в струмі водню в печі з графітною трубою при 900 °С протягом 1 год. Тугоплавкі порошки з покриттям з карбіду Mo_2C змішували в млині об'ємом 4 л з порошком сплаву-зв'язки з компонентів Fe, Ni, Co або сплаву на їх основі протягом 24 год в спиртному середовищі. Після змішування отриману пульпу висувували в дистилляторах і вводили в неї пластифікатор, в якості якого використовували 4-%-й розчин "СК" в бензині, потім суміш підсушували в паровій шафі, гранулювали і пресували під тиском 150-200 МПа. Спресовані штабики піддавали двохстадійному спіканню спочатку в струмі водню при температурі 500-600 °С, а потім у вакуумній печі ТВВ-5 при 1280-1450 °С.

На основі отриманих спечених твердих частинок з покриттям з карбіду Mo_2C розроблений новий композиційний матеріал. Компоненти узяті в наступному співвідношенні: 4,5 - 69,95 % металу-зв'язки з компонентів Fe, C, Ni або сплаву на їх основі, 0,05-0,5 % Nb, інше - тверді частинки карбонітрида титана TiC_xN_y , покриті шаром карбіду молібдену Mo_2C .

При цьому вміст вуглецю в карбонітриді титану складає 14-20 %, азоту 0,25-4 %. В цілому це забезпечує високу міцність наплавлувального матеріалу на основі карбонітриду титану з підвищенням його зносостійкості за рахунок запобігання фарбування твердих частинок з композиційного матеріалу. Твердість HRA отриманого нового спеченого твердого сплаву не нижче 88-92.

Розроблений композиційний матеріал має межу міцності при вигині більше 1,6 ГПа, а коефіцієнт варіації по міцності нижче 4,3. Ці показники вище, ніж у відомих композиційних матеріалів при однаковій кількості твердих частинок і сплаву-зв'язки, при збереженні високої твердості карбонітриду титану із захисним покриттям. Техніко-економічна ефективність нового композиційного матеріалу обумовлена двома чинниками: підвищення стабільності властивостей такого матеріалу приводить до значного зниження відсотка браку при отриманні твердих частинок, а підвищення міцності зчеплення твердих частинок з матрицею дозволяє використовувати наплавлуваний композиційний матеріал при роботі в більш жорстких умовах експлуатації з ударними навантаженнями.

Створення на основі проведених досліджень нових композиційних матеріалів і розробці способів електрошлакової технології отримання таких матеріалів з бар'єрними покриттями дозволяють практично реалізувати ідею моделювання і прогнозування поведінки спечених твердих частинок в розплавах шлакової ванни і матриці. Використовуючи сформовані раціональні програми управління параметрами електрошлакової технології, можна регулювати фізико-механічні властивості поверхні розділу тверда частинка-матриця створених композиційних матеріалів. Дослідженнями макро- і мікроструктури, вимірюванням температурних деформацій і розрахунками напруг на межі розділу тверда частинка-матриця, мікрорентгеноспектральним і рентгеноструктурним аналізами, дослідженнями металографії взаємодії твердих частинок з матрицею і впливу

ступеня розчинності частинок на характеристики міцності при високотемпературному зносі, а також натурними випробуваннями підтверджені високі властивості створених композиційних матеріалів з бар'єрними покриттями, отриманих способами електрошлакової технології для наплавлення деталей, що працюють при різних видах високотемпературного зносу.

*Підвищення зносостійкості деталей з твердосплавними покриттями
термічною обробкою*

Багато працюючих в безпосередньому контакті з ґрунтом деталі сільськогосподарських машин піддаються наплавленню твердими сплавами. Це вимагає застосування достатньо складного технологічного устаткування, пов'язано з великою витратою литих твердих сплавів і флюсів. Більш раціонально одержувати такі деталі шляхом лиття по моделях, що газифікуються, з одночасним формуванням твердосплавного покриття. В цій роботі досліджуються структура і властивості отриманих литтям по моделях виробів, що газифікуються, із зносостійкими покриттями до і після термічної обробки. Технологія отримання виробів шляхом лиття по моделях, що газифікуються, включає виготовлення пінополістиролової моделі. На робочі поверхні пінополістиролової моделі наноситься рідка суспензія, що складається з порошку сормайт ПГ-С27 з добавками карбіду бору. Добавки карбіду бору B_4C різко збільшують зносостійкість. При виготовленні суспензії як зв'язку використовували пульвербакеліт і 4 %-й розчин полівинилбутирала в спирті, а порошок карбіду бору додавали в кількості 2, 4 і 6 %. Товщина шару обмазки h на пінополістиролової моделі складала 0,5, 1,0, 1,5 і 2,0 мм. Після сушки покриття моделі формували в кварцовому піску і заливали рідким металом, відповідним по складу сталі 35ГЛ. При заливці відбувалося вигорання пінополістиролової моделі і насичення поверхні відливання вуглецем до 0,7 % на глибину 0,25- 0,60 мм. При контакті вставки з порошку сормайт з добавками карбіду бору з рідким металом відбувається утворення твердої скориночки відливання, розплавлення вставки, взаємодія рідкої фази вставки з матеріалом скориночки і після кристалізації освіта на поверхні структури білого високолегованого чавуну евтектичного або заевтектидного станів. Перехід від зносостійкого покриття до основного металу достатньо різкий, хоча і є перехідні зони від заевтектичної частини до евтектичної, доевтектичної і до зони заевтектичної сталі. Наявність і товщина заевтектичної зони залежать від товщини покриття вставки на моделі, заевтектична зона максимальна при товщині покриття 2,0 мм.

Мікротвердість в межах товщини δ твердосплавного покриття міняється в широких межах. Найвища мікротвердість у зразків, отриманих з товщиною шару обмазки на моделі 2,0 мм. У самої поверхні утворюється заевтектична структура з великою кількістю первинних карбідів хрому і бору з твердістю $HV_{100} = 15300$ МПа. В той же час мікротвердість перлітової евтектики складає 7300 МПа. На глибині 0,4-12 мм від поверхні залежно від

товщини вставки вже спостерігається структура основного металу твердістю 2600 МПа.

На відлитої по моделях зразках з більш тонким твердосплавним покриттям максимальна твердість і глибина зносостійкого шару нижче, що пояснюється меншою глибиною заевтектичної зони і її відсутністю у разі товщини покриття 0,5 мм, а також меншою кількістю карбиду бору.

1.4. Металургія гранул - основа створення перспективних авіаційних двигунів

Основоположник і творець металургії гранул академік А.Ф. Белов пророко писав: «Металургія гранул - новий шлях підвищення якості конструкційних матеріалів» .

Таблиця 1.5. Вихід придатного великогабаритних дисків із гранул для авіаційних і промислових ГТД

Призначення дисків	Рік	Вихід придатного, %
Для авіаційних двигунів	2003	90,0
	2004	95,0
	2005	93,0
	2006	93,3
Для промислових двигунів	2003	89,0
	2004	95,0
	2005	96,4
	2006	93,51

Сьогодні, коли в постійній експлуатації перебувають більше 50000 дисків, валів, лабіринтів, проставок, крильчаток і інших критичних деталей із гранул у військових, пасажирських і наземних ГТД, можна найбільш об'єктивно оцінити пророкування і намітити рішення найбільш важливих проблем подальшого розвитку технології металургії гранул для потреб авіаційного двигунобудування (рис. 1.5).

У цілому завдання, що постають у цей час перед металургією гранул, успішно вирішується як по якості дисків і валів, так і по обсягах їхнього виробництва. Вони особливо помітні в останні 3-4 роки (табл. 1.5). Механічні жароміцні й ресурсні характеристики основного авіаційного дискового сплаву ЭП741НП, що гарантуються технічними умовами, істотно вирости. (табл. 1.6).

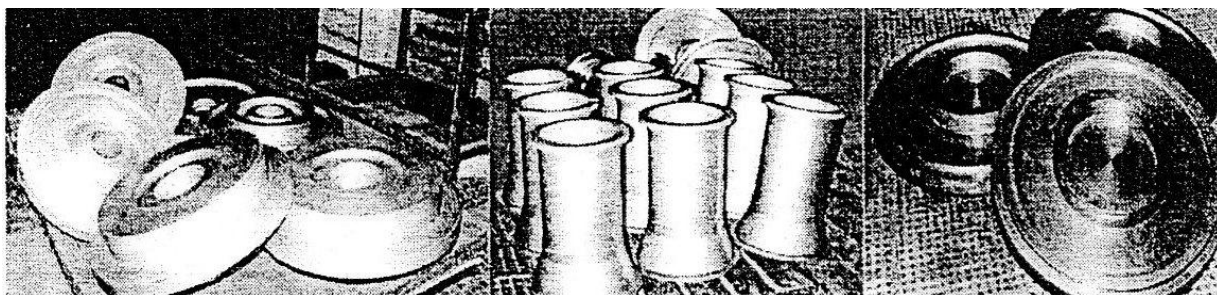


Рис. 1.5. Великогабаритні диски і вали з гранул

Конструкторів авіадвигунів найбільше турбує малоциклічна утома матеріалу дисків .

Конструкційна утома матеріалу критичних деталей двигунів із гранул жароміцних нікелевих сплавів пов'язана з такими структурними параметрами, як величина зерна, морфологія й розподіл зміцнюючої γ' -фази, але, у першу чергу з розмірами й розташуванням дефектів у вигляді часток кераміки (Al_2O_3 , Cr_2O_3 , SiO_2), шлаків, порівнянних по величині із гранулами .

Таблиця 1.6. Динаміка поліпшення якості дисків і валів із гранул сплаву ЭП741НП для авіаційних двигунів

Показник якості	1981 р.	2006 р.
Крупність гранул, мкм	315	100
Зміст кисню в гранулах, % травні.	0,01	0,004
Зміст неметалічних включень у пробі гранул масою 1 кг, шт.	більше 100	до 5
Ультразвуковий контроль	Ручний, діаметр ПО - 1,5 мм	Автоматизований, діаметр ПО - 0,4 мм
Межа міцності, МПа	1250	1450
Границя текучості, МПа	800	1020
Відносне подовження, %	13	18
Відносне звуження, %	15	18
100-ч тривала міцність зразків з надрізом при 650 °С	850	1020
Опір малоциклової утоми при 650 °С и напрузі 1000 МПа, $f=1$ Гц, цикли	-	5000-7000

Для одержання порошків суперсплавів у промислових масштабах у світі в цей час використовують три основних способи:

- розпилення розплаву інертним газом високого тиску (Atomizing);
- розпилення розплаву розчиненим у ньому воднем (Hydroizing);
- розпилення швидкообертаємої литої заготовлі високотемпературним плазменним струменем (PREP).

У цій роботі досліджували матеріал дисків із гранул жароміцного нікелевого сплаву ЭП741НП, отриманий останнім способом.

При виробництві гранул разом з металом диспергуються частки шлаку й кераміки, які попадають у масу одержуваних гранул. Сумарний зміст включень після розпилення литих заготівель нестабільний й може коливатися в 1 кг гранул від декількох десятків до тисяч часток, розміри яких порівнянні з розмірами гранул. Зростаючі вимоги до надійності виробів, виготовлених методом металургії гранул, обумовили необхідність зменшення гранул з метою зниження розмірів і кількості включень.

Зі зменшенням розмірів включень до $\sim 40\text{-}50$ мкм підвищується довговічність матеріалу, отриманого із гранул. Для того щоб забезпечити включення такого розміру, необхідно для виготовлення деталей двигуна використовувати гранули крупністю менш 70-100 мкм. Однак зменшення крупності гранул має й свої негативні наслідки:

- значно збільшується питома поверхня гранул, у результаті чого може підвищуватися зміст кисню, особливо на поверхні часток, що може привести до росту спадкоємних границь гранул у структурі компактного металу. Тому обробку й зберігання гранул варто вести в атмосфері надчистих інертних газів. При одержанні дрібнодисперсних гранул вимоги по чистоті інертної атмосфери на зміст кисню й пар води повинні бути менше за 4 ppm;

- істотно ускладнюється процес електростатичної сепарації (ЕСС), тому що внаслідок обертання осаджуваних електродів (барабанів) в атмосфері установки ЕСС виникає спрямоване переміщення інертного газу, що приводить до витання найбільш дрібних часток включень у газовому середовищі. У результаті можуть виникати пробой між осаджуваними й короніруючими електродами, які практично припиняють процес добування неметалічних включень із маси гранул.

У світовій практиці порошки жароміцних нікелевих сплавів широко використовують для виготовлення заготівель дисків авіаційних і ракетних двигунів. Як правило, для цих цілей застосовують дрібнодисперсні порошки крупністю менше 70 мкм, одержувані розпиленням розплавленого металу аргонном високого тиску або ж розчиненим у металі воднем.

Виявлення неметалічних включень у дрібнодисперсних порошках є досить складною проблемою, що вимагає спеціальних методів дослідження. Оскільки зміст включень у масі гранул дуже малий й звичайно не перевищує 1 частки на 1107 шт., тобто на 10 млн. часток гранул, та їхня наявність не може бути виявленою оптичною мікроскопією або хімічним аналізом.

Самі по собі гранули різної крупності по своїм фізико-хімічним властивостях однакові. Однак саме крупність гранул визначає розмір включень, що є присутнім у їхній масі. Оскільки поділ гранул по фракціях звичайно здійснюють на віброситах, осередки сіток яких мають форму квадрата, то саме вони визначають максимальну крупність гранул, що мають сферичну форму. Це положення не ставиться до включень, форма яких може бути тарілчастої, голчастої, лускатої, овальної й т.п.

При проведенні досліджень із тонкими гранулами була встановлена можливість часткового видалення неметалічних включень із маси гранул при розсіві їх по крупності. Включення голчастого типу легко просіюються через осередки ситового полотна й для них застосуємо коефіцієнт форми, що відповідає $(1,4 - 1,5) L$, де L - величина сторони квадрата осередку сита. Це добре підтверджується результатами статистичної обробки розмірів включень, що є присутнім у масі гранул різного фракційного составу. У масі гранул крупністю менш 200 мкм були присутні окремі включення, розміри яких наближалися до 300 мкм. Та ж сама картина спостерігається й у гранулах фракцій менш 140, 100 і 70 мкм, де максимальна крупність включень приблизно відповідає коефіцієнту 1,5 від діаметра гранул.

Нами були поставлені експерименти по одержанню гранул (а з них і дисків) крупністю менш 100 і 70 мкм.

У гранулах крупністю менш 100 мкм помітне зменшення в 6 разів кількості гранул крупністю $(-0,14 + 0,10)$ мм і зростання в 3 рази частки фракції менш 0,050 мм. На 35 % знизився зміст гранул крупністю $(-0,10 + 0,063)$ мм, тобто відбулося різке зниження частки великих гранул, а зміст гранул крупністю менш 0,063 мм склало 57,5 % від загальної маси гранул.

Після проведення електростатичної сепарації досліджували зміст сторонніх включень у масі гранул на подвоєній кількості проб. У першій пробі кількість неметалічних включень склала 4 шт./кг гранул, а в другий - 2 шт./кг, причому найнебезпечніших для дисків жужільних і керамічних включень не виявлено зовсім. Максимальний розмір включень не перевищував 70 мкм.

Зміст кисню в гранулах крупністю менш 100 мкм становило: після розпилення на установці УЦР-4 - 0,006 % мас; після електростатичної сепарації - 0,005 % мас.

Однак слід зазначити, що аналіз змісту сторонніх включень у масі гранул дотепер носив суб'єктивний характер. Після їхнього виділення на лабораторних сепараторах моделі СЭ-31/100 включення за формою й розмірами оцінював оператор-контролер під мікроскопом.

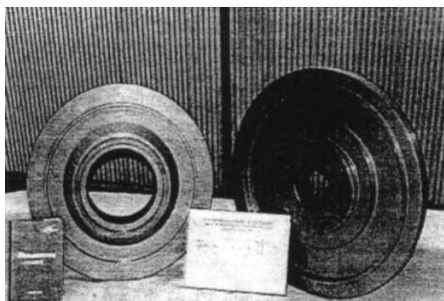


Рис. 1.6. Диски ТВД двигуна АЛ31ФН, виготовлені з гранул крупністю менш 100 мкм

Таблиця 1.7. Результати контрольних іспитів дисків (шифр ДП 525) з гранул сплаву ЕП 741 НП крупністю менш 100 мкм

Номер диску	Механічні властивості при 20 °С						$\tau_{1000}^{650^{\circ}\text{C}}$,ч	$MЦУ^{650^{\circ}\text{C}}_{1000\text{ МПа}}$; f=1 Гц, цикли
	σ_{ϵ} ,МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ , %	ψ , %	КСУ,кДж/ м ²	$d_{\text{омн}}$,мм		
3-21	1489 1498	1011 1006	26,0 27,2	21,0 22,5	55 57	1,62 1,62	312 ⁵⁰ ГЛ 384 ²⁰ ГЛ	61050 161380
3-22	1514 1498	974 996	26,8 26,8	25,4 24,8	57 70	1,63 1,64	200 ГЛ 284 ГЛ	91950 43650
3-24	1515 1509	1057 1054	28,0 26,0	24,3 22,8	54 56	1,59 1,60	243 ¹⁰ ГЛ 256 ⁵⁰ ГЛ	39240 20120
3-25	1511 1506	1036 1036	24,4 24,8	21,4 24,9	53 56	1,62 1,64	103 ¹⁰ ГЛ 605 ¹⁰ ГЛ	14520 27860
Мінімум	1489	974	24,4	21	53	1,59	103	14520
Максимум	1515	1057	28,0	25,4	57	1,64	605	161380
Середнє	1505	1021	26,2	23,4	57	1,62	299	57471
Вимоги за ТУ	1400	950	13,0	15,0	40	1,50- 1,70	100	5000

Завершується робота з розробки й виготовлення автоматизованої системи контролю в масі гранул неметалічних включень, фракційного складу й чистоти гранул. Автоматизована система контролю гранул (АСКГ) заснована на використанні принципів технічного зору й призначена для контролю оптично непрозорих часток (жужільних і керамічних включень) у масі гранул.

Випробування виготовлення дисків із гранул крупністю менш 100 мкм проводили за діючою технологією на чотирьох досвідчених великогабаритних дисках І ступеня ТВД двигуна АЛЗ1ФН ФГУП (рис. 1.6). У табл. 1.7 представлені результати контрольних іспитів цих заготівель дисків. Аналіз приведених результатів показав, що рівень механічних характеристик повністю відповідає вимогам технічних умов.

Іспити зразків на малоциклічну утому і тривалу міцність проводили до їх руйнування з метою більш об'єктивної оцінки якості матеріалу. Вони показали дуже високі результати.

На рис. 1.7. зображена мікроструктура досліджуваних зразків, які пройшли контрольні іспити. Мікроструктура відповідає структурі сплаву ЕП741НП в термообробленому стані.

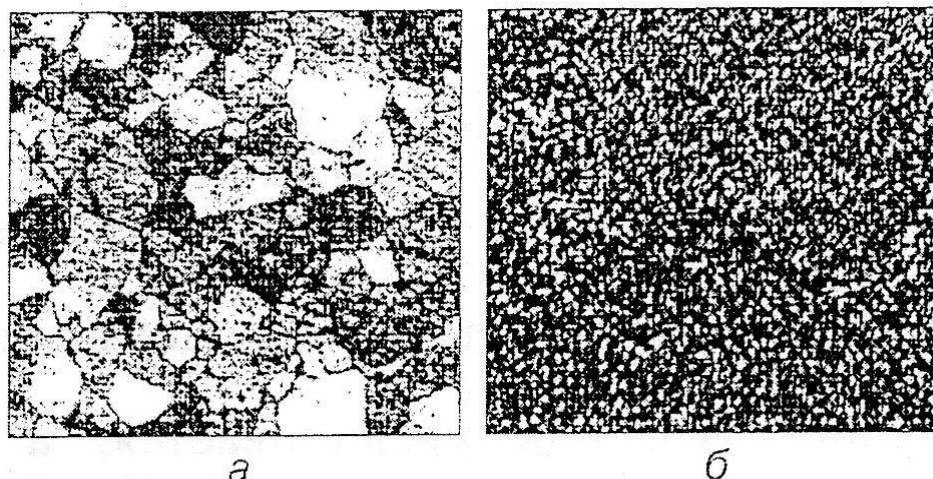


Рис. 1.7. Мікроструктура зразків від дисків, виготовлених з гранул сплаву ЕП741НП крупністю менш 100 мкм: а–травлення на зерно; б–травлення на γ' -фазу, $\times 800$

Далі були виготовлені і випробувані 2 дослідні заготівки диску з гранул сплаву ЕП741НП крупністю 70 мкм (табл. 1.8).

Такі гранули отримували методом відсіву на віброситах гранул крупністю 140 мкм.

Іспити на МЦУ, представлені в таблиці 1.9, проводили на гладких зразках при пульсуючому «м'якому» циклі навантаження і зразках з надрізом $r=0,25$ мм.

Таблиця 1.8. Результати контрольних іспитів дисків (шифр РИ2) з гранул сплаву ЕП 741 НП крупністю менш 70 мкм

Номер диску	Механічні властивості при 20 °С					
	σ_{ϵ} , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²	d_{omn} , мм
28	1508	1099	26,4	26,0	60	1,61
	1515	1106	26,4	26,0	50	1,59
30	149,9	1057	27,2	25,4	60	1,61
	1515	1117	26,0	25,1		
	1468	1061	21,2	20,5	51	1,58
	1505	1103	24,8	22,5		
Мінімум	1468	1057	21,2	20,5	50	1,58
Максимум	1521	1117	27,2	26,0	60	1,61
Середнє	1503	1091	25,3	24,3	55	1,60
Вимоги за ТУ	1450	1020	16,0	18,0	40	1,50-1,70

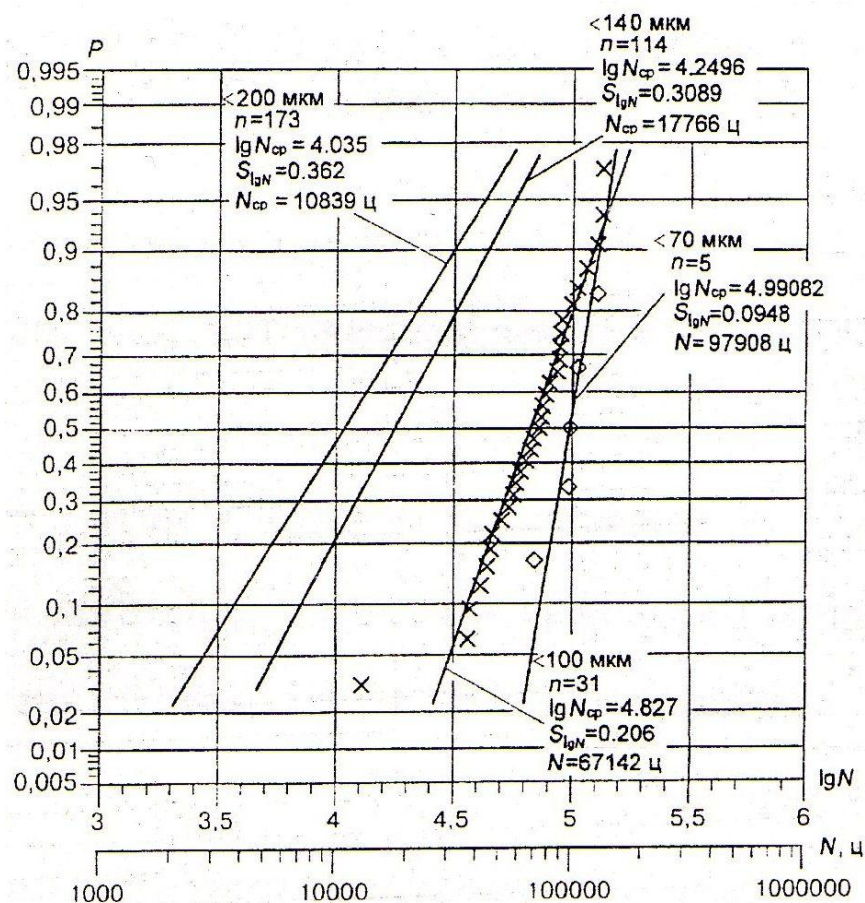


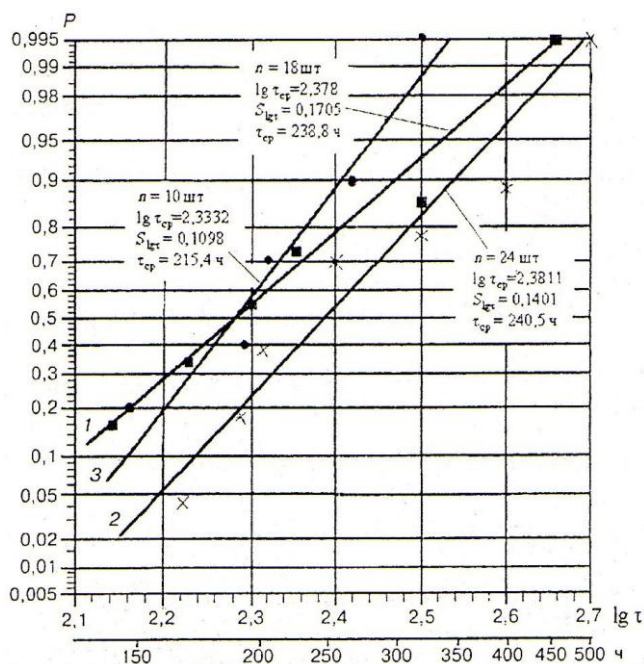
Рис. 1.8. Розподіл вірогідностей логарифму числа циклів до руйнування зразків з гранул сплаву ЕП741НП різної крупності (умови навантаження $\sigma=1000\text{МПа}$, $T=650^\circ\text{C}$)

Таблиця 1.9. Результати іспитів на МЦУ дисків з гранул сплаву ЕП741НП крупністю менше 70 мкм при 650°C , $f=1\text{ Гц}$

МЦУ, гладкі зразки, N, цикли						МЦУ, зразки з надрізом r=0,25 мм, N, цикли					
σ, МПа											
1000	1050	1100	1150	1200	1300	500	550	600	700	800	900
105570	49140	52260	10780	2710	970	125610	51990	12640	3380	1850	1380
69860	68110	42010	4410	2400	870	12320		7540			
96860	64420	31630				11723					
127760	28910	22020				11739					
144230											
98580											
98210											
80170											
93540											
72500											
Середнє N _{ср}											
98728	52645	36980	7595	2555	920	40348	51990	10090	3380	1850	1380

Таблиця 1.10. Тривала міцність дисків з гранул сплаву ЕП741НП крупністю менше 70 мкм при 650 °С

Гладкі зразки, τ , ч				Зразки з надрізом, $r=0,25$ мм, τ , ч			
σ_{θ} , МПа							
1000	1050	1100	1150	1100	1200	1300	1400
718 ²⁰	216	49 ⁴⁰	28 ¹⁰	274	335 ¹⁵	53 ¹⁰	48
	209	94 ⁴⁰		258	1009 ¹⁰	74	147 ⁵⁰
	145			660 ¹⁵		396 ²⁰	
	147			738 ⁵⁵			
	281						
	198						
	237 ¹⁰						
	200 ⁵⁰						
	328						
	192 ³⁰						
Тривала міцність при 750°С							
σ , МПа							
550		600		700		800	
736 ²⁰ <i>зл</i>		384 ³⁰		154 ³⁰		41 ²⁰	
761 ⁴⁰ <i>зл</i>		455 ⁴⁰		134 ⁴⁰		54 ²⁰	



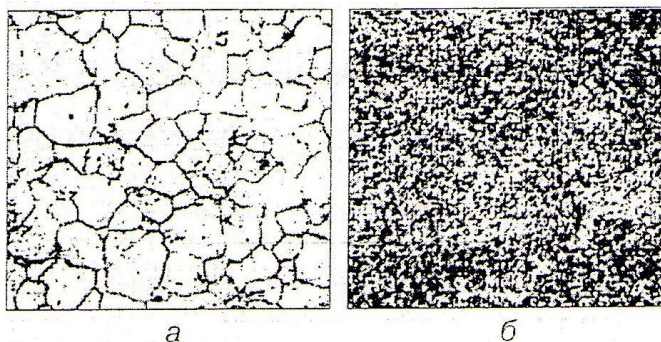


Рис. 1.10. Мікроструктура зразків від дисків, виготовлених з гранул сплаву ЕП741НП крупністю менше 70 мкм: а – травлення на зерно, $\times 100$; б – травлення на γ' -фазу, $\times 800$.

Середня довговічність (рис. 1.8.) матеріалу заготовок дисків крупністю менше 70 мкм при $\sigma = 1000$ МПа склала 98728 циклів. Для порівняння: середня довговічність при крупності гранул менше 200 мкм складає 10839 циклів, менш 140 мкм - 17766 циклів, менш 100 мкм – 67142 циклів. При переході з 200 на 70 мкм середнє значення МЦУ зросло з 10 до 100 тис. циклів, тобто довговічність підвищилася більш ніж в 10 разів.

Досліди на тривалу міцність проводили при 750 °С з різними умовами навантаження (табл. 1.10), вони показали високі значення довговічності зразків навіть при навантаженні 1050 МПа (рис. 1.9).

На рис. 1.10 представлена мікроструктура досліджуваних зразків від дисків, виготовлених з гранул крупністю 70 мкм, які пройшли контрольні досліді. Мікроструктура густиною відповідає структурі сплаву ЕП741НП в турмо обробному стані.

В цілях більш широкого промислового випробування гранул крупністю менше 100 мкм з них була виготовлена велика партія (32 шт.) великогабаритних тяжких дисків для новішого далеко магістрального пасажирського двигуна ПС90А2 рис. 1.11.

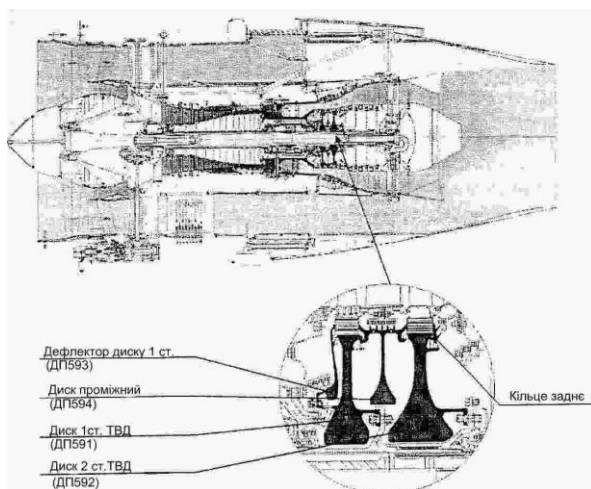


Рис. 1.11. Основні деталі турбіни високого тиску двигуна ПС90А2, виготовлені з гранул сплаву ЕП741НП крупністю менше 100 мкм.

Їх загальний вид та результати випробувань представлені на рис. 1.12 та в табл. 1.11. За цими результатами були зіставлені нові опитні технічні умови.

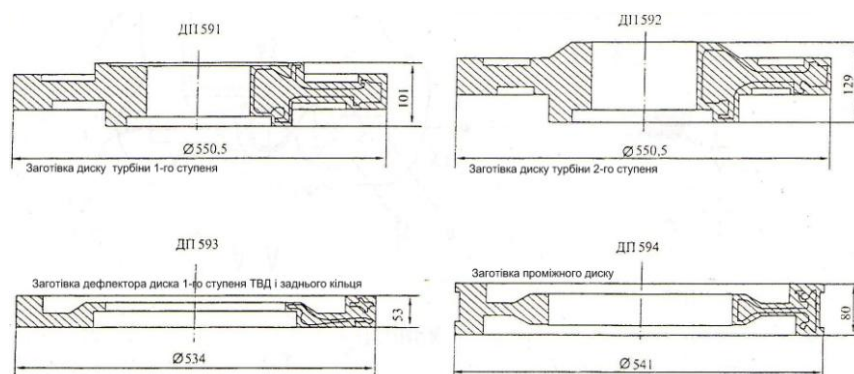


Рис. 1.12. Комплект великогабаритних масивних дисків з гранул сплаву ЕП741НП крупністю менше 100 мкм.

Результати проведеного контролю показали, що неметалічні включення розміром 70 – 140 мкм, які можливі тільки в гранулах крупністю менше 100 мкм, і їх положення у зразку практично не впливає на мало циклову утому матеріалу досліджуваних дисків.

Таблиця 1.11. Механічні характеристики дисків для нового двигуна ПС90А2

Параметри	σ_s , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²	$\tau_{1020}^{650^\circ C}$, ч	$N_{1000}^{650^\circ C}$; f=1 Гц, цикли	Середній розмір включень, мкм
Гарантовані за ТУоп 1-809-1123-02	1450	1020	18,0	18,0	40	100	5000	-
Фактичні (середні)	1505	1062	25,6	26,7	59	341	73148	111

Результати проведеного контролю показали, що неметалічні включення розміром 70 – 140 мкм, які можливі тільки в гранулах крупністю менше 100 мкм, і їх положення у зразку практично не впливає на мало циклову утому матеріалу досліджуваних дисків.

При переході до цієї фракції норма по допустимій кількості включень в контрольній пробі була знижена з 10 до 5 шт./кг, зміст кисню у гранулах був знижений до 0,004% мас. Здійснювали автоматизований ультразвуковий контроль з плоскодонним відбивачем діаметром 0,4 – 0,8 мм (на різних зонах дисків) зі 100 % обхватом об'єму готової деталі двигуна. Гарантовані механічні і жароміцні характеристики для дисків таких габаритів і маси знаходяться на дуже високому рівні.

Крупність гранул робить помітний вплив і на тривалу міцність матеріалів дисків. При статичній напрузі (у тому числі і при підвищеній температурі) вплив включень розміром до 250 мкм практично не проявляється. Статистичні параметри тривалої міцності заготівель дисків з гранул сплаву ЕП741НП різної крупності приведені в таблиці 1.12.

Все, викладене вище в частині технології виробництва гранул і дисків, ще більш актуально для виробництва дисків з гранул високоміцних сплавів типу ЕП962П і ЕП962НП. Удосконалена технологія виробництва дисків зі сплаву ЕП962П уже дала гарні результати (табл. 1.13). Зменшення крупності гранул до 100 мкм може ще більше підвищити досягнуті характеристики. На сплаві ЕП962НП отримані дуже високі результати по тривалій міцності при 750 °С.

Подальше нарощування характеристик суперсплавів, поряд зі зменшенням крупності гранул, підвищенням їхньої чистоти по включеннях і промислового освоєнні гранульованих сплавів ЕП962П, ЕП975П, зв'язано також з розробкою нових, більш складнолегованих сплавів, єдиним шляхом освоєння яких приречена бути тільки металургія гранул. До таких сплавів можна віднести вже наявні ЕП151, ЕП152, ЕП962НП і більш нові сплави

Таблиця 1.12. Статистичні параметри тривалої міцності заготівель з гранул жароміцного нікелевого сплаву ЕП741НП різної крупності

Крупність гранул, менш, мкм	Контрольний норматив по ТУ	Кількість і тип зразків, шт	Мінімальна довговічність, год.	Середнє значення довговічності, год.	Середнє квадратичне відхилення довговічності	Надійність забезпечення контрольних нормативів
140	$\tau = 100ч$ $T = 650^{\circ}C$ $\sigma = 1020 МПа$	18 комбіновані	129,0	238,8	105,2	0,9332
100	$\tau = 100ч$ $T = 650^{\circ}C$ $\sigma = 1020 МПа$	24 комбіновані	174,0	240,5	102,5	0,9893
70	$\tau = 100ч$ $T = 650^{\circ}C$ $\sigma = 1050 МПа$	10 гладкі	145,0	215,0	55,9	0,9173
70	$\tau = 100ч$ $T = 650^{\circ}C$ $\sigma = 1100 МПа$	4 з надрізом	258,0	482,7	252,4	0,9018

Серед проблем, що гальмують подальший прогрес металургії гранул, на першому місці стоїть проблема створення промислової установки плазменої плавки й відцентрового розпилення швидкообертової литої

заготівлі, що забезпечить промислове виробництво гранул крупністю менше 100 – 70 мкм.

Таблиця 1.13. Механічні властивості сплаву ЕП962П, отримані на заготівках напірного кільця Ø 500 мм

Властивості при 20°C	$\sigma_{\text{с}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ , %	ψ , %	КСУ, кДж/м ²	
Досягнуті min–max <i>середнє</i>	$\frac{1603-1649}{1625}$	$\frac{1181-1210}{1196}$	$\frac{14,0-20,8}{16,7}$	$\frac{12,3-25,1}{17,3}$	$\frac{32-43}{34}$	
По ТУ 1-809-938-90	1550	1100	10,0	12,0	23	
Тривала міцність при 650 і 700 °C						
Властивості	$\tau_{\text{комб}}^{650^{\circ}\text{C}}$, ч $\sigma = 105$ МПа	$\tau_{\text{комб}}^{700^{\circ}\text{C}}$, ч $\sigma = 82$ МПа	$\tau_{2l}^{650^{\circ}\text{C}}$, ч $\sigma = 110$ МПа	$\tau_{\text{н}}^{650^{\circ}\text{C}}$, ч $\sigma = 110$ МПа	$\tau_{2l}^{700^{\circ}\text{C}}$, ч $\sigma = 87$ МПа	$\tau_{\text{н}}^{700^{\circ}\text{C}}$, ч $\sigma = 87$ МПа
Досягнуті min–max <i>середнє</i>	$\frac{1330-2910}{2060}$	$\frac{1850-3370}{2530}$	$\frac{910-1210}{1060}$	$\frac{9400-9850}{9620}$	$\frac{1360-1680}{1500}$	$\frac{1740-1760}{1750}$
По ТУ 1-809-938-90	≥100	≥100	-	-	-	-
Опір МЦУ на зразках з надрізом r=0,25 мм						
T, °C	σ , МПа		f, Гц	N, цикли		
650	500		1,0	$\frac{\text{min}-\text{max}}{\text{середнє}}$	$\frac{8480-37420}{23865}$	

1.5. Алмазо-твердосплавний макрокомпозитний матеріал.

Розроблено новий алмазо-твердосплавний макрокомпозитний матеріал, складовими якого є алмазні зерна (розмір - 0,5-0,8 мм чи більше) і твердосплавна матриця WC-Co. У матеріалі реалізуються високі механічні властивості матриці (як у монолітного твердого сплаву WC—Co) з повним збереженням алмазів (відсутність їх графітизації та розчинення у кобальті). Технологія не передбачає застосування надвисокого тиску. У якості вихідних матеріалів використовують заготовки твердих сплавів, спечені у режимі, який забезпечує максимальні фізико-механічні властивості сплаву (1450-1500 °С; витримка 30-60 хв). В заготовках створюють комірки або нарізають канали певних розмірів (глибина, ширина), в які укладають алмазні кристали (зерна), розмір котрих приблизно співпадає з розміром отворів, комірок або каналів. Кінцевим процесом формування композиту є вакуумне просочення-паяння при невисоких температурах (900-1150 °С) адгезійно-активним сплавом. Таким чином здійснюється міцне адгезійно-механічне закріплення алмазних зерен у твердосплавній матриці. Створені матеріали ефективно використовуються, зокрема, для виготовлення бурового інструмента.

Об'єднання в одному матеріалі високих показників твердості, зносостійкості і ударної в'язкості, характерних для сплавів монокарбіду

вольфраму з кобальтом, а також надтвердості алмазних зерен представляється перспективним. Протягом багатьох років ця проблема привертає увагу розробників. Проте при формуванні таких композитів виникає багато перешкод фізико-хімічного і технологічного характеру.

Компактні вироби з порошкової шихти (суміш карбіду вольфраму і кобальту при вмісті від 3-6 до 20%) одержують методами порошкової металургії — пресуванням і спіканням. Причому температура спікання достатньо висока (1450-1500 °С). Вона визначається видом діаграми стану сплавів системи WC-Co і появою рідкої фази. Час витримки пресування при вказаній температурі складає 30-60 хв. Саме при рідкофазному спіканні консолідується структура твердого сплаву і формуються його високі механічні властивості.

Очевидно, що просте введення в шихту порошку або крупніших зерен алмазу не може привести до успіху, оскільки при вказаних високих температурах спікання алмази графітуються і (або) розчиняються в рідкій (багатій кобальтом) фазі. Кобальт (як і інші метали групи заліза) надає своєрідну каталітичну дію на фазовий перехід алмазу в графіт — графітування алмазу у контакті з кобальтом посилюється. При зменшенні температури спікання і часу витримки високі механічні властивості матриці (сплав C-Co) не досягаються.

Зрозуміло, графітуванню алмазів (але не розчиненню!) можна запобігти, якщо процес проводити при надвисокому тиску (як при синтезі алмазів). Це, проте, значно ускладнює технологію отримання матеріалу (особливо, враховуючи тривалий час формування матеріалу), вимагає спеціальної апаратури, різко обмежує розміри виробів. Тому на практиці застосовують звичайні технології порошкової металургії і використовують компромісний варіант — знижують технологічні режими формування, сподіваючись принаймні частково зберегти алмази.

Відомий ряд розробок, виконаних в цьому напрямі. У роботах Інституту надтвердих матеріалів НАН України запропоновані методи прискореного формування алмазно-твердосплавного композиту (гаряче пресування при занижених температурах і малому часі витримки). Це дозволяє частково ослабити процес графітування і розчинення алмазу. У деяких роботах запропоновано заздалегідь покривати алмазні зерна графітним шаром ("жертвний шар"), який, розчиняючись в рідкометалевому розплаві, уповільнює розчинення алмазу. Таким шляхом були одержані відомі матеріали типу "Славутич". Очевидним недоліком цих матеріалів є втрата високих механічних властивостей матриці. Так, для композитів на основі сплавів з 6% кобальту твердість матриці знижена 80 од. НКА проти 90 од. НКА у монолітного сплаву, спеченого по повному температурно-тимчасовому циклу. Зносостійкість такої матриці знижена, напевно, ще більшою мірою. Зрозуміло, і алмазні зерна також частково графітовані. Проте, вказані матеріали застосовуються на практиці — в технології правки абразивних кругів (правлячі олівці), а також в буровому інструменті.

Робилися спроби одержати алмазо-твердосплавні композиції шляхом високотемпературного синтезу (СВС), що саморозповсюджується, в якому використовується дуже швидкий нагрів і малий час витримки. У роботах досліджували суміші алмаз-2Ті-В з отриманням композиту алмаз-боридотитанова матриця. Температура формування, проте, дуже висока (1600-1800 °С), і навіть при малому часі процесу зберегти алмази вельми проблематично. Крім того, істотно звужується область вибору матеріалу матриці для реалізації СВС. Мабуть, використання основи С-Со (найбільш перспективного складу матриці) для багатьох застосувань СВС-процесу неможливо.

У цьому розділі викладено принципово інший підхід до створення алмазно-твердосплавного композиту (макрокомпозиту). Спочатку формують (пресують, спікають по максимальному режиму до монолітного стану) заготовку з твердого сплаву, близьку за формою до потрібної при створенні відповідного інструменту (правлячого, бурового). Потім в твердому сплаві (як правило, з боку лицьової робочої поверхні) за допомогою механічної або електрофізичної обробки створюються отвори — осередки певного діаметру, або нарізуються канали також певної ширини і глибини, розташовані в певному порядку. Істотно, що ширина каналу повинна бути максимально близька до розміру алмазних зерен, так щоб алмазне зерно було фактично затиснуте в канавці або отворі, і зусилля різання через алмазне зерно сприймалося б монолітним сплавом матриці. Далі в отвори або канали укладають (вставляють) алмазні зерна відповідного розміру. Операція укладання алмазних зерен в даний час добре відпрацьована в промислових умовах (у виробництві бурового інструменту) і не зумовлює труднощі. Порожнечі між алмазними зернами заповнюються порошковим сплавом типу ВК. Потім канали або отвори просочуються адгезійно-активним змочуючим алмаз металевим сплавом або (при використанні наперед металізованих алмазів) сплавом, що не містить адгезійно-активних добавок. Просочення-паяння алмазів здійснюється у високому вакуумі. Температура просочення різних сплавів складає від 900 до 1150 °С, тобто значно понижена в порівнянні з температурою формування твердого сплаву (1450-1500 °С). Графітування алмазів при цьому не відбувається. Хімічний склад сплавів виключає розчинення алмазу. Такими прийомами досягається міцне адгезійно-механічне закріплення алмазів в твердосплавній матриці.

У створеному матеріалі реалізуються високі механічні властивості матриці (твердість, стійкість до абразивного зносу — як у монолітного твердого сплаву) і зберігаються повністю непошкодженими алмазні зерна.

Результати досліджень

При створенні виробів із запропонованого алмазотвердосплавного матеріалу необхідно визначити (вибрати) склад матричного твердого сплаву, розмір алмазних зерен і їх концентрацію, ширину і глибину каналів або

діаметр і глибину осередків, розташування каналів і осередків у виробі. Ці параметри залежать від конкретного призначення виробу.

Розроблений матеріал може бути використаний перш за все як інструментальний для жорстких умов експлуатації, а саме: у буровому інструменті і як правлячий (для правки абразивних кругів, наприклад, з карбіду кремнію). Можливе також виготовлення компактного матеріалу, об'ємно-легованого алмазами. Такі матеріали разом з високою твердістю, зносо- і ударостійкістю можуть мати особливі фізичні і електрофізичні властивості. Об'ємно-легований алмазами композит має високу загальну стійкість до зносу і забезпечує високу стійкість робочого тіла до ударних навантажень і абразивного зносу, а здатність поступово в процесі роботи оголяти алмазні зерна дозволяє використовувати його в каменеподрібнювальних машинах.

У цьому розділі ми розглядаємо матеріал, використовуваний в буровому інструменті — в бурових алмазних коронках. Високонавантаженою частиною бурової коронки є поверхні циліндрових (зовнішня і внутрішня) твірних алмазозагонової складової, зношення яких має бути мінімальним для збереження початкового діаметру коронки, свердловини і керна. Традиційно ці поверхні коронки армуються крупними кристалами природних алмазів (розміром ~3 мм і вище). Це так звані підрізні алмази. У роботах для цього були використані вставки з матеріалу типу "Славутич".

У нашій роботі як підрізні елементи використовували створений алмазотвердосплавний макрокомполит з більш зносостійкою матрицею і повністю збереженими алмазними зернами. Такий макрокомполит володіє кращими ріжучими властивостями. Як матричний сплав вибраний твердий сплав ВК6 .

Після ряду дослідів вибраний розмір підрізних елементів: 6х6х3 мм і 7х6х3 мм (для коронки діаметром 76 мм). Кожен підрізний елемент має по 3 - 4 канавки прямокутного перетину. Ширина канавки залежно від розміру алмазних зерен складає від 0,5-0,6 мм до 0,8-0,9 мм, глибини канавки ~1 мм. Канавки орієнтовані перпендикулярно вектору окружної швидкості обертання коронки. Підрізні елементи встановлювали в кожному секторі коронок із зовнішньої і внутрішньої сторони. Остаточна операція виготовлення підрізних елементів — просочення сплавом-зв'язкою у високому вакуумі при температурі 850-1150 °С, тобто значно нижчої, ніж у виробництві твердого сплаву, так що графітування алмазів не відбувається. Склад сплаву-зв'язки, що виключає розчинення алмазу (вуглецю), розроблений спеціально. З урахуванням технології формування коронок, основним компонентом сплаву була мідь.

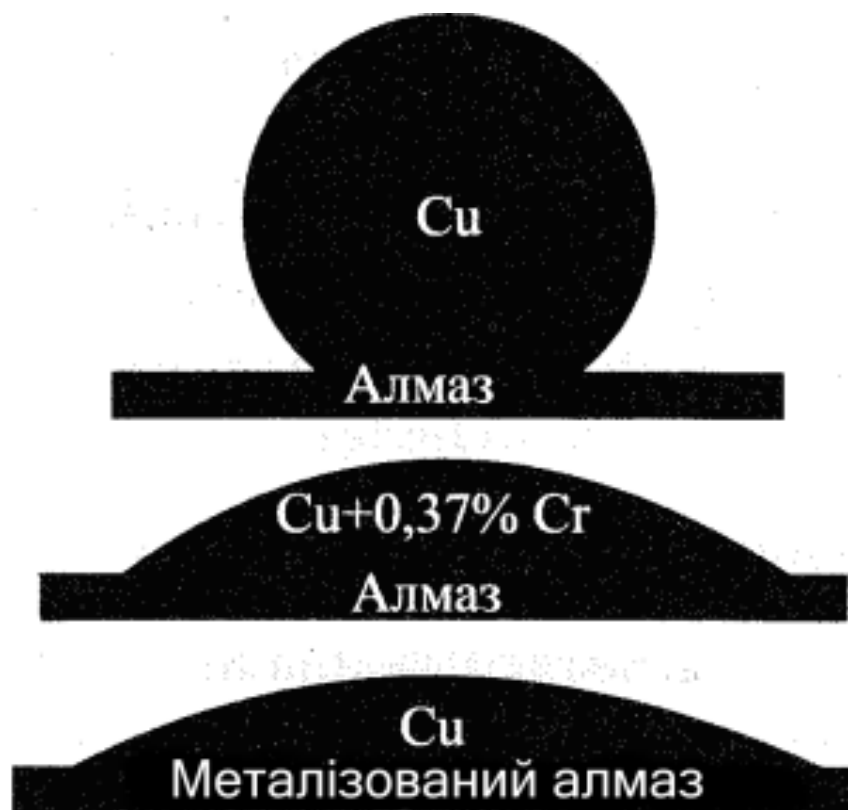


Рис. 1.13. Профіль форми крапель на поверхні алмаза.

Жорсткі умови роботи підрізних елементів пред'являють високі вимоги до міцності кріплення алмазних зерен. Для хімічного кріплення алмазу і хороших капілярних властивостей сплаву при контакті з алмазом мідь легували хромом або використовували наперед металізовані алмази (звичайно хромом).

Кут змочування поверхні алмазу міддю складав 145° , сплавом Cu-Cr — 37° , а кут змочування міддю поверхні металізованого хромом алмазу був рівний 20° (рис. 1.13.). Термодинамічна робота адгезії «рідкий сплав-алмаз» склала 235, 2390 і 2577 мДж/м відповідно. Два останні варіанти контакту алмаз-метал використовували в роботі.

Спеціально досліджували міцність закріплення алмазних зерен в твердосплавній матриці. Адгезійну міцність контакту-спаю алмазного монокристала і металу вивчали раніше. При цьому для визначення міцності проводили випробування на розрив. Міцність контакту чистої алмазної поверхні і міді близька до нуля ($<0,5$ МПа). Для контакту металізованого хромом алмазу і сплаву на основі міді ця величина склала 160-165 МПа.

Міцність закріплення алмазного зерна в матриці ВУС-6% визначали з урахуванням умов роботи бурового інструменту, при яких критичним для зерна є навантаження. Методика визначення міцності при зрушенні алмазного зерна описана в роботі. Експерименти проводили таким чином. Алмазне зерно розміром ~ 2 мм поміщали на поверхню пресування із сплаву ВК6 у вигляді циліндра діаметром 14 мм і заввишки 10 мм (рис. 1.14.).

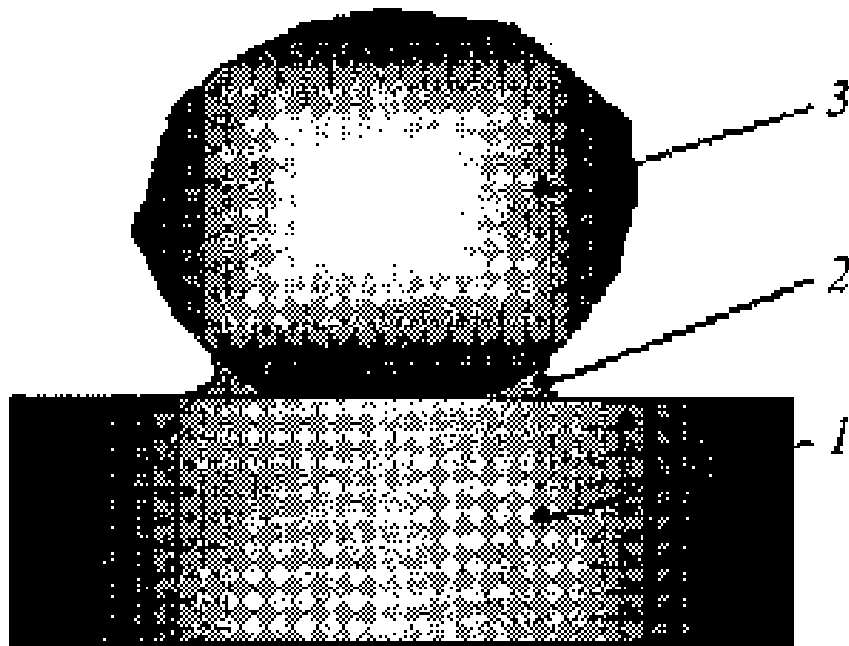


Рис. 1.14. Закріплення зерна на поверхні пресування з порошку ВК6 після просочення розплавом міді: 1 — пресування ВК6; 2 — галтель сполучаючого металу; 3 — зерно алмазу

Нижній торець пресування приводився в контакт з розплавленою міддю. Здійснювали візуальне спостереження за зразком. Просочуючий сплав піднімався по капілярах пресування і з'являвся на її верхньому торці, змочуючи і припаюючи алмазний кристал (кристали). Експерименти проводили у високому вакуумі.

Після півхвилинної витримки зразок охолоджувався, і потім за допомогою спеціального пристрою на розривній машині Р-05 вимірювали міцність кріплення алмазу при зрушенні (рис. 1.15.).

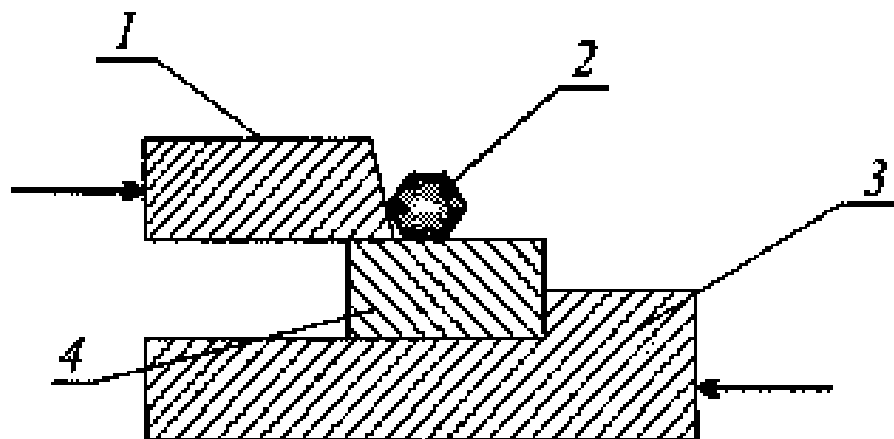


Рис. 1.15. Схема визначення міцності паяного контакту при зрушенні металізованого хромом зерна алмазу на поверхні просоченої пігулки з порошку сплаву ВК6: 1 — верхній зрушуючий ніж; 2 — припаяне зерно алмазу; 3 — упор-підставка; 4 — просочена металом пігулка пресованого порошку шихти ВК6

Результати визначення міцності піддавали статистичній обробці.

Міцність контакту зерна алмазу з підложкою при зрізі

Просочуючий матеріал	$\sigma_{\text{ср}}, \text{МПа}$
Мідь	<1
Мідь (зерно алмазу металізоване хромом)	95,0±28

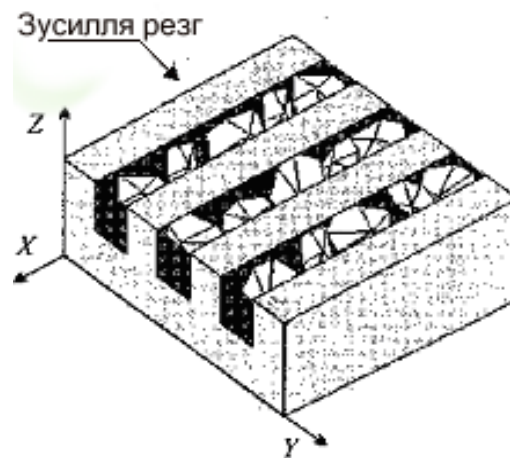


Рис. 1.16. Структура алмазо-твердосплавних підрізних елементів і розташування алмазів в них .

Міцність кріплення алмазу багато разів зростає при використанні хрому. Зрозуміло, знайдені значення більшою мірою відносяться до адгезійної міцності (тобто міцності зчеплення поверхонь) і не повністю відображають загальну міцність кріплення зерна алмазу в твердосплавній матриці, яка обумовлена також механічним обхватом зерна матеріалом матриці з вельми високими фізико-механічними характеристиками. Проте, ці величини достатньо великі (для систем з хромом) і дозволяють вибрати режими формування композиту.

Була виготовлена дослідна партія бурового інструменту (бурові коронки діаметром 76 мм з 16 секторами). Інструмент випробуваний у виробничих умовах при бурінні порід високої твердості (X-XI категорія буримості), зокрема в особливо жорстких режимах. Розроблені коронки показали підвищену працездатність: середня проходка коронки склала 20-25 м (проходка серійного інструменту 15-18 м) . Всього були відпрацьовані 30 одиниць нового інструменту.

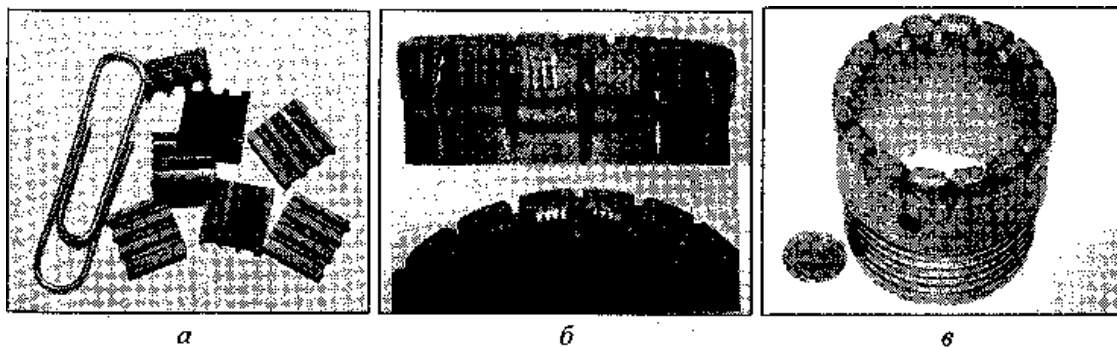


Рис. 1.17. Підрізні елементи бурових коронок: *а* — заготовки підрізних елементів; *б* — розташування підрізних елементів на зовнішній і внутрішній сторонах секторів бурової коронки; *в* — вид відпрацьованої бурової коронки

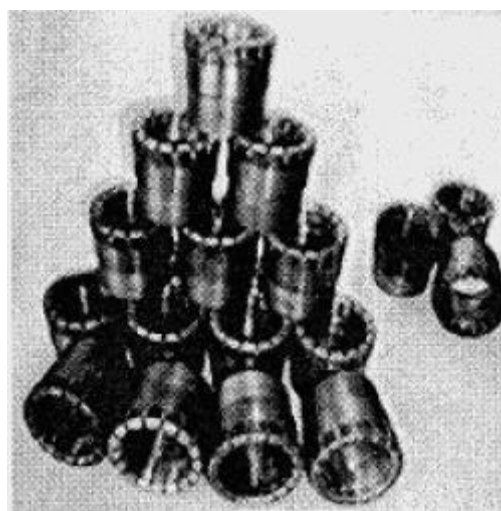


Рис. 1.18. Бурові коронки

На рис. 1.16-1.18 представлені схема і структура алмазо-твердосплавних підрізних елементів, а також фотографія бурових коронок.

1.6. Перспективні технології металургії гранул жароміцних нікелевих сплавів

У главі розглянуто основні технологічні аспекти технології виробництва бліскових конструкцій: блісків з лопатками без охолоджуючих внутрішніх порожнин і блісків з порожніми лопатками. Показано основні завдання й способи їх вирішення при створенні суцільнозварного ротора компресора високого тиску.

При створенні газотурбінних двигунів (ГТД) нового покоління, обумовлених зниженням (у порівнянні з існуючим) відношенням маси двигуна до величини його тяги, доцільно використовувати в конструкції компресора, турбіни й камери згоряння окремі вузли, виготовлені з композиційних і функціонально-градієнтних матеріалів.

Завдання створення газотурбінних двигунів нового покоління - підвищення ККД турбіни на 4-5 %, а також ступеня стискання при одночасному зниженні маси двигуна, досягається за рахунок збільшення

кількості лопаток і зменшення діаметра робочих коліс компресора й турбіни. При цьому кріплення в диску хвостової частини лопаток класичним способом - за допомогою «ластівчиного хвоста» - стає неможливим через відсутність достатнього простору в ободній частині диска (рис. 1.19).

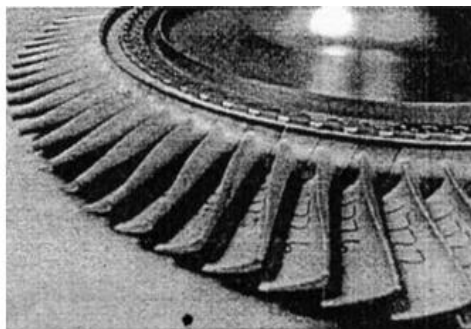


Рис. 1.19. Класичне приєднання лопаток до диска за схемою «ластівчиного хвоста»

Вирішення цієї проблеми полягає в створенні конструкції дисків турбіни або компресора (як роторної, так і статарної частин двигуна), у якій лопатки з'єднують із тілом диска способом гарячого ізостатичного пресування (ГІП) або класичним дифузійним зварюванням. Такі конструкції одержали назву блісків - дисків з лопатками (від англійського Blade & Disk), або блінгів-дисків з лопатками й бандажним кільцем (Blade Disk & Bondage Ring).

Схема бліска дозволяє з'єднувати між собою лопатки зі сплавів, отриманих спрямованою кристалізацією (СНК), або з монокристалічних матеріалів (МК) з диском із гранул нікелевих суперсплавів. Основною перевагою конструкції блісків і блінгів, по оцінці фахівців, є зниження маси вузлів двигуна до 30 % у порівнянні із класичною конструкцією робочих коліс, тому що в цьому випадку при з'єднанні лопаток з диском можна відмовитися від конструкції «ластівчиного хвоста», а використовувати з'єднання лопаток з диском «встик» (рис. 1.20).

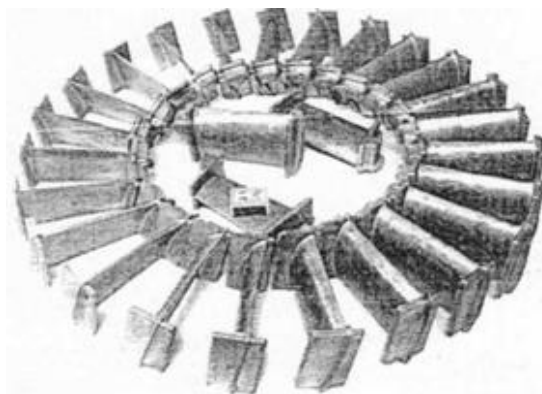


Рис. 1.20. Вид лопаток для з'єднання за схемою бліска

Один з ефективних способів одержання блісків з функціонально-градієнтними властивостями - метод гарячого ізостатичного пресування комбінованих виробів із гранульованих і монолітних конструкційних матеріалів.

У результаті впливу високих температур і тиску в зоні з'єднання матеріалів отримують моноколесо з литих і гранульованих сплавів, сполучаючих у собі переваги обох матеріалів: високу жароміцність литих лопаткових сплавів і високу міцність дискової частини бліскової конструкції (рис. 1.21).

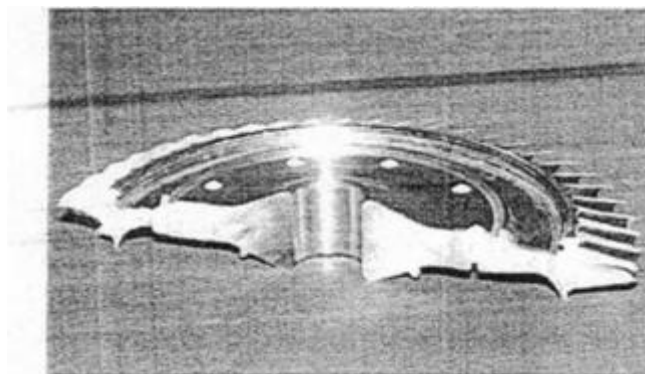


Рис. 1.21. Бліск, одержаний шляхом з'єднання лопаток з диском за методом ГІП

Умовно проблему створення блісків можна розділити на два основних напрямки:

- одержання блісків з лопатками без охолоджуючих внутрішніх порожнин;
- виготовлення блісків з лопатками, що мають внутрішні порожнини охолодження.

Другий напрямок більш складний, ніж перший, тому що технологічна схема одержання дисків з лопатками методом ГІП не передбачає виготовлення лопаток із внутрішніми порожнинами.

Розробка технології одержання блісків містить у собі два основні завдання, рішення яких приводить до бажаного результату:

1. Забезпечення заданої точності геометричних параметрів газодинамічного тракту дисків турбіни або компресора, тобто точність міжлопаткового простору повинна бути порівняльною з точністю лиття по виплавлюваних моделях, що при відомих усадках у процесі ГІП гранульованих матеріалів, а отже і при зміні лінійних розмірів зони з'єднання сплавів є досить не тривіальним завданням.

2. Розробка технологічних параметрів ГІП і термічної обробки для забезпечення заданого комплексу властивостей для дискового й лопаткового сплавів, а також у зоні з'єднання матеріалів. При цьому враховується будь-яка зміна фазового складу в зоні з'єднання й термостабільність лопаткового сплаву, особливо якщо мова йде про лопатки з монокристалічних матеріалів.

Кожний етап технології виробництва блісків являє собою комплекс пошукових дослідницьких і науково-конструкторських робіт.

Для забезпечення геометричної точності бліскових робочих коліс необхідно спроектувати оснащення, що забезпечувало б точні, задані конструкторами, розташування лопаткового вінця за допомогою закріплення лопаток у просторі між заставними елементами з урахуванням усадки й зміни геометрії після ГП самих заставних елементів (рис. 1.22)

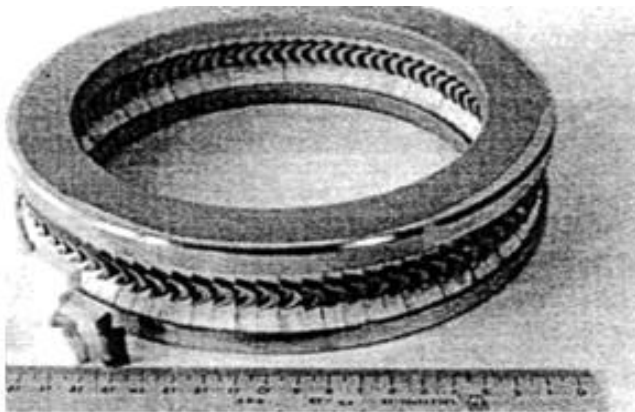


Рис. 1.22. Збірка за схемою бліска вінця лопатки з гранул дискового сплаву ЕП741НП і литих лопаток із сплаву ЖСЗДК

Сьогодні існують тривимірні комп'ютерні моделі формозміни в процесі ГП порошкових матеріалів і монолітних лопаток, які дозволяють звести до мінімуму число послідовних ітерацій для одержання заданої геометрії заготовок. При проведенні «піонерських» робіт у цій області розрахунки проводили методами послідовного наближення й експериментальним випробуванням їх на практиці. Вид бліска для виробу із гранульованого жароміцного нікелевого сплаву ЕП741НП і лопаток, отриманих спрямованою кристалізацією зі сплаву ЖСЗДК представлений на (рис. 1.23).

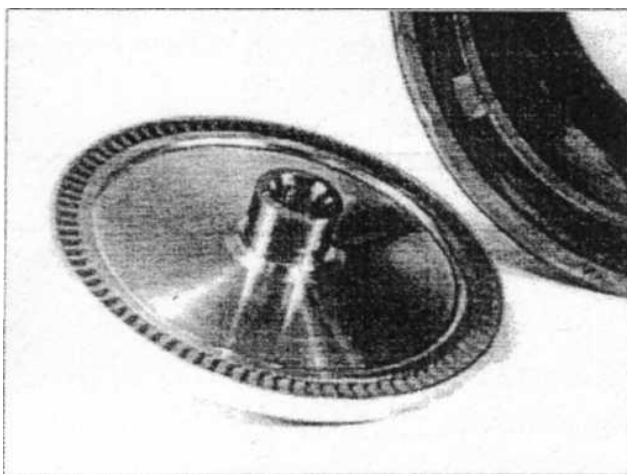
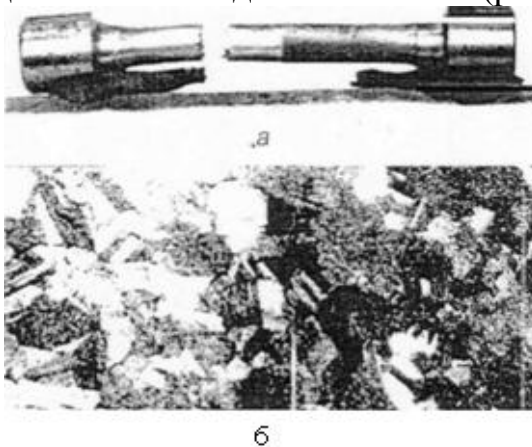


Рис. 1.23. Вид бліска з гранул сплаву ЕП741НП і лопаток, отриманих спрямованою кристалізацією із сплаву ЖСЗДК

Для здійснення завдання одержання блісків в умовах реального виробництва необхідне виконання наступних технологічних і науково-технічних рішень:

- швидке проектування заставних елементів;
- одержання ливарних форм для виробництва заставних елементів на основі комп'ютерної стереолітографії поліорганічних матеріалів з можливістю коректування їхньої геометрії;
- лиття під тиском заставних елементів по виплавлюваних моделях;
- іонно-плазмове напилювання «бар'єрних» покриттів для пригнічення дифузії матеріалу заставних елементів у сплав і забезпечення заданої чистоти поверхні контакту в зоні контакту заставного елемента з лопатками й диском;
- підготовка й складання бліскових конструкцій в умовах «чистої кімнати»;
- гаряче ізостатичне пресування й термічна обробка;
- хімічне витравлювання заставних елементів з лопаткового вінця;
- розробка ефективних методик неруйнівного контролю, що гарантують 100-відсотковий контроль обсягу чистової деталі;
- контроль зони з'єднання методами неруйнівного контролю й оцінка механічних характеристик матеріалу диска, лопаток і зони з'єднання «гранули-лопатка» на « зразках-свідках»;
- проведення металографічного й мікрорентгеноспектрального методів аналізу зони з'єднання «лопатка-диск» і зон переходу «Заставний елемент-лопатка» й «Заставний елемент-диск»;
- проведення розгінних випробувань дослідних зразків блісків, у тому числі до руйнування.

Найважливішим питанням технології є розробка режимів компромісної термічної обробки пари матеріалів, що з'єднуються, у результаті якої встановлено, що руйнування біметалічних зразків при кімнатній температурі проходить по менш міцному лопатковому сплаві, а при випробуваннях на тривалу міцність і при робочій температурі - по гранульованому дисковому сплаві й ніколи не проходить по зоні з'єднання сплавів (рис. 1.24).



6

Рис. 1.24. Вид комбінованого зразка зі сплавів ЕП741НП і ЕІ698МП після випробування на розтягування (а) і мікроструктура зони з'єднання (б)

Для одержання блисккових конструкцій з полими лопатками всі перераховані вище етапи дослідження повинні бути доповнені наступними операціями:

- розробка й виготовлення принципово нових конструкційних матеріалів для заповнення внутрішніх порожнин лопаток, що забезпечують незмінність механічних властивостей і геометричних параметрів внутрішніх порожнин лопаток при температурах ТП, і відсутність «паразитних» перехідних зон між матеріалом і лопаткою як після ГП, так і після термічної обробки;

- проведення металографічного й мікрорентгеноспектрального методів аналізу по всьому перетині лопатки в зоні контакту матеріалу-наповнювача й матеріалу лопатки;

- можливість видалення матеріалу-наповнювача хімічним травленням, виплавленням та ін.;

- забезпечення екологічних норм технологічного процесу.

Інший обсяг досліджень і організації виробництва дисків з порожніми лопатками повністю повторює ті ж етапи, що й для блисків з неохолоджуваними лопатками.

Біметалічні диски для суцільнозварного ротора ГТД

Ще одним напрямком технології виробництва заготовок із функціонально-градієнтними властивостями для газотурбінних двигунів нового покоління є створення суцільнозварного ротора компресора високого тиску - КВТ (рис. 1.25).

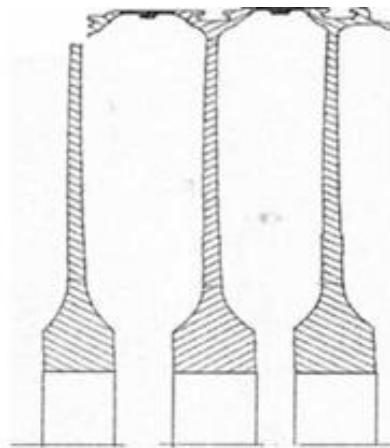


Рис. 1.25. Схема суцільнозварного ротора ГТД

Використання суцільнозварного ротора замість традиційних болтових з'єднань дозволяє знизити вагу конструкції вузла КВ на 15-20 %, зменшити вібрацію й рівень шуму. При цьому обертовий момент передається частково як через зварюємі проставки, матеріал яких володіє більше низьким рівнем механічних характеристик, ніж дисковий сплав, так і через спеціальні шпильки, передбачені конструкцією ротора.

Схема суцільнозварного ротора являє собою три або більше щаблі компресора, з'єднаних між собою за допомогою електронно-променевого зварювання (ЕПЗ).

Спеціальні кільцеві проставки виготовляють із жароміцних зварювальних нікелевих сплавів типу EI698П (EI698МП), тому що дискові сплави з високим ступенем легування не мають здатності зварюватися традиційними методами, за винятком зварювання тертям.

Як видно з наведеної на рисунку 1.25 схеми, два крайніх диски ротора мають по одній зварювальній проставці, а центральний диск – по дві з кожної сторони. Ця конструкція ротора й визначає основні завдання, які необхідно вирішити при створенні технології його виробництва гарячим ізостатичним пресуванням.

Так як зварюваність жароміцних нікелевих сплавів методом ЕПЗ прямо залежить від величини зерна (чим дрібніше зерно, тим краща зварюваність), матеріал проставки повинен мати ультрадрібне зерно. У зв'язку із цим виготовлення кілець, що зварюються, традиційними методами пластичної деформації злитка є неприйнятними. Тому матеріал зварювальних проставок необхідно одержувати методом металургії гранул, що дозволяє забезпечити розмір зерна після ГП і термічної обробки на рівні 20-40 мкм.

Як і у випадку бліскових конструкцій, для кожної пари матеріалів, що з'єднуються варто розробити компромісні режими ГП і термічної обробки. Різниця в хімічному складі дискового й зварювального сплавів визначає розходження в температурі загартування й режимах багатоступеневого старіння. Дане завдання є ключовим у технології створення біметалічних дисків КВД. Крім того, останній щабель старіння необхідно проводити у дві стадії: до і після ЕПЗ.

Ще одне завдання - прецизійне розташування двох кільцевих проставок у середньому диску ротора після ГП, що може бути вирішене шляхом використання товстостінних «капсул спрямованої деформації». Останні, на відміну від листових капсул, дозволяють регламентувати висотну й діаметральну усадки гранульованого матеріалу, а також забезпечують тверду фіксацію проставки в капсулі перед заповненням її гранулами дискового сплаву й, що більше важливо, у процесі усадки при компактуванні (рис. 1.26).

Така ж схема застосовна й для крайніх дисків суцільнозварного ротора, що мають тільки по одній проставці, однак є більш простою з інженерної точки зору розрахунків спільної формозміни гранульованого й монолітного матеріалів у процесі ГП.

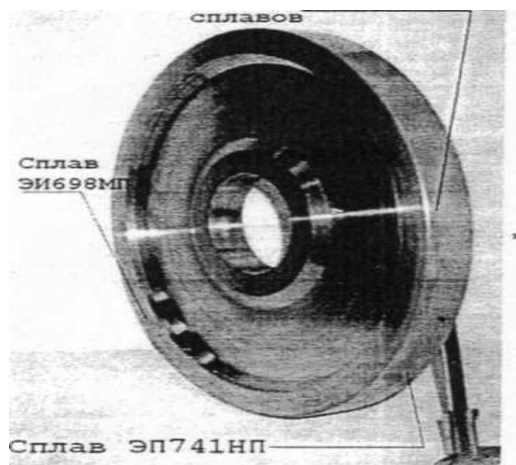


Рис. 1.26. Комбінована заготівля диска VII щабля для суцільнозварного ротора КВД зі сплавів ЕП741НП і ЕІ698МП

Така ж схема застосовна й для крайніх дисків суцільнозварного ротора, що мають тільки по одній проставці, однак є більш простою з інженерної точки зору розрахунків спільної формозміни гранульованого й монолітного матеріалів у процесі ГП.

Представляє проблему й власне технологія з'єднання біметалічних заготівель за допомогою ЕПЗ у єдине ціле. Режими електронно-променевого зварювання повинні забезпечити рівномірний «провар» усього периметра диска й, що особливо важливо, одержати заданий рівень механічних характеристик матеріалів і не допустити поводок суцільнозварної конструкції після зварювання, а також забезпечити 100-відсоткову гарантію якості звареного з'єднання методами неруйнуючого контролю.

Технологія виготовлення окремих деталей - проставок, капсул, «зразків-свідків» і інших, висуває підвищені вимоги до якості матеріалів і включає додаткові операції контролю на кожній технологічній операції, у тому числі додатковий контроль елементів капсул, надточний контроль температурних параметрів ГП і термічної обробки. Необхідно відзначити, що будь-яке незначне відхилення від заданих параметрів технологічного процесу приводить до негативного результату. Тому при створенні й виробництві бліскових конструкцій і біметалічних дисків для суцільнозварних роторів мають бути враховані спеціальні вимоги до матеріалів і точність технологічних параметрів.

Досвід створення дисків для суцільнозварного ротора КВД двигуна НК-93 був випробуваний наприкінці 80-х років ХХ сторіччя.

До теперішнього часу проведені дослідження властивостей наступних пар матеріалів: ЖС26 + ЕП741НП, ЖС30+ЕП741НП і ЖС32+ЕП741НП, і накопичено значний досвід по одержанню біметалічних деталей зі сплавів ЕІ698П и ЕП741НП.

На закінчення можна відзначити, що запропоновані технології знайшли застосування при створенні двигунів нового покоління для військової й цивільної авіації.

1.7. Спрямована кристалізація жароміцних нікелевих сплавів

Метод спрямованої кристалізації був розроблений для одержання монокристалів П.Бріджменом в 1925р. і надалі вдосконалений Д.Стокбаргером (звідси назва - метод Бріджмена-Стокбаргера). За цим методом монокристали вирощують за рахунок витягування тигля або форми з розплавом з нагрівача, тобто структура формується в аксіальному температурному градієнті G_z останнього. При одержанні монокристалів довільної орієнтації дно тигля виконується у вигляді конуса, у вершині якого створюється переважне переохолодження розплаву, де й зароджується один кристал. Для підвищення надійності формування монокристалічної структури в основі тигля виконується перемичка. Одержання заданої кристалографічної орієнтації досягається застосуванням затравочного кристала, або запалу.

Просування поверхні розділу «розплав-кристал» може здійснюватися як за рахунок переміщення тигля щодо нагрівача, так і нагрівача щодо тигля. Крім того, метод Бріджмена-Стокбаргера можна реалізувати взагалі без переміщення форми - шляхом плавного зниження температури нагрівача, що складається з декількох, окремо керованих секцій (метод power down).

Як відомо, науковим обґрунтуванням застосування методу спрямованої кристалізації у виробництві турбінних лопаток ГТД слугують результати дослідження механізмів високотемпературного руйнування полікристалічних жароміцних сплавів. Зокрема, було показано, що руйнування в процесі повзучості відбувається по межах зерен, орієнтованим перпендикулярно осі діючої напруги. Цей механізм був експериментально підтверджений. Нікелевий жароміцний сплав EI437 руйнується по ділянках меж зерен, розташованим перпендикулярно прикладеному навантаженню, причому зародження пор і тріщин по цих місцях починається вже на початку другої стадії повзучості.

Саме ця остання обставина й дозволила зробити висновок про можливість значного підвищення тривалої міцності за рахунок «видалення» зі структури матеріалу поперечних складових границь зерен.

Дана мета була досягнута застосуванням у технології лиття лопаток спрямованої кристалізації, яка дозволяє сформувати у виливці структуру, що складається зі стовпчастих зерен, границі яких в основному паралельні напрямку головної розтягувальної напруги. Застосування цього способу для жароміцних сплавів традиційного легування дійсно дозволило значно підвищити короточасну й тривалу міцність, а також пластичність матеріалу за рахунок виключення зі структури найбільш «слабких» областей, тобто дозволило повніше реалізувати потенційні можливості сплаву.

Однак, як би ідеально не були орієнтовані стовпчасті кристали у виливці, їх межі завжди будуть мати горизонтальні ділянки, що виникають за рахунок стикування галузей дендритів другого порядку, що належать сусіднім зернам. Тому наступним кроком у вдосконалюванні структури

жароміцних сплавів стало одержання виливок лопаток без більшеуглових меж зерен або, інакше кажучи, монокристалічних турбінних лопаток.

Крім того, використання монокристалів дозволяє реалізувати ще одну можливість підвищення експлуатаційних характеристик турбінних лопаток, а саме: використовувати анізотропію міцностних властивостей. Це підвищення досягається за рахунок оптимальної орієнтації монокристалічної структури щодо діючих у лопатці механічних і термічних напруг, тобто застосуванням монокристалічних лопаток із заданою кристалографічною орієнтацією.

Створення технології виробництва монокристалічних лопаток дозволило вдосконалювати композиції жароміцних сплавів, зокрема, створити клас сплавів, що не містять у своєму складі елементів-зміцнювачів меж зерен (так звані безвуглецеві жароміцні сплави). Це, у свою чергу, дозволило реалізувати системи легування й режими термічної обробки, що забезпечують значне підвищення міцнісних характеристик у порівнянні з аналогічними параметрами сплавів традиційного легування.

Процес одержання лопаток зі стовпчастою структурою називають зазвичай технологією спрямованої кристалізації, а одержання монокристалічних лопаток - технологією монокристалічного лиття, хоча, як уже було сказано вище, в обох випадках використовується той самий метод спрямованої кристалізації й, як правило, ті самі установки.

Слід зазначити, що монокристалічні турбінні лопатки являють приклад практично єдиного застосування монокристалів як конструкційний матеріал.

Параметри спрямованої кристалізації й основні типи ростової структури виливків з жароміцних сплавів, одержуваних названим методом

Основними параметрами, що характеризують процес спрямованої кристалізації, є осьовий температурний градієнт G_z ($^{\circ}\text{C}/\text{мм}$) на фронті кристалізації (ізотермі ліквідусу) і швидкість переміщення фронту росту R ($\text{мм}/\text{хв.}$). Оптимальні умови для одержання монокристалічної виливки створюються в тому випадку, коли в установці забезпечуються:

- плоский фронт росту в макроскопічному масштабі;
- стабільне положення фронту кристалізації щодо нагрівача протягом усього процесу формування виливки.

Виконання цих умов досягається, якщо $G_z \gg G_r$, де G_r - радіальні температурні градієнти, а швидкість витягування форми з нагрівача $W = -R$ ($W+R=0$) тобто фронт росту в процесі кристалізації нерухливий щодо теплового вузла установки.

Відношення G_z/R для даного сплаву, тобто для сплаву з даними T_L і $\Delta T_{\text{крис}}$, визначає тип структури, що формується: структура з мікроскопічно плоским фронтом росту, ніздрювата, дендритно-комірчаста.

Структура із плоским фронтом росту в жароміцних сплавах формується при $G_z \approx 10-120$ $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$, $R \approx 0.1$ $\text{мм}/\text{хв}$ ($G_z/R \approx 100-120$). Структура такого типу використовується тільки при кристалізації евтектичних жароміцних сплавів типу ВКЛС. Ніздрювата структура формується при

$G_z \approx 10-12$ °C/мм, $R \approx 0,3$ мм/хв ($G_z/R \approx 30-40$) і складається зі стовпчастих осередків, орієнтованих уздовж напрямку росту, тобто паралельно G_z . Цей тип структури не використовується у виливках з жароміцних сплавів. Для сплавів типу ВКЛС наявність зазначеної структури є бракувальною ознакою, у сплавах звичайного типу вона не дає якого-небудь приросту міцностних характеристик у порівнянні з дендритно-ніздрюватою структурою. Останній тип структури характерний для всіх монокристалічних і односпрямованих виливків з жароміцних сплавів, одержуваних у промисловому виробництві. Виливка з дендритно-ніздрюватою структурою залежно від типу установок спрямованої кристалізації формуються в широкому інтервалі градієнтів і швидкостей росту $G_z = 1,5-20$ °C/мм, $R = 3 - 20$ мм/хв.

Власне, стовпчате зерно або монокристал жароміцного сплаву з дендритно-ніздрюватою структурою формується галузями одного дендрита, що зародився від одного центра кристалізації, або запалу (слід зазначити, що зворотне твердження не завжди вірно, при зростанні можуть виникати сторонні зерна за рахунок «скривлення» групи дендритних галузей, що утворилися від одного зародка).

При цьому осі першого порядку формуються завжди уздовж того напрямку $\langle 001 \rangle$, що утворить мінімальний кут з напрямком температурного градієнта G . У результаті морфологія дендритної структури виливка здобуває орієнтаційну залежність. На рис. 1.27. представлені фотографії, на яких зображена ростова структура монокристалів $[001]$ і $[111]$.

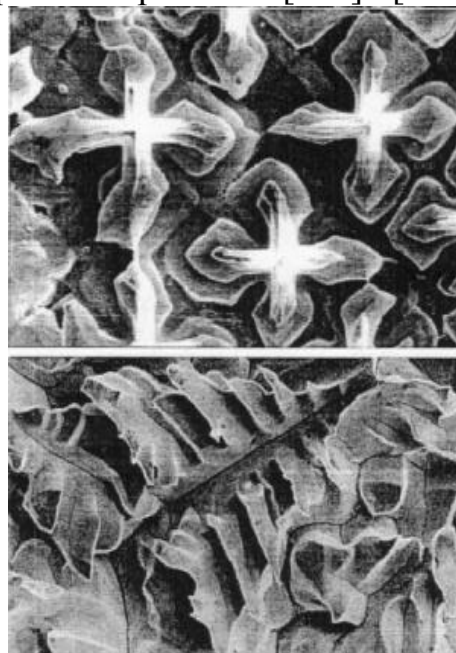


Рис. 1.27. Дендритна структура монокристала орієнтації: $\langle 001 \rangle$; $\langle 111 \rangle$

Структура монокристала $[001]$ складається з дендритних галузей першого порядку, які паралельні кристалографічному напрямку $[001]$, орієнтованому уздовж теплового потоку, і які вибудовані рядами уздовж площин (010) і (100) . Ці галузі розвинені практично на всю довжину злитка. Галузі другого порядку розташовані поперек теплового потоку й тому

розвинені слабо. Монокристал із орієнтацією [111], що виросла в умовах макроскопічно-плоского фронту, не має дендритних галузей, переважно розвинених у якому-небудь одному напрямку [001]. При росту такого монокристала в тому самому напрямку [001] відбувається безперервне чергування осей або перехід осей першого порядку в осі другого порядку й навпаки. У результаті дендритна структура здобуває форму тривимірної сітки з розміром осередку, що відповідає межах дендритної відстані. Упорядковане розташування дендритних галузей у площинах (001) проявляється на поперечному шліфі у вигляді трьох систем пересічних під кутом 60 град ліній [011], які утворюють рівносторонні трикутники.

Величина $(G_z/R)^{-1}$ визначає також імовірність виникнення на фронті росту сторонніх кристалів, підвищення градієнта й/або зниження швидкості росту зменшують цю ймовірність. Слід зазначити, що, крім режимів росту, імовірність появи сторонніх кристалів визначається також чистотою сплаву, зокрема, по таких домішках, як кисень і азот. Ці елементи утворюють у розплаві над фронтом росту частки оксидів нітридів, які можуть бути центрами гетерогенного зародкоутворення при їхньому вмісті більше 10 ppm. Дані, що ілюструють вплив азоту на технологічність при литті монокристалічних турбінних лопаток надані на рис. 1.28.

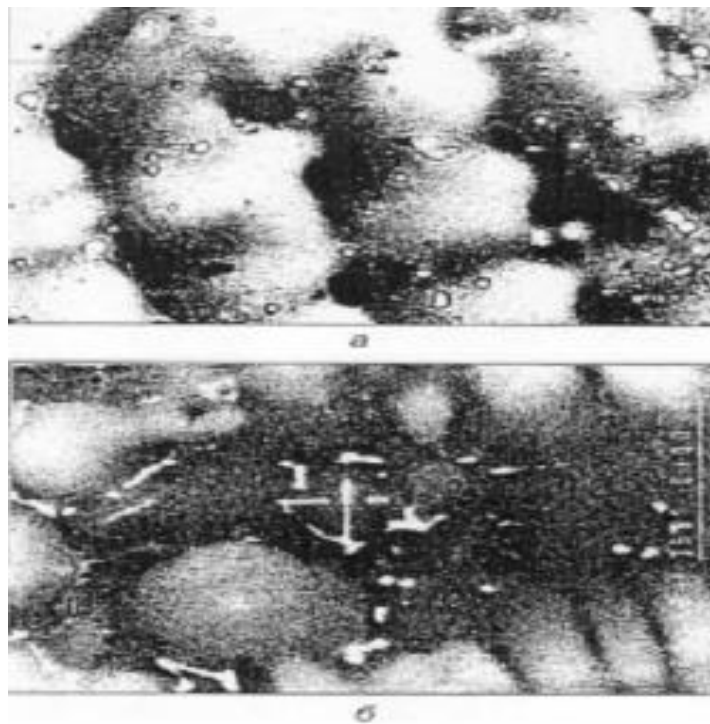


Рис. 1.28. Вплив змісту азоту в шихтовій заготівлі на структуру литих лопаток: а - серійна технологія (глобулярні карбіди в центрі карбідів); б - серійна технологія (пластинчасті карбіди)

Дисперсність дендритних осей першого порядку й інших структурних складових (евтектика $\gamma - \gamma'$, евтектика γ -МС) зв'язана зі швидкістю охолодження GR ($^{\circ}\text{C}/\text{хв}$) співвідношенням Броді-Флемінга: $\gamma = A (GR)^{-n}$. Було показано, що для монокристалів типу ЖС26, ЖС36 з орієнтацією [001] цей

Таблиця 1.14. Вплив змісту азоту в шихтовій заготівлі на структуру литих заготівель

Сплав	Технологія виплавки	Зміст азоту, % мас.	Устаткування (ливарна піч)	Тип лопатки	Вихід придатного по монокристалічній структурі, %
ЖСЗО-ВІ	Серійна	0,0015 0,0025	ПМП-2	1 щабель Вир. НК86	5-10
	Спеціальна (ГНЦ ВІАМ)	0,0004	ПМП-2	1 щабель Вир. НК86	80-85
ЖСКС-1ВІ	Серійна	0,0020	УВН-8П	1 щабель Вир. ГТЭ-60	~20
	Спеціальна (ГНЦ ВІАМ)	0,0005	УВН-8П	1 щабель Вир. ГТЭ-60	80

вираз має вигляд:

$\lambda_{(001)}^{[100]} = 680 \text{ мкм} (GR)^{-0.33}$, де $\lambda_{(001)}^{[100]}$ - міждендритна відстань у поперечному перерізі (001), вимірювана в напрямку [100].

Цікаво відзначити, що для монокристалів з орієнтацією [111] цей вираз має вигляд:

$\lambda_{(111)}^{[112]} = 630 \text{ мкм} (GR)^{-0.33}$, де $\lambda_{(111)}^{[112]}$ - міждендритна відстань у поперечному перерізі (111), вимірювана в напрямку [112]. Якщо внести виправлення для нахилу галузей в [111], то справжня міждендритна відстань для нього буде в 1, 2-1,4 рази менше, ніж для кристала [001] (рис. 1.29).

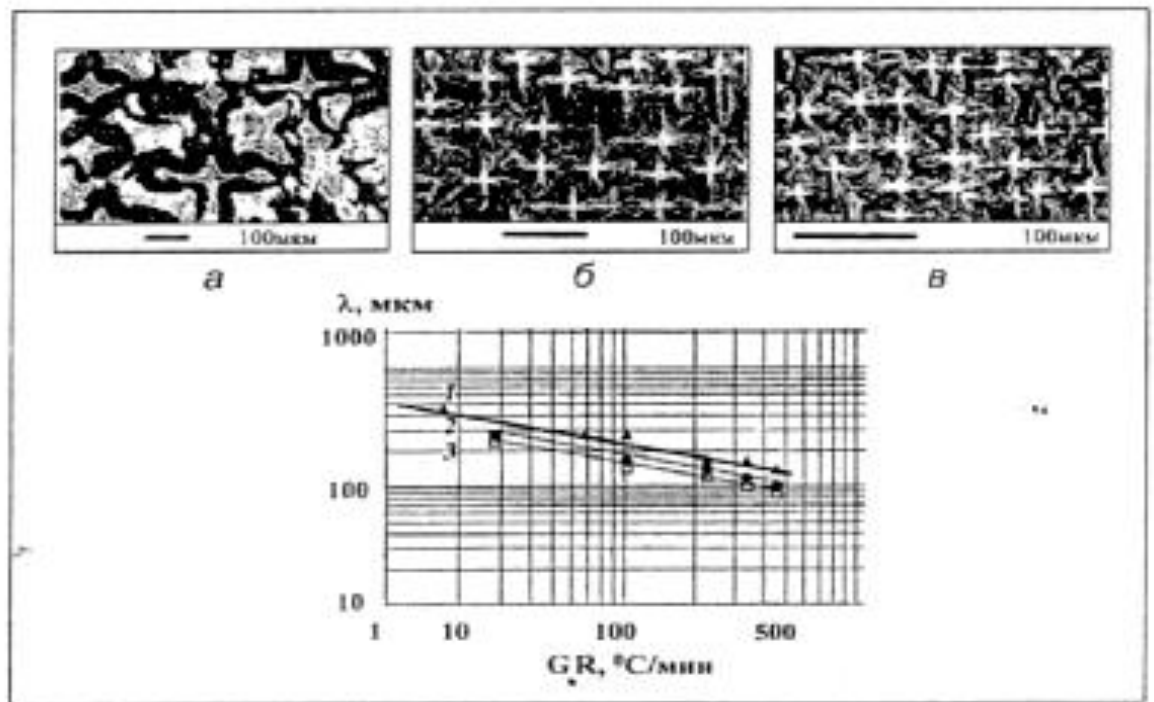


Рис. 1.29. Вплив швидкості охолодження при кристалізації (GR.) на міждендритну відстань λ : а - $\langle 001 \rangle$; $GR=18$ °C/хв; б - $\langle 001 \rangle$; $GR=90$ °C/хв; в - $\langle 001 \rangle$; $GR=300$ °C/хв;

$$1 - \lambda_{\langle 001 \rangle}^{\langle 001 \rangle}; 2 - \lambda_{\langle 111 \rangle}^{\langle 112 \rangle}; 3 - \lambda_{\langle 111 \rangle}^{\langle 001 \rangle}; \lambda_{\langle 101 \rangle}^{\langle 100 \rangle} = 680 (GR)^{-0.32} \text{ мкм}$$

Таким чином, підвищення ростового градієнта дозволяє знизити ймовірність виникнення сторонніх кристалів, одержувати виливки турбінних лопаток з більш високими швидкостями кристалізації, а виходить, з більш дрібною структурою, що позитивно позначається на міцностних характеристиках матеріалу й дає можливість скоротити час термообробки виливків. Крім того, підвищення зменшує висоту рідко-твердої зони, у результаті чого поліпшується її живлення, а виходить, знижується частка ливарної мікропористості у виливку. Так, підвищення 0,1 з 1,5-2,0 °С/мм до 7,0-8,0 °С/мм при постійній швидкості росту $R=3$ мм/хв приводить до зниження об'ємної частки мікропористості $V_{\text{мл}}$ з 0,6 до 0,2 % (рис. 1.30).

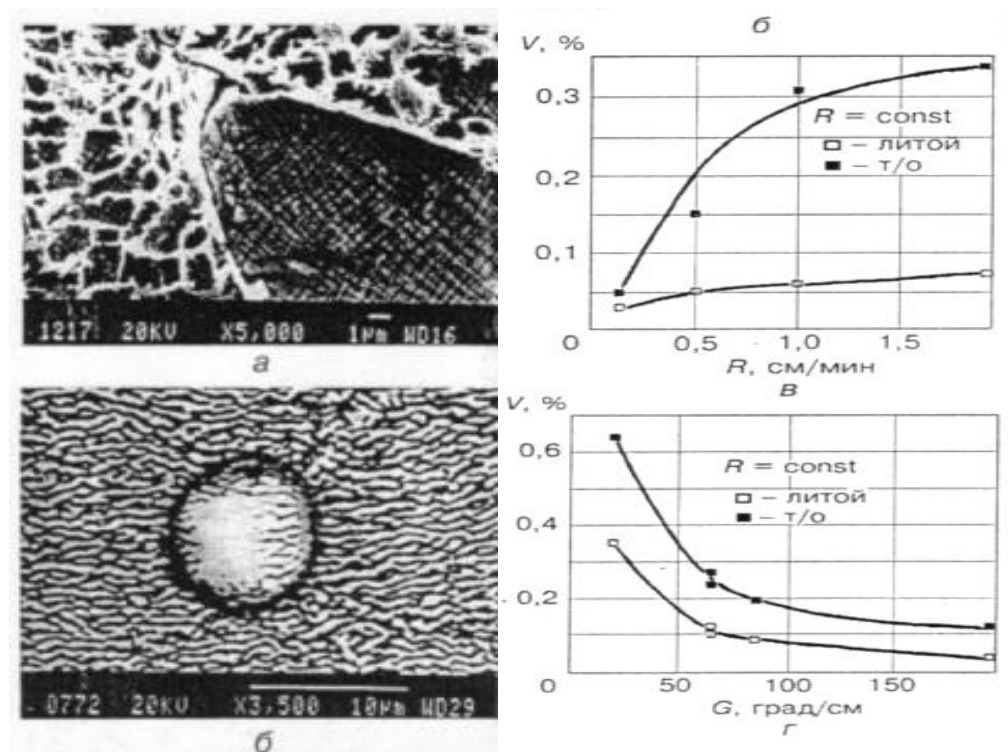


Рис. 1.30. Мікропористість у монокристалічних виливках (а, б) і вплив режимів росту (в) і термообробки (г) на об'ємну частку пористості: а - литий стан; б – гомогенізація

Слід зазначити, що повністю усунути мікропористість в області дендритно-ніздрюватого росту не вдається. Це пов'язано з тим, що останні порції розплаву евтектичного або близького до нього складу кристалізуються в практично повністю замкнутому просторі закристалізованого твердого розчину, сформованого осями дендритів другого й третього порядків, тобто довжина каналів живлення в рідко-твердій зоні виливки припиняє впливати на $V_{\text{мп}}$. Слід також зазначити, що безвуглецеві монокристалічні жароміцні сплави в значно більшій мірі схильні до утворення ливарної мікропористості й микрорихлості, ніж вуглецевмістні сплави традиційного легування. Найбільш наочно це проявляється, наприклад, при порівнянні двох сплавів ЖСЗОМ і ЖСЗО. Це пов'язане з наявністю у вуглецевмістному сплаві

великої частки карбідної евтектики γ -мс (до 20 % об.), що робить більш широкими канали живлення в рідко-твердій зоні, хоча їхня довжина є більшою в порівнянні з безвуглецевими сплавами, оскільки в останнього менший інтервал кристалізації.

Як показали дослідження, для практично повного усунення мікропористості у виливках зі спрямованою й монокристалічною структурою доцільно застосовувати гаряче ізостатичне пресування (ГІП), сполучаючи його з термообробкою, що забезпечує істотне підвищення витривалості й тривалої міцності матеріалу.

Установки спрямованої кристалізації жароміцних сплавів

На рис. 1.31 представлена схема установки фірми Ролс-Ройс, конструкція якої типова для закордонної технології спрямованої кристалізації. Ливарна форма 1, точніше кажучи, блок з декількох форм для виливки турбінних лопаток (6-8 штук) установлюється у двозонний нагрівач опору 2 на рухливій водоохолоджуваній плиті-холодильнику 3 і закріплюється спеціальним пристосуванням. Через те, що форма для збільшення тепловідводу від металу виготовляється з відкритим дном, тримачі забезпечують її щільний контакт із холодильником, перешкоджаючи витіканню розплаву. Заливання розплаву здійснюється сифонним методом через центральний стояк. Порожнини блоку, що формують власне виливок лопатки, відділені від ливарної системи пористими керамічними фільтрами, які встановлюються при складанні модельного блоку.

Плавлення шихтової заготовки проводиться окремою нерухливою індукційною піччю 4 в одноразовому тиглі з донним зливом 5. У його основі перебуває циліндричний плавильний, виконаний зі сплаву виливки стопор, що перекидає зливальний отвір. Контроль заливання здійснюється візуально через спеціальне вікно, розташоване між індукційним нагрівачем і піччю підігріву форми. Після заливання металу у форму починається процес спрямованої кристалізації витягуванням форми з нагрівача. Тепловідвід від форм здійснюється за рахунок контакту з водоохолоджуваним холодильником і випромінюванням від її стінок на водоохолоджувані стінки камери кристалізації (радіаційне охолодження). Для підвищення G_z у основі нагрівача форми виконані екрани, що відтинають частину його випромінювання на частину виливки, що кристалізується.

Для забезпечення роботи печі в безперервному режимі служать змінні камери кристалізації й вакуумні затвори, що дозволяють проводити завантаження шихтової заготовки без развакуумування основного обсягу печі.

Типові режими росту в установках такого типу:

$T_{\text{верхн. зони}} = 1500-1510^\circ\text{C}$,

$T_{\text{нижн. зони}} = 1520-1530^\circ\text{C}$,

Ростовий градієнт становить $3-5^\circ\text{C/мм}$.

Розглянемо процес формування виливки зі стовпчастою односпрямованою структурою в установках такого типу. У ливарній формі

під порожниною, що утворить виливок, виконується так званий стартер висотою ~40 мм, де відбувається формування необхідної структури. У результаті заливання металу безпосередньо на водоохолоджуваній холодильнику у основі ливарного блоку утвориться структура з безліччю дрібних (20-50 мкм) рівноосних зерен. Із цих зерен формується стовпчаста структура, що спочатку не має якої-небудь ростової текстури. Утворення

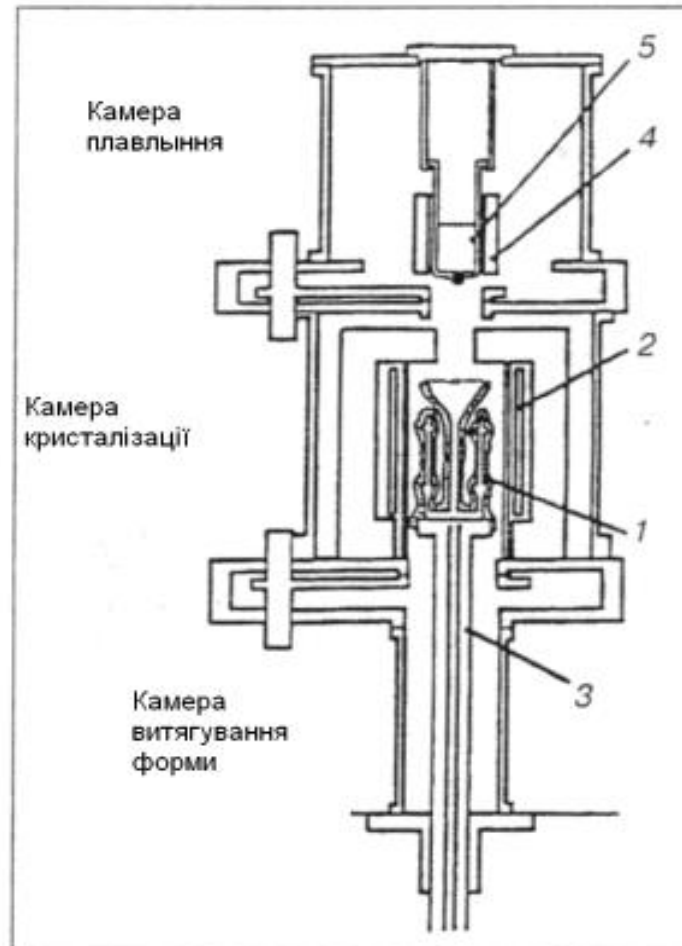


Рис. 1.31. Схема установки для спрямованої кристалізації фірми «Ролс-Ройс»: 1 - ливарна форма; 2 - нагрівач опору; 3 - водоохолоджувана плита-холодильник і витягаючий пристрій; 4 - нагрівач індукційної печі; 5 - тигель і шихтова заготовка.

текстури $[001]$, характерної для дендритного росту ГЦК-металів, відбувається за рахунок конкурентного росту стовпчастих зерен, де є витиснення тих з них, орієнтація яких найбільш вилучена від напрямку переважного росту - кристалографічного напрямку $[001]$. У результаті конкурентного росту утвориться зростова текстура, що складається зі стовпчастих зерен, які мають аксіальну орієнтацію, близьку до $[001]$, і довільну азимутальну орієнтацію. Уже на половині висоти стартера така аксіальна текстура $\langle 001 \rangle$ має точність $\alpha_{\langle 001 \rangle} = 10-15$ град з поперечними розмірами стовпчастого зерна 2-5 мм. У результаті формується виливка турбінної лопатки з односпрямованою стовпчастою структурою. До

зростової структури робочих турбінних лопаток ГТД із тонко стовбчастою односпрямованою структурою зерен пред'являються тверді вимоги. На пері лопатки не допускається місць зародження нових стовпчастих зерен. Має бути забезпечена відсутність різнозернистості між замком і профілем пера лопатки. Припустиме відхилення границі зерна від вертикальної осі лопатки повинне бути не більше 15-20 град. Таке ж відхилення допускається й для орієнтації [001]. Рівновісні зерна можливі тільки на полках лопатки.

У вітчизняній промисловості застосовуються високоградієнтні установки для спрямованої кристалізації з охолодженням ливарної форми в розплаві легкоплавкого металу (алюмінію або олова). Схема установки такого типу показана на рис. 1.32. На прикладі печі УВНК-8П. Форма із залитим у неї металом витягається із двозонного нагрівача й поринає в розплав алюмінію, що має температуру - 750 °С. Одночасно відбувається кристалізація двох блоків, звичайно по шести лопаток у кожному. Величина G_z для установок такого типу становить 5 - 10 °С/мм, швидкість росту дорівнює 5 - 7 мм/мі н для монокристалічних виливків і 10 - 20 мм/хв для виливків з односпрямованою структурою. Величина міждендритної відстані становить 250 - 300 мкм, у той час як для установок з радіаційним тепловідводом $A = 550$ мкм. У високоградієнтних установках повністю відсутній такий зростовий дефект, як струмінчаста ліквіація, що особливо важливо при одержанні виливків з ренійвмістних жароміцних сплавів і при литті великогабаритних лопаток ГТУ.

Слід зазначити, що при одержанні виливків з односпрямованою структурою використовуються форми з керамічною донною частиною. Це обумовлює одержання виливків, що складаються з 2-5 стовпчастих кристалів довільної кристалографічної орієнтації, тому що в цьому випадку виникає всього кілька зародків кристалів, конкурентний ріст між якими не приводить до виникнення текстури [001]. Основна вимога до виливків такого типу - відсутність виходу границі стовпчастого зерна на крайки пера лопатки.

Технології одержання виливків монокристалічних турбінних лопаток ГТД

У світовій практиці використовують два варіанти промислової технології одержання монокристалічних лопаток для газотурбінних двигунів, що відрізняються за способом зародження монокристалічної структури.

1. Технологія, розроблена американською фірмою Pratt and Whitney, використовується в багатьох країнах світу (Англія, Франція, Німеччина й ін). Заснована на відборі одного кристала з безлічі стовпчастих зерен, у яких за рахунок конкурентного росту формується аксіальна текстура [001].

2. Вітчизняна технологія, розроблена у ВІАМі, заснована на застосуванні затравних кристалів (запалів), коли монокристалічна структура передається у виливок від затравного кристала (запалу) заданої кристалографічної орієнтації.

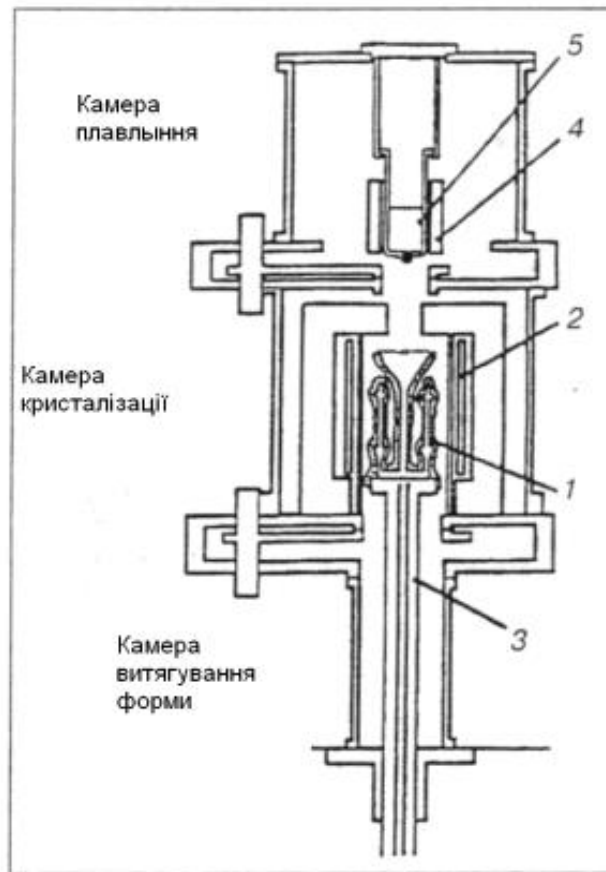


Рис. 1.32. Схема теплового вузла установки УВНК-8П

Одержання монокристалів методом відбору

Прийнятий за кордоном спосіб вирощування монокристалів заснований на конкурентному росту стовпчастих зерен і містить у собі наступні етапи:

- формування в основі ливарного блоку структури з безлічі стовпчастих зерен;

- етап конкурентного росту стовпчастих зерен, де відбувається витиснення тих з них, орієнтація яких найбільш вилучена від напрямку переважного росту кристалографічного напрямку $[001]$. У результаті конкурентного росту утвориться зростова текстура, що складається зі стовпчастих зерен, які мають аксіальну орієнтацію, близьку до $[001]$, і довільну азимутальну орієнтацію;

- відбір з текстурованих стовпчастих зерен за допомогою спеціального кристаловідбірника одного зерна, що і формує власне монокристалічну лопатку з аксіальною орієнтацією, близькою до $[001]$, і з довільним азимутом.

У цей час у технології монокристалічного лиття стали використовувати кристаловідбірник у вигляді спіралі або гелікоїда (рис. 1.33), що іноді називають «поросячий хвіст» (pig tail). По суті, цей гелікоїд являє собою видозмінений кристаловідбірник типу «прямий кут».

Варто підкреслити, що необхідною умовою одержання гострої текстури $[001]$, а виходить, і точності орієнтації вилівка, є утворення великої

кількості зародків довільної орієнтації, з яких надалі виростає безліч стовпчастих зерен. Це досягається за рахунок глибокого переохолодження в первісний момент контакту розплаву з поверхнею мідного холодильника-кристалізатора.

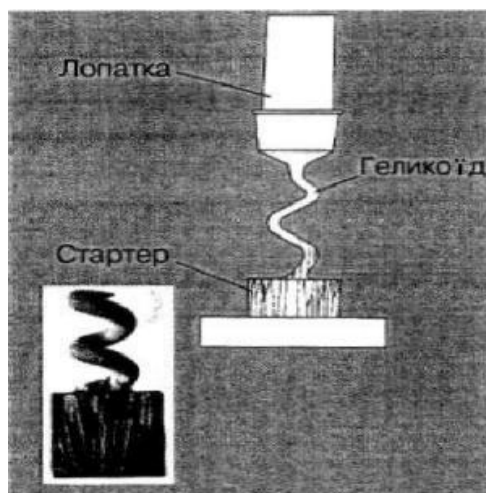


Рис. 1.33. Одержання монокристалів методом відбору

Використання форм із керамічною донною частиною дозволяє одержувати виливки тільки довільної орієнтації, тому що в цьому випадку зароджується всього кілька стовпчастих зерен, між якими, по суті, відсутня конкуренція.

У донної частини вилівки величина відхилення орієнтації зерен щодо вертикальної осі відповідає рівновісній структурі матеріалу. Однак уже на половині висоти стартера за рахунок конкурентного росту формується аксіальна текстура $\langle 001 \rangle$ з точністю $\alpha_{\langle 001 \rangle} = 10-15$ град і відповідно з такою точністю витримується орієнтація монокристалічної вилівки.

Дослідження ряду монокристалічних злитків і лопаток, отриманих методом відбору, показало, що їхня структурна досконалість досить висока. Зокрема, розорієнтація блоків становить $\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} = 1,5$ град, а дифрактограми хитання представлені так званим простим рефлексом, тобто що представляють собою один пік. Це вказує на відсутність у монокристалі великих субзерен або так званої субструктури першого роду, при наявності якої рефлекс складається з декількох піків. Одержання досить досконалого монокристала за допомогою кристаловідбірника у вигляді гелікоїда цілком зрозуміле, тому що сам монокристал, що проріс із гелікоїда, по суті, формується від однієї дендритної осі першого або другого порядку або, інакше кажучи, через кристаловідбірник проростає тільки одне субзерно, а інші зерна й субзерна в ньому затримуються.

Типові розміри стартера й кристаловідбірника типу гелікоїда наступні: діаметр стартера 20-30 мм, висота 30-40 мм; розміри гелікоїда: кут підйому спіралі - 40 град, діаметр ~ 5 мм, число витків 1-3, загальна висота (стартер-гелікоїд) 50-55 мм.

Таким чином, метод відбору одного зерна з безлічі стовпчастих дозволяє одержати досить досконалі монокристали ($\Delta\alpha_{\langle 001 \rangle} < 1,5$ град) з аксіальною орієнтацією [001], точністю $\alpha_{\langle 001 \rangle} = 10-15$ град.

До переваг даної технології варто віднести те, що одержання виливків лопаток із заданою орієнтацією [001] не вимагає застосування запалів (тобто немає необхідності в створенні спеціального виробництва запалів).

До недоліків варто віднести наступні:

- вимоги по створенню умов для високої інтенсивності тепловідвода від основи форми, інакше кажучи, необхідність використовувати форму без дна із заливанням металу на холодильник;
- неможливість одержання виливків з орієнтацією, відмінною від [001], а також одержання заданої азимутальної орієнтації;
- відносно більші розміри стартової частини ливарного блоку, що важливо при використанні дорогих ренійвмістних сплавів.

Затравні методи одержання монокристалічних виливків

Була розроблена затравна технологія одержання монокристалічних турбінних лопаток, заснована на застосуванні так званих тугоплавких запалів зі сплаву системи Ni-W, які одержують із монокристалічних заготівель довільної орієнтації методом орієнтованої вирізки. Точність вирізки запалів обмежується тільки структурною досконалістю монокристалів нікелевих сплавів з дендритноосередковою структурою (може становити $-1,0$ град). Ця технологія дозволяє одержувати виливки будь-якої заданої просторової кристалографічної орієнтації.

Однак поряд з монокристалічними виливками, отриманими від Ni-W-запалів, які мають високий ступінь досконалості ($\Delta\alpha \approx 1,5$ град), зустрічаються виливки із фрагментованою структурою, що складається з декількох, досить великих субзерен. Така фрагментація є бракувальною ознакою при візуальному контролі макроструктури виливків турбінних лопаток.

Дослідженнями встановлено, що в запалах, що формують структуру виливка, спостерігається повне змочування й часткове розчинення торця запалу розплавом жароміцного сплаву. На тих же запалах, від яких виникли фрагментована структура, спостерігалася відсутність контакту на межі «розплав-запал». Причому поганий контакт відзначався лише в зоні, що перебуває під ливарним ходом, що з'єднує затравну порожнину з основною порожниною ливарної форми, у той час як на іншій поверхні змочування було нормальним. Відсутність контакту «розплав-запал» пов'язана з утворенням на робочій поверхні останнього нальоту, що складається в основному з оксидів алюмінію й кремнію. Утворення нальоту відбувається в процесі нагрівання форми під заливання. У момент заливання розплаву у форму плівка оксидного нальоту в окремих місцях руйнується, при цьому подібне зародження супроводжується потім змиканням областей монокристала, що виникли від окремих точок поверхні запалу з утворенням субмеж, тобто фрагментованості монокристала.

З урахуванням вищесказаного було вирішено вести роботу з усунення фрагментації за наступними напрямками:

- «екранування» поверхні запалу від утворення нальоту;
- запобігання проростання субзерен у виливці;
- коректування складу запалу.

Для реалізації перших двох пунктів був застосований комбінований метод зародження монокристала, що включає використання запалу й кристаловідбірника у вигляді спірального ливарного ходу (гелікоїда). Добре відомо, що при напилюванні у вакуумі через велику довжину вільного простору молекул перенос матеріалу здійснюється по прямій. Зокрема, цим пояснюється те, що на запалі наліт утвориться тільки у вигляді плями прямо під отвором ливарного ходу, а на іншій поверхні, що не має прямого контакту з основною порожниною форми, він не утвориться. Вимога такого роду екранування цілком задовольняє спіральний ливарний хід, що перешкоджає масопереносу оксидів через газову фазу на запал. Крім того, кристаловідбірник, що забезпечує проростання через нього тільки одного зерна, так само поводить ся й по відношенню до субзерен.

Оскільки до гелікоїда в цьому випадку підводиться не стовпчаста, а монокристалічна структура, то число витків може бути зменшене до одного. Робочий перетин спірального ливарного ходу повинне бути мінімальним (діаметр -1,5 мм), оскільки це зменшує ймовірність влучення в нього меж субзерен, а також знижує інтенсивність масопереносу через газову фазу.

На рисунку 1.34 показана модернізована конструкція ливарної форми, у якій застосовується комбінований метод зародження монокристалів запал-кристаловідбірник. Кристаловідбірник виконаний у вигляді циліндричної

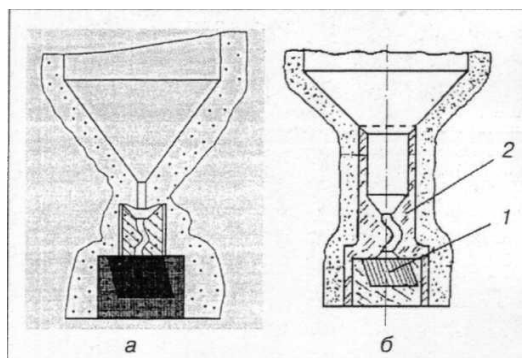


Рис. 1.34. Затравний метод одержання монокристалів:

- а - комбіноване зародження: запал-кристаловідбірник; б - єдиний затравний вузол; 1 - запал; 2 - керамічний затравний вузол

керамічної вставки діаметром 8 мм і висотою 10 мм, зі спіральним ливарним ходом усередині. Вставка виготовляється методом пресування з керамічної маси, використовуваної зазвичай для одержання стрижнів, формуючих внутрішню порожнину охолоджуваної лопатки. Спіральний хід виконується за допомогою металевго вкладиша в прес-формі, з якого «Ствинчується» відпресована вставка. Виготовлена в такий спосіб вставка обпікається по режимах, застосовуваним для керамічних стрижнів.

У верхній частині вставки виконується конічне поглиблення, у яке входить центрувальний виступ затравної порожнини. З метою підвищення надійності передачі структури до складу сплаву запалів був уведений вуглець до 0,10 % і підвищений вміст вольфраму до 34-35 %. Температура ліквідусу при цьому практично не змінилася (залишилася на рівні 1510 °С), вуглець у складі сплаву запалів, будучи активним відновлювачем, перешкоджав утворенню оксидних нальотів.

Рентгеноструктурне дослідження монокристалічних виливків різної орієнтації, отриманих за даною технологією, показало, що для них характерні «прості рефлексії» з кутовою шириною 1,0-1,5 град, що відповідають досить досконалим монокристалом з дендритно-ніздрюватою структурою.

Надалі була проведена модернізація комбінованої методики зародження «Запал-кристаловідбірник» з метою підвищення точності одержання заданої орієнтації виливка. З цією метою було запропоновано використовувати єдиний вузол зародження, виконуваний з кераміки методом пресування. Вузол включає порожнину для розміщення запалу й кристаловідбірник. (Рис. 1.34, б). Для забезпечення співвісності виливка й запалу в моделі виконується посадковий конус, на якому й закріплюється вузол зародження. Як показали експериментальні плавки, застосування такої конструкції ливарного блоку дозволяє одержувати задану кристалографічну орієнтацію з точністю до 1-3 град. На базі установки УВНК-8П з урахуванням досвіду її експлуатації розроблені серійні комп'ютеризовані установки з модернізованим тепловим вузлом, у якому використані сучасні композиційні матеріали. Для лиття лопаток авіаційних ГТД - це установка УВНК-9А, а для одержання великогабаритних виливків з монокристалічною і односпрямованою структурою, таких як лопатки стаціонарних ГТУ, створені установки УВНК-10, УВНК-14. Для досягнення більш високих величин розроблена промислова установка УВНС-5 з охолодженням ливарної форми в розплаві олова. На цій установці можна вести спрямовану кристалізацію із градієнтом до 20 °С/мм (рис. 1.35).

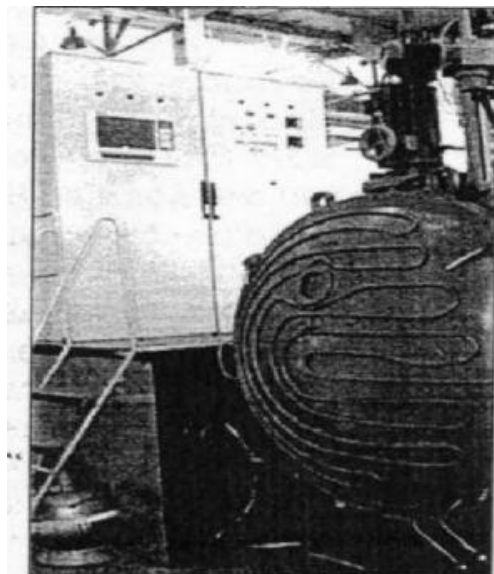


Рис. 1.35. Установка УВНС-5

1.8. Отримання високопористих матеріалів із волокон вуглецевих сталей та їх механічні властивості

Всі відомі металоволокнисті матеріали з пористістю більше 70%, отримані традиційними методами формування та спікання, мають порівняно невисокі механічні характеристики [73]. Такі матеріали при виготовленні з них виробів, які працюють в умовах зростання механічних навантажень, як правило, потребують додаткового зміцнення, наприклад шляхом їх встановлення разом із перфорованими під ложками або грубими металевими сітками. Однак для деяких виробів, таких як важконавантажені фільтри, демпфери, вогнегасники, подібні технічні рішення не завжди достатньо ефективні або взагалі недопустимі.

Очевидно, що для отримання надійних в експлуатації виробів необхідно збільшувати до певного рівня механічні характеристики безпосередньо самого пористого матеріалу

В сучасній роботі для отримання зразків високопористих металоволокнистих матеріалів використовували дешеве вихідну сировину — металічну шерсть із сталі марки Ст. 10, що випускається в Україні. Шерсть виробляється у вигляді дискретних і безперервних волокон товщиною 40-100 мкм методом шевингування товстої проволочки на проволочений матеріал.

Відомо, що отримати звичайними методами формування і спікання високопористого матеріалу з високими механічними властивостями із шерсті Ст.10 неможливо. Найбільш розповсюдженими методами збільшення механічних властивостей низьковуглецевих сталей є зміна їх хімічного або фазового складу внаслідок насичення вуглецем і легування з наступними різними видами термічної обробки.

Мета даної роботи була в тому, щоб із металічної шерсті низьковуглецевої сталі отримати високо пористі матеріали з підвищеними механічними властивостями шляхом збільшення вмісту вуглецю в волокнах та подальшого загартування.

Для цього необхідно вирішити наступні задачі, по-перше, отримати базовий металоволокнистий матеріал з пористістю 70-90% із шерсті Ст.10; по-друге, виконати науглецювання (цементацію) зразків базового матеріалу до стану, відповідного маркам 60 и У8; по-третє, провести загартування і відпуск зразків; по-четверте, визначити їх механічні характеристики.

Базові зразки із дискретних і безперервних волокон Ст.10 виготовленні в вигляді циліндрів діаметром 15 і висотою 10 мм для випробування на стиснення; зразки, геометричні форми і розміри яких відповідали ГОСТ Л8227-98, Для випробування на розтяг використовувалась технологічна схема отримання зразків показана на рис. 1.36.

Зразки із дискретних волокон, насипна пористість яких після утряски складає 89%, зберігали форму після пресування при пористості не більше 70%. Тому для них вибрали пористість, яка становить 50, 60 и 70%. Діапазон пористості зразків із безперервних волокон, завдяки гарному формуванню, складав 60-92%.

Після пресування зразки спікали в вакуумі при температурі 1260°C протягом 1 години, оскільки експериментально було встановлено, що без попереднього спікання когезійний зв'язок між волокнами в процесі цементації не утворюється. Цементацию зразків проводили в засипці активованого деревного вугілля при температурі $900-920^{\circ}\text{C}$. Необхідно зазначити, що цементация пористих матеріалів мають свою специфіку і по досягнутому результату істотно відрізняється від цементації щільних матеріалів не дивлячись на те, що ці процеси можуть протікати в однакових умовах. Як відомо, цементация щільних виробів із низьковуглецевих сталей є підготовчою технологічною операцією перед подальшим загартовуванням з метою підвищення міцності та зносостійкості робочої поверхні цих виробів.

При цементації проходить науглецювання тільки поверхневого шару виробу, зазвичай на глибину $0,5-1,2\text{ мм}$. Вся внутрішня частина виробу після цементації зберігає початковий хімічний склад та загартовуванню не піддається.

Цементация зразків із волокон сталі Ст. 10 в наслідок того, що вуглець переноситься від карбюризатора до поверхні волокон через газову фазу, а матеріал виявляється високо проникним та не має закритих тупикових пір, проходила через всю товщину виробу.

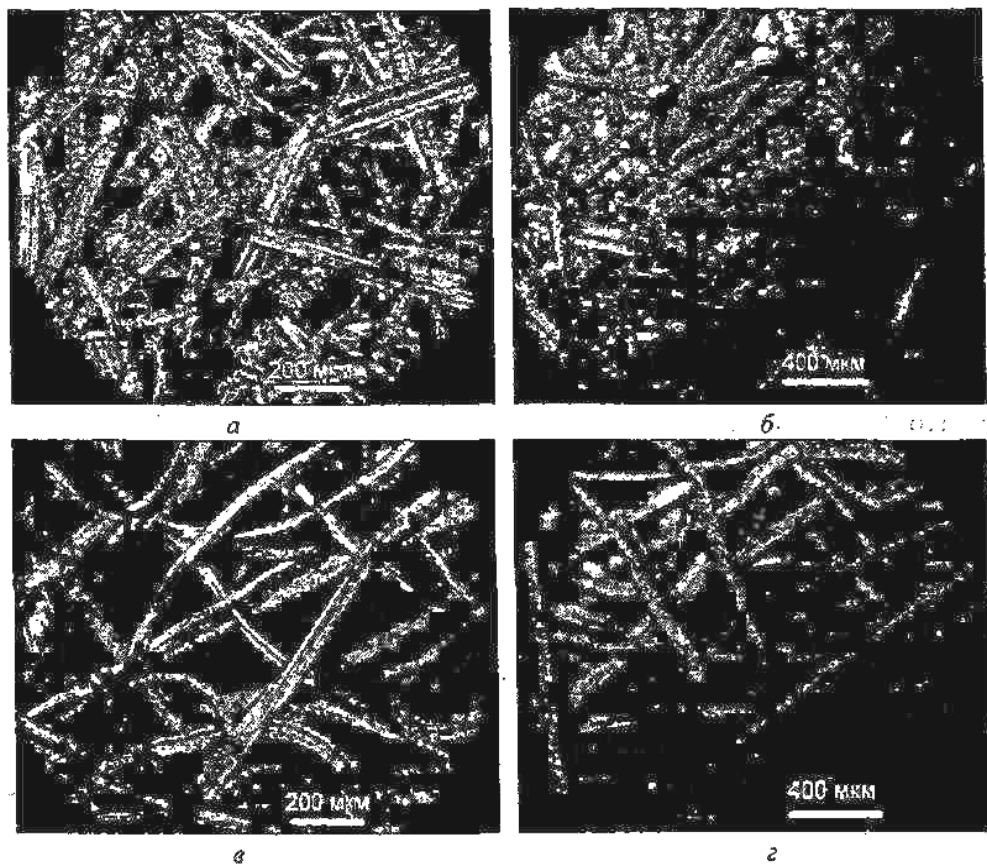


Рис. 1.37. Структура пористих матеріалів з дискретних (а, б) і неперервних (в, г) волокон Ст. 10 (а, в) и загартованої сталі 60 (б, г)

Цементацию зразків проводили до досягнення концентрації вуглецю в волокнах 0,6 и 0,8% (має), що відповідає хімічному складу сталі марок 60 и У8. Вибір такого складу пористих зразків із волокон зумовлений тим, що в першому випадку в волокнах приблизно таке ж, як в пружинних та штампових сталях. Наприклад, наприклад 60Г, 65Г, 6ХС, 60С2А, 5ХНВ, 5ХГМ. Крім того феритна складова в структурі сталі 60 створює більш сприятливі умови для подальшого легування пористих матеріалів із таких волокон. Що стосується зразків із волокон сталі У8, то добре відомо, що універсальна і найбільш широко застосовувана сталь в інструментальному

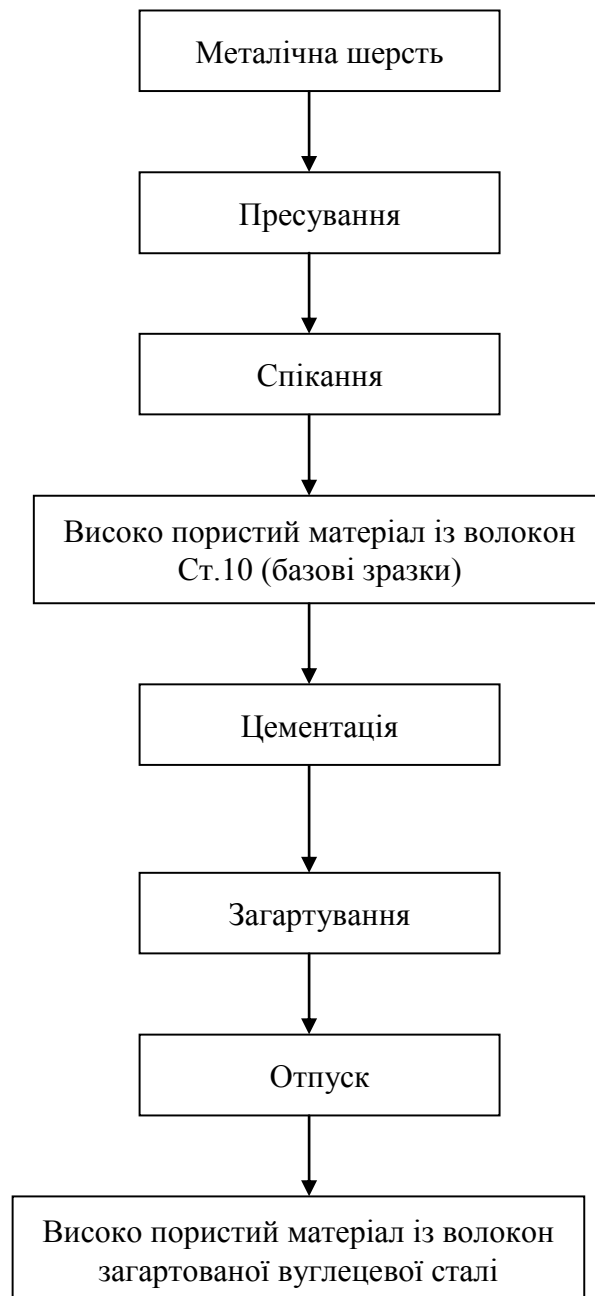


Рис. 1.36. Схема отримання високо пористих матеріалів із волокон вуглецевих сталей

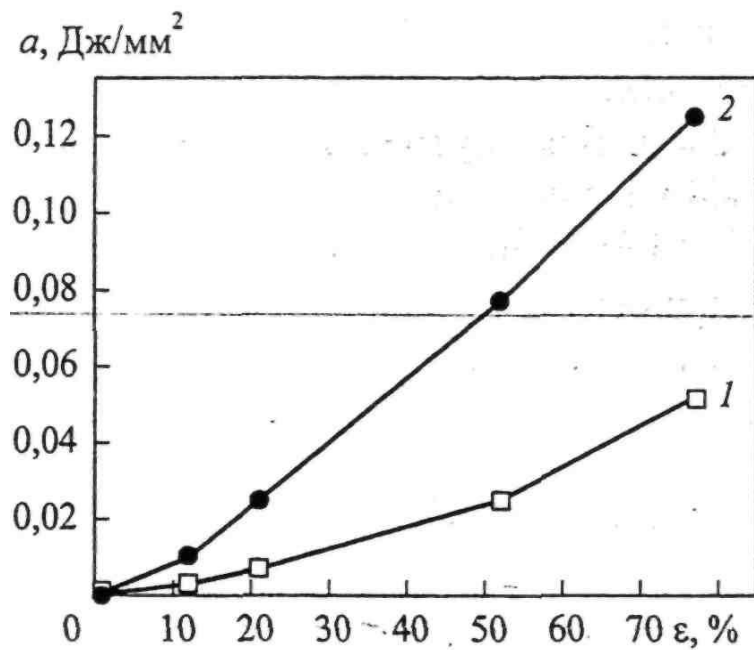


Рис. 1.38. Залежність межі текучості при стисканні матеріалу від пористості: 1 — зразки із печених волокон Ст. 10; 2 — загартовані зразки із волокон сталі 60

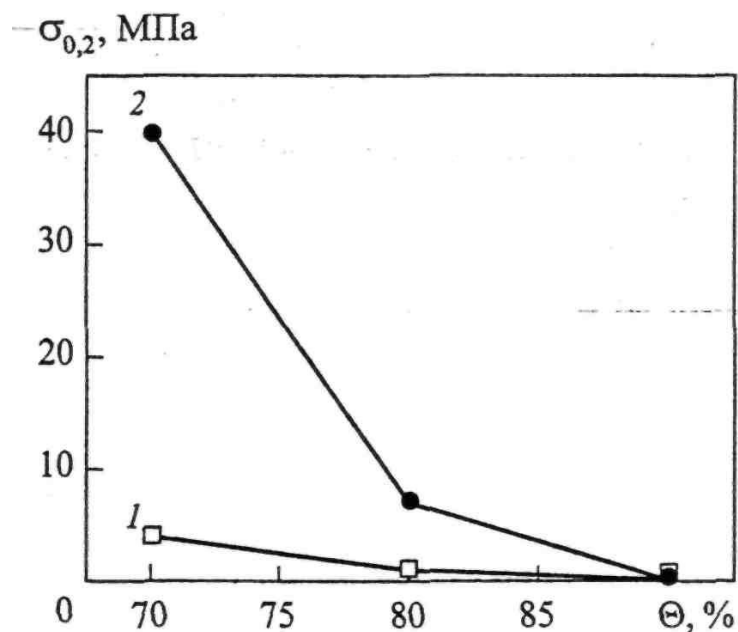


Рис. 1.39 Питома робота а в залежності від відносної деформації матеріалу пористістю 70%

виробництві. Із неї виготовляють практично весь інструмент ударної дії, ріжучий інструмент, штампи для вирубки, гнучкості та витягування, прес форми, пружини. Внаслідок, можна очікувати, що пористий матеріал із волокон сталі У8 буде володіти збільшеним комплексом фізико-механічних властивостей після відповідної термообробки.

Загартування зразків виконували в воду від температури біля 800 °С, а отпуск — на повітрі при 300 °С. Такий режим термообробки виконують, наприклад, при виготовленні пружин та виробів, які працюють при ударних навантаженнях. Макроструктура спечених зразків із волокон Ст.10 (базові зразки) і після цементації, загартування та отпуска показана на рисунку 1.37.

Основним видом механічних випробувань зразків пористих матеріалів із волокон сталі 60 було стиснення, а із волокон сталі У8 — розтягнення дослідження проводили на універсальній машині для механічних випробувань.

На рисунку 1.38 приведені залежності межі текучості при стисненні досліджуваних матеріалу від пористості. Найбільш високе значення межі текучості мають зразки, що піддаються цементації та закалюванню. При пористості 70% значення $\sigma_{0,2}$ в 10 раз, а при пористості 80% — в 8 разів вище, ніж у базових зразків. Із збільшенням пористості до 90% вплив термообробки матеріалів стає. Це пояснюється тим, що гнучко-жорсткий характер зв'язку між волокнами властивий структурі метало-волокнистих матеріалів з пористістю 70 и 80%, при пористості 90% стає гнучким. Вклад такого типу зв'язку з міцністю матеріалу дуже незначний, і від таких матеріалів припиняє бути критерієм оцінки їх механічних властивостей.

Використовуючи діаграми навантаження при стисненні ми визначили залежності енергії, що затрачена (роботи деформації) від ступеню деформації зразків з пористістю (рис. 1.39). Порівняння кривих на рисунку 1.39 також підтверджує, що цементація і закалювання пористого матеріалу із волокон Ст. 10 являється ефективним методом поширення опору цього матеріалу механічним навантаженням: Механічні характеристики зразків при розтягненні визначаються по ГОСТ 18227-98. Встановлено, що межі міцності σ_b та текучості $\sigma_{0,2}$ (рис. 1.40) матеріалів із волокон сталі стали У8 при пористості 60-90% в 3-6 раз вище, чем у материалов из волокон Ст. 10. Крім того матеріали із безперервних волокон сталі У8 При пористості 60-70% в 3,5-7 разів міцніше (судячи зі значень σ_b), чим матеріали із дискретних волокон. Слід зазначити, що межа міцності при розтягненні базових зразків із дискретних волокон відповідає раніше отриманим даним [73] для зразків із проволоки мало вуглецевої сталі.

Відносне подовження (рис. 1.40) базових зразків (дискретних і безперервних) вище ніж у зразків після цементації і загартування. При цьому зразки із дискретних волокон проявляють тенденцію до зменшення відносного подовження в діапазоні пористості 50-70%, а із безперервних волокон — до збільшення є в інтервалі пористостей 60-90%.

Вивчення характеру руйнування зразків із дискретних і безперервних волокон сталі У8 (рис. 1.41) дозволило встановити наступне. Злом зразку із дискретних волокон має ознаки, характерні для крихкого руйнування, яке відбулося в результаті розриву між волокнистими контактів. До повного руйнування зразків із безперервних волокон проходить випрямлення волокон, в процесі якого рвуться міжволокнисті контакти, а повне руйнування відбувається тільки після розриву всіх волокон.

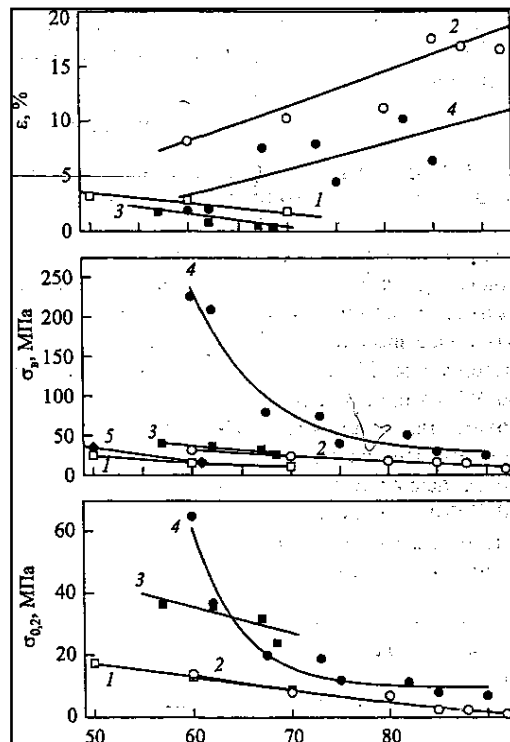


Рис 1.40. Залежність межі текучості, межі міцності та відносної деформації при розтягненні від пористості матеріалів із волокон: 1,2 — відповідно дискретні і безперервні волокна сталі Ст. 10; 3, 4 — дискретні і безперервні волокна сталі У8; 5 — різана проволока із мало вуглецевої сталі

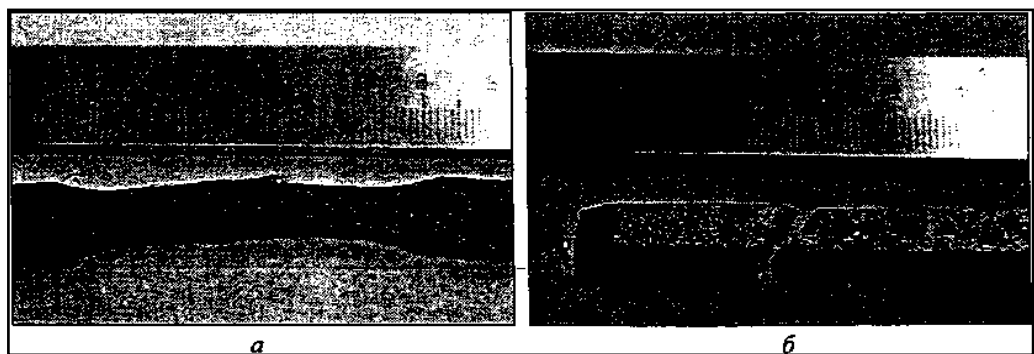


Рис. 1.41. Зразки із безперервних волокон (а) та дискретних (б) волокон після випробування на розтягнення.

1.9. Застосування металургії гранул при розробці титанових сплавів з інтерметалідним зміцненням

Конструкційні й жароміцні титанові сплави, застосовувані в цей час у різних галузях промисловості, ставляться, як правило, до сплавів на основі α -, $\alpha+\beta$ - або β -фаз, які являють собою тверді розчини заміщення різних легуючих елементів (Al, Mo, V, Nb і ін.) у титані.

При розробці систем легування цих сплавів використовувався ефект підвищення міцності і жароміцності за рахунок розчинного зміцнення фаз елементами заміщення.

Аналіз систем легування, структури і комплексу механічних властивостей застосовуваних у цей час вітчизняних і закордонних титанових сплавів дозволяє припустити, що очікуваний рівень фізико-механічних і експлуатаційних властивостей знову розроблювальних сплавів на основі твердих розчинів легко прогнозується. Тому останнім часом і в нашій країні й за кордоном активізуються дослідження в області створення сплавів, здатних зміцнюватися за рахунок третьої фази на основі інтерметалічних сполук.

Фізико-механічні властивості титанових сплавів з інтерметалідним типом зміцнення складаються в основному із двох складових:

- властивостей твердорозчиненої матриці;
- властивостей, форми, ступеня дисперсності й рівномірності розподілу інтерметалічних фаз.

Так само як і для традиційних сплавів, міцні й жароміцні властивості матриці залежать від системи легування α - і β -твердих розчинів і визначаються ефектом розчинного зміцнення фаз елементами заміщення.

Проведений аналіз діаграм стану титану з різними елементами дозволив визначити досить велику кількість елементів, що утворюючих із титаном інтерметалічні сполуки, а саме: С, В, Cr, Fe, Cu, РЗМ і ін. Однак можна сформулювати ряд вимог, пропонованих до легуючих елементів для створення титанових сплавів з інтерметалідним зміцненням. Насамперед ці елементи повинні мати:

- досить велику розчинність у розплаві титану й досить малу (десяті частки % ваг.) - у твердому стані;
- низький коефіцієнт дифузії в температурному діапазоні технологічних нагрівів (300-1000 °С);
- здатність до утворення термодинамічно стійких сполук і ін.

Найбільш повно зазначеним вимогам відповідають В, С, Si і РЗМ.

Відомо, що працездатність титанових сплавів з інтерметалідним зміцненням істотно залежить від ступеня дисперсності, форми й рівномірності розподілу інтерметалічних фаз. Наприклад, карбіди й бориди сприяють істотному здрібнюванню литої структури (їх використовують як модифікатори при литті) і підвищенню температури рекристалізації титанових сплавів. Крім того, легування вуглецем і бором викликає істотний ріст характеристик міцності, жароміцності й опору повзучості титанових сплавів. Однак при кристалізації злитка карбіди й бориди утворюють великі голчасті виділення, які не вдається подрібнити у достатньому ступені ні наступною гарячою деформацією, ні термічною обробкою. Великі виділення важкодеформуючих структурних складових голчастої форми приводять до помітного зменшення пластичності й збільшенню чутливості до зародження й росту тріщини при циклічному навантаженні. У зв'язку із цим у цей час

вуглець і бор як легуючі домішки практично не використовуються при виробництві титанових сплавів.

Однією з важливих завдань при створенні сплавів з інтерметалідним зміцненням є не тільки вибір композиції, але й досягнення необхідної дисперсності й рівномірності розподілу виділень цих фаз у структурі титанових сплавів. У зв'язку із цим вуглець і бор, мало розчинні в титані й утворюючі самостійні виділення карбіду й бориду, становлять певний інтерес як легуючі домішки до цих сплавів. Тому пошук способів, забезпечуючих істотне здрібнювання й управління рівномірністю розподілу виділень інтерметалічних фаз (TiC , TiB і ін.) у структурі сплаву представляє не тільки великий науковий, але й практичний інтерес. Таким способом є мікрогранулювання - один з технологічних методів здійснення швидкого загартування з розплаву.

Швидке загартування з розплаву (ШЗР) дозволяє утримати в β -твердому розчині максимальну кількість малорозчинних у титані в рівноважних умовах елементів (C і B) і виділити дрібнодисперсні фази карбідів і боридів при наступному термічному впливі.

Досліджено закономірності розпаду швидкозагартованої структури гранул сплаву BT22, додатково легованого вуглецем (до 0,3 % ваг), бором (до 0,3 % ваг) і спільно вуглецем і бором (до 0,25 % C + 0,2 % B). Структура досліджуваних сплавів вивчалася металографічно за допомогою рентгеноструктурного фазового аналізу (дифрактометр ДРОН-3 з випроміненням CuK_{α}).

Швидкості охолодження, що досягаються при мікрогранулюванні, є достатніми для розширення розчинності вуглецю в твердому розчині, принаймні до 0,3 % ваг, бору до 0,3 % ваг. і спільно вуглецю й бору до 0,25 і 0,2 % ваг. відповідно. Відсутність виділень карбідів і боридів у структурі швидкозагартованих часток підтверджується рентгенівським фазовим і металографічним аналізами (рис. 1.42, а). Відпалювання гранул досліджених сплавів з швидкозагартованою структурою приводить до її розпаду. Так, відпалювання у вакуумі при 600 °C упродовж 6 год приводить до появи карбіду або бориду титану в кількості 2,6 % TiC і 4 % TiB у випадку долегування тільки вуглецем (до 0,3 %) або бором (до 0,3 %). У структурі гранул сплаву BT22+0,25C+0,2B в результаті відпалювання при 600 °C в вакуумі відбувається одночасне виділення карбідів і боридів титану. Їх сумарна кількість ($TiB+TiC$) становить 4,5 %. При цьому карбіди й бориди виділяються переважно по межах вихідних дендритних осередків (рис. 1.42, б). Відпалювання гранул сплаву BT22+0,3 %C при передбаченій температурі, компактування 920 °C, 3 год (рис. 1.42, в) приводить до виділення 5 % TiC , причому карбід з'являється у вигляді дроблених пластин переважно по мажам утворюючогося β -зерна. Зернограничне виділення карбідів може привести до крихкості компакта, тому є небажаним.

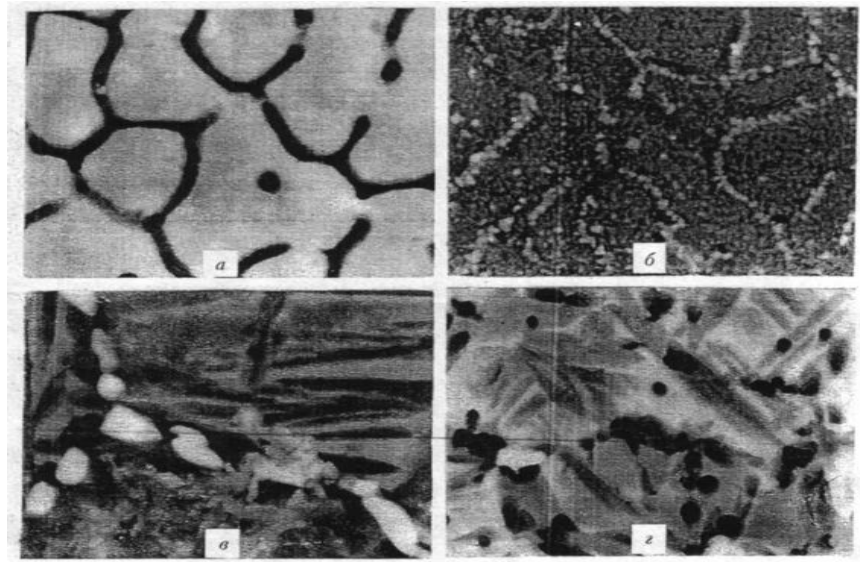


Рис. 1.42. Мікроструктура гранул сплаву BT22, додатково легованого вуглецем та бором, $\times 5000$: *a* – вихідна; *б* – BT22+0,25C+0,2B, відпалювання 600°C, 6ч; *в* – BT22+0,3C, відпалювання 920°C, 3ч; *г* – BT22+0,25C+0,2B, відпалювання 600°C, 5ч + 920 °C, 3ч.

Подвійне відпалювання у вакуумі, що включає низкотемпературну (600 °C) і високотемпературну (900°C) ступені, дозволяє практично придушити зернограничну появу карбідів і боридів і зафіксувати їхнє виділення усередині β -зерна (рис. 1.42, г).

Таким чином, подвійне відпалювання гранул долегованих сплавів дозволяє управляти розміром, морфологією, рівномірністю розподілу й місцем переважного виділення карбідів і боридів у структурі.

При дослідженні мікроструктури гранул сплаву BT22, додатково легованого вуглецем і бором, уперше було здійснено компактування гранул у газостаті по східчастій схемі, а саме: нагрівання до 600 °C, витримка 10 год., подача робітного газу в газостат, підйом температури до 920 °C (одночасно піднімається тиск робочого газу в газостаті до 200 МПа за рахунок термічного розширення), витримка 3 год., охолодження, супроводжуване зниженням тиску робочого газу в газостаті. Температура відпалювання 600 °C була обрана тому, що, з одного боку, вона досить висока для активації дифузійних процесів розпаду швидкозагартованої структури гранул, з іншого, - досить низька для забезпечення виділення карбідів і боридів у вкрай дисперсному виді. Процес компактування гранул у газостаті припускає технологічну витримку при 500-600°C для забезпечення пластичності капсули й подачі газу в газостат. Тому низкотемпературний ступінь відпалювання гранул сплавів, долегованих вуглецем і бором, можна сполучати із процесом компактування в газостаті за рахунок збільшення часу витримки при вже існуючій технологічній паузі.

Таким чином, одержання напівфабрикатів із гранул долегованого вуглецем і бором сплаву BT22 методом гарячого ізостатичного пресування в

газостаті дозволяє управляти дисперсністю, морфологією й рівномірністю розподілу карбідів і боридів шляхом вибору температури й часу витримки при термічній обробці гранул, що передують або сполучений з безпосереднім компактуванням гранул в газостаті при температурі 920°C.

Проведено дослідження мікроструктури й механічних властивостей сплаву ВТ22, долегованого вуглецем і бором і отриманого за традиційною технологією деформування злитка й методом ГИП гранул з наступною гарячою деформацією компактов. Структуру досліджували на растровому електронному мікроскопі JSM-35CF при збільшенні 1000-10000 крат.

У мікроструктурі сплаву ВТ22+0,25С у випадку традиційного прутка й прутка, прокатаного із гранульного компакта, карбідні виділення виглядають частками білого кольору. У структурі традиційного прутка вони розподілені менш рівномірно й мають форму від пластинчастої до округлої, у вигляді роздроблених пластин з характерним мінімальним розміром 4-7 мкм. Для прутка, отриманого із гранульного компакта, характерний більш рівномірний розподіл виділень карбіду титану округлої форми з розміром 1,5-2 мкм. У мікроструктурі традиційного прутка зі сплаву ВТ22 + 0,3В добре видні великі голчасті (на фотографії чорні), роздроблені деформацією, виділення бориду титану. Товщина цих пластин становить 2-3 мкм.

У структурі прутка, отриманого деформацією гранульного компакта, спостерігаються виділення бориду титану округлої форми діаметром 0,2- 0,5 мкм, рівномірно розподілені в структурі.

У структурі сплаву ВТ22+0,25С+0,2В (як у традиційному прутку, так і в прутку із гранульного компакта) одночасно присутні виділення карбіду й бориду титану. Так само як і в попередніх випадках, можна відзначити істотне здрібнювання й зниження нерівномірності розподілу їхніх виділень у матеріалі прутка, прокатаного із гранульного компакта (рис. 1.43).

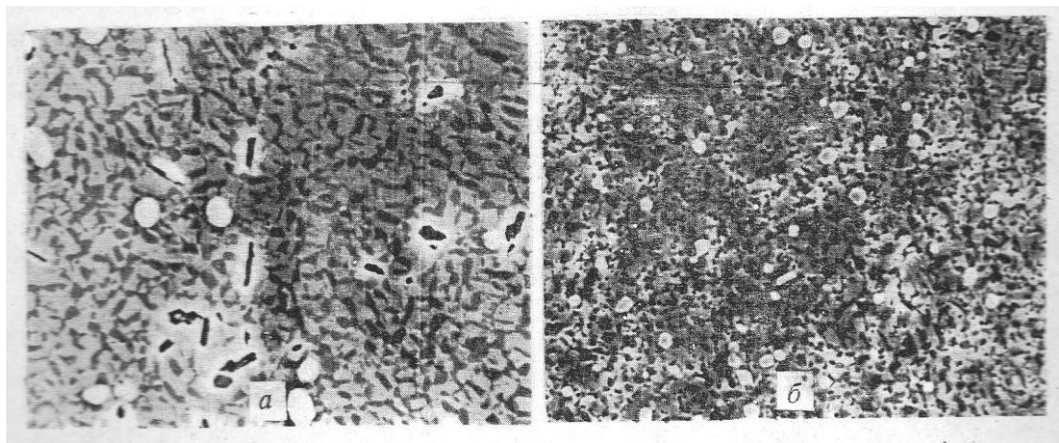


Рис. 1.43. Структура прутків зі сплаву ВТ22 + 0,25С + 0,2В, $\times 1000$;
а, б – традиційна і гранульна технології відповідно

Таким чином, застосування металургії гранул дозволяє в 4-5 разів зменшити виділення карбіду титану й в 10 разів - виділення бориду титану, одночасно істотно зменшити нерівномірність їхнього розподілу в структурі

напівфабрикатів. Форма часток карбідів і боридів змінюється від голчастої для традиційної технології до округлої - для технології металургії гранул.

Вивчено механічні властивості при растяженні зразків із пруткового матеріалу, отриманого традиційним способом і прокаткою гранульного компакта. Результати представлені в таблиці 1.15. Таблиця 1.15. Механічні властивості сплавів при кімнатній температурі.

Механічні властивості сплавів при кімнатній температурі								
Сплав	Традиційний пруток				ГИП + деформація			
	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²	σ_B , МПа	Δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
BT22+0.2C	1288	16,6	40	22	1366	14,8	37	20
BT22+0.3C	1327	13,5	38,7	20	1370	12,1	37,9	20
BT22+0.2B	1300	11,5	36	24	1340	8	27	22
BT22+0.25C+0.2B	1320	8,6	28,6	18	1370	7	20,5	15

При випробуванні зразків з досліджених сплавів практично всіх сполук відзначене підвищення міцності на 30—70 МПа в прутках, отриманих прокаткою гранульного компакта. Це твердження справедливо для показників міцності при кімнатній і підвищеній температурах.

Ефект зміцнення при деформації й руйнуванні металічних матеріалів, що мають у своїй структурі важкодеформуючі частки виділень, багато в чому визначається формою й характером розподілу останніх. Як правило, якщо частки мають округлу форму й квазірівномірно розподілені в пластичній матриці, границя текучості й межа міцності матеріалу зростають, при деякому зниженні пластичності.

Важливий внесок у теорію пластичного плину сплавів, що мають частки, які не піддаються деформації зрушенням, був зроблений Орованом. Він припустив, що такі частки переборюються дислокаціями по механізму огибання. При цьому рівень напруг обернено пропорційний відстані між виділеннями. Коли дислокація утримується точковими перешкодами, вона вигинається у проміжках між ними. Сильні крапкові перешкоди втримують дислокацію доти, поки не утвориться петля Орована. Запропонований механізм справедливий для виділень малих розмірів 0,2 мкм. Міцність матеріалів, що містять у своїй структурі досить великі виділення, що досягають 20 мкм, визначається в основному, міцністю матриці.

Підвищення температури випробування приводить зменшення енергії страгування дислокації та напруги, при якому відбувається огибання виділень дислокаціями. Слід зазначити, що ця напруга обернено пропорційна відстані між частками виділень. Тому міцність гранульних деформованих компактов з долегованих сплавів, для яких характерний менший розмір виділень і менша відстань між ними, вище міцності традиційних прутків як при кімнатній, так і при підвищених температурах. Показники ж пластичності й ударної в'язкості для перших трохи нижчі.

Таблиця 1.16. Міцність сплавів за збільшених температур

Міцність сплавів за збільшених температур						
Сплав	Традиційний пруток			ГИП + деформація		
	300°C	450°C	500°C	300°C	450°C	500°C
BT22+0,2C	1045	937	844	1080	1018	940
BT22+0,2B	1070	945	850	1100	1040	928
BT22+0,25C+0,2B	1090	990	887	1145	1070	960
BT22	980	880	760	980	890	780

У роботі були проведені порівняльні випробування зразків для визначення тривалої міцності й опору повзучості сплаву BT22, додатково легованого вуглецем і бором і отриманого по традиційній і гранульній технології.

Ступінь впливу дисперсності й рівномірності розподілу інтерметалічних фаз визначали по довговічності при випробуванні на тривалу міцність (табл. 1.17) і по залишковій деформації зразків при випробуванні на повзучість (табл. 1.18).

Таблиця 1.17. Довготривалість зразків при випробуванні на тривалу міцність

Сплав	Умови випробувань σ , МПа	Традиційний пруток	ГИП + деформація
BT22+0,25C	550	67	123
		77	125
		78	180
		81	192
BT22+0,2B	570	56	125
		64	167
		78	173
		80	209
BT22+0,25C+0,2B	590	64	123
		48	141
		71	150
		82	179

Сплави, отримані за гранульної технології, за інших рівних умов, показали більшу довговічність при випробуванні на тривалу міцність і меншу залишкову деформацію при випробуванні на повзучість. Таке поведіння гранульованих сплавів добре пояснюється з погляду теорії пластичного плину сплавів, що містять важкодеформуючі частки, що був запропонован Орованом .

Таблиця 1.18. Результати випробувань на опір повзучості (залишкова

Сплав	Традиційний пруток	ГИП + деформація
BT22+0.25C	0,40	0,20
	0,38	0,19
	0,38	0,18
BT22+0.2B	0,60	0,21
	0,54	0,20
	0,52	0,18
BT22+0,25C+0,2B	0,34	0,18
	0,33	0,15
	0,32	0,13

Як і при короткочасних випробуваннях на міцність при розтяганні, рівень показників повзучості й тривалої міцності контролюється ступенем дисперсності виділень TiC і TiB і рівномірністю їхнього розподілу в структурі сплаву.