

ПРОЦЕСИ СТРУКТУРОУТВОРЕННЯ ПРИБСЯРМОВАНІЙ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЖАРОМІЦНОГО ІНТЕРМЕТАЛІДНОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ TiAl ТА ЇХ ВПЛИВ НА ПІДВИЩЕННЯ ПЛАСТИЧНОСТІ МАТЕРІАЛУ

Н.В. Піскун

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Представлені результати дослідження процесів структуроутворення жароміцного інтерметалідного сплаву системи титан–алюміній при спрямованій кристалізації способом індукційної безтигельної зонної плавки та їх вплив на механічні властивості. Визначено переваги спрямованої кристалізації способом безтигельної зонної плавки інтерметалідного сплаву перед іншими видами обробки. Показано, що застосування даного способу дозволяє без використання газостатичного ізотермічного пресування і багатостадійних термообробок отримувати оптимальні структуру і властивості зливка. Проаналізовані принципи і цілі мікролегування системи TiAl (Nb, Zr, Cr) та механізм впливу кожного легуючого елемента на властивості сплаву. Досліджено процеси структуроутворення і визначені особливості фазових трансформацій сплаву Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr, що відбуваються у процесі індукційної безтигельної зонної плавки. Доведено, що створений технологічний процес індукційної безтигельної зонної плавки β-стабілізованого інтерметалідного сплаву Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr забезпечує спрямовану кристалізацію, зменшення розміру зерна інтерметаліда та дозволяє здійснювати керування структурою зливка. Оптимальний фазовий баланс, субмікронний межламельний інтервал та переважне вирівнювання ламелів уздовж температурного градієнта контролюються параметрами процесу плавки. Наведено результати механічних випробувань при кімнатній та високій температурах. Проведено порівняння результатів з результатами випробувань вихідного матеріалу і їх відповідність вимогам щодо промислового використання подібних сплавів в авіаційній промисловості. Показано, що застосування спрямованої кристалізації при індукційній безтигельній зонній плавці сплаву сприяє формуванню впорядкованої мікроструктури, що позитивно впливає як на пластичність, так і жароміцність матеріалу, а також призводить до суттєвого підвищення модуля пружності. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 6.

Ключові слова: інтерметаліди; безтигельна зонна плавка; спрямована кристалізація; структура; механічні характеристики; модуль пружності; подовження

З розвитком авіаційної промисловості ускладнюється конструкція двигунів, в яких найбільш відповідальними частинами є лопатки, що вимагає створення сплавів, здатних працювати під навантаженням при високих температурах експлуатації. Крім того, за рахунок застосування більш легких конструкційних матеріалів вага двигунів повинна зменшуватися, а собівартість виробництва знижуватися.

Такими сплавами для застосування в газотурбінних двигунах літаків через їх низьку щільність і питому міцність є інтерметаліди на основі TiAl. Нещодавно компанія «General Electric» повідомила про застосування інтерметалідного сплаву в своєму новому двигуні для Boeing 787, який найкраще ілюструє корисність та перспективність застосування сплавів на основі TiAl. Лопатки турбіни низького тиску були виготовлені з γ-TiAl сплаву, що дозволило заощадити 180 кг на кожному двигуні в порівнянні з його попередниками. Крім того, такі двигуни економлять до 15 % витрати палива та виробляють на 15 % менше викидів CO₂. Проте, робоча температура застосовуваного

в цих двигунах сплаву GE48-2-2 обмежена. Тому зусилля багатьох дослідників націлені на поліпшення міцності і пластичності γ-TiAl сплаву в діапазоні температур 800...850 °C [1].

В останні роки розроблений новий клас сплавів на основі TiAl, так звані TNM (Ti–Nb–Mo) сплави. Високий рівень вмісту β-стабілізуючих елементів (Nb і Mo) призводить до збереження певної кількості первинної β(Ti)-фази з неврегульованою структурою ОЦК або її впорядкованої низькотемпературної модифікації B2. Ця фаза грає позитивну роль в поліпшенні оброблюваності і застосовності сплавів TNM.

Матеріали для досліджування. В Інституті електрозварювання ім. Є.О. Патона способом електронно-променевої плавки з застосуванням легких β-стабілізаторів Cr і Zr при низькій концентрації Nb (до 5 ат. %) та вмістом Al до 44 ат. % створено сплав Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr.

Розроблений сплав має істотні переваги перед сплавами нового покоління типу TNM. По-перше, Nb підвищує опір повзучості в результаті зниження дифузійної рухливості елементів, зміцнює γ- і α₂-фази, а також покращує стійкість TiAl до окислення; по-друге, Zr і Cr також стабілізують β-фазу, але вони легше Mo і тому створений сплав має

Н.В. Піскун — <https://orcid.org/0000-0003-1459-2310>

© Н.В. Піскун, 2021

ISSN 2415-8445 СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ, № 3, 2021

49

меншу щільність, що є вагомим аргументом для аерокосмічної промисловості. Щільність отриманого сплаву становить $4,11 \text{ г/см}^3$, що майже в 1,7 рази менше, ніж TiAl-сплавів ($6,9 \text{ г/см}^3$). Крім того, хром, особливо в мікрокількостях, покращує корозійну стійкість.

Принципи і цілі мікролегування системи TiAl (Nb, Zr, Cr). Легуючі елементи створеного інтерметалідного сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr зчинили істотний вплив на його структуру і властивості. Перш за все — це високий вміст алюмінію, який визначає частку α_2 -фази у сплаві і температуру трансуса [2].

Хром є альтернативою молібдену. Він також стабілізує β -фазу, покращує пластичність сплаву і корозійну стійкість, подрібнює зернистість β -фази [3, 4]. У зв'язку з тим, що хром значно легше ніобію, зменшується щільність сплаву. Такий елемент, як хром, в невеликих кількостях підвищує пластичність матеріалів з дуплексною структурою — $(\gamma+\alpha_2)$ -сплавів. Ефект збільшення пластичності $(\gamma+\alpha_2)$ -сплавів пояснюють впливом хрому на тетрагональність, об'єм елементарної комірки, характер заміщення позицій атомів титану або алюмінію у решітці TiAl, двійникування та зміни в електронній структурі [5].

Крім того, ніобій і цирконій сприяють утворенню β -виділень. При легуванні домішками Nb за рахунок зміцнення хімічних зв'язків в решітках TiAl- і Ti₃Al-фаз при заміщенні в них частини вузлів титанової підрешітки атомами Nb формуються тверді розчини в обох фазах. Коефіцієнти розподілу Nb близькі до одиниці і в γ - і в α_2 -ламелях, що призводить до досить однорідного об'ємного розподілу лігатури і збереженню псевдобінарного виду діаграми стану з відносно невеликими концентраційними змінами міжфазових полів [6–8].

Дуже важливу роль в даному сплаві грає цирконій. Він відноситься до нейтральних зміцнювачів, легший за ніобій, крім розширення β -фазового поля розширює ще і $(\alpha+\beta)$ -область за рахунок звуження α -поля фазової діаграми [9]. Мінімальна температура протяжності α -області на шляху фазових трансформацій сплаву (а в ідеалі, повна відсутність α -поля на цьому шляху) означає зменшення середнього діаметра α -зерна і малий діаметр підсумкової

колонії ламелів $(\gamma+\alpha_2)$. Спільно з алюмінієм цирконій сприяє високій жароміцності сплаву.

Всі перераховані вище властивості і визначають склад матеріалу TiAl (Nb, Cr, Zr), як одного з найбільш перспективних для дослідно-промислового застосування.

Безтигельна зонна плавка — спосіб одержання оптимальної структури. Структурні дослідження та механічні випробування первинного зливка показали, що він має нерівномірну мікроструктуру, неоднорідний розподіл елементів по полю зливка, а також мікропори і мікротріщини. Всі ці недоліки впливали на його механічні властивості при кімнатній та високих температурах.

Випробування на статичний розтяг показали, що пластичність інтерметаліду при температурі $20 \text{ }^\circ\text{C}$ практично не спостерігалася. Тільки при температурі $800 \text{ }^\circ\text{C}$ з'явилися її ознаки.

Зазвичай перед використанням литі інтерметаліди сплави для усунення зазначених дефектів піддають газостатичному ізотермічному пресуванню (ГП) або багатогодинній термічній обробці.

Одним із способів поліпшення структури і підвищення механічних характеристик інтерметалідів є спрямована кристалізація. Для проведення спрямованої кристалізації запропоновано спосіб безтигельної зонної плавки (БЗП), при якій існування стійкої розплавленої зони забезпечується силами поверхневого натягу. Єдиним застосуванням технології БЗП в світовому промисловому масштабі є виробництво високочистих монокристалів кремнію.

Алюмініди титану по своїй щільності, температурі плавлення, поверхневому натягу і динамічній в'язкості трохи вище кремнію. Тому вони можуть потенційно стати другим таким матеріалом для перекристалізації способом БЗП. Нижче наведені властивості алюмінідів титану, взяті з літературних джерел, необхідні при застосуванні технології індукційної безтигельної зонної плавки (табл. 1).

У таблиці наведені необхідні для технології БЗП властивості сплаву Ti-46Al-8Nb (ат. %), що взяті з літературних джерел і результатів європейського проекту IMPRESS [2, 3].

Як видно з таблиці, властивості розплаву алюмініду титану Ti-46Al-8Nb близькі до властивостей кремнію. Більш висока щільність γ -TiAl (Nb) компенсується більш високим поверхневим натягом, а в'язкість алюмініду титану майже на порядок вище, ніж у кремнію. Це означає, що розплавлена зона γ -TiAl більш гідродинамічно стійка, оскільки розвиток турбулентної конвекції, яка руйнує зону, в ній ускладнено.

Із аналізу гідростатичної стійкості розплавленої зони, підтримуваної тільки силами поверх-

Таблиця 1. Властивості розплаву алюмініду титану Ti-46Al-8Nb для застосування технології БЗП

Матеріал	Щільність (ρ), кг/м ³	Поверхневий натяг (ξ), Н/м	Динамічна в'язкість (μ), Па·с
Ti-46Al-8Nb	3850(1570 °C)	1,213(1570 °C)	$7,89 \cdot 10^{-3}$
Si	2530 (1450 °C)	0,725(1450 °C)	$8,8 \cdot 10^{-4}$

невого натягу, відома формула для оцінки максимальної висоти зони розплаву в циліндричному стрижні матеріалу при БЗП [4]:

$$h_{\max} \approx \pi \sqrt{\xi / (\rho_i g)},$$

де ξ — поверхневий натяг розплаву на границі розплав–атмосфера камери; ρ_i — щільність розплаву; g — прискорення вільного падіння.

Висота розплавленої зони (h_{\max}) залежить від діаметра стрижня, який проплавляється, і для кремнію ця величина складає від 1,0 до 1,5 см [10].

Застосовуючи формулу до Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr, можна оцінити максимальну висоту зони розплаву TiAl. Ця висота буде практично такою ж, як для кремнію — ($h_{\max} \text{ TiAl} / h_{\max} \text{ Si}$) = 1,05 см.

Із вищесказаного можна зробити висновок, що добре вивчена і відпрацьована технологія БЗП кремнію (включаючи її промислове застосування) з деякими незначними змінами може бути застосована для сплавів TiAl.

Переваги безтигельної зонної плавки в тому, що без використання ГПП в отриманих зливках відсутні мікродфекти (несплошності, мікротріщини та ін.) та пористість, так як усадка йде направлено на фронті кристалізації, а не в об'ємі зливка. Безтигельна зонна плавка дозволяє параметрами процесу керувати структурою отриманого матеріалу та забезпечувати рівномірність розподілу структурних складових по довжині і об'єму зливка. Крім того, забезпечується чистота процесу, оскільки немає взаємодії з матеріалом тигля.

Таким чином, зроблено висновки, що найбільш ефективним способом для зонної плавки інтерметаліду Ti–44Al–5Nb–3Cr–1,5Zr є індукційний нагрів в атмосфері аргону, так як при його застосуванні зберігається хімічний склад вихідного матеріалу (відсутнє випаровування елементів з високою пружністю пари таких, як алюміній та хром), а також легко регулювати рідку плаваючу зону, що забезпечується силами поверхневого натягу. В процесі індукційної безтигельної зонної плавки (ІБЗП) сплаву забезпечується зона розплаву заввишки 10...15 мм в залежності від діаметра стержня, який переплавляється.

Для ІБЗП зразків інтерметаліду була розроблена спеціалізована установка [11], схема якої представлена на рис. 1.

Спрямована перекристалізація способом ІБЗП надійно поліпшує структуру і підвищує механічні характеристики інтерметалідів.

Кристалізація в напрямі осі теплового градієнта і швидкість охолодження, що є основними термодинамічними інструментами способу спря-

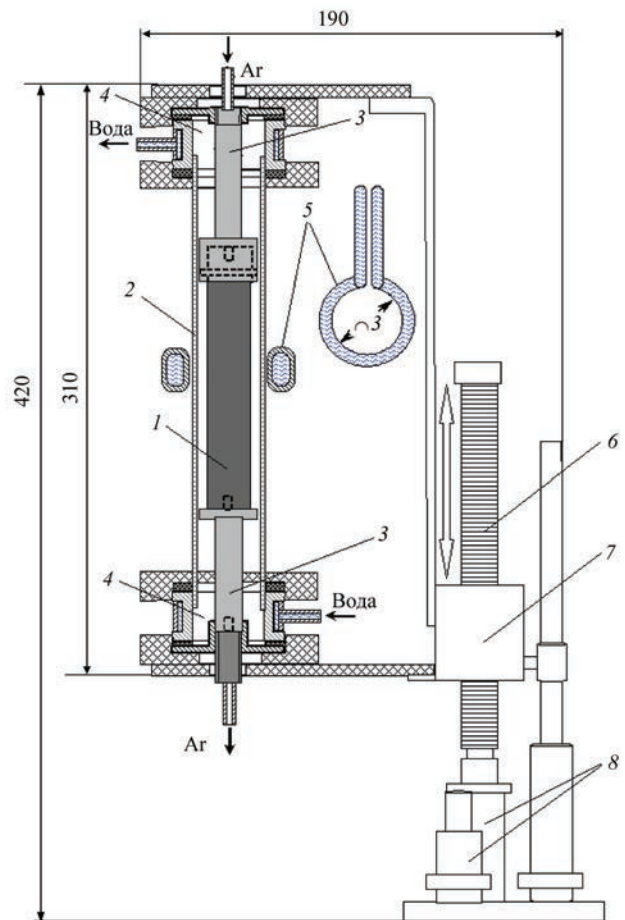


Рис. 1. Схема установки для ІБЗП: 1 — зразок; 2 — кварцова трубка; 3 — утримувачі зразка; 4 — водоохолоджувальні мікрокамери; 5 — індуктор; 6 — гвинт; 7 — гайка шарикогвинтової пари; 8 — редуктор з електродвигуном

мованої кристалізації (затвердіння), забезпечують формування упорядкованої мікроструктури. При використанні цього способу умовами процесу досягається також необхідна орієнтація ламелів. У зв'язку з відсутністю границь зерен, перпендикулярних осі зливка [12], значно покращується тріщиностійкість (границі ламелів служать перешкодами руху дислокацій) і поліпшується пластичність сплаву за рахунок створення дрібнозернистої структури. Крім того, механічні властивості γ -TiAl сплавів сильно залежать від товщини ламелів, більш тонка ламельна структура також підвищує межу текучості.

Попередніми дослідженнями способом математичного моделювання встановлено, що на структуру зливка який утворюється при спрямованій кристалізації, впливають, в основному, два параметри — швидкість затвердіння і градієнт температури в розплаві на границі ліквідус [13].

Аксіальний термічний градієнт, затвердіння і охолодження є основними термодинамічними інструментами спрямованої кристалізації, що дозволяють формувати впорядковані мікроструктур-

ні складові, а також проектувати фазовий склад в процесі нерівноважної обробки інтерметалідів зі складними діаграмами станів. Технологічна гнучкість процесу ІБЗП забезпечується потужністю і швидкістю витягування зони. Потужність впливає на ширину зони розплавлення і, отже, осьовий температурний градієнт на поверхні твердої речовини/розплаву, в той час як швидкість руху зони визначає швидкість затвердіння і, відповідно, охолодження обробленого матеріалу позаду індуктора.

Для оптимізації параметрів процесу зонної плавки поряд з проведенням експериментів з плавки інтерметаліду на різних швидкостях були проведені математичні розрахунки із чисельним моделюванням тепломасоперенесення в розплав-

леній зоні об'єкта. Чим вужча розплавлена зона, тим більше значення температурного градієнта може бути досягнуто при ІБЗП на границі твердої фази. Математичне моделювання виконувалося за умови, що при цьому висота зони, яка плавиться, не перевищує діаметр зливка. Згідно з розрахунками [13] для сплаву $\text{Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr}$ в центральній частині проплавлення зони на границі ліквідус градієнт температури становить приблизно 300 K/cm . При такому градієнті температур і при швидкості затвердіння 150 мм/год , згідно діаграми [13], зливкок матиме стовпчасту дендритну структуру.

Особливості фазових трансформацій в сплаві $\text{Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr}$. Промислове викори-

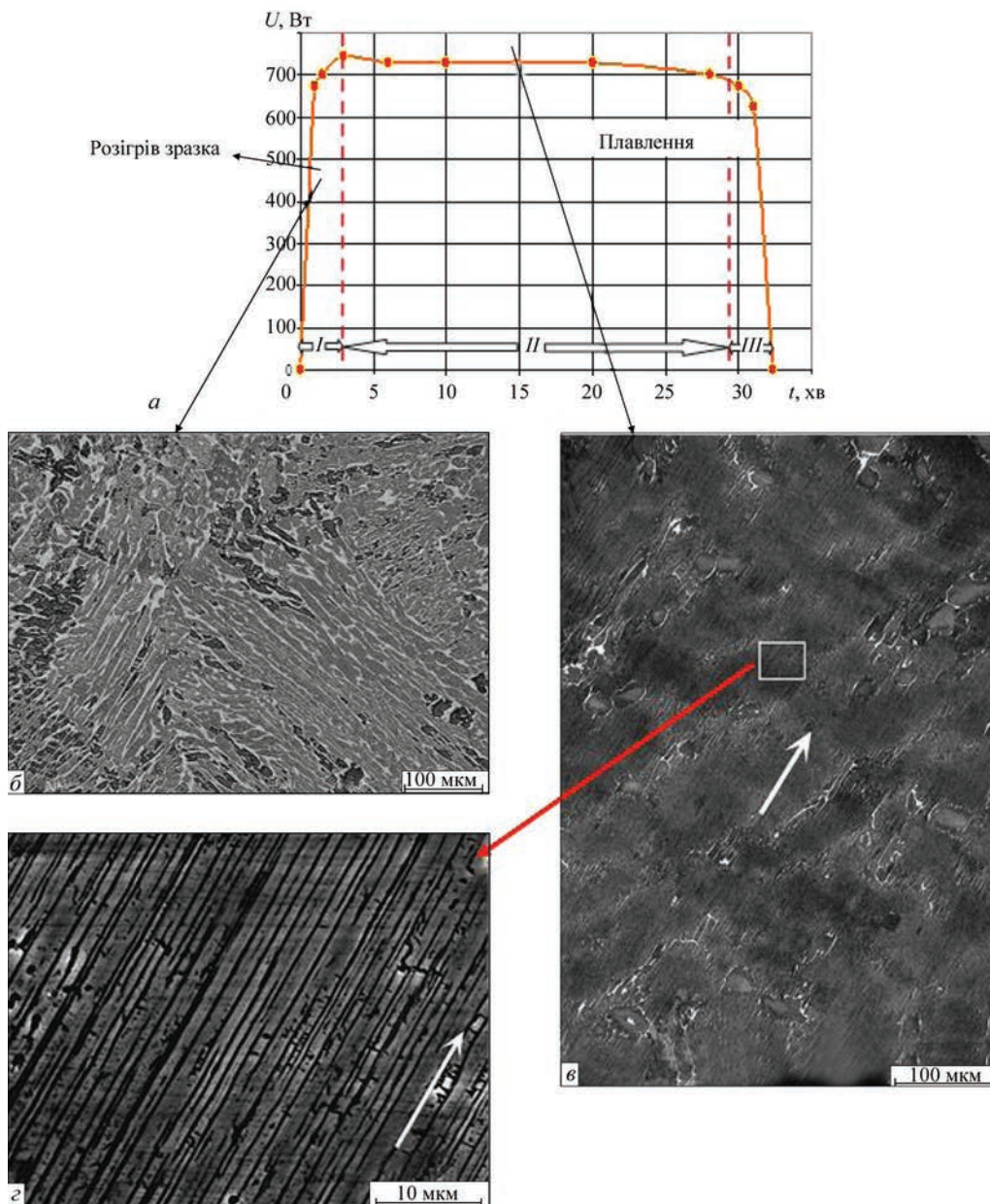


Рис. 2. Процеси структуроутворення на різних стадіях ІБЗП інтерметаліду системи Ti-Al : *a* — циклограма процесу ІБЗП; *б* — структура вихідного матеріалу; *в* — упорядкована в процесі ІБЗП мікроструктура сплаву; *г* — збільшені вирівняні в напрямку руху зони ламелі $(\gamma+\alpha_2)$ -фази

стання алюмінідів титану в конструкціях різного призначення залежить від їх механічних властивостей, які визначаються структурою і фазовим складом сплаву, тому вивчення процесів структуроутворення і фазового стану інтерметаліду є дуже важливим.

Процес фазових трансформацій, що відбуваються в сплаві при ІБЗП, був досліджений за допомогою рентгенівського аналізу сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr [14] та уявлень на моделі (рис. 2, а), що відображає циклограму параметрів процесу та структурні перетворення на різних стадіях. З рисунка видно, що фазовий склад вихідного матеріалу після ІБЗП при швидкості затвердіння 150 мм/год змінюється. Крім того, спостерігається присутність основних інтерметалідних фаз (γ -TiAl і α_2 -Ti₃Al), а також деякий вміст стабілізованої залишкової В2 (впорядкованої низькотемпературної форми β -Ti) [14].

На рис. 2, б показана мікроструктура вихідного сплаву зі зворотнім розсіюванням СЕМ, яка відо-

бражає невпорядковану багатофазну пір'ясту мікроструктуру, що не змінюється під час підігріву зразка. Характерний розмір зерна 500...1000 мкм.

Мікроструктура зразків інтерметаліду після ІБЗП за даними РЕМ представлена на рис. 2, в. Біла стрілка — напрямок дії осового температурного градієнта.

В процесі ІБЗП за даними рентгеноструктурного аналізу (EBSD — дифракції зворотно розсіяних електронів) 70...80 % обсягу зразка займає впорядкована тонка ламельна структура (γ + α_2), причому спрямована строго за віссю зливка. Крім того, є округлі сірі масивні γ -фази (10...15 % від загального обсягу) і найсвітліші прошарки на границі зерен. Це залишкова β -Ti-фаза, тобто первинна тверда упорядкована при кристалізації фаза (приблизно 5...7 мас. %).

Крім того, на рис. 2, г детально показаний збільшений локальний фрагмент площі (біла рамка на рис. 2, в). Ця область складається з ламелів γ -TiAl (сірий) і α_2 -Ti₃Al (чорний) різної товщини,

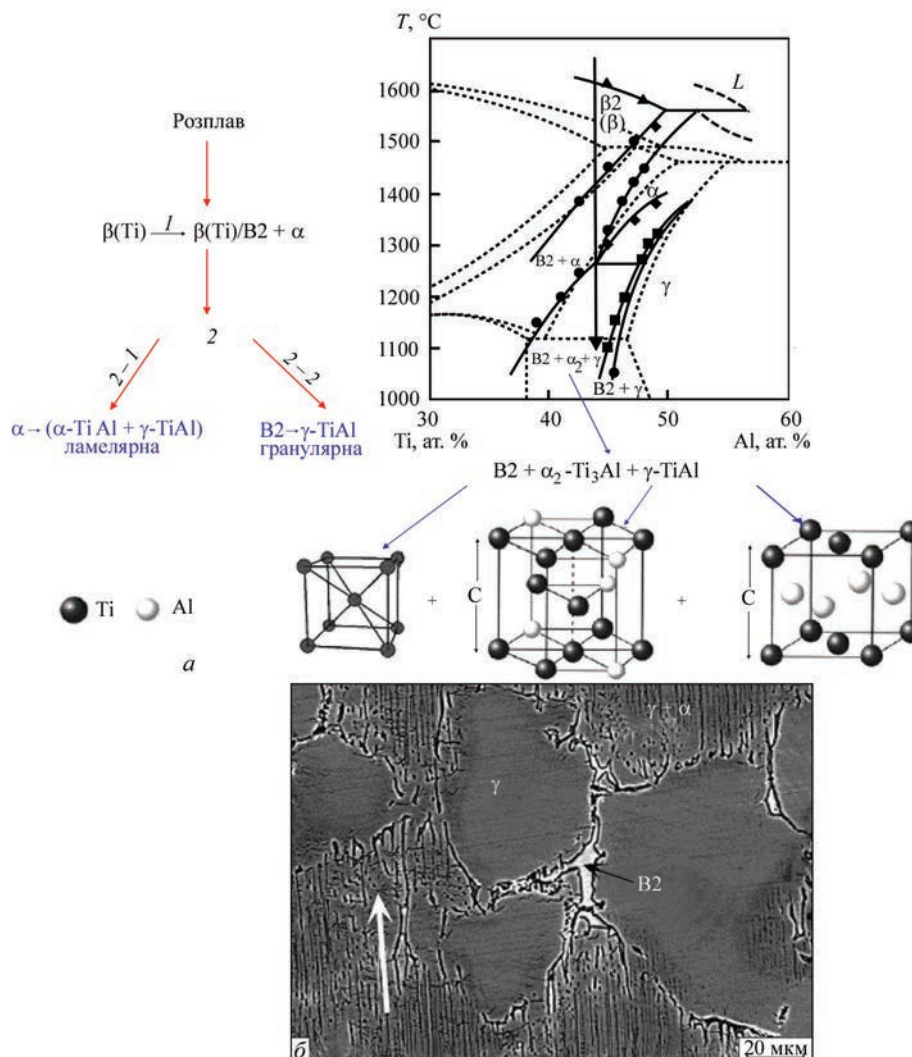


Рис. 3. Модель фазових трансформацій сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr, що відбуваються в процесі ІБЗП: а — псевдобінарна діаграма сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr; б — трифазна структура сплаву



Рис. 4. Зразок для випробувань на розтяг після ІБЗП [14]

які чергуються. Всі значення товщини лежать у субмікронному діапазоні. Об'ємні ламелі γ -TiAl товщиною 400...800 нм переважають в пластинчастій субструктурі. Можна відзначити також, що фаза α_2 -Ti₃Al в сплаві після ІБЗП міститься виключно в пластинчастому стані, а характерна товщина α_2 -ламелів становить 100...200 нм.

На рис. 3 змодельований процес фазових трансформацій та його зв'язок зі псевдобінарною діаграмою.

На цьому ж рисунку наведена псевдобінарна діаграма системи TiAl (Nb, Cr, Zr) [15], яка була розрахована за допомогою пакета ThermoCalc. Пунктиром показана реперна діаграма Ti-Al,

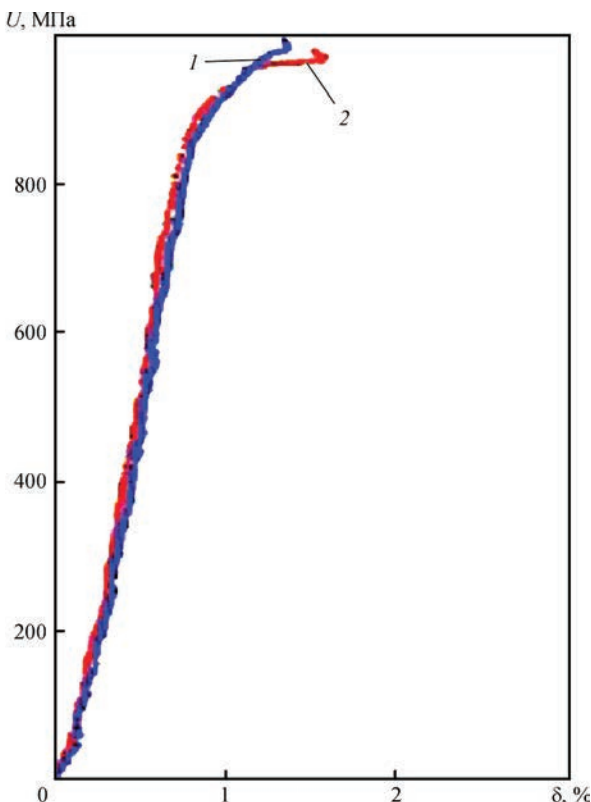


Рис. 5. Криві одноосьової деформації на розтягнення в осьовому напрямку зливка після ІБЗП [14]: 1 — зразок 1; 2 — 2

стрілкою — шлях фазових трансформацій сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr.

Як видно з рис. 3, структура сплаву після ІБЗП трифазна: ділянки $(\gamma+\alpha_2)$; γ -зерна, які перемежені незначною міжкристалітною фракцією B2(β -Ti)-фази. Міжгранулярний прошарок β -Ti (B2-фази) видно дуже добре. Біла стрілка показує напрямок кристалізації сплаву при ІБЗП. Структура сплаву: ламельна і γ -гранулярна складові та зовсім мала залишкова частка B2 [14].

Механізми фазових трансформацій, які відбуваються в процесі зонної плавки, можуть пояснити спільне утворення γ -гранульованих і $(\gamma+\alpha_2)$ -ламелярних фракцій, що співіснують із залишковою, але впорядкованою B2-фазою [14]. Реакція (2-1) починається всередині α -гранул, що призводить до утворення основних ламелярних колоній в межах кожного перетвореного α -зерна. Оскільки B2 розташована уздовж цих границь, часткове протікання реакції (2-2) призводить до утворення (B2+ γ) шов-подібних прошарків між колоній $(\gamma+\alpha_2)$ -фази. Отже, відношення вмісту фаз $(\gamma+\alpha_2)/\gamma/B2$ можна контролювати в деяких межах.

Механічні властивості. Відомо, що в залежності від умов експлуатації виробів матеріал, з якого вони виготовлені, повинен мати певний комплекс механічних властивостей.

Стабільність механічних властивостей є одною з основних вимог, що пред'являються до титанових сплавів, які використовуються для виготовлення виробів відповідального призначення [1].

Проведення випробувань сплаву на розтягнення (розривання) ускладнюється із-за малих розмірів зливок, які отримані в установці ІБЗП, і труднощів їх механічної обробки [2]. Із зливка, що отриманий способом ІБЗП, можна виготовити дві проби. На рис. 4 приведена фотографія зразка для випробувань на розтяг.

На рис. 5 наведені криві деформацій двох зразків, з яких (табл. 2) визначено усереднені показники міцності сплаву на розтягнення $\sigma_{0,2}$ і σ_{max} , а також значення відносного подовження зразка на розрив (δ). Отримані наступні результати: $\sigma_{0,2} = 837$ МПа, $\sigma_{max} = 983$ МПа, $\delta = 1,45$ % [14].

Випробування зразків на розтягнення показало, що подовження (δ) зразків після ІБЗП дорівнює 1,45 %. Причому таке значення досягається при одностадійній обробці. Необхідно відзначити, що якщо порівняти з такими ж даними для класичного TNM сплаву Ti-43,5Al-4Nb-1Mo-0,1B, який в даний час використовується в двигуні PW1100G™, то воно становить 1 % і є необхідною величиною для застосування γ -TiAl в лопатках. Значення $\delta = 1,16$ %, досягається після додаткових багатоступеневих циклічних високотемпературних обро-

Таблиця 2. Механічні властивості сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr після ІБЗП, що отримані при аналізі двох кривих поздовжньої деформації зливка на розтягнення

Зразок	Межа плинності ($\sigma_{0,2}$), МПа	Межа міцності (σ_{max}), МПа	Максимальне відносне подовження (δ), %
1	855	990	1,3
2	820	975	1,5
Середнє значення	837	983	1,45

бок, а $\delta = 1,2\%$ — для того ж сплаву TNM після екструзії, кування і двоступеневої термообробки.

Не дивлячись на те, що була випробувана тільки одна невелика партія зразків, можна зробити висновок, що досліджуваний матеріал після зонної перекристалізації має високі показники на розтягнення. За рівнем отриманих характеристик спосіб ІБЗП не поступається ГП.

З цього порівняння можна припустити, що ІБЗП може замінити складні багатоступінчасті термічні обробки або ГП литих β -стабілізованих інтерметалідних сплавів.

Критичними параметрами, які найбільш часто зустрічаються при експлуатації авіаційних двигунів, є навантаження в умовах високих температур. Тому механічні властивості матеріалу при високих температурах і їх стабільність є одним з основних вимог, що пред'являються при виготовленні виробів відповідального призначення.

Високотемпературні дослідження були проведені з використанням дилатометра для загартування DIL 805A/D з можливістю деформації зразка в режимі напруги (рис. 6). Випробування на стиск при температурі 750...1050 °C проводили в вакуумі 10^{-7} бар. Пристрій працював під дією статичних навантажень від 1 до 700 МПа.

Результати високотемпературних випробувань наведені в табл. 3. Для порівняння в таблиці приведені високотемпературні властивості вихідного інтерметалідного сплаву.

Аналізуючи табл. 3, можна зробити висновки, що ІБЗП зі швидкістю 150 мм/год призвела до і-

Таблиця 3. Параметри високотемпературної деформації

Температура випробувань, °C	Параметри деформації					
	Швидкість повзучості при навантаженні 200 МПа, %/хв		Межа плинності ($\sigma_{0,2}$), МПа		Межа міцності (σ_{max}), МПа	
	Вихідний сплав	Після ІБЗП	Вихідний сплав	Після ІБЗП	Вихідний сплав	Після ІБЗП
850	0,0003	0,0000	480	610	530	630
900	0,0009	->-	370	550	400	570
950	0,0025	->-	275	470	330	480
1000	0,0075	0,0012	260	430	250	430
1050	руйнування	0,0087	150	340	165	370

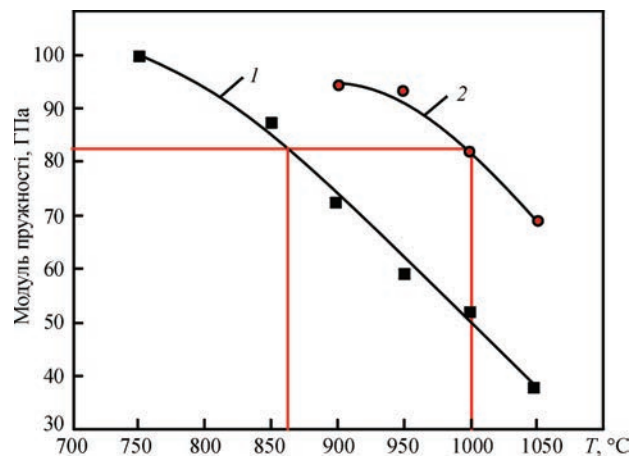


Рис. 6. Залежність модуля пружності вихідного (1) та після ІБЗП (2) сплавів від температури

тотного поліпшення деформування в порівнянні з вихідним матеріалом, а також з результатами випробувань вихідного матеріалу при 850 °C (робоча температура ГТД).

Спостерігається також значне збільшення межі плинності ($\sigma_{0,2}$) у зразків після ІБЗП в порівнянні з цим же показником вихідного матеріалу. Так, при температурі 950 °C $\sigma_{0,2}$ зростає в 1,7 рази.

Результати вимірів швидкості повзучості при навантаженні 200 МПа показують, що перші ознаки повзучості для зразків після ІБЗП з'являються тільки при 950 °C (рис. 6).

На рис. 6 показана залежність модуля пружності від температури. На зразках, які були переплавлені способом ІБЗП, значення високотемпературної пружності зростають у 1,5 рази у порівнянні з вихідним матеріалом при температурі 950 °C, що дуже важливо для роботи авіаційних двигунів.

Можна зробити висновки, що сплав, який був переплавлений способом ІБЗП, має однаковий рівень параметрів деформування при температурах на 100...150 °C вищих у порівнянні з вихідним матеріалом.

Таким чином, верхня температурна межа застосування сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr може бути збільшена з 750...800 до 900...950 °C.

В результаті проведених досліджень встановлено, що впорядкована мікроструктура з оптимі-

зованим $(\gamma+\alpha_2)/\gamma/B2$ об'ємним співвідношенням має більш збалансовані фізико-механічні властивості у порівнянні з вихідним матеріалом. Згідно висновків [15] ламельна матриця (рис. 2, з) відповідає за поліпшення міцності і повзучості, особливо при осьовому навантаженні. У той же час пластичність існує завдяки вбудованим прошаркам, що складаються з γ -зерен та пластичної B2-фази (рис. 3), за рахунок обмеженої рухливості γ -гранул в оточенні прошарків B2-фази, але такі прошарки сприяють релаксації напружень в основній пластинчастій структурі, тим самим підвищуючи високотемпературний поріг її руйнування (розтріскування по границях ламелів).

Висновки

1. Дослідження процесів структуроутворення і фазових трансформацій показали, що застосування безтигельної зонної плавки приводить до створення впорядкованої мікроструктури, яка складається переважно з об'ємно ламелярних колоній $(\gamma+\alpha_2)$ -фаз, розділених малими шовними γ -гранульованими прошарками і дрібними міжкристалічними прошарками стабілізованої фази β -(Ti)/B2.

2. Орієнтована дуплексна мікроструктура зразків сплаву Ti-44Al-5Nb-3Cr-1,5Zr (ат. %) істотно покращує як високотемпературні механічні властивості, так і низькотемпературну пластичність матеріалу. Результати випробувань зразків на розтягнення при кімнатній температурі показали, що подовження (δ) зразків після індукційної безтигельної зонної плавки дорівнює 1,45 %.

3. Сплав має підвищені експлуатаційні характеристики при навантаженні до температур 900...950 °C. При 950 °C межа текучості дорівнює 470 МПа, що в 1,7 рази більше в порівнянні з цим же показником вихідного матеріалу; модуль пружності — 95 ГПа при нульовій швидкості повзучості під навантаженням 200 МПа, яке досягається під дією газового потоку в ГТД останнього покоління.

4. Суттєве підвищення модуля пружності в 1,5 рази можливо обумовлене анізотропією модуля Юнга. Крім того очевидно, що температурна залежність межі плинності по суті визначається температурною залежністю модуля пружності.

5. Підвищення температури початку деформації у порівнянні із вихідним станом приблизно на 150 °C свідчить про те, що спрямована кристалізація сприяє як підвищенню пластичності, так і жароміцності.

6. На основі комплексу досліджень структурного стану і механічних властивостей сплаву γ -TiAl (Nb, Cr, Zr) після індукційної безтигельної зонної плавки можна зробити висновок, що у результаті

розробленого технологічного процесу його верхня температурна межа застосовності може бути збільшена з 750...800 до 900...950 °C.

Список літератури

- Fritz Appel, Jonathan David Heaton Paul, Michael Oehring John (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. Wiley & Sons.
- Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties control of γ -TiAl(Nb, Cr, Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. Alloys Compd.*, **643**, 182–186.
- Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: Справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
- Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. (2015) Закономерности формирования структурно-фазового состояния сплавов на основе орто- и гамма-алюминидов титана в процессе термомеханической обработки. *Вестник РФФИ*, **85**(1), 18–26.
- Clemens H, Mayer S. (2013) Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Advanced Engineering Materials*, **15**, 191–215.
- Деменюк А.О., Ганеев А.А., Деменюк О.Б. и др. (2014) Выбор легирующих элементов для сплавов на основе алюминидов титана. *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия»*, **3**, 95–102.
- Kartavykh A.V., Tcherdyntsev V.V., Gorshenkov M.V. et al. (2013) Tailored microstructure creation of TiAl-based refractory alloys within VGF solidification. *Materials Chemistry and Physics*, **141**, 643–650.
- Поварова К.Б., Банных О.А. (1999) Принципы создания конструкционных сплавов на основе интерметаллидов. Ч. I. *Материаловедение*, **2**, 27–33.
- Поварова К.Б., Антонова А.В., Казанская Н.К. (2004) Закономерности взаимодействия алюминидов титана с легирующими элементами и фазами внедрения — основа выбора термически стабильных сплавов и композитов. *Перспективные материалы*, **5**, 5–15.
- Toshimitsu Tetsui. (2002) Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. *Materials Science and Engineering: A*, **329–331**, 582–588. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01584-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01584-2).
- Аснис Е.А., Пискун Н.В., Статкевич М.И. и др. (2017) Регулирование структуры и фазового состава алюминидов титана, полученных зонной плавкой. *Доповіді Національної академії наук України*, **6**, 36–44.
- Kartavykh A.V., Tcherdyntsev V.V., Gorshenkov M.V. et al. (2013) Tailored microstructure creation of TiAl-based refractory alloys within VGF solidification. *Materials Chemistry and Physics*, **141**(2–3), 643–650.
- Ганина С.М., Гинкин В.П., Чернов К.Г. (2014) Математическая модель тепломассопереноса при бестигельной зонной плавке интерметаллидов TiAl. *Вопросы атомной науки и техники (ВАНТ). Сер. Математическое моделирование физических процессов*, **4**, 35–43.
- Kartavykh A.V., Asnis E.A., Piskun N.V. et al. (2017) Room-temperature tensile properties of float-zone processed β -stabilized γ -TiAl (Nb, Cr, Zr) intermetallic. *J. Materials Letters*, **188**, 88–91.
- Лобанов Л.М., Аснис Е.А., Пискун Н.В., Статкевич И.И. (2018) Улучшение структуры и механических характеристик конструкционных интерметаллидов системы титан-алюминий при направленной кристаллизации. *Доповіді Національної академії наук України*, **12**, 51–60.

References

1. Fritz Appel, Jonathan David Heaton Paul, Michael Oehring John (2011) *Gamma titanium aluminide alloys: Science and technology*. Wiley & Sons.
2. Kartavykh, A.V., Asnis, E.A., Piskun N.V. et al. (2015) Microstructure and mechanical properties control of γ -TiAl(Nb, Cr, Zr) intermetallic alloy by induction float zone processing. *J. Alloys Compd.*, **643**, 182–186.
3. Ilin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
4. Nochovnaya, N.A., Panin, P.V., Alekseev, E.B., Novak, A.V. (2015) Structure-phase composition regularities in titanium alloys based on ortho and gamma aluminides upon thermo-mechanical treatment thereof. *Vestnik RFFI*, **85**(1), 18–26 [in Russian].
5. Clemens, H., Mayer, S. (2013) Design, processing, microstructure, properties, and applications of advanced intermetallic TiAl alloys. *Advanced Engineering Materials*, **15**, 191–215.
6. Demenyuk, A.O., Ganeev, A.A., Demenyuk, O.B. et al. (2014) Selection of alloying elements for alloys based on titanium aluminides, *Vestnik YuUrGY. Seriya Metallurgiya*, **3**, 95–102 [in Russian].
7. Kartavykh, A.V., Tcherdyntsev, V.V., Gorshenkov, M.V. et al. (2013) Tailored microstructure creation of TiAl-based refractory alloys within VGF solidification. *Materials Chemistry and Physics*, **141**, 643–650.
8. Povarova, K.B., Bannykh, O.A. (1999) Principles of development of structural alloys based on intermetallics. Pt 1. *Materialovedenie*, **2**, 27–33 [in Russian].
9. Povarova, K.B., Antonova, A.V., Kazanskaya, N.K. (2004) Regularities of interaction between titanium aluminides and alloying elements and interstitial phases as the base of selection of thermally stable alloys and composites. *Perspektivnye Materialy*, **5**, 5–15 [in Russian].
10. Toshimitsu Tetsui (2002) Development of a TiAl turbocharger for passenger vehicles. *Mater. Sci. and Engin.: A*, **329–331**, 582–588. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01584-2](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01584-2).
11. Asnis, E.A., Piskun, N.V., Statkevich, M.I. et al. (2017) Regulation of structure and phase composition of titanium aluminides produced by zone melting. *Dopovidi NANU*, **6**, 36–44 [in Russian].
12. Kartavykh, A.V., Tcherdyntsev, V.V., Gorshenkov, M.V. et al. (2013) Tailored microstructure creation of TiAl-based refractory alloys within VGF solidification. *Materials Chemistry and Physics*, **141**(2–3), 643–650.
13. Ganina, S.M., Ginkin, V.P., Chernov, K.G. (2014) Mathematical model of heat and mass transfer during crucibleless melting of TiAl intermetallics. *VANT. Seriya Matematicheskoe Modelirovanie Fizicheskikh Protsesov*, **4**, 35–43 [in Russian].
14. Kartavykh, A.V., Asnis, E.A., Piskun, N.V. et al. (2017) Room-temperature tensile properties of float-zone processed β -stabilized γ -TiAl (Nb, Cr, Zr) intermetallic. *J. Materials Letters*, **188**, 88–91.
15. Lobanov, L.M., Asnis, E.A., Piskun, N.V., Statkevich, I.I. (2018) Improvement of structure and mechanical characteristics of structural intermetallics of titanium-aluminium system at directed crystallization. *Dopovidi NANU*, **12**, 51–60 [in Russian].

THE PROCESSES OF STRUCTURE FORMATION DURING DIRECTIONAL
CRYSTALLIZATION OF HEAT-RESISTANT INTERMETALLIC ALLOY OF TiAl SYSTEM
AND THEIR INFLUENCE ON INCREASE OF MATERIAL PLASTICITY

N.V. Piskun

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kiev.ua

The paper presents the results of studying the processes of structure formation in a heat-resistant intermetallic alloy of titanium-aluminium system at directional crystallization by the method of induction crucibleless zone melting and their influence on the mechanical properties. Advantages of directional crystallization of the intermetallic alloy by the method of crucibleless zone melting over other processing methods were determined. It is shown that application of this method allows obtaining the optimal structure and properties of the ingot without application of gasostatic isothermal pressing or multistep heat treatments. The principles and purposes of microalloying of TiAl system (Nb, Zr, Cr) and mechanism of the influence of each alloying element on the alloy properties have been analyzed. The processes of structure formation were studied and features were determined of phase transformations of Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr alloy, taking place during induction crucibleless zone melting. It was proved that the developed technological process of induction crucibleless zone melting of β -stabilized intermetallic Ti-44Al-5Nb-3Cr-1.5Zr alloy ensures directional crystallization, refinement of the intermetallic grain size and allows controlling the ingot structure. The optimum phase balance, submicron interlamellar spacing and predominant orientation of the lamels along the temperature gradient are controlled by melting process parameters. Results of mechanical testing at room and high temperatures are given. These results are compared with the results of initial material testing and their compliance with the requirements for industrial application of such alloys in aircraft industry is demonstrated. It is shown that application of directional solidification at induction crucibleless zone melting promotes formation of a specific microstructure that has a positive effect both on plasticity and heat-resistance of the material, and leads to an essential increase of the modulus of elasticity. Ref. 15, Tabl. 3, Fig. 6.

Key words: intermetallics; crucibleless zone melting; directional crystallization; structure; mechanical characteristics; modulus of elasticity; elongation

Надійшла до редакції 01.07.2021