

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВОЇ ПЛАВКИ

В.А. Костін, О.М. Берднікова, С.Г. Григоренко, Т.Г. Таранова, О.С. Кушнар'ова, В.В. Жуков
ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено експериментальні економнолеговані сплави титану Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe та Ti–1,5Fe–0,4O, що отримані способом електронно-променевої плавки з проміжною ємністю. Проведено металографічні, структурні, рентгеноструктурні, електронномікроскопічні дослідження на просвіт, побудовано термодинамічні діаграми перетворення титанових сплавів та визначено критичні швидкості охолодження, проведено фізичне та комп'ютерне моделювання фазових перетворень у дослідних титанових сплавах. Встановлено, що економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe є двофазним псевдо- β -сплавом, а сплав Ti–1,5Fe–0,4O — двофазним псевдо- α -сплавом. Встановлено, що у сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe зміцнення відбувається за рахунок утворення дисперсних частинок інтерметалідів титану Mo₉Ti₄ та Fe₂Ti, а у сплаві Ti–1,5Fe–0,4O — дисперснозміцнюючими частинками оксидів титану Ti₃O₅, Ti₄Fe₂O та FeTiO. Економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe має більш високі показники міцності у порівнянні з показниками міцності сплаву Ti–1,5Fe–0,4O, але менші показники пластичності та ударної в'язкості. Критична швидкість охолодження для дослідного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 20 °C/с. Бібліогр. 32, табл. 4, рис. 9.

Ключові слова: економнолеговані сплави титану; електронно-променева плавка; мікроструктура; альфа- та бета-фази титану; дисперснозміцнюючі частинки; оксиди титану; інтерметаліди; структурні перетворення; Gleeble 3800; моделювання

Вступ. Розвиток наукомістких галузей сучасної промисловості неможливо уявити без розробки та використання нових конструкційних матеріалів, і перш за все — титанових сплавів. Титан та його сплави, як конструкційні матеріали, мають чудовий комплекс механічних та експлуатаційних властивостей, що дозволяють застосовувати їх у різних галузях промисловості. Сплави на основі титану знайшли широке застосування в авіакосмічній галузі, хімічному та енергетичному машинобудуванні, військовій промисловості, медицині [1–11].

Одним із факторів, що стримує широке застосування титанових сплавів у інших галузях промисловості є їх висока вартість, що пов'язано з системою легування, високою вартістю сировини, що застосовується та технологією їх виробництва. Зниження собівартості виробів передбачає розробку сплавів з використанням дешевої сировини, сплавів з високими технологічними характеристиками, а також технологічних процесів, що забезпечують більш високу ефективність використання спожитої енергії та матеріалів.

Основними напрямками розробки нових композицій економнолегованих сплавів широкого використання є: зменшення вмісту у сплаві дорогих та дефіцитних легуючих елементів (Mo, Ta, Zr, Nb, W); легування дешевими евтектоїдоутворюючими

елементами (Fe, Cr) та застосування елементів проникнення (O, N).

Найбільш перспективним у частині зниження ціни сировини є використання брухту титанових сплавів різного складу з попереднім розрахунком необхідного ступеня їх до легування та безпосереднє використання титанової губки [12, 13].

Для забезпечення більш високої ефективності використання споживчої енергії та застосування енергозберігаючих технологій перспективним є впровадження технології електронно-променевого переплаву (ЕПП) з проміжною ємністю.

Зміна системи легування економнолегованих титанових сплавів призводить до зміни кінетики фазових перетворень і, як наслідок, до зміни їх структурно-фазового складу.

Поширеним методом класифікації титанових сплавів є класифікація сплавів за фазовим складом. Для цього часто використовується коефіцієнт β -стабілізації титанових сплавів. Для α -сплавів $K_{\beta} = 0$, для псевдо- α -сплавів $K_{\beta} < 0,25$, для двофазних ($\alpha+\beta$)-сплавів $K_{\beta} = 0,3 \dots 0,9$, для сплавів перехідного класу $K_{\beta} = 1,0 \dots 1,4$ [14]. Псевдо- β -сплави мають $K_{\beta} = 1,4 \dots 2,4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою $\beta \rightarrow (\beta+\alpha)$. У стабільному стані вони мають $(\beta+\alpha)$ -структуру з переважанням β -фази.

В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, О.М. Берднікова — <https://orcid.org/0000-0001-9754-9478>,

С.Г. Григоренко — 0000-0003-0625-7010, Т.Г. Таранова — <https://orcid.org/0000-0002-2656-4693>,

О.С. Кушнар'ова — <https://orcid.org/0000-0002-2125-1795>, В.В. Жуков — <https://orcid.org/0000-0002-3358-8491>

© В.А. Костін, О.М. Берднікова, С.Г. Григоренко, Т.Г. Таранова, О.С. Кушнар'ова, В.В. Жуков, 2022

Псевдо- α -сплави містять невелику кількість евтектоїдоутворюючого елемента (до 1,2 мас. % Fe) та нейтрального замінювача (Zr), а також нетрадиційні α -стабілізатори — кисень (O) та азот (N), використання яких замість звичайного α -стабілізатора алюмінію (Al) дозволяє як ефективно стабілізувати α -фазу, так і досягти значного ефекту твердорозчинного зміцнення. У свою чергу легування елементами проникнення (переважно бором (B), азотом (N) та/або вуглецем (C), рідше — киснем) призводить до подвійного ефекту — твердорозчинного зміцнення та дисперсійного твердіння за рахунок виділення частинок боридів, карбідів та оксидів [15–18]. Введення в метал мікродобавок РЗМ (Gd) призводить до ефективного диспергування грубопластинчастої литої структури.

Двофазні ($\alpha+\beta$)-сплави титану мають класичну систему легування Ti–Al–V–Fe: α -стабілізатор — Al, ізоморфний β -стабілізатор — V, недорогий евтектоїдоутворюючий β -стабілізатор — Fe, а також іноді додаються РЗМ (Gd, Cd, Nd та Ce). У відпаленому стані двофазний титановий ($\alpha+\beta$)-сплав системи Ti–4,3Al–3(V+Fe)–0,3Gd містить до 10 мас. % стабілізованої β -фази. Композиція сплаву має суттєву технологічну перевагу, так як надається можливість використовувати недефіцитні феротитан та ферованадій.

Псевдо- β -сплави титану мають структуру, яка складається із слабо зміцнених α - та β -твердих розчинів. Вони містять незначну кількість Al (трохи більше 3 %). У якості β -стабілізуючих елементів у них використовуються ізоморфні елементи β -титану, що мало його зміцнюють, Mo, V, іноді Nb. Ці сплави можна піддавати інтенсивній холодній деформації, а при термічній обробці, що зміцнює, ці сплави гартуються на повітрі. Псевдо- β -сплави більш леговані, ніж сплави перехідного класу і мають $K_{\beta} = 1,4 \dots 2,4$.

Розвиток економнолегованих титанових сплавів йшов переважно за двома напрямками. Першу групу економнолегованих титанових сплавів складала сплави, що містили знижену кількість ванадію (до 2...3 мас. % V), який підвищує показники міцності, пластичності та здатність α -фази до пластичної деформації (Ti–3Al–2,5V та ін.) [19]. Сплави другої групи створювалися як дешевші аналоги сплаву Ti–6Al–4V (Ti 6-4), що не поступалися йому за механічними та техноло-

гічними властивостями, так звані RMI Low cost (Ti–5,5Al–1Fe та ін.) [20].

З метою зниження вартості високоміцних високолегованих титанових сплавів компанією «TIMETAL» (США) розроблено сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe (Low Cost Beta — LCB), який характеризується міцністю не менше 1000 МПа у відпаленому стані, та не менше 1400 МПа після стандартної термічної обробки. Сплав TIMETAL LCB застосовується для виготовлення високоміцних виробів, зокрема, пружин для деяких моделей автомобілів [21, 22].

Разом з тим, основними недоліками економнолегованих титанових сплавів є недостатній рівень і нестабільність властивостей внаслідок неоднорідності структурно-фазового складу, хімічної мікронеоднорідності та виділень інтерметалідних фаз по границях зерен.

Тому метою цієї роботи було дослідити вплив системи легування економнолегованих титанових сплавів на особливості фазо- та структуроутворення та механічні властивості у зливках, отриманих способом електронно-променевої плавки (ЕПП) з проміжною ємністю.

Матеріали та методика досліджень. В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України виплавлено зливки двох економнолегованих сплавів титану — Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (псевдо- β -сплав) та Ti–1,5Fe–0,4O (псевдо- α -сплав) способом ЕПП з проміжною ємністю [23], який знайшов застосування в дослідницькій практиці та промисловості для отримання сплавів з низьким вмістом газів, домішок і неметалевих включень. Застосування ЕПП дозволило підвищити якість злиwkів економнолегованих сплавів титану та знизити собівартість напівфабрикатів за рахунок використання майже 100%-ного брухту і відходів титанового виробництва при виплавці. Після механічної обробки зливки піддавали гарячій деформаційній обробці на реверсивному ДУО-стані Skoda 355/500 [23].

Хімічний склад експериментальних сплавів наведено в табл. 1.

Економнолегований титановий сплав Ti–1,5Fe–0,4O містить 1,53 % Fe та 0,4 % O (табл. 1). Розчинність заліза в α -титані достатньо мала і становить лише 0,2 %, тому значний вміст кисню може бути причиною появи оксидів заліза, а значний вміст заліза причиною появи інтерметалідів TiFe в структурі металу. Коефіцієнт β -стабі-

Таблиця 1. Хімічний склад експериментальних економнолегованих титанових сплавів, мас. %

Сплав	Al	Fe	Mo	Nb	Ni	Si	O	Ti
Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (сплав 1)	2,778	4,87	5,125	–	–	–	0,15	залишок
Ti–1,5Fe–0,4O (сплав 2)	0,006	1,53	0,004	0,003	0,023	0,032	0,40	—>—

Таблиця 2. Параметри хімічного складу економнолегованих титанових сплавів

Сплав	Система сплаву	K_{β}	$[Mo]_{\text{екв}}, \%$	$[Al]_{\text{екв}}, \%$	Тип структури
Сплав 1	Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe	1,55	17,1	4,2	псевдо- β
Сплав 2	Ti-1,5Fe-0,4O	0,34	3,75	5,0	псевдо- α
TiMETAL LCB	Ti-1,5Al-6,8Mo-4,5Fe	1,64	18,1	3,0	псевдо- β
BT19	Ti-5,5Mo-5,5Cr-3,5Fe-3Al-Zr	1,56	17,2	4,1	—»—
BT23	Ti-5Al-4,5V-2Mo-1Cr-0,6Fe	—	8,1	6,0	$\alpha + \beta$

Примітка. $[Al]_{\text{екв}} = \% Al + \% Sn/3 + \% Zr/6 + 10[\% O + \% C + 2 (\% N)]$. $[Mo]_{\text{екв}} = \% Mo + \% Ta/4 + \% Nb/3,3 + \% W/2 + \% V/1,4 + \% Cr/0,6 + \% Mn/0,6 + \% Fe/0,4 + \% Ni/0,8$.

лізації сплаву Ti-1,5Fe-0,4O дорівнює $K_{\beta} = 0,34$, що відповідає малолегованим ($\alpha + \beta$)-сплавам. Однак значний вміст кисню, який є стабілізатором α -фази, дозволяє віднести його до псевдо- α -сплавів. У структурі сплаву переважає α -фаза, проте в псевдо- α -сплавах міститься незначна кількість β -фази на рівні 5...15 %.

Економнолегований титановий сплав Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe містить 2,7 % Al, 4,87 % Fe та 5,125 % Mo. Кількість кисню не перевищує 0,15 %. Коефіцієнт β -стабілізації сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe складає 1,55 (табл. 2), що дозволяє віднести його до класу псевдо- β -сплавів титану. Коефіцієнт β -стабілізації цього сплаву дещо менше, ніж у традиційного економнолегованого сплаву TiMETAL LCB ($K_{\beta} = 1,64$) і дорівнює коефіцієнту β -стабілізації сплаву BT19.

Хімічне травлення досліджуваних зразків проводили у дві стадії: спочатку в 4%-ному розчині азотної кислоти (HNO_3) та наступне електролітичне — в реактиві хромового ангідриду.

Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі NEOPHOT 32 при збільшенні $\times 100 \dots 1000$, який обладнано цифровою фотокамерою OLYMPUS з системою реєстрації зображення та архівування. Поверхню руйнування досліджували на растровому електронному скануючому мікроскопі JSM-840 та системі аналізу поверхні JAMP 9500F фірми «JEOL» (Японія). Мікротвердість вимірювали на твердомірі M-400 фірми «LECO» (США) при навантаженні 10 г.

Дослідження дислокаційної структури, отримання мікродифракційних картин та визначення типу мікрофаз проводили методом трансмісійної електронної мікроскопії (ТЕМ) на просвічуючому електронному мікроскопі JEM-200CX фірми «JEOL» (Японія) ($U = 200$ кВ, $I = 50$ мА).

Рентгеноструктурні дослідження зразків проводили на дифрактометрі ДРОН УМ-1 в монохроматичному CuK_{α} -випромінюванні методом крокового сканування ($U = 35$ кВ; $I = 25$ мА; час експозиції в точці — 5 с, крок — $0,05^{\circ}$, вихідні щілини — 1×12 мм); зйомку дифрактограми проводили від зразка, що обертався. В якості монохроматора використовували монокристал графіту. Обробку отриманих дифрактометричних даних виконували з використанням програми PowderCell 2.4 для повнопрофільного аналізу рентгенівських спектрів від суміші полікристалічних фаз. Профілі дифракційних максимумів апроксимували функцією псевдо-Фойга (Pseudo-Voigt).

Результати досліджень та їх обговорення. Мікроструктура металу титанового сплаву 1 (Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe) представлена на рис. 1. Аналіз структури вихідного металу досліджуваного економнолегованого сплаву 1 показав, що вона складається з рівновісних поліедричних β -зерен як в приповерхневих шарах, так і в глибині. Розмір β -зерен становив 150...500 мкм з рівномірним розподілом дисперсних виділень α -фази по тілу зерна, розмір α -частинок — 1...2 мкм. По границях деяких зерен розташована оторочка з α -фази

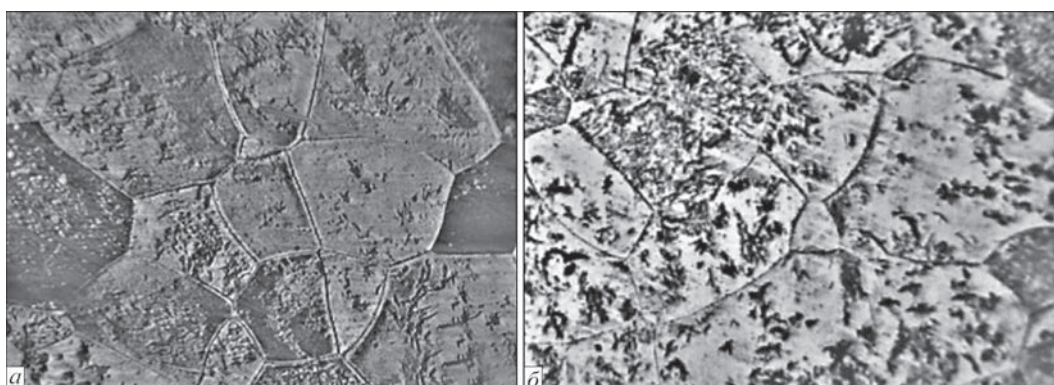


Рис. 1. Мікроструктура вихідного металу досліджуваного сплаву 1: а — світлова ($\times 200$); б — електронна мікроскопія ($\times 1000$)

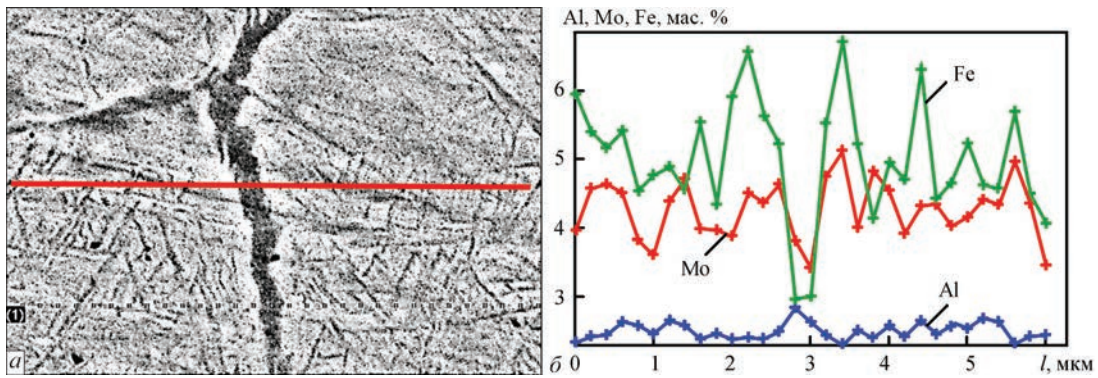


Рис. 2. Оторочка з α -фази титану по границях зерен у титановому сплаві 1: *a* — мікроструктура ($\times 3000$); *б* — розподіл елементів по лінії

товщиною 5...10 мкм, у якій спостерігалось зниження кількості молібдену та заліза (рис. 2).

Дослідження структури дозволили зробити висновок, що в мікроструктурі вихідного титанового сплаву 1 виділяються дисперсні частки α -фази різної форми і розмірів. Розміри фаз змінюються від 15 до 1 мкм. Крім того в пластинах α -фази були виявлені дисперсні частинки інтерметалідів різної форми розміром значно менше 1 мкм, що робить необхідним проведення електронномікроскопічних досліджень на просвіт. Слід зазначити, що у сплаві 1 (Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe) спостерігався значно більший вміст дисперсних частинок інтерметалідів у порівнянні з металом сплаву 2 (Ti-1,5Fe-0,4O). Твердість основного металу становить приблизно 3500...3760 МПа, кількість β -фази — біля 71 % [24].

Мікроструктура вихідного металу економічного титанового сплаву 2 (Ti-1,5Fe-0,4O) представлена на рис. 3. У структурі псевдо- α -сплаву 2 переважає α -фаза з невеликою кількістю β -фази (5...15 %). Структура складається з великих поліедричних зерен первинної α -фази, всередині яких спостерігається структура, що має пакетну морфологію. Дослідження показали, що структура всередині зерна складається із зібраної в колонії пластинчастої α -фази, в проміжках між пластинами якої розташовується β -фаза. Пластини α -фази мають товщину 3...7 мкм, прошарки β -фази між пластинами складають близько 1 мкм. Крім зазначених фазових складових і на тлі α -пластин, і між ними, ймовірно, спостерігаються дисперсні частинки інтерметалідів розміром менше 1 мкм.

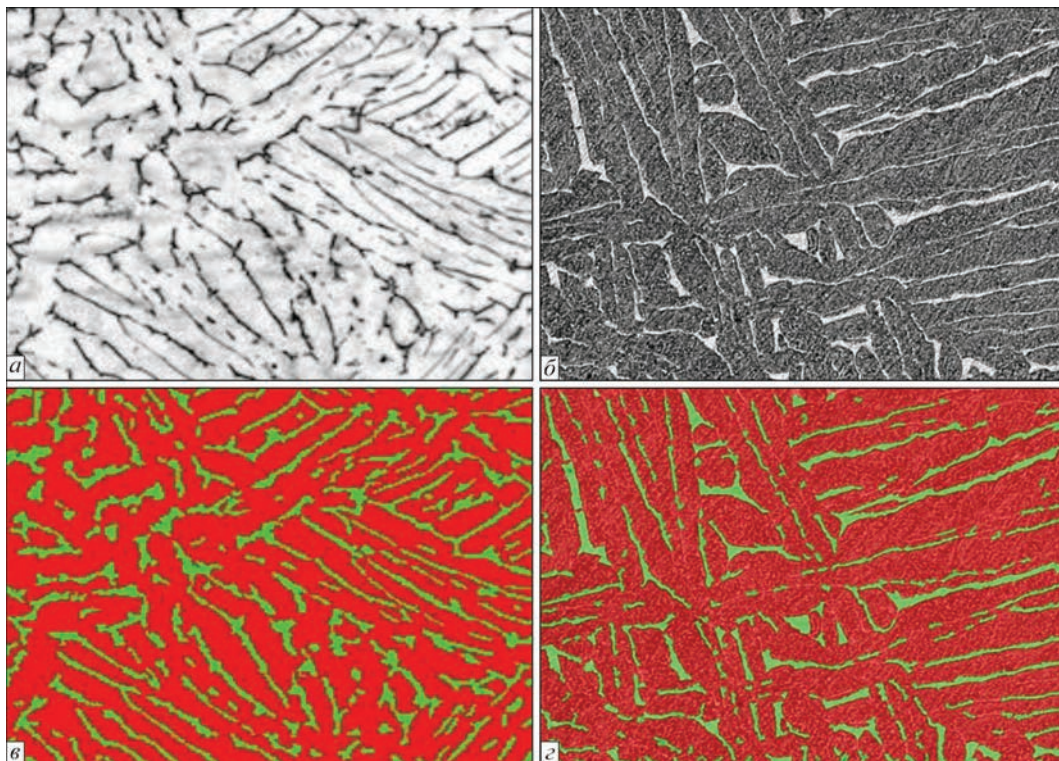


Рис. 3. Мікроструктура вихідного металу досліджуваного сплаву 2: *a* — світлова ($\times 500$); *б* — електронна мікроскопія ($\times 2000$); *в* ($\times 500$) та *г* ($\times 2000$) — відповідно бінаризоване зображення для визначення частки фаз

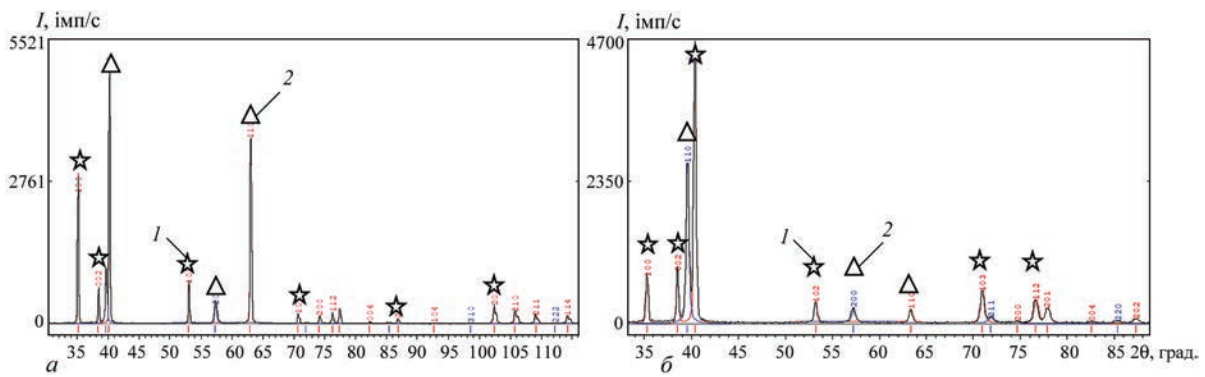


Рис. 4. Результати рентгенофазового аналізу економнолегованих титанових сплавів: *a* — сплав 1; *б* — сплав 2; 1 — α -Ti; 2 — β -Ti

З метою визначення складу дисперсних частинок інтерметалідів було проведено енергодисперсійний аналіз на системі JAMP 9500F та встановлено, що в β -фазі титану та в дисперсних інтерметалідних частинках, які спостерігаються в α -фазі, виявлено підвищений вміст заліза, що передбачає можливе утворення в структурі інтерметалідів TiFe. Твердість основного металу складає приблизно 2600...2850 МПа.

Проведені методом рентгеноструктурного аналізу дослідження підтвердили (рис.4), що економнолегований титановий сплав 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) є двофазним псевдо- β -сплавом та складається з бета-фази титану (β -Ti) у кількості 89,02 % (параметри ґратки: $a = 2,9400$, $c = 4,670$) та альфа-фази титану (α -Ti) в кількості 10,98 % (параметри ґратки: $a = 3,2225$). Титановий сплав 2 (Ti–1,5Fe–0,4O) є двофазним псевдо- α -сплавом титану, у якому частка альфа-фази (α -Ti) становить 90,42 % (параметри ґратки: $a = 2,9501$, $c = 4,6785$), а бета-фази (β -Ti) — 9,58 % (параметри ґратки: $a = 3,2137$).

Методом просвічуючої ТЕМ досліджено тонку структуру та фазові виділення у досліджуваних титанових сплавах.

У титановому сплаві 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) було виявлено дисперсні фазові виділення різної форми та розміру (рис. 5, *a*, *б*): частинки Mo_9Ti_4 розміром $(0,02...0,12) \times (0,04...0,17)$ мкм; дисперсні глобулярні частинки Fe_2Ti — $0,01...0,04$ мкм; інтерметаліди Ti_3Al у вигляді темних смуг в α -пластинах розміром $(0,01...0,04) \times (0,03...0,11)$ мкм. Також спостерігалися прошарки Mo_9Ti_4 між пластинками α -фази розміром $(0,04...0,13) \times (0,13...0,5)$ мкм. Об'ємна частка фазових виділень складала, об. %: 5...11 Ti_3Al ; 27...38 Fe_2Ti ; 5...24 Mo_9Ti_4 ; 10...18 Mo_9Ti_4 .

Дослідженнями тонкої структури титанового сплаву 2 (Ti–1,5Fe–O) було виявлено (рис. 5, *в*, *з*), що в структурі присутні фазові виділення різної форми та розміру. В пластинках α' -фази дисперсні глобулярні частинки Fe_2Ti

розміром $0,01...0,04$ мкм; штрихові оксиди Ti_3O_5 — $(0,01...0,03) \times (0,05...0,08)$ мкм та в невеликій кількості складні сполуки $FeTiO_5$ — $(0,07...0,09) \times (0,14...0,21)$ мкм. В смугах β -фази було виявлено глобулярні частинки $FeTiO_5$ розміром $(0,07...0,09) \times (0,14...0,21)$ мкм. Об'ємна доля фазових виділень складає, об. %: 4...23 Ti_3O_5 ; 8...10 $FeTiO_5$; 6...12 Ti_4Fe_2O та 12...35 Fe_2Ti .

Таким чином, у сплаві 1 зміцнення відбувається за рахунок утворення дисперсних частинок інтерметалідів титану Mo_9Ti_4 та Fe_2Ti , тоді як у сплаві 2 внаслідок підвищеного рівня кисню (0,4 % O) дисперснозміцнюючими частинками переважно є складні оксиди титану Ti_3O_5 , Ti_4Fe_2O та $FeTiO_5$ при незначній кількості частинок інтерметаліду Fe_2Ti .

Проведені механічні випробування досліджуваних економнолегованих титанових сплавів 1 та 2 приведені у табл. 3.

Аналіз результатів механічних випробувань показав [25], що економнолегований титановий сплав 1 має більш високі показники у порівнянні з показниками сплаву 2, але сплав 2 має чудові показники пластичності (табл. 3).

З метою подальшого підвищення показників пластичності псевдо- β -титанового сплаву 1 необхідно провести відповідну термічну обробку. Для визначення оптимальних режимів термічної обробки проведено фізичне моделювання на прикладі титанового сплаву VT23 (табл. 2) та комп'ютерне моделювання фазових перетворень на досліджуваному титановому сплаві 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) та побудовано термодинамічні діаграми (ТКД) фазових перетворень. Вибір титанового сплаву VT23 для проведення фізичного моделювання пов'язано

Таблиця 3. Механічні властивості досліджуваних економнолегованих титанових сплавів [32]

Сплав	Гимчасовий опір розриву (σ_B), МПа	Межа плинності (σ_T), МПа	Відносне подовження (δ), %	Ударна в'язкість, (KCV), Дж/с ²
Сплав 1	1015	939	1,9	3,6
Сплав 2	731	712	13,7	39

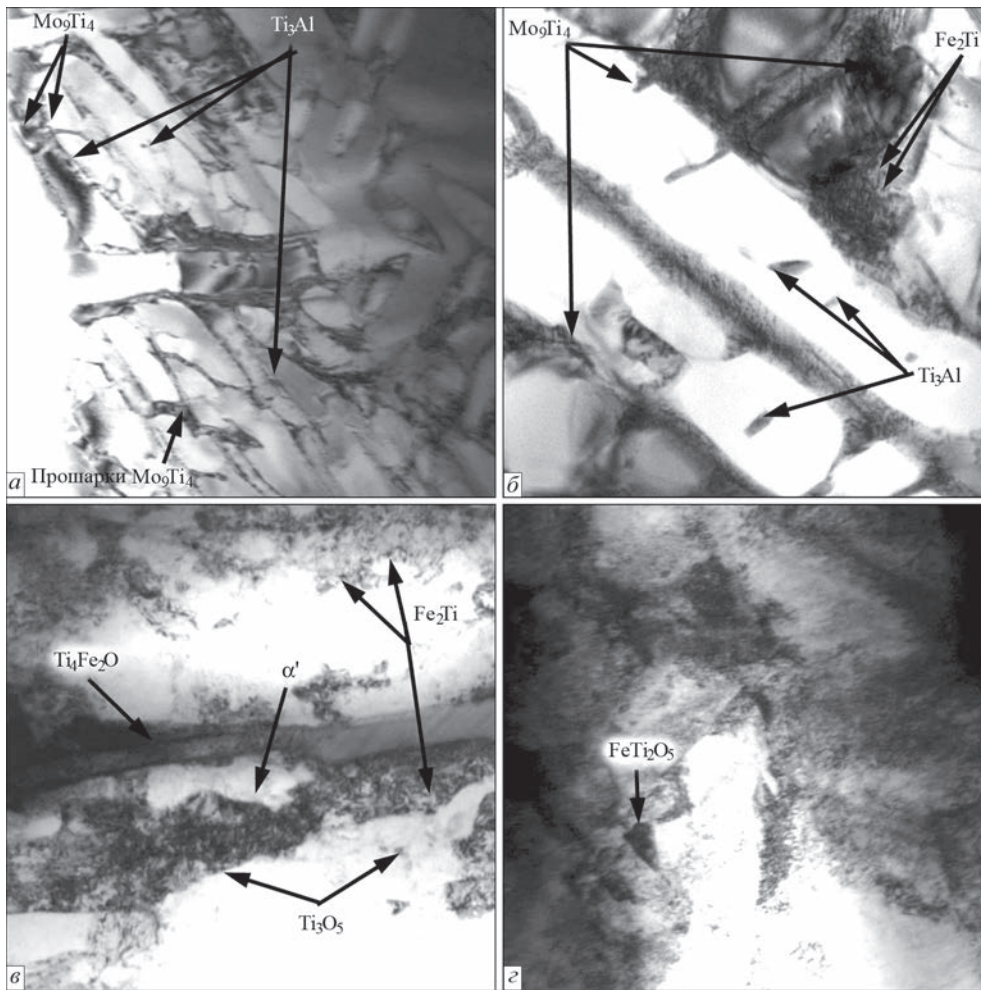


Рис. 5. Тонка структура досліджуваних титанових сплавів та фазові виділення у них: *а, б* — сплав 1; *в, г* — сплав 2, $\times 52000$

з тим, що тільки для цього сплаву є загальнодоступна експериментальна ТКД, з якою можна провести порівняння результатів експерименту.

Дослідження проводили з залученням автоматизованої динамічної системи для моделювання (імітації) термодформаційного стану металів Gleeble 3800. Для визначення критичних температур фазових перетворень було застосовано методику диференційного дилатометричного аналізу. При використанні цієї методики критичні температури визначають, як традиційно прийнято, не по дотичній до дилатограми, а по результатам першої похідної даних дилатометра по температурі. Такий метод дозволяє точніше ідентифікувати незначні зміни розміру зразка титанового сплаву, що відбуваються у ході дилатометричного випробування на фоні теплового розширення матеріалу.

В результаті проведених дилатометричних випробувань і аналізу отриманих даних встановлено критичні температури структурно-фазового перетворення для титанового сплаву ВТ23. По характеру кривої першої похідної дилатометричних даних видно, що для зразків, які були охолоджені зі швидкостями 0,5 та 6,0 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис. 6, *а, б*), характер

перетворення відрізняється від перетворення, що відбувається у металі зразків, які були охолоджені зі швидкостями 20 та 34 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ (рис. 6, *в, г*).

Показано, що саме для зразків, охолоджених при швидкостях 0,5 та 6,0 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$, при перетворенні спостерігається пікове підвищення значень першої похідної дилатометричних даних, тоді як при 20 та 34 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ спостерігається пікове зниження. Це свідчить про різний характер формування структурно-фазових складових у ході перетворення для титанового сплаву ВТ23.

Порівняння експериментальної ТКД з отриманою у роботі [26] показало достатньо близькі значення температур формування структурно-фазових складових α - та β -фаз (рис. 7).

Деякі відмінності цих результатів можливо пояснити різними умовами термічного впливу в ході проведення дилатометричних випробувань. Слід також зазначити, що незначний дилатометричний ефект, що отримано на зразках титанового сплаву ВТ23, був значно нижчий, ніж той, що отримано у титановому сплаві ВТ6. Незначний дилатометричний ефект свідчить про те, що лише мала частина металу задіяна у структурно-фазовому перетво-

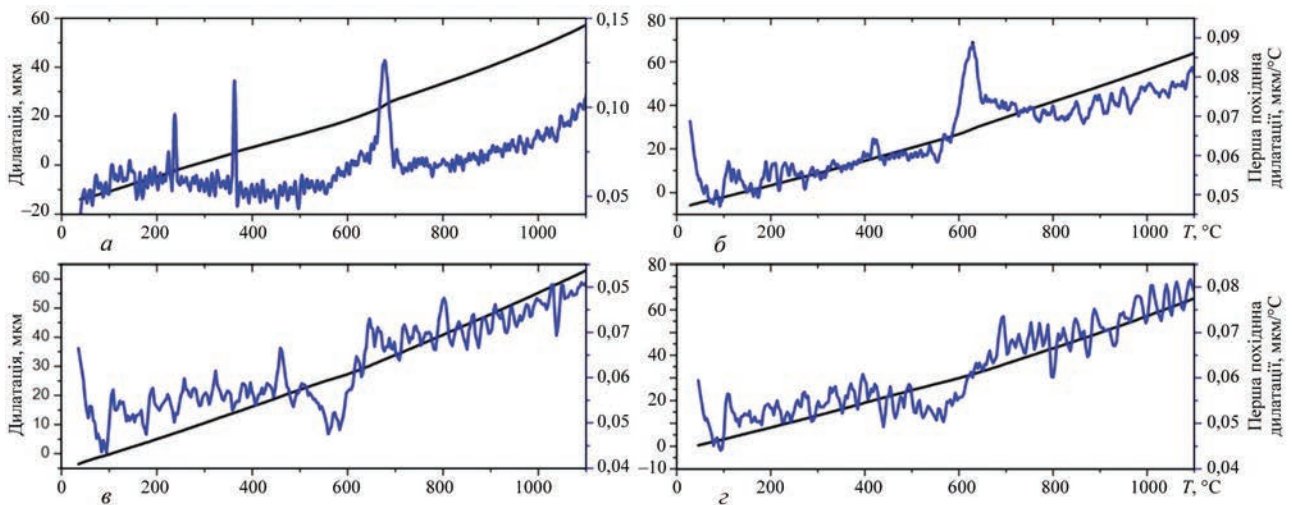


Рис. 6. Аналіз дилатометричних даних, отриманих на зразках сплаву VT23 при швидкостях охолодження $w_{6/5}$, °C/c: а — 0,5; б — 10; в — 20; г — 34

ренні. У порівнянні зі сплавом VT6 при побудові ТКД титанового сплаву VT23 температура максимального нагрівання складала лише 1200 °C проти 1350 °C та була відсутня витримка при максимальній температурі. Тобто для отримання контрастного дилатометричного ефекту при побудові ТКД титанових сплавів необхідно забезпечити достатню витримку металу при високих температурах для перетворення більшого об'єму металу титанового сплаву у β -фазу.

Таким чином, результати, отримані при фізичному моделюванні фазових перетворень у титанових сплавах на приладі Gleeble 3800, дозволять з достатньою точністю побудувати ТКД економнолегованих титанових сплавів та визначити температури перетворень та частку фаз, що формується.

У роботі окрім фізичного моделювання (імітації) фазових перетворень було проведено математичне (комп'ютерне) моделювання фазових перетворень у економнолегованих титанових сплавах.

Одним з основних підходів для розрахунку рівноважних діаграм стану є CALPHAD метод (CALculation of PHase Diagrams) [27], який заснований на порівняльному аналізі розрахункових даних з експериментальною інформацією про фазові рівноваги в системі і термодинамічних властивостях фаз, її складових. Термодинамічні властивості кожної фази описуються математичною моделлю, параметри якої обчислюються шляхом мінімізації різниці між описуваною величиною і її експериментальним значенням, враховуючи всі співіснуючі фази. Після цього можливий перерахунок фазової діаграми і термодинамічних властивостей складових системи фаз.

В якості основного параметра моделі використовується енергія Гіббса, тому що більшість експериментальних даних отримано при певних

значеннях температури і тиску. Крім того, будь-яка термодинамічна величина може бути отримана з енергії Гіббса.

Значення параметрів, що входять в формули для розрахунку енергії Гіббса (G_ϕ), ентальпії (H_ϕ) та ентропії (S_ϕ) будь-якої фази в рамках CALPHAD підходу наведені в базі даних SGTE (Scientific Group Thermodata Europe) [28] для всіх елементів в різних фазових станах. Після того, як параметри $G_{i,p}^l, H_{i,p}^l, S_{i,p}^l$ окремих фаз визначені, властивості кінцевого сплаву розраховуються з використанням добре зарекомендованих моделей суміші, які дозволяють розрахувати внесок кожної фази в повну енергію Гіббса всієї системи (рис. 8).

Пакет програм CALPHAD дозволяє розрахувати теплофізичні властивості титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в залежності від температури випробувань (табл. 4).

На даний час розроблено ряд математичних моделей фазових перетворень, які на основі об'єд-

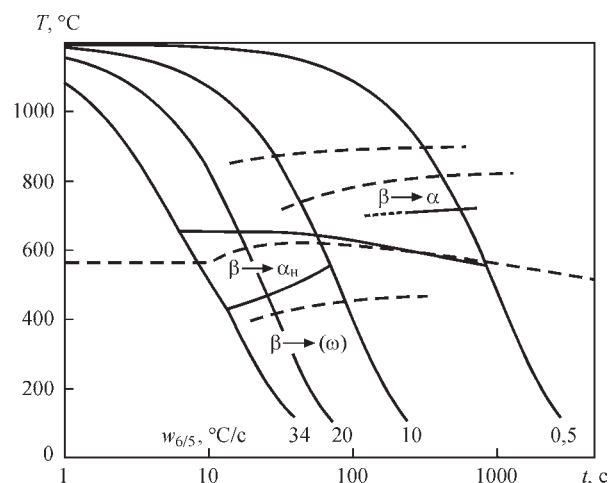


Рис. 7. Порівняння експериментальної ТКД для титанового сплаву VT23 (суцільна лінія) з діаграмою, що отримана у роботі [25] (пунктирна лінія)

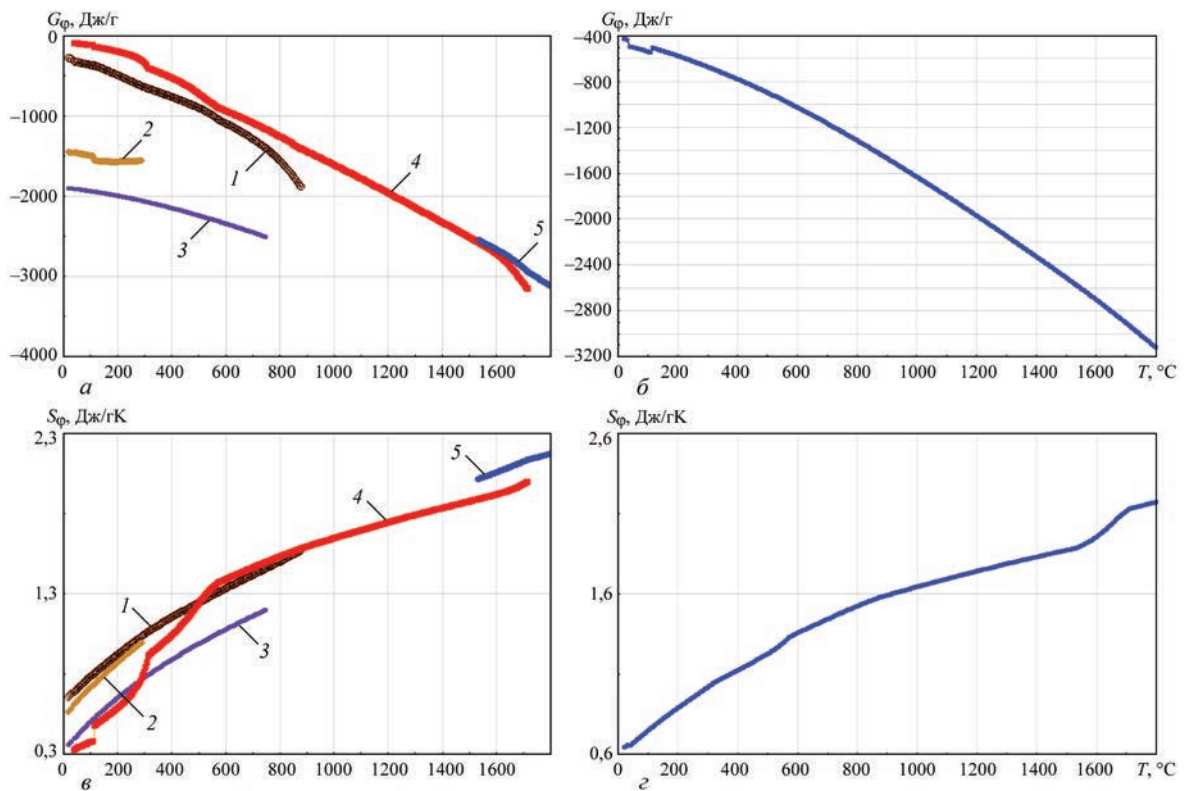


Рис. 8. Вплив температури на розрахункову енергію Гіббса (а, б) та ентропію (в, г) титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe окремо по фазах (а, в) і всієї системи (б, г): 1 — α-фаза; 2 — Ti₃Al; 3 — Ti₃Si₃; 4 — β-фаза; 5 — L

нання термодинаміки і кінетики структурних перетворень багатокомпонентних систем різних матеріалів, в тому числі і титанових сплавів, дозволяють побудувати рівноважну діаграму стану таких систем і діаграми ізотермічного перетворення [29].

Так, наприклад, відповідно до теорії Джонсона–Мехлу–Аврамі (JMA), для титанового сплаву зміна об'ємної частки α-фази x в процесі розпаду β-фази

при постійній температурі (T) в припущенні, що виділяються частки α-фази, мають сферичну форму, може бути описано наступним рівнянням [30]:

$$x = \frac{V}{V_{eq}} = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} N_r G_r^3 t^4\right), \quad (1)$$

де V — об'ємна частка α-фази, виділена за час t ; V_{eq} — рівноважна частка α-фази в металі при тем-

Таблиця 4. Розрахункові властивості титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Температура, °C	Щільність, кг/м ³	Коефіцієнт теплопровідності, Вт/мК	Коефіцієнт теплоємності, Дж/кг·К	Коефіцієнт термічного розширення, 10 ⁻⁶ /К	Модуль пружності, ГПа	Коефіцієнт Пуасона
25	4,199	35,522	526,00	14,520	98,877	0,329
100	4,185	38,124	552,06	14,613	95,341	0,331
200	4,166	40,933	575,20	15,172	90,443	0,335
300	4,145	43,452	596,49	15,734	85,333	0,340
400	4,123	45,841	617,75	16,300	80,009	0,345
500	4,101	48,158	642,20	16,869	74,466	0,350
600	4,076	50,433	716,69	17,440	68,699	0,355
700	4,053	52,510	742,36	17,825	62,647	0,361
800	4,030	54,510	1278,73	18,081	56,617	0,367
900	4,119	43,643	718,32	7,367	71,445	0,374
1000	4,094	45,920	745,19	8,746	65,255	0,381
1100	4,072	48,366	823,97	9,699	60,744	0,389
1200	4,055	51,058	1060,54	10,070	59,323	0,398
1300	3,994	53,775	1159,41	9,644	61,106	0,411
1400	4,036	55,922	1040,40	9,790	56,234	0,424
1500	3,979	56,747	2606,13	12,517	37,421	0,439

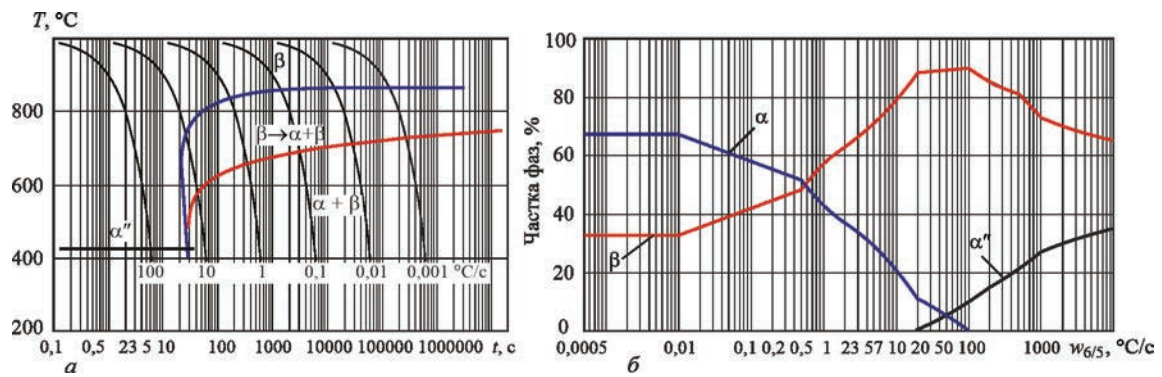


Рис. 9. Розрахункові діаграми: *a* — термокінетична діаграма перетворення; *б* — вплив швидкості охолодження на частку фаз в економнолегованому титановому сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

температурі T ; N_r — швидкість виділення α -фази, $\text{м}^3 \cdot \text{с}^{-1}$; G_r — швидкість росту часток α -фази, м/с .

Для практичних розрахунків рівняння (1) зазвичай використовують в узагальненому вигляді [31]:

$$x = 1 - \exp(-kt^n), \quad (2)$$

де k і n — є константами і зазвичай визначаються емпірично і залежать від температури, форми частинок α -фази і інших параметрів процесу фазового перетворення.

Побудовану таким чином ізотермічну діаграму перетворення (ТТТ), використовуючи відомі правила адитивності [32], можливо перерахувати у діаграму безперервного охолодження (ССТ).

За наведеною методикою CALPHAD для економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe було отримано розрахункову діаграму фазових перетворень (рис. 9, *a*), яка дозволяє оцінити температури початку $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення, необхідну швидкість охолодження для отримання певного співвідношення β/α -фаз (рис. 9, *б*), час перетворення, критичну швидкість перетворення, при якій починає формуватися мартенситоподібна α' -фаза. По діаграмі визначено температури початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (850...875 °C) для швидкостей охолодження 0,01...10,0 °C/c та температури кінця $\beta \rightarrow \alpha$ -перетворення (600...660 °C) для цих же швидкостей.

Критична швидкість охолодження, вище якої починає формуватися мартенситоподібна α' -фаза для досліджуваного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 20 °C/c (рис. 9, *б*). Аналіз отриманих результатів показав, що з підвищенням швидкості охолодження кількість α -фази неперервно зменшується, кількість β -фази спочатку зростає, а після того, як починає формуватися α' -фаза, зменшується (рис. 9, *б*). Максимальна кількість β -фази формується у діапазоні швидкостей охолодження 50...100 °C/c, але при цьому починає зростати кількість α' -фази, яка лімітує пластичні властивості економнолегованого сплаву.

Таким чином, використання розрахункових методів моделювання структурно-фазових перетворень у економнолегованих титанових сплавах дозволяє оптимізувати їх структурно-фазовий склад та підвищити механічні властивості.

Висновки

1. Встановлено, що економнолегований титановий сплав 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) є двофазним псевдо- β -сплавом, у якому доля β -фази титану складає 89,02 % та α -фази — 10,98 %. Титановий сплав 2 (Ti–1,5Fe–0,4O) є двофазним псевдо- α -сплавом титану, у якому доля α -фази становить 90,42 % та β -фази — 9,58 %.

2. Встановлено, що у сплаві 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe) зміцнення відбувається за рахунок утворення дисперсних частинок інтерметалідів титану Mo_2Ti_4 та Fe_2Ti , тоді як у сплаві 2 (Ti–1,5Fe–0,4O) — дисперснозміцнюючими частинками оксидів титану Ti_3O_5 , $\text{Ti}_4\text{Fe}_2\text{O}$ та FeTiO_5 (внаслідок підвищеного рівня кисню 0,4 % O) при незначній кількості інтерметалідів Fe_2Ti .

3. Аналіз результатів механічних випробувань показав, що економнолегований титановий сплав 1 (Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9 Fe) має більш високі показники міцності (тимчасовий опір розриву — 1015 МПа, межа плинності — 939 МПа) у порівнянні з показниками міцності сплаву 2 (731 та 713 МПа відповідно). Але сплав 2 має чудові показники пластичності: відносне подовження — 13,7 % та ударну в'язкість KCV_{+20} — 39 Дж/см².

4. Результати, отримані при фізичному моделюванні фазових перетворень у титанових сплавах на приладі Gleeble 3800, дозволять з достатньою точністю побудувати ТКД економнолегованих титанових сплавів, визначити температури перетворення та кількість фаз, що формується.

5. Встановлено, що з підвищенням швидкості охолодження кількість α -фази неперервно зменшується, кількість β -фази спочатку зростає, а після того, як починає формуватися α' -фаза,

зменшується. Критична швидкість охолодження для досліджуваного титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe складає 20 °C/с. Максимальна кількість β-фази формується у діапазоні швидкостей охолодження 50...100 °C/с, але при цьому починає зростати кількість α"-фази, яка лімітує пластичні властивості економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Список літератури/References

- Peters, M., Hemptenmacher, J., Kumpfert, J., Leyens, C. (2003) *Structure and properties of titanium and titanium alloys. Titanium and titanium alloys — fundamentals and applications*. Wiley-VCH. <http://dx.doi.org/10.1002/3527602119.ch1>
- Leyens, C., Peters, M., Kaysser, W.A. (2001) *Oxidation resistant Ti–Al–(Cr) coatings for titanium alloys and titanium aluminides. Titanium '99: Science and Technology, II*. Wiley-VCH, 866–875. <https://elib.dlr.de/17219/>
- Leyens, C., Peters, M. (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. WILEY-VCH, Germany. <http://dx.doi.org/10.1002/3527602119>
- Noriyuki Hiramatsu (2014) Aviation and space (materials). *J. of the Japan Welding Society*, 83(2), 117–123. <http://dx.doi.org/10.2207/jjws.83.117>
- Basim A. Khidhir, Yassin Mustafa Ahmed, Ksm Sahari, Mahadzir Ishak (2012) Titanium and its alloy. *Int. J. of Sci. and Research (IJSR)*, 3(10). https://www.researchgate.net/publication/267034976_Titanium_and_its_Alloy
- Wollmann, M., Kiese, J., L., Wagner (2012) *Properties and applications of titanium alloys in transport*. https://www.researchgate.net/publication/285751817_Properties_and_applications_of_titanium_alloys_in_transport
- Ikuhiro Inagaki, Tsutomu Takechi, Yoshihisa Shirai, Nozomu Ariyasu (2014) Application and features of titanium for the aerospace industry. *Nippon Steel & Sumitomo Metal Technical Report*, 106, 22–27. <https://www.nipponsteel.com/tech/report/nssmc/pdf/106-05.pdf>
- Salihua Sani, A., Suleimanb, Y.I., Eynavia, A.I. Abdullahi Usmana (2019) Classification, properties and applications of titanium and its alloys used in aerospace, automotive, biomedical and marine industry. *Int. J. of Precious Engineering Research and Applications (IJPERA)*, 4(3), 23–36. <http://www.ijpera.com/papers/Vol-4iss-3/E04032336.pdf>
- Boyer, R.R. (2010) Attributes, characteristics and applications of titanium and its alloys. *JOM, Metals & Materials Society*, 62(5), 21–24. <http://dx.doi.org/10.1007/s11837-010-0071-1>
- Birhan Sefer (2014) *Oxidation and Alpha case phenomena in titanium alloys used in aerospace industry: Ti–6Al–2Sn–4Zr–2Mo and Ti–6Al–4V* (publish. PhD thesis from Lulea University of Technology).
- Uhlmann, E., Kersting, R., Klein, T.B. et al. (2015) Additive manufacturing of titanium alloy for aircraft components *Proc. of CIRP*, 35, 55–60. <http://dx.doi.org/10.1016/j.procir.2015.08.061>
- Yanko, T., Brener, V., Ovchinnikov, O. (2020) Production of spherical titanium alloy powders used in additive manufacturing from titanium scrap. *MATEC Web Conf.*, 321, 07008. <https://doi.org/10.1051/mateconf/202032107008>
- Smythe, S.A., Thomas, B.M., Jackson, M. (2020) Recycling of titanium alloy powders and swarf through continuous extrusion (Conform™) into affordable wire for additive manufacturing. *Metals*, 10, 843. <https://doi.org/10.3390/met10060843>
- Motyka, M., Kubiak, K., Sieniawski, J., Ziaja, W. (2014) Phase transformations and characterization of α+β titanium alloys. *Comprehensive Materials Processing, Elsevier*, 7–36. <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-096532-1.00202-8>
- Conrad, H. (1981) Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium. *Progress in Mat. Sci.*, 26(2–4), 123–403. [http://dx.doi.org/10.1016/0079-6425\(81\)90001-3](http://dx.doi.org/10.1016/0079-6425(81)90001-3)
- Jun Zhu, Akira Kamiya, Takahiko Yamada et al. (2003) Influence of boron addition on microstructure and mechanical properties of dental cast titanium alloys. *Mater. Sci. & Engin. A*, 339(1–2), 53–62. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(02\)00102-8](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(02)00102-8)
- Tomohiro Ando, Koichi Nakashima, Toshihiro Tsuchiyama, Setsuo Takaki (2007) Precipitation of fine beta-phase in high nitrogen titanium alloy. *Proc. of Conf. Ti-2007 Science and Technology*. Ed. by M. Ninomi. The Japan Institute of Metals, 447–450.
- Marie Koike, Chikahiro Ohkubo, Hideki Sato et al. (2005) Evaluation of cast Ti–Fe–O–N alloys for dental applications. *Mater. Sci. & Engin. C*, 25(3), 349–356. <http://dx.doi.org/10.1016/j.msec.2005.04.002>
- Ding, C., Liu, C., Zhang, L. et al. (2021) Design of low-cost and high-strength titanium alloys using pseudo-spinodal mechanism through diffusion couple technology and CALPHAD. *Materials*, 14, 2910. <https://doi.org/10.3390/ma14112910>
- (1996) Titanium '95. *Sci. and Technol. Proc. 8th World Conf. on Titanium 1995. Birmingham (UK, London)*. The Institute of Materials, The University Press, Cambridge, 3, 1911–2914.
- Weiss, I., Semiatin S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys — an overview. *Mat. Sci. Eng. A*, 243, 46–65.
- Ivasishin, O.M., Markovsky, P.E., Matviychuk, Yu.V. et al. (2008) A comparative study of the mechanical properties of high-strength β-titanium alloys. *J. Alloys and Compound*, 457(1–2), 296–309. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2007.03.070>
- Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Berezos, V.O. et al. (2020) Structure and properties of structural sparsely-doped alloys produced by EBM. *Suchasna Elektrometal.*, 4, 7–15 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.02>
- Hrygorenko, S.G., Taranova, T.G., Kostin, V.A. et al. (2021) Influence of heat treatment on the structure and fracture mode of welded joints of sparsely-alloyed titanium alloy. *Ibid.*, 3, 42–48 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2021.03.07>
- Ivasishin, O.M., Akhonin, S.V., Savvakina, D.G. et al. (2018) Effect of microstructure, deformation mode and rate on mechanical behavior of electron-beam melted Ti–6Al–4V and Ti–1.5Al–6.8Mo–4.5Fe alloys. *Usp. Fiz. Met.*, 19(3), 309–336. <https://doi.org/10.15407/ufm.19.03.309>
- Popova, L.E., Popov, A.A. (1991) *Diagrams of the transformation of austenite in steels and beta solution in titanium alloys*. 3rd Ed. Moscow, Metallurgiya.
- Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational Thermodynamics: The Calphad Method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press. <http://dx.doi.org/10.1017/CBO9780511804137>
- Dinsdale, A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, 15(4), 317. [http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916\(91\)90030-N](http://dx.doi.org/10.1016/0364-5916(91)90030-N)
- Buchmayr, B., Kirkaldy, J.S. (1990) Modeling of the temperature field, transformation behavior, hardness and mechanical response of low alloy steels during cooling from the austenite region. *J. Heat Treating*, 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
- Porter, D.A., Easterling, K.E. (1992) *Phase transformations in metals and alloys*. Chapman & Hall, London. <http://dx.doi.org/10.1201/9781003011804>

31. Saunders, N., Li, X., Miodownik, A.P., Schille, J.-P. (2003) An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys. *Proc. of 10th World Conf. on Titanium (Hamburg, Germany 13–18 July 2003)*. Vol. 1. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, 197–204.
32. Kirkaldy, J.S., Venugopalan, D. (1984) *Phase transformation in ferrous alloys*. A.R. Marder and J.I. Goldstein Eds. AIME, Philadelphia, 125–148.

STRUCTURE AND PROPERTIES OF SPARSELY-ALLOYED Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe TITANIUM ALLOY PRODUCED BY ELECTRON BEAM MELTING

V.A. Kostin, O.M. Berdnikova, S.G. Hrygorenko, T.G. Taranova, O.S. Kushnareva, V.V. Zhukov
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Experimental sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe and Ti–1.5Fe–0.4O titanium alloys, produced by cold-hearth electron beam melting, were studied. Metallographic, structural, X-ray structural and transmission electron microscopy studies were conducted, thermokinetic diagrams of titanium alloy transformation were plotted, and critical cooling rates were determined, physical and computer modeling of phase transformations in the studied titanium alloys was performed. It was found that sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy is a two-phase pseudo-β-alloy, and Ti–1.5Fe–0.4O alloy is a two-phase pseudo-α-alloy. It was established that in Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy hardening occurs due to formation of dispersed particles of Mo₃Ti₄ and Fe₂Ti titanium intermetallics, and in Ti–1.5Fe–0.4O alloy it is ensured by dispersion-strengthening particles of Ti₃O₅, Ti₄Fe₂O and FeTiO titanium oxides. Sparsely-alloyed Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy has higher strength values, compared to these values of Ti–1.5Fe–0.4O alloy, but lower ductility and impact toughness values. Critical cooling rate for the experimental Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy is equal to 20 °C/s. Ref. 32, Tabl. 4, Fig. 9.

Key words: sparsely-alloyed titanium alloys; electron beam melting; microstructure; titanium alpha- and beta-phases; dispersion-strengthening particles; titanium oxides; intermetallics; structural transformations; Gleeble 3800; modeling

Надійшла до редакції 07.04.2022

HYPERTHERM ASSOCIATES —

нова корпоративна назва виробника плазмової продукції HYPERTHERM та водоструйної продукції OMAX



Hypertherm змінює свою корпоративну назву на Hypertherm Associates, назву, яка представляє еволюцію компанії від виробника продуктів плазмового різання до постачальника багатотехнологічних рішень для промислового різання зі своїми людьми («Associates») в основі всього, що він робить для підтримки та вирішення проблем

клієнтів. Hypertherm Associates продовжить пропонувати провідну в галузі лінійку рішень для промислового різання, включаючи плазмову, водоструйну, програмне забезпечення та багато іншого, організованих у чотирьох різних напрямках. Hypertherm® і надалі залишатиметься брендом рішень для плазмового різання, а OMAX® залишиться іменем для своїх провідних на ринку систем гідроабразивного різання. Дві нещодавно визначені групи, Hypertherm Associates Software Group і Hypertherm Associates Aftermarket Group, охоплюватимуть такі бренди продукції, як ProNest®, Robotmaster®, Centricut® laser і AccuStream®.

Hypertherm Associates — американський виробник продуктів для промислового різання та програмного забезпечення. Його продукцію, включаючи системи плазми Hypertherm і гідроабразивних систем OMAX, компанії по всьому світу використовують для будівництва кораблів, літаків і залізничних вагонів; при будівництві сталевих споруд, виготовленні важкого обладнання та вітрових турбін тощо. На додаток до систем різання, компанія створює ЧПУ та програмне забезпечення, яке забезпечує продуктивність і надійність, що призводить до підвищення продуктивності та прибутковості для сотень тисяч підприємств.

Компанія Hypertherm Associates, заснована у 1968 р., є 100-відсотковою асоційованою компанією, у якій працюють близько 2000 співробітників, які працюють і представлені партнерами по всьому світу.

Дізнайтеся більше по посиланню: www.HyperthermAssociates.com

Розендал, Нідерланди