

СТРУКТУРНІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ОХОЛОДЖЕННІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, В.А. Костін

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

Представлено результати математичного моделювання термічного циклу зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe та експериментальні дослідження його впливу на структурні перетворення сплаву. Визначено термодинамічні характеристики сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe при різних температурах та побудовано діаграму анізотермічних перетворень при його охолодженні із зазначенням ліній початку (875 °C) та кінця (600...660 °C) фазового перетворення $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$. Доповнено діаграму залежністю частки β -фази від максимальних швидкостей охолодження металу та встановлено, що структура металу шва та зони термічного впливу складається з зерен β -фази, в яких присутні дисперсні виділення α -фази, причому найменша кількість β -фази фіксується в основному металі на рівні 49 %, а найбільша — в середині шва на рівні 87 %. Бібліогр. 24, табл. 2, рис. 13.

Ключові слова: економнолеговані псевдо- β -титанові сплави; діаграма; анізотермічні перетворення; структура; властивості; швидкість охолодження

Розробка конкурентної високотехнологічної техніки вимагає підвищення механічних характеристик вузлів і деталей, виготовлених зі сплавів на основі титану. Інтерес до титанових сплавів виникає через їх високу міцність та стійкість до корозії [1, 2]. Головний фактор, що перешкоджає використанню титанових сплавів в розробці деталей для широкого застосування в промисловості — це висока вартість кінцевого продукту порівняно з витратами на продукцію, виготовлену зі сталі чи алюмінію. На даний час висока виробнича вартість є основною проблемою, що обмежує застосування титанових сплавів, що запобігає їх використанню настільки ж широко, як сталь та алюмінієві сплави [3, 4]. В останні роки все більшого поширення набувають економнолеговані титанові сплави, в яких замість дорогих легуючих елементів надають перевагу недорогим і доступним елементам, а саме — залізу, вуглецю, кисню та азоту [5, 6]. Тим не менш, в автомобільній промисловості і транспортній галузі загалом виявляють інтерес до дешевих титанових сплавів, оскільки їх використання може зменшити споживання нафти та забруднення навколишнього середовища [7–10]. Найбільша ефективність від застосування титанових сплавів в зварних конструкціях відзначається при використанні сплавів титану високої міцності ($\sigma_b \geq 1000$ МПа) [11]. Для таких нових високоміцних сплавів часто відсутні теплофізичні дані та інформація щодо їх структурно-фазового складу, що ускладнює розробку технологій термомодеформаційної обробки та зварювання цих

сплавів. При дослідженні властивостей нових перспективних титанових сплавів складного хімічного складу і структури, до яких відноситься економнолегований титановий сплав Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, важливо встановити такі властивості сплаву як теплоємність, температуру поліморфного перетворення, структуру, фазовий склад металу при охолодженні. Визначення цих характеристик сплаву можливо як експериментально, так і методами математичного моделювання.

Як відомо, термічний цикл зварювання призводить до істотної зміни структури околшовної зони і металу шва високолегованих титанових сплавів. Оскільки титан і титанові сплави мають ряд поліморфних перетворень, для аналізу впливу термічного циклу знаходять застосування діаграми анізотермічного перетворення, на яких показано лінії початку і кінця високотемпературного дифузійного розпаду β -фази та лінії початку виділення низькотемпературної мартенситоподібної α' -фази. Для відомих промислових сплавів, таких як високоміцний титановий сплав ВТ23, двофазний ($\alpha+\beta$)-сплав ВТ6, існують експериментальні діаграми перетворення, які дозволяють оцінити ймовірний фазовий склад металу шва і зони термічного впливу (ЗТВ), що охолоджується [12, 13]. Для експериментального економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe такої діаграми немає у відкритому доступі, що ускладнює вибір відповідного режиму зварювання та термообробки цього сплаву.

С.В. Ахонін — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>

Застосування методів математичного моделювання дозволяє достатньо точно спрогнозувати структурно-фазовий склад металу ЗТВ, який було піддано нагріву і охолодженню в процесі термічного циклу зварювання та побудувати діаграму анізотермічного перетворення, в даному випадку сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, а також визначити розподіл β-фази в металі в залежності від швидкості охолодження конкретної ділянки зварного з'єднання.

Тому метою даної роботи є побудова діаграми анізотермічних перетворень економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву Ti–2,7Al–5,1Mo–4,8Fe при охолодженні з використанням методів математичного моделювання та її експериментальної перевірки шляхом дослідження структури зварних з'єднань.

Методика роботи. Побудову діаграми анізотермічних перетворень титанового сплаву Ti–2,7Al–5,1Mo–4,8Fe при охолодженні виконували за допомогою математичного моделювання за методикою CALPHAD. Експериментальні дослідження впливу термічного циклу зварювання на структурні перетворення економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe проводили на зварних з'єднаннях товщиною 6 мм, виконаних аргонодуговим зварюванням неплавким вольфрамовим електродом без подачі присадкового дроту. Аналіз теплових умов в металі шва і ЗТВ здійснювався розрахунковим методом математичного моделювання теплових процесів при аргонодуговому зварюванні.

Пластини металу економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe товщиною 6 мм було отримано за технологією електронно-променевої плавки з проміжною ємністю з наступною гарячою деформаційною обробкою на реверсивному прокатному ДУО стані Skoda 355/500.

Математичне моделювання структурно-фазових перетворень в титановому сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe. При розробці нових перспективних сталей і сплавів складного хімічного складу однією з важливих проблем є відсутність термодинамічних і теплофізичних даних про властивості таких матеріалів. Для вирішення даної проблеми, крім прямого експериментального підходу до визначення термодинамічних властивостей нових титанових сплавів, можна скористатися різними комп'ютерними моделями розрахунку термодинамічних характеристик багатокомпонентних сплавів [14, 15].

Одним з основних підходів для розрахунку рівноважних діаграм стану є метод CALPHAD (Calculation of PHase Diagrams) [16], який заснований на порівняльному аналізі розрахункових даних з експериментальною інформацією про фазові рівноваги в системі та термодинамічні властиво-

сті фаз, її складові. Термодинамічні властивості кожної фази описуються математичною моделлю, параметри якої обчислюються шляхом мінімізації різниці між величиною, що описується, та її експериментальним значенням, враховуючи всі співіснуючі фази. Після цього є можливим перерахунок фазової діаграми і термодинамічних властивостей складових фаз системи.

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 виходячи з енергії Гіббса.

Енергія Гіббса G_ϕ , ентальпія H_ϕ і ентропія S_ϕ будь-якої фази, позначеною символом ϕ , в рамках методики CALPHAD мають наступний вигляд [17]:

$$\begin{aligned} G_\phi &= \sum_{i=1}^N x_i G_i^\phi + H_{ex}^\phi - TS_{mix}^\phi; \\ H_\phi &= \sum_{i=1}^N x_i H_i^\phi + H_{ex}^\phi; \\ S_\phi &= \sum_{i=1}^N x_i S_i^\phi; \\ G_\phi &= H_i^\phi - TS_i^\phi, \end{aligned} \quad (1)$$

де S_{mix}^ϕ — ентропія змішання в фазі ϕ ; H_{ex}^ϕ — надлишкова ентальпія змішування, пов'язана з хімічною взаємодією атомів; T — температура; $G_i^\phi, H_i^\phi, S_i^\phi$ — енергія Гіббса, ентальпія і ентропія чистого компонента і в фазовому стані ϕ відповідно.

Для рідкого стану ($\phi = l$) величини G_i^l, H_i^l, S_i^l визначаються в вигляді поліномів:

$$\begin{aligned} G_i^l &= a_i^l + b_i^l T + c_i^l T \ln T + \sum_n d_{i,n}^l T^n + H_i^{SER} + G_{i,p}^l; \\ H_i^l &= a_i^l - c_i^l T - \sum_n (n-1) d_{i,n}^l T^n + H_i^{SER} + H_{i,p}^l; \\ S_i^l &= b_i^l - c_i^l - c_i^l \ln T - \sum_n n d_{i,n}^l T^{n-1} + S_{i,p}^l, \end{aligned} \quad (2)$$

де $G_{i,p}^l, H_{i,p}^l, S_{i,p}^l$ — величини, що описують вклад в енергію Гіббса, тиску, ентальпії і ентропії i -го елемента в рідкому стані (l); H_i^{SER} — стандартне значення ентальпії (Standard Element Reference); $a_i^l, b_i^l, c_i^l, d_{i,n}^l$ — чисельні параметри для i -го елемента в даному фізичному стані; n — ціле число, яке може приймати значення 1, 2 і 3.

Значення параметрів, що входять в формули (2), наведені в базі даних SGTE (Scientific Group Thermodata Europe) [18] для всіх елементів в різних фазових станах.

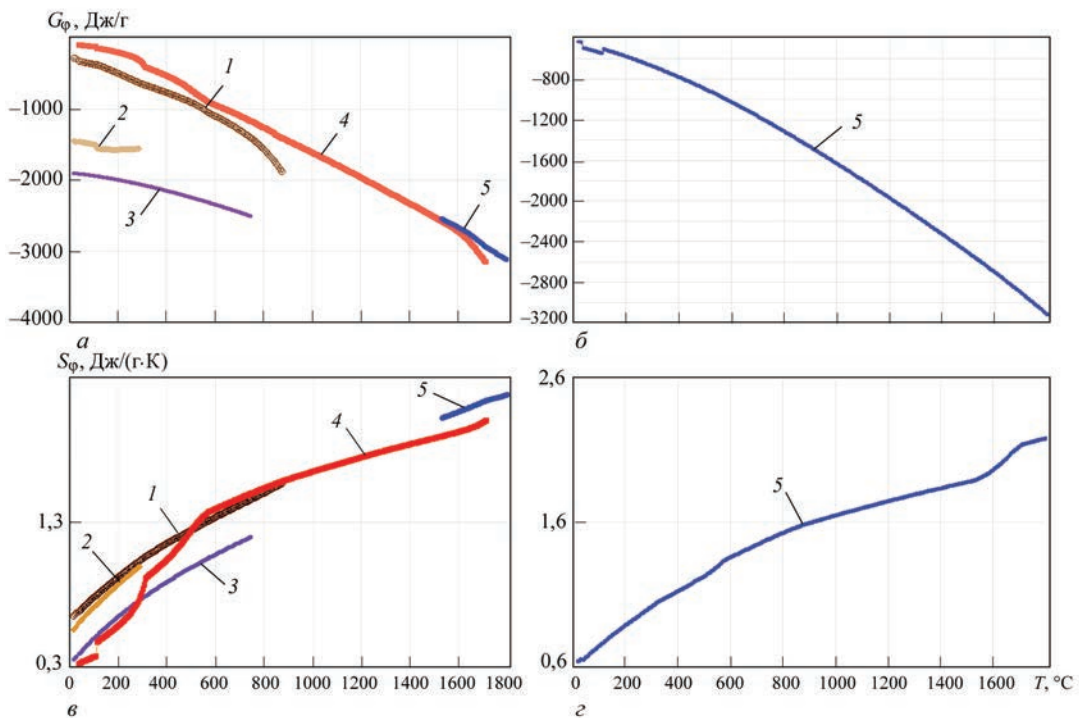


Рис. 1. Розрахункові властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–4,9Fe–5,1Mo окремо по фазах (а, в) та всієї системи (б, г) енергії Гіббса (а, б) і ентропії (в, г): 1 — α-фаза; 2 — Ti₃Al; 3 — Ti₅Si₃; 4 — β-фаза; 5 — рідкометал

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 врахувати внесок кожної фази в енергію Гіббса і ентропію (рис. 1).

Пакет програм CALPHAD дозволяє розрахувати і теплофізичні властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–4,9Fe–5,1Mo (рис. 2).

В даний час розроблено ряд математичних моделей фазових перетворень, які на основі об'єднання 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 (ТТТ) [19].

Так, наприклад, відповідно до теорії Джонсона–Мехлу–Аврамі (ЖМА), для титанового сплаву зміна об'ємної частки α-фази x в процесі розпаду β-фази при постійній температурі T в припущенні, що частки α-фази мають сферичну форму, може бути описано наступним рівнянням [20]:

$$x = \frac{V}{V_{eq}} = 1 - \exp\left(-\frac{\pi}{3} N_r G_r^2 t^4\right), \quad (3)$$

де V — об'ємна частка α-фази, виділена за час t ; V_{eq} — рівноважна частка α-фази в металі при температурі T ; N_r — швидкість виділення α-фази, $\text{м}^{-3}\cdot\text{с}^{-1}$; G_r — швидкість росту часток α-фази, $\text{м}/\text{с}$.

Для практичних розрахунків рівняння (3) використовують в узагальненому вигляді [21]:

$$x = 1 - \exp(-kt^n), \quad (4)$$

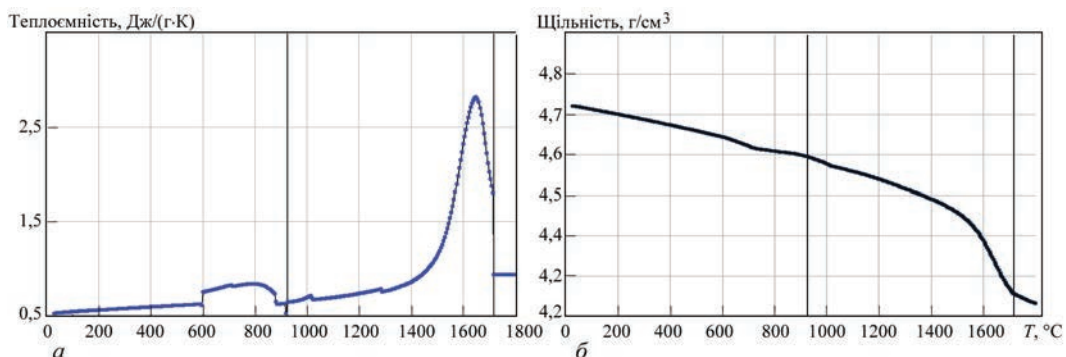


Рис. 2. Розрахункові властивості титанового сплаву Ti–2,8Al–4,9Fe–5,1Mo: а — теплоємність; б — щільність

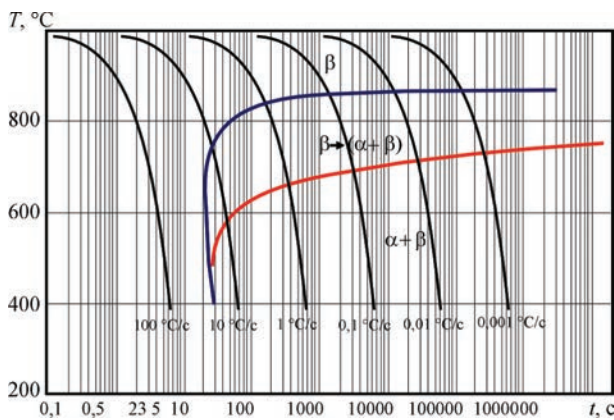


Рис. 3. Розрахункова діаграма (CCT) анізотермічних перетворень економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

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

Побудовану таким чином ізотермічну діаграму перетворення (TTT), використовуючи добре відомі правила адитивності [22], можна легко перетворити в діаграму безперервного охолодження–перетворення (CCT).

За наведеною методикою CALPHAD для економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe отримано розрахункову діаграму анізотермічних перетворень. На діаграмі (рис. 3) позначено температуру початку перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (875 °C) для швидкостей 5...0,01 °C/c і тем-

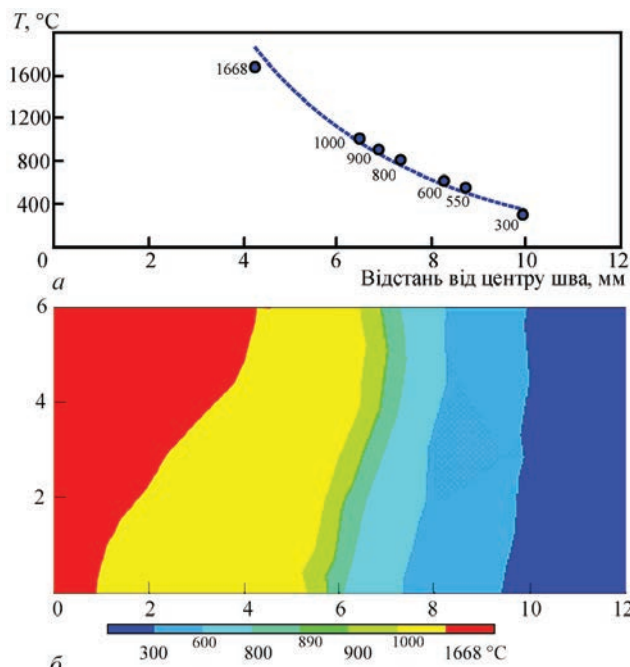


Рис. 4. Результат розрахунку розподілу максимальних температур при моделюванні зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe: a — на поверхні моделі; b — в поперечному перерізі ($I = 350$ А, $U_d = 11$ В, $V_{св} = 10$ м/ч)

пературу кінця перетворення $\beta \rightarrow \alpha$ (600...660 °C) для цих же швидкостей.

Для визначення температурно-часових умов структурно-фазових перетворень економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при аргонодуговому зварюванні (АДЗ) вольфрамовим електродом методами математичного моделювання було досліджено теплові процеси в зварному з’єднанні. Чисельне рішення тривимірного рівняння теплопровідності в пластині титанового сплаву товщиною 6 мм при АДЗ проводили за методом кінцевих елементів із застосуванням програмного комплексу ANSYS [23, 24]. В процесі дослідження враховували вплив таких параметрів процесу АДЗ вольфрамовим електродом, як струм зварювання, напруга на дузі, швидкість переміщення анодної плями на розміри і форму проплавлення основного металу, форму зони термічного впливу, ймовірний фазовий склад металу шва і ЗТВ. Технологічні параметри АДЗ, щодо яких проведені розрахунки, наступні:

струм зварювання, А.....	350
напруга на дузі, В.....	12
швидкість зварювання, м/г.....	10
погонна енергія, кДж/см ²	25200

За результатами розрахунків побудовані ізотерми максимальних температур (рис. 4), за якими визначали геометрію і розміри зони проплавлення, ЗТВ та зони поліморфного перетворення. Для цього режиму також було розраховано швидкості охолодження в температурних діапазонах від 1200 до 150 °C.

Аналіз отриманих розрахункових даних дозволив зробити висновок, що при охолодженні з температури 1667 до 890 °C найбільші швидкості охолодження відзначаються в металі шва. При охолодженні з температури 1200 °C швидкість охолодження в середині шва на режимі з меншою швидкістю зварювання досягає значень 306 °C/c, а на границі металу шва і ЗТВ — 130 °C/c. При досягненні інтервалу температур 900...800 °C (рис. 5) зона з максимальною швидкістю охолодження 130 °C/c становить 4,8 мм шириною та 1,85 мм глибиною, окрім невеликої зони на поверхні зварного з’єднання, де швидкість охолодження перевищує 130 °C/c і становить 170 °C/c. В усій іншій частині зварного з’єднання метал шва охолоджується зі швидкістю 31...23 °C/c. Але в іншій частині зварного з’єднання ЗТВ, швидкість охолодження значно менша та має більший градієнт розподілення.

В діапазоні температур 800...700 °C, який відноситься до температур поліморфного перетворення сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, швидкості охолодження зменшуються по всій довжині зварного

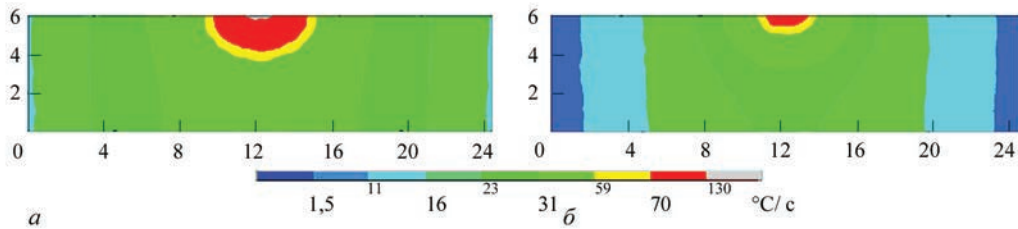


Рис. 5. Розподіл швидкостей охолодження при моделюванні зварювання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,7Al-5,1Mo-4,8Fe: а — при температурі 900 °С; б — 800

з’єднання та знаходяться у діапазоні 59...23 °С/с з невеликою частиною на поверхні металу шва, де ще фіксуються швидкості 130...70 °С/с. На границі ЗТВ та основного металу фіксується швидкість охолодження 11 °С/с.

За отриманими полями швидкостей охолодження і діаграмі фазових перетворень сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe визначили фазовий склад зварного з’єднання на різній відстані від центру шва (табл. 1).

Як видно з результатів розрахунку, в середині шва після зварювання повинна утворюватися переважно β-фаза (рис. 6). Згідно кількісному підрахунку розподілу фаз в перерізі зварного з’єднання площа β-фази становить 26 мм². Розмір ЗТВ, де відбувається перетворення β→(α+β), становить 97 мм². Це пов’язано з високим градієнтом швидкостей охолодження в різних діапазонах температур. Основний метал складається з (α+β)-фази в обох випадках.

Вплив термічного циклу АДЗ вольфрамовим електродом на структуру економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Для визначення фактичного фазового складу при

охолодженні металу економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe за режимами зварювання, для яких виконувалося математичне моделювання теплових процесів при АДЗ, проведено експериментальне зварювання зразка цього сплаву товщиною 6 мм. На отриманому зварному з’єднанні проведено металографічні дослідження поперечних мікрошліфів та визначено мікроструктуру у тих ділянках зварного з’єднання, для яких були розраховані швидкості охолодження та фазовий склад за допомогою методу математичного моделювання в різних температурних діапазонах. Структуру вивчали в середині зразка товщиною 6 мм на відстані *L* (рис. 7) від середини шва до місця дослідження на поперечному мікрошліфі зварного з’єднання, площа якого складала 1 мм. Визначення кількості β-фази базується на тому, що різні фази протравлюються неоднаково. Так, на мікрошліфах β-фаза має світлий колір, тоді як фази α, α', α'' — темний. В результаті травлення було виявлено форму та розміри окремих зерен, встановлено розмір, форму і орієнтування зерен окремих фаз і структурних складових.

В програмі Image-ProPlus проведено цифрову диференціацію отриманих зображень мікроструктур по інтенсивності кольору, відокремлювалися фази світлого кольору від темного та підраховувалися площини кожної фази. Площа усіх ділянок для кожного кольору сумувалася для отримання

Таблиця 1. Швидкості охолодження та фазовий склад металу зварного з’єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Відстань від центру шва (<i>L</i>)	Швидкості охолодження в інтервалі температур, °С/с				Фазовий склад
	900...800	800...700	600...500	150...50	
0...1	175	130	31	0,01	β
1...2	130	70	23	0,01	β
2...3	70	59	11	0,01	β→α+β
3...4	70	31	1,5	0,01	β→α+β
4...5	59	23	1,5	0,01	β→α+β
5...6	59	23	1,5	0,01	β→α+β
6...7	31	23	1,5	0,01	β→α+β
7...8	31	16	1,5	0,01	β→α+β
8...9	23	16	1,5	0,01	β→α+β
9...10	23	16	1,5	0,01	β→α+β
10...11	23	11	1,5	0,01	β→α+β
11...12	23	11	1,5	0,01	β→α+β
12...13	16	11	1,5	0,01	β→α+β
13...14	16	1,5	1,5	0,01	α+β
14...15	11	1,5	1,5	0,01	α+β

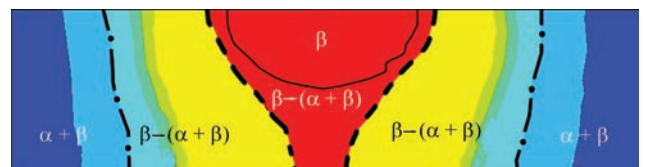


Рис. 6. Схема фазового складу зварного з’єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

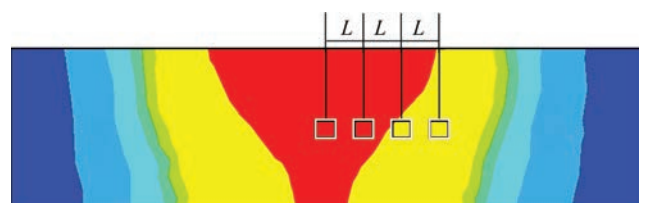


Рис. 7. Схема розміщення ділянок для досліджень мікроструктури в зварному з’єднанні (*L* — відстань від центра шва)

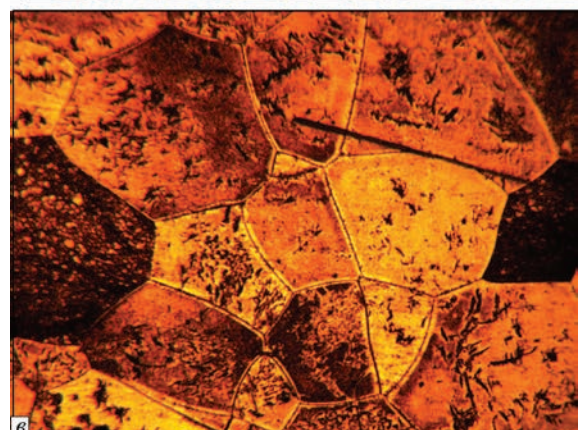
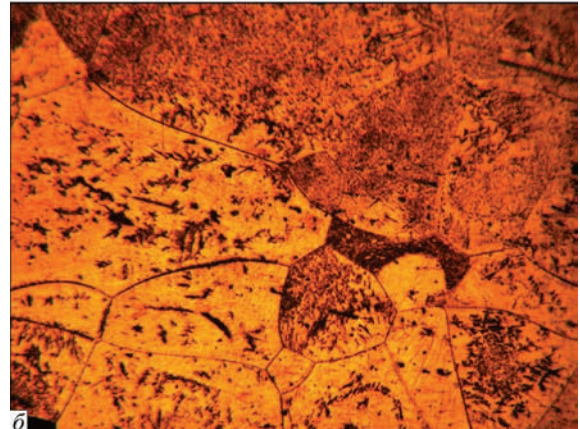
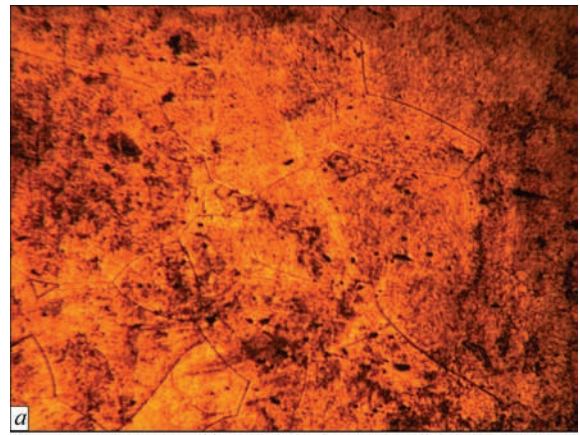
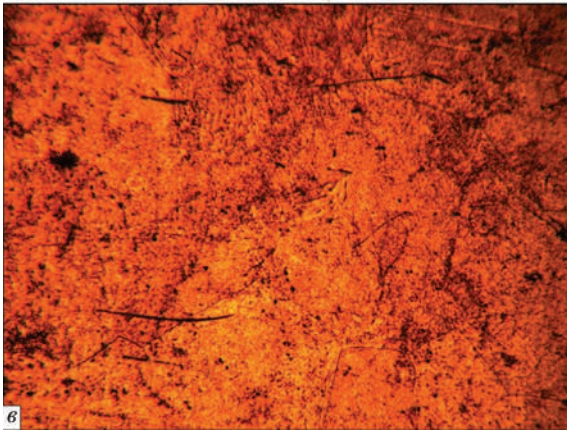
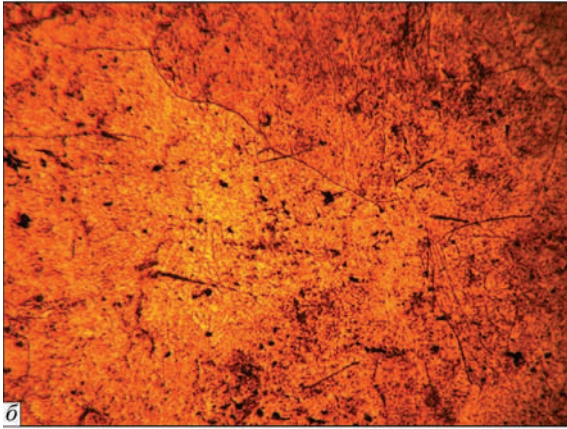
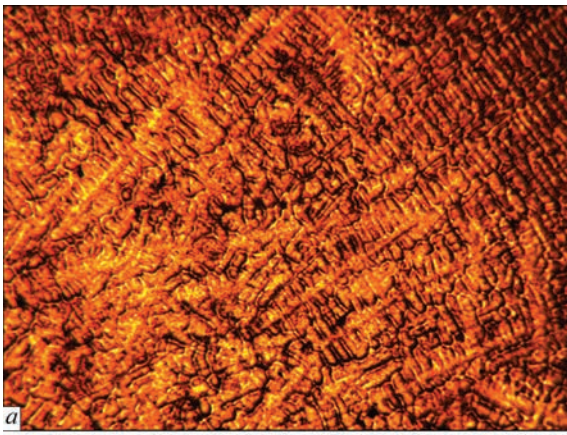


Рис. 8. Мікроструктура ($\times 50$) металу шва зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$, виконаного АДЗ, в стані після зварювання: *a* — центр шва ($L = 0$, $\beta = 87\%$); *б* — метал шва ($L = 1$ мм, $\beta = 81\%$); *в* — метал шва ($L = 2$ мм, $\beta = 77\%$)

загальної площі обробленого фрагмента мікроструктури, після чого було розраховано відсоткове співвідношення фаз.

Метал шва в ділянці, де $L = 0$ (рис. 8, *a*), складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу зерен β -фази, границі яких виявляються на фоні дендритної структури. Кількість β -фази в центрі шва складає 87 %.

Зона сплавлення (рис. 9, *a*) розташовується на відстані $L = 2,3$ мм від осі шва. Тут також переважає дендритна структура з рівноосними β -зернами ділянки ЗТВ біля зони сплаву. Кількість β -фази

Рис. 9. Мікроструктура ($\times 50$) ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву $\text{Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe}$, виконаного АДЗ: *a* — зона сплавлення ($L = 2,3$ мм, $\beta = 77\%$); *б* — ЗТВ ($L = 3$ мм, $\beta = 75\%$); *в* — ЗТВ ($L = 4$ мм, $\beta = 75\%$)

на цій ділянці становить 77 %. Безпосередньо в зоні сплавлення спостерігаються частково оплавлені зерна, що належать одночасно як металу ЗТВ, так і металу шва (рис. 9, *б*, *в*).

Ділянка ЗТВ, де під час зварювання відбувається повне поліморфне перетворення ($L = 4,3$ мм), складається з рівноосних β -зерен (рис. 10, *a-в*), а кількість β -фази знаходиться на рівні 71 %. В ділянці ЗТВ, де спостерігається неповне поліморфне перетворення ($L = 6,7$ мм) (рис. 10, *г*), рівень β -фази значно падає, метал має двофазну структуру із кількістю β -фази на рівні 75 %.

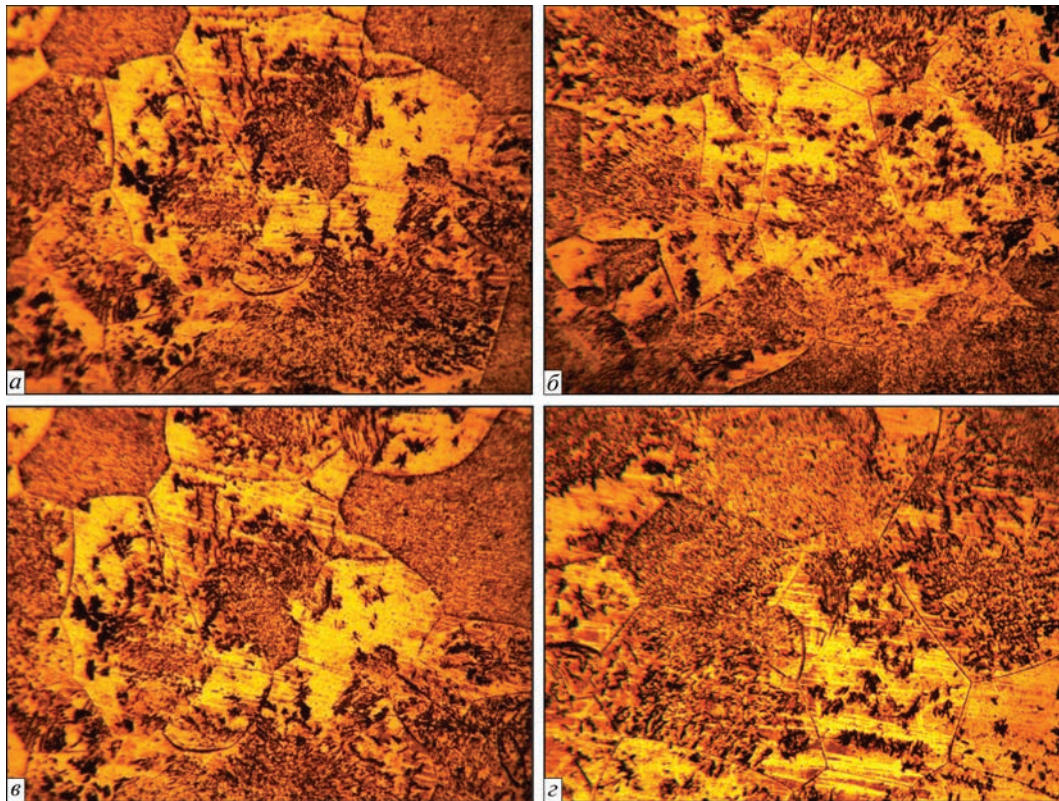


Рис. 10. Мікроструктура ($\times 50$) ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ: а — зона повної перекристалізації ($L = 4,3$ мм, $\beta = 71$ %); б — зона повної перекристалізації ($L = 5$ мм, $\beta = 70$ %); в — зона повної перекристалізації ($L = 6$ мм, $\beta = 55$ %); г — зона неповного поліморфного перетворення ($L = 6,7$ мм, $\beta = 49$ %)

Ділянка неповної перекристалізації, яка знаходиться на границі ЗТВ та основного металу на відстані 7,4 мм від центру шва (рис. 11, а), також має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру із вмістом β -фази на рівні 48 %. Границя ЗТВ та основного металу знаходиться на відстані 9,5 мм від центру шва. Основний метал має двофазну ($\alpha+\beta$)-структуру із вмістом β -фази на рівні 49 % (рис. 11, б).

На основі зіставлених даних (табл. 2) отримана залежність кількості β -фази від максимальної швидкості охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ (рис. 12).

Проведені дослідження дозволили доповнити побудовану діаграму анізотермічних перетворень експериментальними даними по фактичному вмісту залишкової β -фази для економнолегованого титанового сплаву (рис. 13). За отриманими результатами було зроблено висновок, що при швидкостях охолодження металу шва зварного з'єднання 300...175 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$ кількість β -фази в металі шва знаходиться на рівні 90 %. Для швидкостей охолодження, характерних для дугового зварювання (130...70 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$), кількість β -фази зменшується від 80 до 70 %. Так само потрібно відзначити, що істотне зменшення кількості β -фази відбувається при швидкостях охолодження до 10 $^{\circ}\text{C}/\text{c}$, де її кількість становить 48...49 %. Подальше зменшення швидкостей охолодження не призводить до істотної зміни кількості β -фази,

структура металу на границях ЗТВ та в основному металі залишається двофазною. Це підтверджується експериментальними дослідженнями структури зварних з'єднань.

Таким чином, отримані дані про кількість β -фази в металі шва і ЗТВ та зіставлення їх з розрахун-

Таблиця 2. Вміст β -фази в різних зонах з'єднання сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ

Відстань від центру шва (L), мм	Зона зварного з'єднання	Кількість β -фази, %	Максимальні швидкості охолодження при T , $^{\circ}\text{C}$; $^{\circ}\text{C}/\text{c}$	
			875	600
0	Середина шва	87	175	59
1	Метал шва	81	—	—
2	—»—	77	—	—
2,3	Зона сплавлення	77	70	23
3	Зона повного поліморфного перетворення ЗТВ	75	—	—
4	—»—	75	—	—
4,3	—»—	71	59	1,5
5	Зона неповного поліморфного перетворення ЗТВ	70	—	1,5
6	—»—	55	—	1,5
6,7	—»—	49	31	1,5
7,4	Зона неповної перекристалізації ЗТВ	48	31	1,5
9,5	Основний метал	49	1,5	1,5

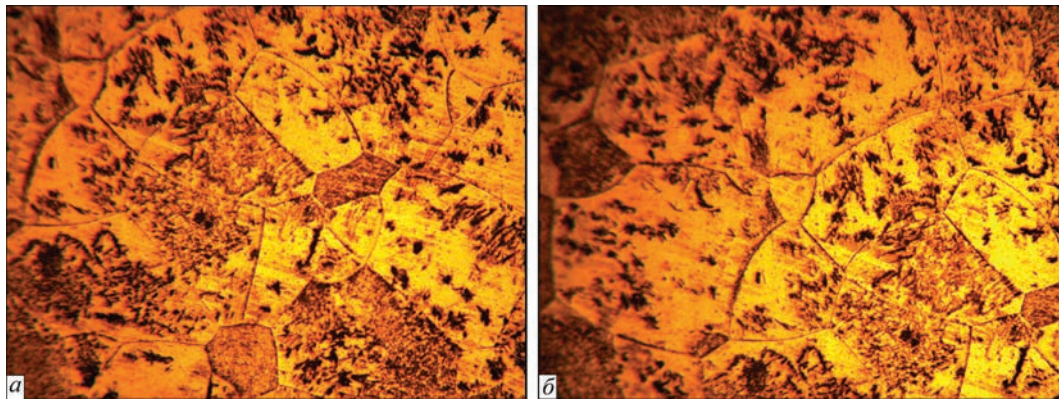


Рис. 11. Мікроструктура ($\times 50$) ЗТВ зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного АДЗ, в стані після зварювання: а — зона неповної перекристалізації ($L = 7,4$ мм, $\beta = 48$ %); б — основний метал ($L = 9,5$ мм, $\beta = 49$ %)

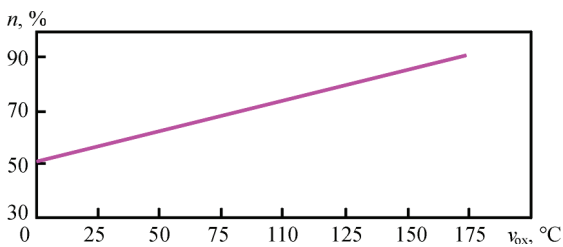


Рис. 12. Залежність кількості β -фази (n) від швидкості охолодження (v_{ox}) в металі зварного з'єднання економнолегованого сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при температурі кінця поліморфного перетворення (875 °C)

ковими швидкостями охолодження дозволили зробити висновок, що найбільш інтенсивний розпад β -фази відбувається на границі ЗТВ і основного металу. Високі швидкості охолодження в діапазоні температур початку та кінця поліморфного перетворення зумовлюють вміст β -фази в металі шва зварного з'єднання на рівні 87 %.

Висновки

1. З використанням методики CALPHAD за допомогою комп'ютерного моделювання визначено термодинамічні та фізичні характеристики економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при різних температурах та побудовано діаграму анізотермічних перетворень при його охолодженні із зазначенням ліній початку (875 °C) та кінця ($600...660$ °C) фазового перетворення $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$. За результатами експериментальних досліджень побудована діаграма була доповнена залежністю частки β -фази від максимальних швидкостей охолодження металу.

2. Методами математичного моделювання визначено розподіл максимальних температур в зварному з'єднанні економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при аргонодуговому зварюванні та побудовано поля швидкостей охолодження в цьому з'єднанні в діапазоні температур від 50 до 1200 °C.

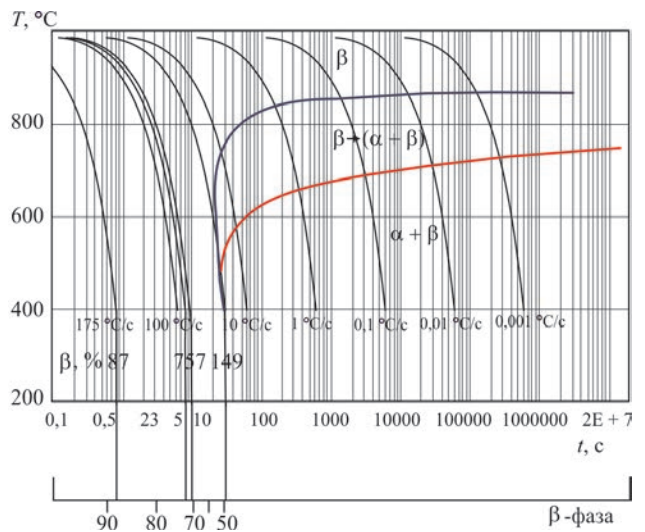


Рис. 13. Діаграма (CCT) анізотермічних перетворень при охолодженні економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe зі шкалою кількості β -фази

3. Експериментально досліджено вплив термічного циклу АДЗ на структурно-фазовий склад зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та встановлено, що структура металу шва та ЗТВ складається з зерен β -фази, в яких присутні дисперсні виділення α -фази, причому найменша кількість β -фази фіксується в ОМ на рівні 49 %, а найбільша — в середині шва на рівні 87 %.

4. На основі проведених досліджень встановлено залежність кількості β -фази в титановому сплаві Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe від швидкості охолодження при температурі початку поліморфного перетворення $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$ для інтервалу швидкості охолодження $1...175$ °C/c.

Список літератури

1. Каблов Е.Н. (2012) Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. *Авиационные материалы и технологии*, S, 7–17.
2. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. (2011) Перспективы разработки новых титано-

- вых сплавов. *Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение»*, **SP2**, 60–67.
3. Dobrescu M., Dimitriu S., Vasilescu M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia International*, **16(4)**, 73.
 4. Ночовная Н.А., Исаичев А.В., Анташев В.Г. (2008) Проблемы создания экономических титановых сплавов и пути их решения. *Все материалы. Энциклоп. справочник*, **5**, 10–15.
 5. Boyer R.R., Williams J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 10–19.
 6. Хорев А.И. (2007) Теоретические и практические основы повышения конструкционной прочности современных титановых сплавов. *Технология легких сплавов*, **2**, 144–153.
 7. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Боков К.А. (2014) Экономнолегированные титановые сплавы для слоистых металлополимерных композиционных материалов. *Труды ВИАМ*, **11**.
 8. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: Справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
 9. Niinomi M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
 10. Bania P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta titanium alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
 11. Хорев А.И. (2008) Высокопрочный титановый сплав ВТ23 и его применение в перспективных сварных конструкциях. *Сварочное производство*, **9**, 3–8.
 12. Лясоцкая В.С., Лясоцкий И.В., Мещеряков В.Н. и др. (1986) Фазовые превращения при непрерывном охлаждении в сплавах ВТ64 и ВТ23. *Известия вузов. Цветная металлургия*, **2**, 88–93.
 13. Лясоцкая В.С. (2003) *Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов*. Колачев Б.А. (ред.). Москва, Экомет.
 14. Saunders N., Miodownik A.P., Cahn R.W. (1998) CALPHAD — calculation of phase diagrams. *Pergamon Materials Series*, **1**, Elsevier Science, Oxford.
 15. Fan Z., Tsakirooulos P., Miodownik A.P. (1994) A generalized law of mixtures. *J. of Materials Science*, **29**, 141–150. <https://doi.org/10.1007/BF00356585>
 16. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. (2007) *Computational thermodynamics: The calphad method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
 17. Khina B., Goranskiy G.G. (2017) Thermodynamics of Multicomponent Amorphous Alloys: Theories and Experiment Comparison. *Advanced Materials & Technologies*, **1**, 036–043. <https://doi.org/10.17277/amt.2017.01.pp.036-043>.
 18. Dinsdale A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, **15**, 317(4).
 19. 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*, **8**, 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
 20. Porter D.A., Easterling K.E. (1992) *Phase transformations in metals and alloys*. Chapman & Hall, London.
 21. 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 the 10th World Conference on Titanium, 13–18 July 2003, Hamburg, Germany*, **1**, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, 197–204.
 22. Kirkaldy J.S., Venugopalan D. (1984) *Phase transformation in ferrous alloys*. A.R. Marder and J.I. Goldstein (eds.), AIME, Philadelphia, pp. 125–148.
 23. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. (2018) Воздействие термического цикла аргонодуговой сварки на структуру и свойства псевдо-β-титановых сплавов. *Автоматическая сварка*, **8**, 32–38.
 24. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. (2018) Влияние предварительного подогрева на термический цикл аргонодуговой сварки экономнолегированных титановых сплавов. *Сб. трудов девятой между. конф. «Математическое моделирование и информационные технологии в сварке и родственных процессах», 10–14 сентября 2018 г., Одесса, Украина*. Киев, Межд. Ассоциация «Сварка», сс. 19–22.

References

1. Kablov, E.N. (2012) Strategic trends for development of materials and technologies of their processing up to 2030. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **5**, 7–17 [in Russian].
2. Antashev, V.G., Nochovnaya, N.A., Shiryayev, A.A., Izotova, A.Yu. (2011) Prospects for development of new titanium alloys. *Vestnik MGTU, Seriya Mashinostroenie*, **SP2**, 60–67 [in Russian].
3. Dobrescu, M., Dimitriu, S., Vasilescu, M. (2011) Studies on Ti–Al–Fe low-cost titanium alloys manufacturing, processing and applications. *Metalurgia Int.*, **16(4)**, 73.
4. Nochovnaya, N.A., Isaichev, A.V., Antashev, V.G. (2008) Problems of creation of saving titanium alloys and ways of their solution. *Vse Materialy.. Entsiclop. Spravochnik*. **5**, 10–15 [in Russian].
5. Boyer, R.R., Williams, J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. In: *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 10–19.
6. Khorev, A.I. (2007) Theoretical and practical fundamentals for improvement of structural strength of modern titanium alloys. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **2**, 144–153 [in Russian].
7. Nochovnaya, N.A., Panin, P.V., Alekseev, E.B., Bokov, K.A. (2014) Sparcely-doped titanium alloys for layered metal-polymer composite materials. *Trudy VIAM*, **11** [in Russian].
8. Iiin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
9. Niinomi, M. (2011) Recent trends in titanium research and development in Japan. In: *Proc. 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 30–37.
10. Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta titanium alloys in the 90's*, TMS Publications, Warrendale, PA, 3–14.
11. Khorev, A.I. (2008) High-strength titanium alloy VT23 and its application in advanced welded structures. *Svarochn. Proizvodstvo*, **9**, 3–8 [in Russian].
12. Lyasotskaya, V.S., Lyasotsky, I.V., Meshcheryakov, V.N. et al. (1986) Phase transformations in continuous cooling of VT64 and VT23 alloys. *Izv. Vuzov, Tsvetnaya Metallurgiya*, **2**, 88–93 [in Russian].
13. Lyasotskaya, V.S. (2003) *Heat treatment of welded joints of titanium alloys*. Ed. by B.A. Kolachev. Moscow, Ekomet [in Russian].
14. Saunders, N., Miodownik, A.P., Cahn, R.W. (1998) CALPHAD — calculation of phase diagrams. *Pergamon Materials Series*, **1**, Elsevier Sci., Oxford.
15. Fan, Z., Tsakirooulos, P., Miodownik, A.P. (1994) A generalized law of mixtures. *J. of Mater. Sci.*, **29**, 141–150. <https://doi.org/10.1007/BF00356585>
16. Lukas, H.L., Fries, S.G., Sundman, B. (2007) *Computational thermodynamics: The calphad method*. Cambridge, U.K., Cambridge University Press.
17. Khina, B., Goranskiy, G.G. (2017) Thermodynamics of multicomponent amorphous alloys: Theories and experiment com-

- parison. *Adv. Materials & Technologies*, **1**, 036–043. <https://doi.org/10.17277/amt.2017.01>. pp.036-043.
18. Dinsdale, A.T. (1991) SGTE data for pure elements. *Calphad*, **15**, 317(4).
19. 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*, **8**, 127–136. <https://doi.org/10.1007/BF02831633>
20. Porter, D.A., Easterling, K.E. (1992) *Phase transformations in metals and alloys*. Chapman & Hall, London.
21. Saunders, N., Li, X., Miodownik, A.P., Schille, J.-P. (2003) An integrated approach to the calculation of materials properties for Ti-alloys. In: *Proc. of the 10th World Conf. on Titanium* (3–18 July 2003, Hamburg, Germany), 1, Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KgaA, 197–204.
22. Kirkaldy, J.S., Venugopalan, D. (1984) *Phase transformation in ferrous alloys*. Ed. by A.R. Marder and J.I. Goldstein. AIME, Philadelphia, 125–148.
23. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. (2018) Effect of thermal cycle of TIG welding on structure and properties of pseudo- β -titanium alloys. *The Paton Welding J.*, **8**, 32–38.
24. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. (2018) Effect of preheating on thermal cycle of argon-arc welding of sparsely-doped titanium alloys. In: *Proc. of 9th Int. Conf. on Mathematical Modeling and Information Technologies in Welding and Related Processes (10–14 September 2018, Odessa, Ukraine)*. Kiev, IAW, 19–22.

STRUCTURAL TRANSFORMATIONS AT COOLING SPARSELY-ALLOYED PSEUDO- β -TITANIUM ALLOY Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, V.A. Kostin

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

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

The paper presents the results of mathematical modeling of thermal cycle of welding sparsely-alloyed titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe and experimental studies of its impact on the alloy structural transformations. Thermodynamic characteristics of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy at different temperatures were determined and the diagram of anisothermal transformation at its cooling was plotted, indicating the lines of the start (875 °C) and end (600..660 °C) of $\beta \rightarrow (\alpha+\beta)$ phase transformation. The diagram was complimented by the dependence of β -phase fraction on maximum rates of metal cooling and it was established that the structure of the weld and HAZ metal consists of β -phase grains, in which α -phase precipitates are present. Here, the smallest quantity of β -phase was found in the base metal on the level of 49 %, and the largest — in the weld middle on the level of 87 %. Ref. 24, Tabl. 2, Fig. 13.

Key words: sparsely-alloyed pseudo- β -titanium alloys; diagram; anisothermal transformations; structure; properties; cooling rate

Надійшла до редакції 20.01.2021

НОВА КНИГА

Надійність і довговічність матеріалів, конструкцій, обладнання та споруд: Збірник наукових статей за результатами, отриманими у 2016-2020 рр. Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. – Київ, 2020. – 712 с.



До збірника ввійшли статті, які підготовлені за результатами цілової комплексної програми НАН України «Надійність і довговічність матеріалів, конструкцій, споруд та машин», отриманими впродовж 2016–2020 рр., до реалізації якої було залучено інститути НАН України. Мета програми – створення нових матеріалів з подовженим ресурсом роботи, розроблення наукових положень управління надійністю і довговічністю відповідальних об'єктів, створення ефективних методів, технічних засобів і технологій для оцінки і подовження ресурсу обладнання провідних галузей промисловості, нафто- та газопроводів, мостів, будівельних і транспортних конструкцій.

Для наукових співробітників, інженерів, студентів старших курсів, зайнятих розробкою та експлуатацією конструкцій, споруд та машин.

З книгою можна ознайомитись в бібліотеці Інституту електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України. Попередні чотири випуски збірників «Надійність і довговічність матеріалів, конструкцій, споруд та машин» у відкритому доступі за посиланням: <https://patonpublishinghouse.com/ukr/compilations>.

ЗМІСТ

- РОЗДІЛ 1.** Розробка методологічних основ оцінки і подовження ресурсу конструктивних елементів об'єктів підвищеної небезпеки та авіакосмічної техніки.
- РОЗДІЛ 2.** Розробка методів і нових технічних засобів неруйнівного контролю та діагностики стану матеріалів і виробів тривалої експлуатації.
- РОЗДІЛ 3.** Розробка методів захисту від корозії елементів конструкцій об'єктів тривалої експлуатації.
- РОЗДІЛ 4.** Розробка ефективних методів оцінки та подовження ресурсу об'єктів атомної енергетики.
- РОЗДІЛ 5.** Розробка методологічних основ оцінки і подовження ресурсу конструктивних елементів об'єктів підвищеної небезпеки та авіакосмічної техніки.
- РОЗДІЛ 6.** Створення систем моніторингу технічного стану трубопроводів і об'єктів газо- та нафтопереробної промисловості.
- РОЗДІЛ 7.** Підвищення надійності та подовження ресурсу мостів, будівельних, промислових і транспортних конструкцій.
- РОЗДІЛ 8.** Розробка технологій ремонту та відновлення елементів конструкцій об'єктів підвищеної небезпеки з метою подовження терміну їх експлуатації.
- РОЗДІЛ 9.** Матеріали з подовженим ресурсом роботи для екстремальних умов експлуатації.