

# ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, І.К. Петриченко

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

Оцінювали можливість зміцнення металу економнолегованого псевдо- $\beta$ -титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, виплавленого способом ЕПП з використанням трьох видів термічної обробки: відпалу, гартування з старінням та уповільненого охолодження. Встановлено, що за результатами термічної обробки у вигляді відпалу, гартування з старінням чи уповільненого охолодження структура металу сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe стає однорідною, переважає ( $\alpha+\beta$ )-структура, знижується вміст  $\beta$ -фази до рівня 49...61 %. Гартування у воду і наступне старіння формують в металі титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe найбільш дисперсну і рівномірну внутрізеренну мікроструктуру з розмірами  $\alpha$ -частинок 1...3 мкм з найвищими значеннями міцності на рівні 1187 МПа та ударної в'язкості — 3,7 Дж/см<sup>2</sup>. Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв призводить до зниження міцності сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe. Відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою термообробкою для сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, яка забезпечує рівномірну структуру, вміст  $\beta$ -фази в металі на рівні 54 % та показники ударної в'язкості — 5,6...7,1 Дж/см<sup>2</sup>. Бібліогр. 16, табл. 4, рис. 6.

*Ключові слова:* титан; титанові економнолеговані та псевдо- $\beta$ -сплави; термічна обробка; відпал; гартування; старіння; мікроструктура; механічні властивості

Використання титанових сплавів через їх високу питому міцність та стійкість до корозії в автомобільній і транспортній промисловості може зменшити забруднення навколишнього середовища [1–4]. Суттєвий фактор, що перешкоджає використанню титану та його сплавів в розробці деталей для більш широкого застосування в промисловості — це висока вартість кінцевого продукту. В цілому високотехнологічні титанові сплави мають складну систему легування і містять дефіцитні та дорогі елементи. Концепція економного легування титанових сплавів заснована на виборі таких легуючих елементів, які б мали відносно невелику вартість, що дозволило б здешевити процес виробництва і, відповідно, знизити собівартість напівфабрикатів та готових виробів. Найпоширенішим заходом є заміна ванадію на залізо [5]. Так, в роботі [6] автори в сплаві Ti–3Al–2,5V замінили ванадій на залізо. Отриманий сплав Ti–3Al–2,5Fe мав на 20 % вищу межу текучості та більш високі міцність (на 30 %) і пластичність, легко зварювався та піддавався термічній обробці (ТО) до широкого діапазону міцності та пластичності. Залізо завдяки стабілізуючій дії на  $\beta$ -фазу застосовували для розробки дешевих сплавів з кованого титану [7–9], таких як Ti–5Al–2,5Fe та Ti–1,5Al–4,5Fe–6,8Mo (TIMETAL LCB). Тим не менш, висока щільність заліза та утворення крихких інтерметалідних фаз на основі TiFe, відповідно до подвійної

фазової діаграми Ti–Fe [10], є важливими обмежувачими факторами для застосування економнолегованих титанових сплавів.

Для псевдо- $\beta$ -титанових сплавів із збільшенням ступеня легування характерні більш значна зміна хімічного складу, структури, механічних властивостей металу, а також зварних швів. Дослідження показали, що при вмісті більше 3Mo, 1,8Cr, 1,2Fe простежується значна неоднорідність розподілу цих елементів в з'єднаннях [11]. Швидкість охолодження також впливає на ступінь внутрізеренної ліквідації легуючих елементів, яка особливо сильно проявляється при повільному охолодженні. При малих швидкостях охолодження (зварювання металу великої товщини) спостерігається посилення ліквідації у відповідності із дифузійним механізмом кристалізації. Із ростом швидкості охолодження ліквідація зменшується і може не реалізовуватись, якщо дифузійний механізм кристалізації змінюється на бездифузійний. В роботі [11] показано, що концентраційна неоднорідність, яка виникає в процесі охолодження високолегованого металу, достатньо стабільна при подальшому нагріві. Навіть тривалий відпал при 700...750 °С не усуває вже утворену концентраційну неоднорідність, що пояснюється стабільністю дефектів на поверхнях розділу фаз і взаємодією домішок атомів з цими дефектами. Для покращення механічних власти-

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>, І.К. Петриченко — <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>

**Таблиця 1.** Режими термічної обробки економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Номер режиму ТО	Вид ТО	Особливості ТО
1	Нагрівання до 750 °С, витримка 1 год; охолодження з піччю	Нагрівання та охолодження здійснювали у вакуумній печі
2	Нагрівання до 750 °С, витримка 1 год; гартування у воду; старіння при температурі 450 °С, витримка 5 год; охолодження на повітрі	Нагрівання, відпал та старіння в печі здійснювали без захисної атмосфери
3	Нагрівання до 750 °С, уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/хв	Нагрівання та охолодження здійснювали у вакуумній печі

**Таблиця 2.** Хімічний склад економнолегованого псевдо-β-титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe

Ti (основа)	Al	Fe	Mo	Cr	Ni	Si	O	N
89,48	2,78	4,87	5,13	0,03	0,02	<0,003	0,08	0,02

*Примітка.* Дані наведено для середини зливка.

востей зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів запропоновано такі способи ТО:

старіння при безперервному охолодженні з високої температури до кімнатної зі швидкістю, яка забезпечує перетин графіку охолодження з областю розпаду метастабільної β-фази, обмеженою С-образною кривою;

охолодження з високої температури (у воді, на повітрі, в інших середовищах) до кімнатної та ізотермічне старіння із розпадом метастабільної β-фази;

охолодження з високої температури до температури старіння зі швидкістю 4 °С/хв (з піччю) із наступним старінням.

Можна узагальнити, що вибір режиму ТО є важливим етапом для оцінки можливості застосування економнолегованого сплаву з вмістом заліза, а також іноді для досягнення необхідного ступеня розпаду потрібна більш тривала витримка під час старіння [12].

Таким чином, в останні роки дослідженням технологій виробництва та обробки економнолегованих титанових сплавів приділяється все більше уваги, тому дослідження термічної обробки таких сплавів є актуальним.

Метою роботи є визначення впливу декількох видів термічної обробки (відпалу, гартування в воду та уповільненого охолодження) на структуру та властивості основного металу економнолегованого титанового псевдо-β-сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe.

Для досягнення поставленої мети досліджено вплив трьох видів термічної обробки на структуру та властивості економнолегованого титанового псевдо-β-сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe (табл. 1).

Для виплавки зливок титанового сплаву було застосовано багатоцільову лабораторну електронно-променеву установку УЕ-208М [13]. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю (ЕПП) і порціонної подачі рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор. Дослідження якості зливок методами ультразвукової дефектоскопії показали, що в виплавлених способом ЕПП зливках діаметром 110 мм економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe відсутні нещільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень. Дослідження хімічного складу отриманих зливок пока-

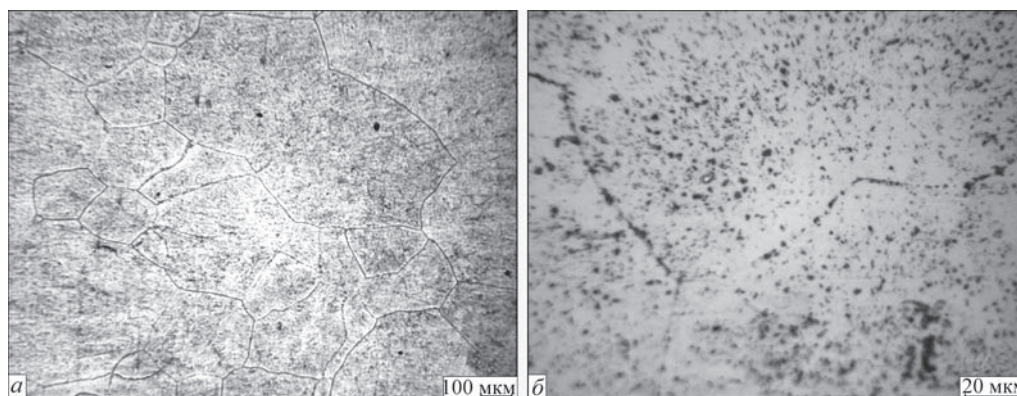


Рис. 1. Мікроструктура основного металу з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після прокату: а, б — див. в тексті

зали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливків рівномірний (табл. 2).

**Структура металу після прокату.** Структура економнолегованого титанового псевдо- $\beta$ -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe складається з зерен  $\beta$ -фази розміром 10...70 мкм (рис. 1, а), в яких присутні дисперсні виділення  $\alpha$ -фази розміром не більше 2...3 мкм, що рівномірно розподілені в об'ємі зерна (рис. 1, б). При збільшенні спостерігаються

границі  $\beta$ -зерен, декоровані дисперсними виділеннями  $\alpha$ -фази. Такі ж дисперсні частинки спостерігаються і в об'ємі зерен. Метал однорідний по товщині. Кількість  $\beta$ -фази в металі після прокату становить 72 %.

**Структура металу після відпалу та охолодження з піччю.** Метал економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після відпалу при температурі 750 °C протягом 1 год

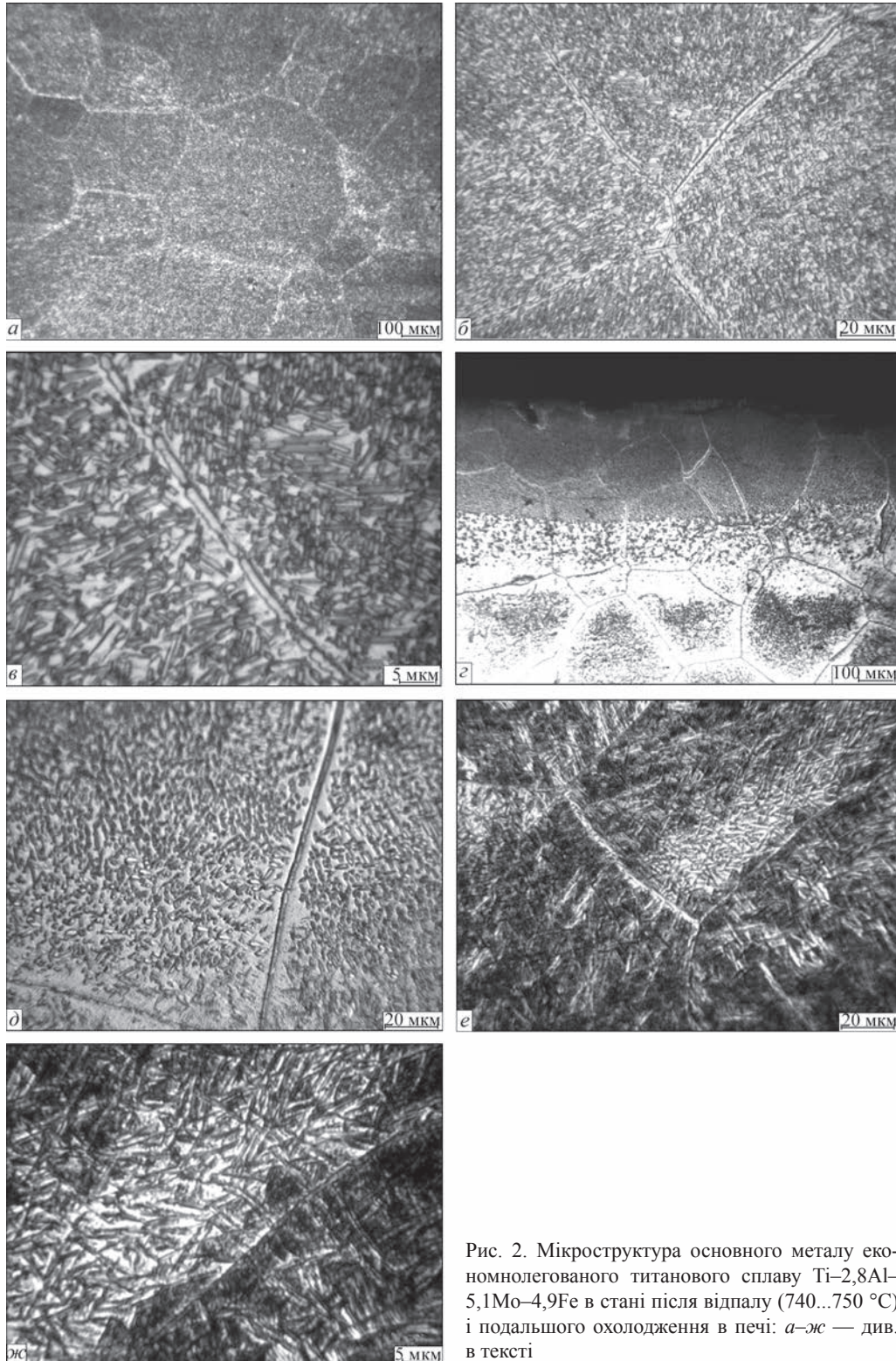


Рис. 2. Мікроструктура основного металу економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після відпалу (740...750 °C) і подальшого охолодження в печі: а-ж — див. в тексті

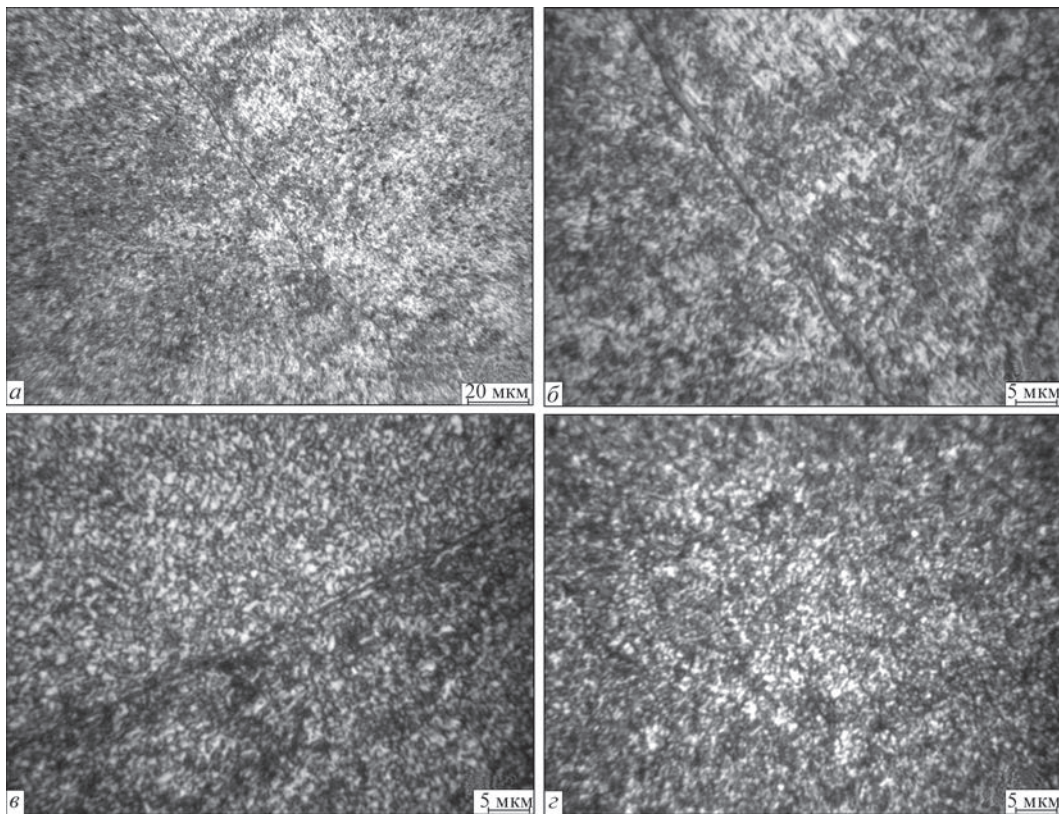


Рис. 3. Мікроструктура основного металу економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після загартування від температури 750 °С і старіння при 450 °С протягом 5 год: а–г — див. в тексті

складається з рівноосних поліедричних первинних  $\beta$ -зерен розміром 200...800 мкм (рис. 2, а), в обсязі яких на тлі матричної  $\beta$ -фази спостерігаються як пластинчасті  $\alpha$ -частинки довжиною 2...7 мкм і товщиною близько 1 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром близько 1 мкм (рис. 2, б). Границі зерен потовщені, товщина зернограничних виділень становить 1,5...2,0 мкм (рис. 2, в). В поверхневому шарі металу глибиною до 350 мкм (рис. 2, г) характер структури дещо відмінний за параметрами продуктів розпаду (рис. 2, д). В структурі металу трапляються ділянки з переважанням  $\beta$ -фази з незначним ступенем розпаду, які, очевидно, успадковують свою смугасту структуру металу в стані після прокату (рис. 2, е, ж).

Переважаючий основний метал після відпалу складається з рівноосних  $\beta$ -зерен, на тлі матричної  $\beta$ -фази спостерігаються як пластинчасті  $\alpha$ -частинки довжиною 2...7 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром до 1 мкм. Кількість  $\beta$ -фази після відпалу орієнтовно становить 54 % (табл. 3).

Таким чином, відпал економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe при температурі 750 °С протягом 1 год забезпечив отримання однорідної двофазної ( $\alpha+\beta$ )-структури за рахунок подальшого розпаду метастабільних фаз, зафіксованих під час остигання після прокату.

**Структура металу після гартування в воду та старіння.** Мікроструктура прокату економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після гартування в воду від температури 760 °С і старіння при 450 °С протягом 5 год рівномірна і однорідна (рис. 3, а). У порівнянні з металом в стані після відпалу при температурі 750 °С протягом 1 год він має більш дисперсну внутрізеренну мікроструктуру, розмір виділених при розпаді  $\beta$ -фази частинок становить переважно до 1...2 мкм (рис. 3, б),  $\alpha$ -частинки мають розмір від менше 1 до 2...3 мкм (рис. 3, в, г).

Таким чином, метал економічнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після гартування в воду і старіння має більш дисперсну внутрізеренну мікроструктуру в порівнянні з зразками після відпалу, виділені при розпаді  $\beta$ -фази частинки  $\alpha$ -фази переважно мають розмір до 1...2 мкм. Більш дисперсна структура забезпечує великі значення міцності при менших показниках ударної в'язкості.

**Структура металу після уповільненого охолодження.** Мікроструктура металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після уповільненого охолодження від температури 750 °С зі швидкістю 1 °С/хв (режим 3, табл. 1) має рівномірну однорідну двофазну внутрізеренну структуру (рис. 4, а), що складається з  $\alpha$ - та  $\beta$ -фаз, з розміром частинок  $\alpha$ -фази 1...5 мкм. Границі зе-

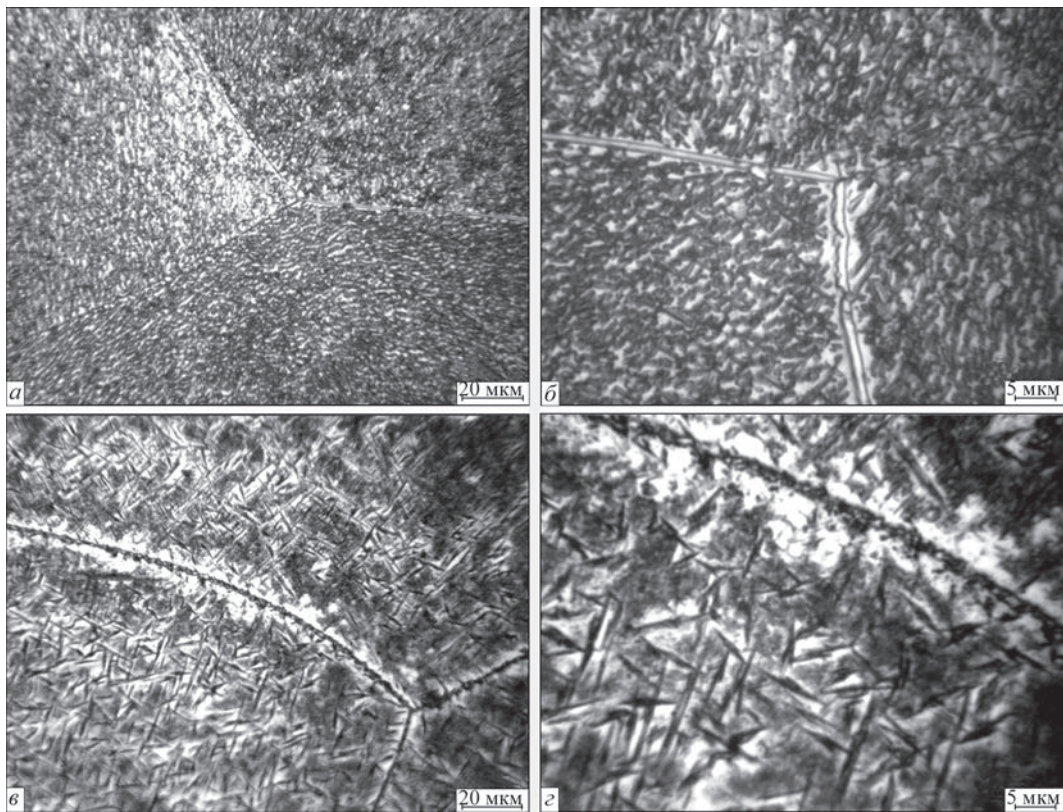


Рис. 4. Мікроструктура основного металу титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після уповільненого охолодження (режим 3, табл. 1): а–г — див. в тексті

рен потовщені, їх товщина становить 1...2 мкм (рис. 4, б). В металі є смуги з різним ступенем розпаду β-твердого розчину. Мікроструктура металу в смугі з більш високою щільністю виділених частинок приведена на рис. 4, в, г. На тлі матричної β-фази також спостерігаються α-пластини завдовжки 5...12 мкм і товщиною до 1 мкм. Крім того в обсязі зерен присутні дисперсні частинки розміром до 1 мкм. Границі зерен також декоровані дисперсними частками, на яких виділяються рівноосні частинки розміром до 2 мкм (рис. 4, г). Їх природу необхідно визначати додатково, так як їх присутність може сприяти зернограничному розтріскуванню. В порівнянні з зразками після відпалу метал сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe в стані після уповільненого охолодження має внутрізеренну мікроструктуру з більшими розмірами частинок α-фази. Необхідно додати, що структура з найбільшими розмірами частинок α-фази матиме найменші значення міцності.

Таким чином, можна зробити висновок, що в результаті впливу уповільненого охолодження від температури відпалу в сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe утворилися більш різноманітні за розмірами частинки α-фази, ніж в металі після гартування зі старінням. В середньому частинки α-фази мають розмір 1...7 мкм, а максимальний розмір частинок α-фази досягає 5...12 мкм. Така структура мета-

лу дозволяє припустити більш високі значення показників ударної в'язкості металу після уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв в порівнянні з загартуванням у воду і старінням. В результаті впливу ТО, що зміцнює (загартування у воду і старіння), в металі титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe сформувалася однорідна і рівномірна структура з розмірами частинок α-фази від 1 до 2...3 мкм (більшими ніж після відпалу).

Кількість β-фази в металі сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe після ТО знизилася в порівнянні з металом після прокату і знаходиться на рівні 49...61 % (табл. 3). При цьому найбільша кількість β-фази міститься в металі після гартування в воду і старіння та становить 61 %, а найменша — після уповільненого охолодження (49 %).

Визначення розподілу мікротвердості металу економнолегованого титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe після термічної обробки, яка зміцнює, дозволило зробити висновок, що її рівень в основному металі після гартування та старіння знаходиться в інтервалі 3400...3800 МПа (рис. 5). В стані після відпалу при температурі 750 °C показники знаходяться на рівні мікротвердості після прокату (3560...3780 МПа). Всі зразки мають невеликий розкид значень мікротвердості, що може свідчити про більшу однорідність їх структури. Після уповільненого охолодження фіксується най-

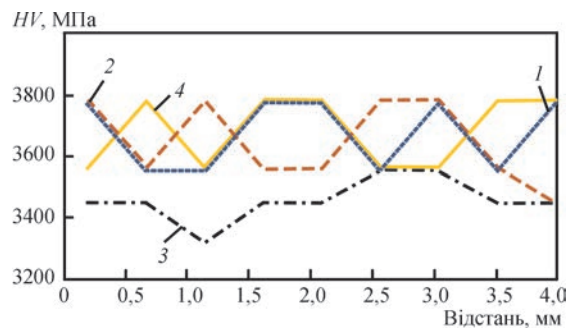
нижчий рівень мікротвердості в основному металі, що знаходиться в діапазоні від 3320...3560 МПа (рис. 5). Менші показники мікротвердості після уповільненого охолодження можуть свідчити про нижчий рівень міцності.

Аналіз механічних властивостей титанового економнолегованого псевдо- $\beta$ -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після таких видів ТО як відпал, гартування в воду з наступним старінням та сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв дозволив зробити висновок, що найвищі значення міцності (1187 МПа) має метал після гартування в воду з подальшим старінням (табл. 4). Це саме ті зразки, які мають найбільш дрібнодисперсну структуру. Після відпалу метал має значення міцності на рівні 1058 МПа. Найнижчі значення показників міцності на рівні 953 МПа фіксуються в металі, підданому сповільненому охолодженню з регламентованою швидкістю 1 °C/хв.

Таким чином, можна зробити висновок, що для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe при застосуванні трьох видів термічної обробки найбільший ефект зміцнення дає гартування в воду з подальшим старінням, яке дозволяє підняти рівень міцності зразків на 172 МПа, а саме з 1015 до 1187 МПа. Відпал при 750 °C дозволяє підняти рівень міцності зразків на 61 МПа (з 1015 до 1058 МПа). Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв — це єдиний вид ТО, що призводить до зниження міцності сплаву з 1015 до 953 МПа. Зниження міцності зразків сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після сповільненого охолодження можливо пояснити утворенням значної кількості інтерметалідів на основі заліза, чому сприяє як більший розмір виділень  $\alpha$ -фази пластинчастої форми з максимальним розміром до 5...12 мкм, так і потовщені границі зерен в металі сплаву та найбільша товщина  $\alpha$ -фази (1,5...2,0 мкм), що виділилася уздовж границь зерен. Час перебування металу при температурі вище 450 °C при уповільненому охолодженні зі швидкістю 1 °C/хв складає 5 год, імовірно, що за цей час сформувалися потовщені границі зерен в металі та виділення на границях зерен більшої кількості інтерметалідів на основі

**Таблиця 3.** Кількість  $\beta$ -фази в металі економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після термообробки

Номер режиму ТО	Метал після ТО	Кількість $\beta$ -фази, %
–	Прокату	71
1	Відпалу	54
2	Гартування в воду та старіння	61
3	Уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв	49



**Рис. 5.** Вплив ТО на розподіл мікротвердості титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe: 1 — відпалу (750 °C/хв); 2 — гартування в воду та старіння; 3 — уповільненого охолодження; 4 — прокату

заліза. При гартуванні та наступному старінню час знаходження металу при температурі 450 °C також становить 5 год, але в цьому разі в металі зразків формується найбільш дрібнодисперсна структура, в якій відсутні потовщені границі зерен. Це дозволяє зробити висновок про небажаність такої термообробки, як уповільнене охолодження, для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.

Показники ударної в'язкості для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після гартування зі старінням знаходяться на невисокому рівні та становлять 3,7...4,2 Дж/см<sup>2</sup>, що пояснюється найбільш дрібнодисперсною структурою металу. Зразки сплаву після уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв мають внутрізеренну мікроструктуру з найбільшими розмірами виділень  $\alpha$ -фази в металі, але мають також невисокі значення показників ударної в'язкості, які становлять 5,6...7,1 Дж/см<sup>2</sup>. Найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні 11,5 Дж/см<sup>2</sup> має метал після простого відпалу в печі при температурі 740...750 °C (див. табл. 4).

Необхідно відзначити, що відпал в печі при температурі 740...750 °C без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою ТО для економнолегованого псевдо- $\beta$ -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Така термообробка забезпечує однорідну структуру металу, найбільші значення показників ударної в'язкості на рівні 11,5 Дж/см<sup>2</sup>, а також досить високі значення показників міцності на рівні 1058 МПа, що складає 104 % від міцності сплаву в стані після

**Таблиця 4.** Механічні властивості економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після ТО

Номер режиму ТО	Тимчасовий опір розриву ( $\sigma_b$ ), МПа	Межа плинності ( $\sigma_T$ ), МПа	Відносне подовження ( $\delta_s$ ), %	Ударна в'язкість, (KCV), Дж/см <sup>2</sup>
–	1015	939	1,9	3,6
1	1058	987	3,0	11,5
2	1187	1085	–	3,7
3	953	901	–	5,6

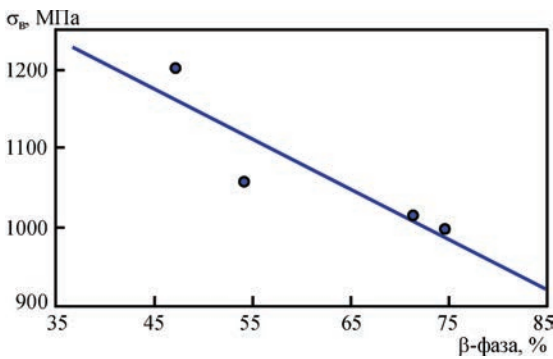


Рис. 6. Залежність міцності титанового економнолегованого псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe від кількості β-фази в металі

прокату або 89 % від міцності сплаву в стані після гартування в воду зі старінням.

Сплав Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, на відміну від псевдо-β-сплаву VT19, менш ефективно зміцнюється термообробкою [14]. Так, для псевдо-β-сплаву VT19 гартування з наступним старінням дозволяє підняти рівень міцності, в більшій мірі на 295 МПа, а відпал при 750 °C — на 136 МПа [15]. Крім того, на відміну від псевдо-β-сплаву VT19, для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe така термічна обробка, як сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °C/хв, призводить до зниження міцності зразків, в той час, як для сплаву VT19, сповільнене охолодження зі швидкістю 1 °C/хв підвищує міцність зразків з 958 до 1086 МПа [16]. Це дозволяє підтвердити висновок про недоцільність для металу економнолегованого псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe застосування уповільненого охолодження, а причину зниження показників міцності треба встановлювати додатково.

Дослідження структури економнолегованого псевдо-β-сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та механічних властивостей зразків дозволили встановити наступну залежність міцності від кількості β-фази в основному металі (рис. 6):

$$\sigma_b = 1460 - 6,4(x), \text{ МПа,}$$

де  $x$  — кількість β-фази, %.

Відповідно до цієї діаграми мінімальні значення міцності (820 МПа) зразків сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe фіксуються при вмісті β-фази 99,9 %, а при вмісті β-фази 35 % очікувана міцність зразків становить 1236 МПа.

## Висновки

1. За результатами досліджень впливу ТО (відпалу, гартування з старінням чи уповільненого охолодження) на структуру сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe можна зробити висновок, що структура металу стає однорідною, переважає (α+β)-структура, зни-

жується вміст β-фази, а кількість її знаходиться на рівні 49...61 %.

2. В результаті впливу гартування у воду та старіння в металі титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe сформувалася найбільш дисперсна і рівномірна внутрізеренна мікроструктура з розмірами α-частинок від менше 1 до 2...3 мкм з найвищими значеннями міцності (1187 МПа) при показниках ударної в'язкості 3,7 Дж/см<sup>2</sup>.

3. Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв призводить до зниження міцності сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, що пов'язано з більшим розміром виділень α-фази пластинчастої форми довжиною 2...7 мкм, а також потовщеними границями зерен в основному металі.

4. Відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою ТО для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, яка при цьому забезпечує рівномірну структуру та вміст β-фази в металі на рівні 54 % та високі механічні властивості з'єднань на рівні 1058 МПа, що складає 104 % від міцності сплаву в стані після прокату або 89 % від міцності сплаву в стані після гартування в воду зі старінням.

## Список літератури

- Lütjering G., Williams J.C. (2003) *Titanium*. Berlin, Springer-Verlag.
- (2002) *Opportunities for lowcost titanium in reduced fuel consumption, improve demissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles*. Subcontract 4000013062, ENK Technologies, Vancouver, WA, USA.
- Lavender C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA.
- (2004) *Summary of emerging titanium costreduction technologies. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory*. Subcontract 4000023694, ENK Technologies, Vancouver, WA, USA.
- Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. *Сб. тр. Междунар. конф. Ti-2007 в СНГ*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192.
- 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.
- Lin D.J., Ju C.P., Lin J.H.C. (1999) Structure and properties of cast Ti-Fe Alloys. *Transactions of the American Foundry men's Society*, 107, 859–864.
- Holden F.C., Ogden H.R., Jaffee R.I. (1956) Heat treatment and mechanical properties of Ti-Fe alloys. *Transactions of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, 206(5), 521–528.
- Lee D.B., Park K.B., Jeong H.W., Kim S.E. (2002) Mechanical and oxidation properties of Ti-xFe-ySi Alloys. *Materials Science and Engineering A*, 328(1–2), 161–168.
- Murray J.L. (1987) *Phase diagrams of binary titanium alloys*. ASM International, Ohio, USA.
- Бокштейн С.З., Кишкін С.Т., Мирский Л.М. (1971) Влияние тонкой структуры, возникающей в титане в процес-

- се полиморфного ( $\alpha+\beta$ )-превращения, на диффузионную подвижность. *Изв. АН СССР. Металлы*, **5**, 210–215.
12. Yu Y., Hui S.X., Ye W.J., Xiong B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an  $\alpha+\beta$  titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28** (4), 346.
  13. Ахонин С.В., Пикунин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–22. <https://doi.org/10.15407/sem.2019.03.03>
  14. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо- $\beta$ -титанового сплава VT19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17. DOI:<http://dx.doi.org/10.15407/as2018.07.02>
  15. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Петриченко І.К. (2020) Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо- $\beta$ -титанового сплаву та його зварних з'єднань. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 14–25. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02>
  16. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2019) ЭЛС и локальная термообработка экономнолегированных титановых сплавов на основе  $\beta$ -фазы. *Сб. трудов IX Международной конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 9–13 сентября 2019 г., Одесса, Украина. Киев, Международная Ассоциация «Сварка», сс. 12–15.*
  6. 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.
  7. Lin, D.J., Ju, C.P., Lin, J.H.C. (1999) Structure and properties of cast Ti–Fe alloys. *Transact. of the American Foundry men's Society*, **107**, 859–864.
  8. Holden, F.C., Ogden, H.R., Jaffee, R.I. (1956) Heat treatment and mechanical properties of Ti–Fe alloys. *Transact. of the American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*, **206**(5), 521–528.
  9. Lee, D.B., Park, K.B., Jeong, H.W., Kim, S.E. (2002) Mechanical and oxidation properties of Ti–xFe–ySi alloys. *Mater. Sci. and Engin. A.*, **328**(1/2), 161–168.
  10. Murray, J.L. (1987) *Phase diagrams of binary titanium alloys*. ASM Int., Ohio, USA.
  11. Bokshitejn, S.Z., Kishkin, S.T., Mirsky, L.M. (1971) Influence on thin structure, formed in titanium during polymorphous ( $\alpha+\beta$ )-transformation, on diffusion mobility. *Izv. AN SSSR. Metall.*, **5**, 210–215 [in Russian].
  12. Yu, Y., Hui, S.X., Ye, W.J., Xiong, B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an  $\alpha+\beta$  titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28** (4), 346.
  13. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Sovrem. electro-metall.*, **3**, 15–22 [in Russian]. <https://doi.org/10.15407/sem.2019.03.03>
  14. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2018) Electron beam welding and heat treatment of welded joints of high-strength pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT19. *The Paton Welding J.*, **7**, 10–14. DOI:<http://dx.doi.org/10.15407/as2018.07.02>
  15. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V., Petrichenko, I.K. (2020) Heat treatment of high-strength pseudo- $\beta$ -titanium alloy produced by EBM process and of its welded joints. *Suchasna Elektrometal.*, **1**, 14–25 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02>
  16. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2019) EBW and local heat treatment of sparsely-doped titanium alloys based of  $\beta$ -phase. In: *Proc. of 9<sup>th</sup> Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Processing of Materials (Odessa, Ukraine, 9-13 September 2019)*. IAW, 12–15.

## References

## INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES OF SPARSELY-DOPED TITANIUM ALLOY Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, R.V. Selin, I.K. Petrichenko

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Possibility of strengthening the metal of sparsely-doped pseudo- $\beta$ -titanium alloy Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe produced by ESM method, using three types of heat treatment: annealing, quenching with aging and delayed cooling, was assessed. It is found that by the results of heat treatment in the form of annealing, quenching with aging or delayed cooling the structure of metal of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy becomes homogeneous, ( $\alpha+\beta$ )-structure prevails, and  $\beta$ -phase content decreases to the level of 49...61 %. Water quenching and subsequent aging forms in the metal of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe titanium alloy the most dispersed and homogeneous intragranular microstructure with  $\alpha$ -particle dimensions of 1...3  $\mu\text{m}$  with the highest values of strength on the level of 1187 MPa and impact toughness of 3.7 J/cm<sup>2</sup>. Delayed cooling at the controlled rate of 1 °C/min leads to lowering of the strength of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy. Annealing without controlled cooling or transferring to the quenching medium is the simplest heat treatment for Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy, which ensures a homogeneous structure,  $\beta$ -phase content in the metal on the level of 54 % and impact toughness values of 5.6...7.1 J/cm<sup>2</sup>. Ref. 16, Tabl. 4, Fig. 6.

*Key words:* titanium; titanium sparsely-doped and pseudo- $\beta$ -alloys; heat treatment; annealing; quenching; aging; microstructure; mechanical properties

Надійшла до редакції 06.03.2021