

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СКЛАДУ ТИТАНОВОГО СПЛАВУ Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr

С.В. Ахонін¹, А.Ю. Северин¹, В.О. Березос¹, В.А. Костін¹, І.І. Алексєєнко¹,
О.В. Самофалов¹, В.В. Пашинський²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11

²ТОВ «Технічний університет «Метінвест політехніка». 69008, м. Запоріжжя, Південне шосе, 80

РЕФЕРАТ

Проведено роботи по дослідженню структурно-фазового складу титанового сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr, отриманого методом електронно-променевої плавки та показано, що він відноситься до групи псевдо-β-титанових сплавів, в яких β-фаза повністю зберігається при кімнатній температурі. З'ясовано, що для литих титанових сплавів, легованих великою кількістю ніобію (до 40 %) потрібно проводити гомогенізуючий відпал з мінімальним часом витримки 18 год при 1200 °С. Встановлено, що сплав має високу технологічну пластичність, а наступний вакуумний відпал при 960 °С на протязі однієї години призводить до часткової рекристалізації зерен та відновлювання структури, але не дозволяє повністю позбутися текстури прокатки. Бібліогр. 17, табл. 1, рис. 6.

КЛЮЧОВІ СЛОВА: титановий сплав, фазове перетворення, структура, фаза, температура, деформаційна обробка

ВСТУП

Відомо, що при кімнатній температурі титан має гексагональну щільноупаковану ґратку (α-Ti) і перетворюється на об'ємноцентровану кубічну ґратку (β-Ti) вище температури 883 °С [1, 2]. Для отримання титанових сплавів на основі β-фази, яка буде існувати при кімнатній температурі потрібне додавання відносно високої частки β-стабілізаторів, таких як V, Mo, Nb, Ta, Fe та Cr [3, 4]. Такі β-стабілізуючі елементи суттєво розширюють β-область і утворюють безперервний ряд твердих розчинів з титаном вище температури β-переходу [5, 6]. Тому, як правило, такі титанові сплави складаються з метастабільної ОЦК β-фази після загартування від температури вище температури β-переходу, якщо додавання β-стабілізаторів перевищує критичну концентрацію. Наприклад, додавання 10 ваг. % Mo у бінарні сплави Ti–Mo може утворювати безперервний твердий розчин вище 400 °С [6], а бінарні сплави Ti–Nb із 35 ваг. % Nb утворюватимуть нескінченний твердий розчин вище 425 °С [5].

Найбільш перспективні галузі застосування таких сплавів — аерокосмічна та хімічна промисловості, а також медицина — штучні біомедичні імпланти: β-сплави зі стабілізаторами Nb/Mo мають хорошу міцність, стабільність при підвищених температурах, корозійну стійкість (особливо з Mo). Зазвичай, для прогнозування стабільності β-фази в титанових сплавах використовується метод еквівалентності по молібдену, при якому дію

всіх β-стабілізаторів можна виразити сумарним еквівалентним змістом молібдену, при якому кількість фази та її стабільність у системі Ti–Mo будуть такими ж, як у сплаві, що вивчається [7]:

$$[\text{Mo}]_{eq} = \sum (x_i C_{\text{Mo}}'' / C_i''), \quad (1)$$

де C_i'' та C_{Mo}'' — друга критична концентрація легуючого елемента і молібдену відповідно, а x_i — вміст елемента у ваг. %. Значення критичних концентрацій багатьох легуючих елементів у титані досить добре вивчені та опубліковані [8, 9]. При оцінці молібденового еквівалента складнолегованих титанових сплавів вплив різних β-стабілізаторів враховується як адитивний, а вплив α-стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів не враховується. Вважається, що для отримання 100 % ОЦК β-фази після загартування з β-фази потрібно перевищити значення $[\text{Mo}]_{eq} > 10$ [6]. Таким чином, температура β-переходу повинна знижуватися зі зростанням значення $[\text{Mo}]_{eq}$ і вище значення $[\text{Mo}]_{eq}$ зазвичай призводить до більш стабільних β-сплавів. І навпаки, алюміній (α-стабілізатор) відіграє значно меншу роль у значенні $[\text{Mo}]_{eq}$.

МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ЕКСПЕРИМЕНТІВ

Для проведення досліджень використовували зразки, отримані зі зливку електронно-променевої плавки (ЕПП), середній хімічний склад якого наведено в таблиці.

Прокатку здійснювали на прокатному двовалковому стані «Skoda 500/350» (Чеська республіка). Дослідження мікроструктури зразків проводили на оптичному мікроскопі «Neophot-32» (Німеччина), а дослідження складу структурних складових — на

Авторське право © Автор(и)

© Видавець ТОВ «ВИДАВНИЧИЙ ДІМ» ПАТОН», 2026

Ця стаття у відкритому доступі за ліцензією CC BY-NC-ND

<https://creativecommons.org/licenses/by-nc-nd/4.0/>

Середній хімічний склад зливка ЕПП сплаву системи легування Ti-Nb-Al-Mo-Zr, %

Вагові	Nb	Al	Mo	Zr	Ti
	36	6	1,8	1,8	54,4
Атомні	21,7	12,5	1,05	1,04	63,7

растровому електричному мікроскопі JEOL JSM-840 (Японія). Фазовий аналіз сплаву здійснювали на рентгенівському дифрактометрі ДРОН-3.

РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Для дослідного сплаву значення молібденового еквівалента виражається наступним рівнянням (2):

$$[Mo]_{eq} = [Mo] + \frac{[Nb]}{3,3} + \frac{[Zr]}{14} = 1,8 + \frac{36}{3,3} + \frac{1,8}{14} = 12,84.$$

З метою уточнення положення на діаграмі стану досліджуваного сплаву, легуваного не тільки алюмінієм та ніобієм, але й іншими елементами, виступаючими в ролі α- та β-стабілізаторів і які впливають на межі існування фазових областей, також використовували традиційний для титанових сплавів еквівалент по алюмінію [Al]_{eq}. Еквівалент α-стабілізаторів та нейтральних зміцнювачів, введений Г.О. Розенбергом [10], в нашому випадку описується наступним співвідношенням:

$$[Al]_{eq} = [Al] + \frac{[Zr]}{5,9} + \frac{[O]}{0,1} = 6 + \frac{1,8}{5,9} = 6,3.$$

В роботах [11, 12] проведено дослідження впливу легуючих елементів на основі приведеного молібденового та алюмінієвого еквівалента на кінцеву структуру великої кількості титанових сплавів та встановлено зв'язок між ними. На рис. 1 від-

мічено прогнозований фазовий склад для сплаву Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr.

Як бачимо на наведених рисунках, при такому вмісті Nb та Mo в титанових сплавах β-фаза зазвичай стабілізується при кімнатній температурі, а алюміній хоча частково і стабілізує α-фазу, але при такому високому вмісті β-стабілізаторів не впливає на область існування β-фази. Ця загальна поведінка зазначена в багатьох оглядах та роботах, присвячених титановим сплавам системи Ti-Nb-Zr [4, 7, 11, 12]. Таким чином, сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr відноситься до групи псевдо-β-титанових сплавів, в яких β-фаза, хоча і є метастабільною, але при конкретних умовах може зберігатися при низьких температурах, утворюючи основну матрицю сплаву.

Оскільки визначальним фактором при виборі режимів деформаційної та термічної обробки є кінцевий фазовий склад матеріалу, уточнення діапазонів існування фазових областей, характерних для сплаву конкретного складу — одне із важливих аспектів матеріалознавства. Зважаючи на відсутність у науковій літературі квазібінарного розрізу рівноважної діаграми стану Ti-Al-Nb для вмісту алюмінію 12,5 ат. % аналіз діапазонів існування фазових областей сплаву для різних температур проводили за політермічним розрізом потрійних діаграм Ti-Al-Nb, які були опубліковані в роботах [13, 14] та представлені на рис. 2.

Потрійні діаграми на рис. 2 демонструють, що сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr при температурі 700 °C (будемо вважати, що і при кімнатній температурі, бо в системі Ti-Al-Nb нижче 700 °C не проходить фазових перетворень) повинен складатися з пересиченої β-фази з деякими виділеннями α-фази, а при температурі вище 80 °C має повністю однофазну структуру представленою пересиченою β-фазою (β-Ti, Nb). Але дані на діаграмах

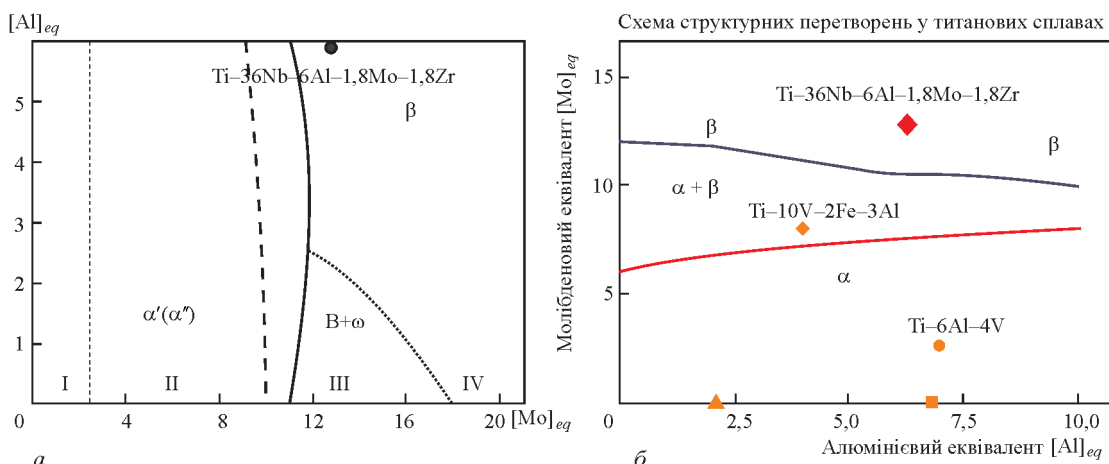


Рис. 1. Залежність кінцевого фазового складу титанових сплавів в системі [Mo]_{eq} — [Al]_{eq} по даним різних авторів: а — [11]; б — [12] (● — положення дослідного сплаву)

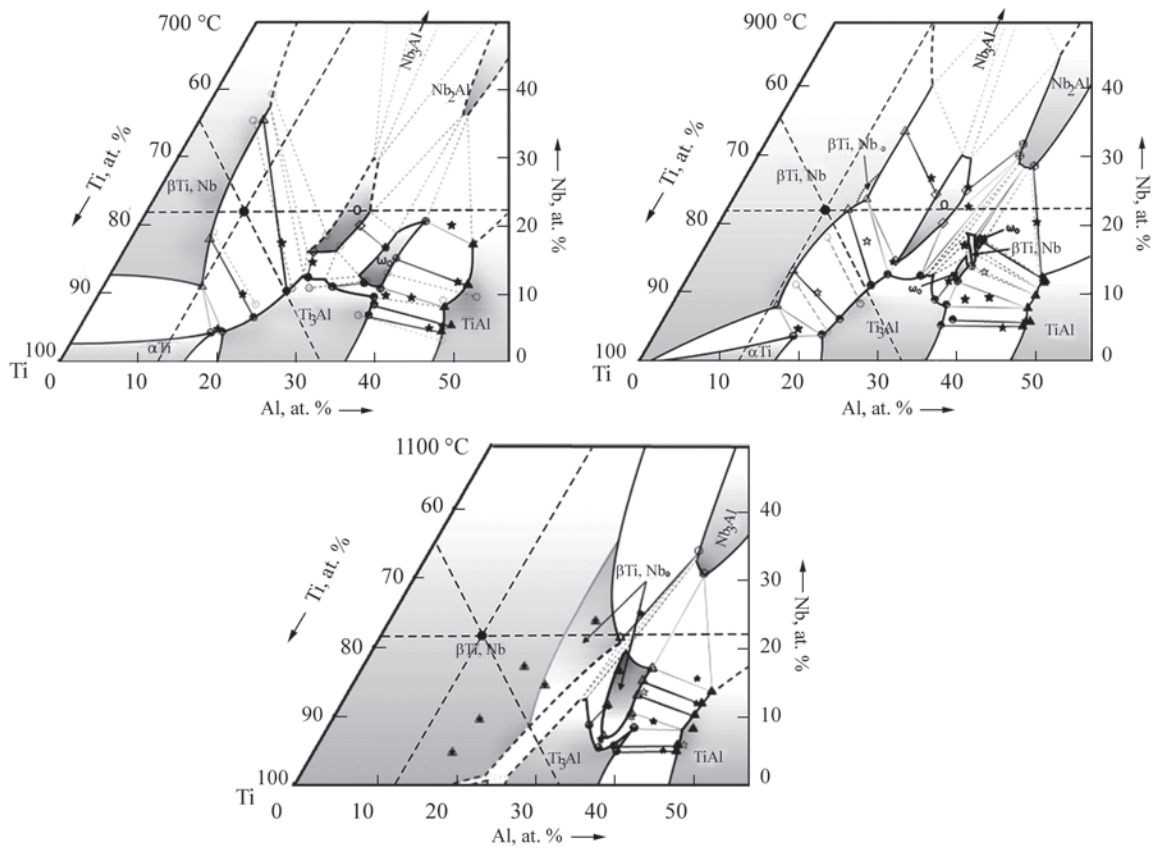


Рис. 2. Потрійні діаграми стану системи Ti–Al–Nb при різних температурах

не є досить точними і не враховують наявність додаткових легуючих елементів. Тому для додаткового уточнення температур фазових перетворень було використано методику пробних загартувань зразків сплаву з їх подальшим металографічним аналізом. Серію зразків сплаву нагрівали до температур 900, 950, 1020, 1060 та 1100 °С, витри-

мували 0,5 год і загартовували в воду для фіксації фазового складу. Зміна мікроструктури зразка дозволила встановити температури поліморфного перетворення матеріалу.

Дослідження зразка, отриманого з литого зливка ЕПП, встановило, що зерна мають рівновісну форму з середнім розміром зерна 500...1200 мкм

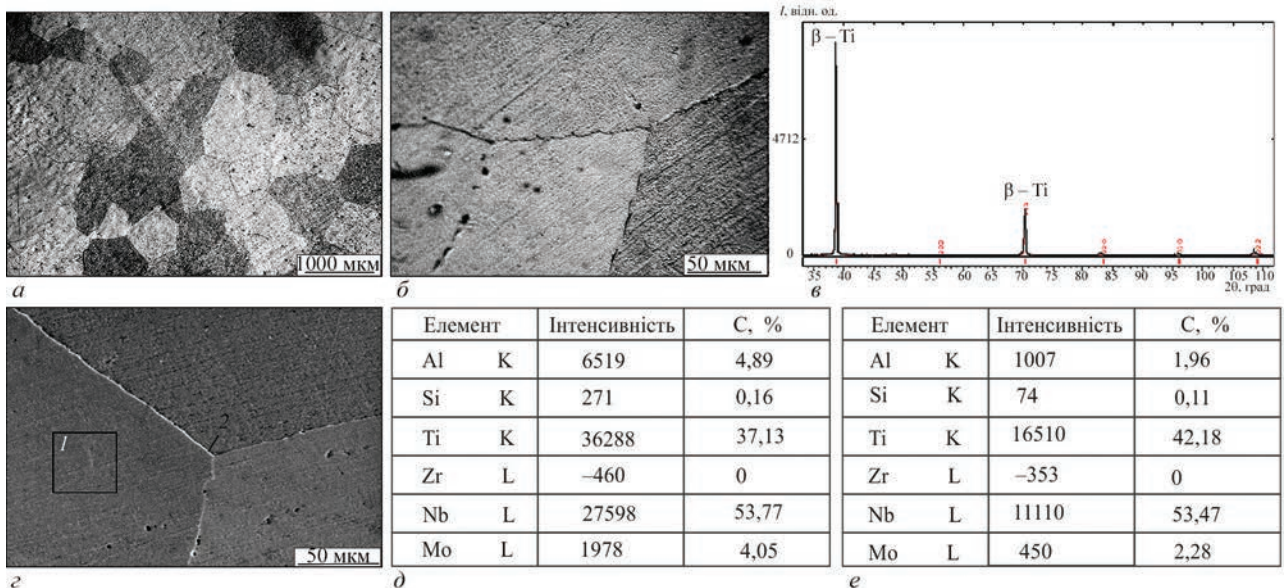


Рис. 3. Мікроструктура сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr у литому стані: *a* — оптична мікроскопія, $\times 25$; *b* — оптична мікроскопія, $\times 500$; *в* — рентенограма литого сплаву; *г* — растрова електронна мікроскопія; *д* — мікрорентгеноспектральний аналіз області 1; *е* — мікрорентгеноспектральний аналіз області 2

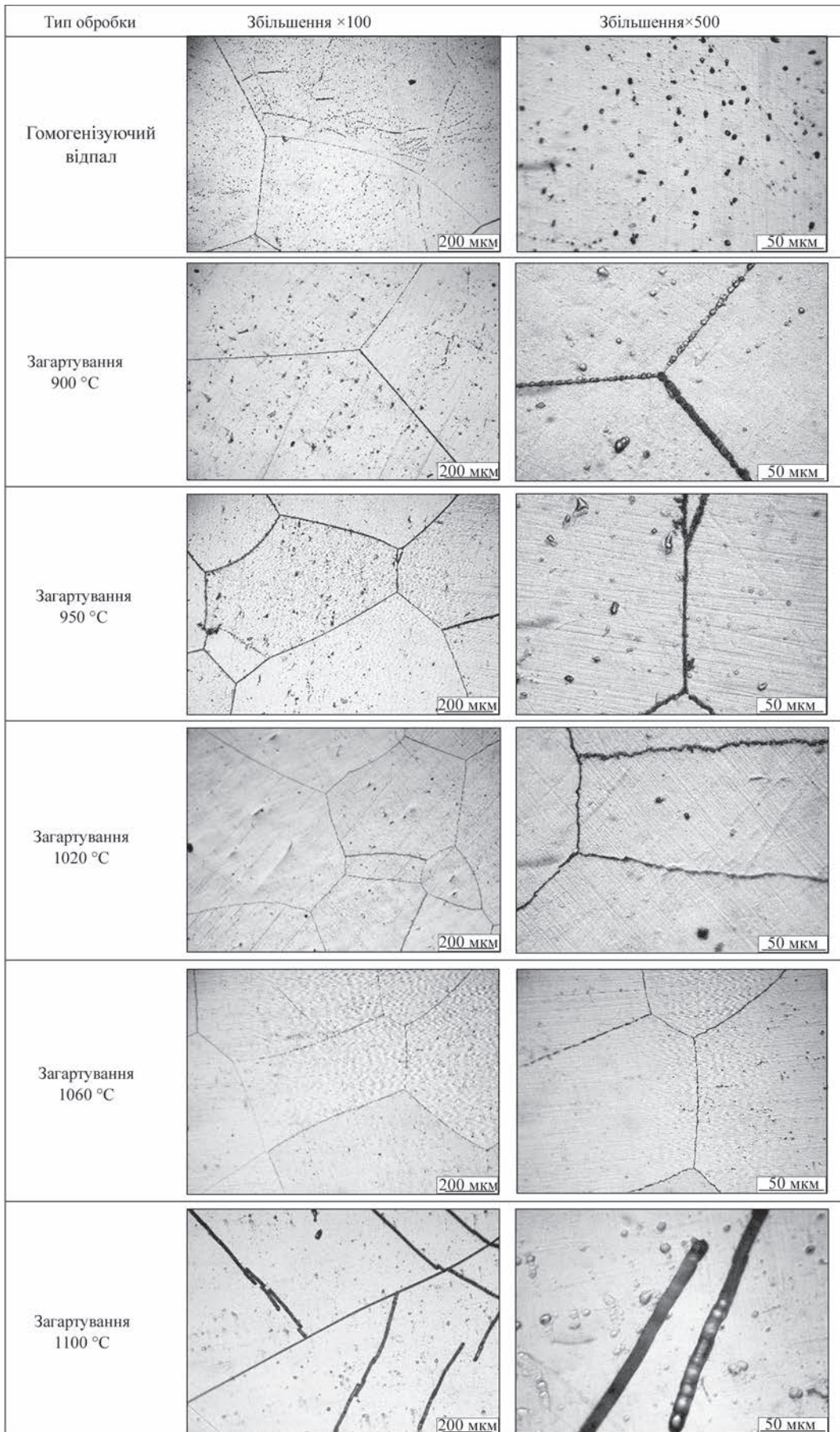


Рис. 4. Мікроструктури сплаву Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr після гомогенізуючого відпалу та загартувань у воду з різних температур

(рис. 3, а). Вивчення мікроструктури на рис. 3, б, г показує, що тіло та границі зерен є чистим від крупних виділень та повністю складається з однофазної структури представленою пересиченою β-фазою (β-Ti, Nb). Фазовий рентгеноструктурний аналіз литого металу встановив, що зразок литого металу ЕПП є досить крупнозернистий та текстурований вздовж напрямку [1 1 0]. Також він підтверджує, що основною фазою в сплаві є β-фаза (рис. 3, в) і лінії фази Ti₂AlNb чи інших фаз не виявляються. Це підтверджується і даними мікрорентгеноспектрального аналізу областей, розташованих в тілі зерна та на їх границі (рис. 3, з-е).

Варто зазначити, що маючи дані мікрорентгеноспектрального аналізу, ідентифікацію фаз в сплаві можна здійснювати, аналізуючи розподіл двох ключових елементів: алюмінію та ніобію. Так, у β/V₂-фазі міститься близько 15 % Al та 24 % Nb, в θ-фазі — 26...27 % Al та 15 % Nb, у α₂-фазі — 26...27 % Al та 10% Nb (всі значення в ат. %) [1].

Таким чином, встановлено, що хоча у складі литого сплаву присутня досить велика частка алюмінію, його кількості не вистачає для утворення стабільних інтерметалідних фаз Ti₃Al, Ti₂AlNb чи інших складних фаз.

Перед деформаційною обробкою проведено гомогенізуючий відпал литої заготовки в електропечі опору без захисної атмосфери, але з використанням захисної обмазки. Відпал проводили при температурі 1200 °C на протязі 8 год. Отримані мікроструктури сплаву після гомогенізуючого відпалу та загартовань у воду показані на рис. 4.

Після гомогенізуючого відпалу в структурі з'являються окремі виділення в вигляді стрічок. Ймовірно, ці стрічки є границями дендритів, що утворилися при кристалізації зливка. При цьому у початковий момент кристалізації з рідкого розплаву відбувається виділення та зростання перших кристалів β-фази, збагачених тугоплавкими елементами, а в процесі кристалізації склад розплаву та кристалів β-фази збіднюється тугоплавкими елементами та збагачується найбільш легкоплавкими елементами, в результаті чого міждендритний простір кристалізується в останню чергу. Таким чином, виявлені внаслідок проведення гомогенізуючого відпалу зони свідчать про дендритну ліквіційну неоднорідність чи сегрегацію, що виникає у процесі кристалізації зливка. На це слід звертати увагу при виплавці промислових великогабаритних злитків цих сплавів.

З аналізу зображень на рис. 4 видно, що при гартуванні від температур в інтервалі 900...1060 °C мікроструктура сплаву не змінюється і сплав є однофазним β-сплавом, границі та тіло зерна залишаються вільними від виділень надлишкової фази. Але при гартуванні від температури 1110 °C видно, що по границях зерен і у тілі зерна відбувається формування фази зі стрижнеподібною морфологією. Це підтверджується аналізом зображень мікроструктури при збільшенні ×500. Хоча попередній аналіз діаграм стану системи Ti–Al–Nb (рис. 2) вказує на те, що при цих температурах може утворюватися лише β/β₂-фаза, додатково були проведені дослідження структури

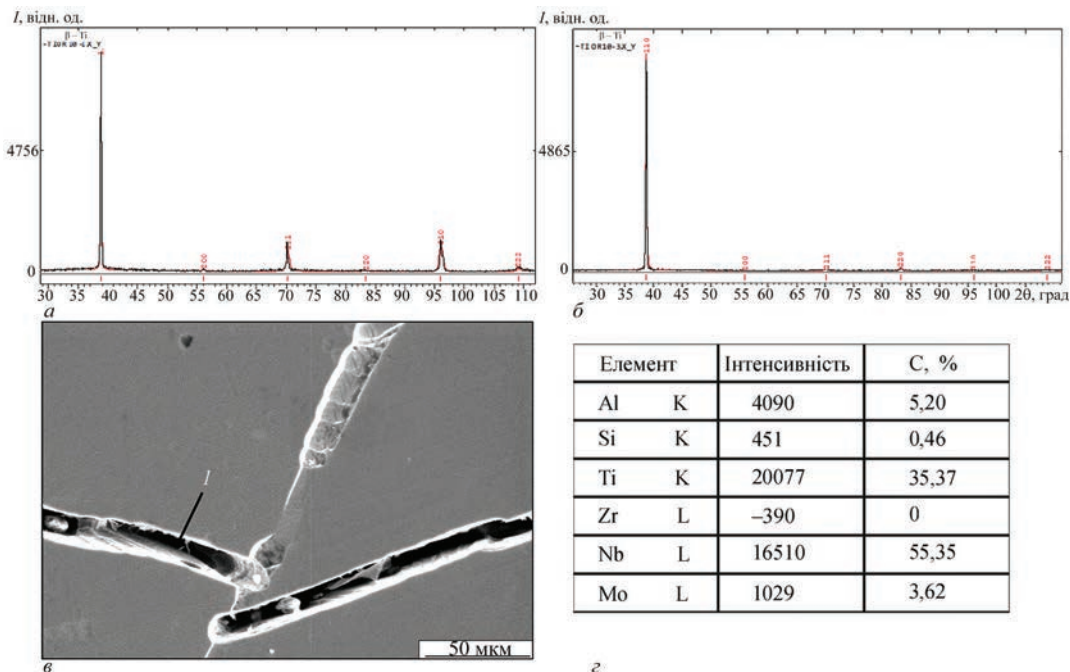


Рис. 5. Рентгенограми зразків сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1–8Zr, загартованих у воду з температур 900 °C (а), 1110 °C (б), растрова електронна мікроскопія зразка, загартованого з температури 1110 °C (в) та мікрорентгеноспектральний аналіз області 1 (г)

методом фазового рентгеноструктурного аналізу. На рис. 5 наведено рентгенограми зразків сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr, загартованих з температур 900 і 1110 °С, які демонструють наявність тільки β-фази. Мікрорентгеноспектральний аналіз зразка, загартованого з температури 1110 °С підтвердив, що стрижнеподібна фаза є пересиченою β-фазою (β-Ti, Nb), яка легована алюмінієм в кількості 5,2 ваг. % та ніобієм в кількості 55 ваг. %. Така багата ніобієм β-фаза не виглядає випадковою, а є локальною ліквіацією, що і продемонстрував аналіз мікроструктури після гомогенізуючого відпалу (рис. 4). При кристалізації з розплаву Nb має коефіцієнт розподілу $K \neq 1$ і прагне концентруватися в міждендритних областях. Внаслідок цього в цих областях локально збільшується частка Nb. Після швидкого охолодження такі зони залишаються без змін до наступного нагрівання/розчинення [15]. Таким чином, температура повного переходу в область існування β-фази лежить у межах 1060...1100 °С. Встановлено, що проведеного гомогенізуючого відпалу (1200 °С, 8 год) недостатньо для повного дифузійного перерозподілу ніобію в структурі металу.

Оцінимо кінетику дифузійної активності ніобію в залежності від температури і часу. Для оцінки характерної довжини масового перенесення використовуємо класичну оцінку:

$$L \approx \sqrt{2Dt}, \quad (4)$$

де D — коефіцієнт дифузії ($\text{м}^2/\text{с}$) для Nb в β-Ti при заданій температурі; t — час у секундах (для нашого випадку $t = 28800$ с). Використовуємо типове значення коефіцієнта дифузії Nb у β-Ti, описане в роботах [16, 17]. Так, в β-титані для Nb наводять експериментальні значення D в інтервалі приблизно $10^{-13} \dots 10^{-11} \text{ м}^2/\text{с}$ у температурному діапазоні $\approx 1000 \dots 1300$ °С. Приймаємо $D = 3 \cdot 10^{-13} \text{ м}^2/\text{с}$. Таким чином:

$$L \approx \sqrt{2 \times 3 \times 10^{-13} \times 28800} = 1,1 \cdot 10^{-4} \text{ м}. \quad (5)$$

Тобто при 1200 °С і 8 год проведеного відпалу характерна дифузійна довжина Nb складає приблизно 131 мкм. А як бачимо на рис. 4, середня відстань між стрижнеподібними структурами, а від-

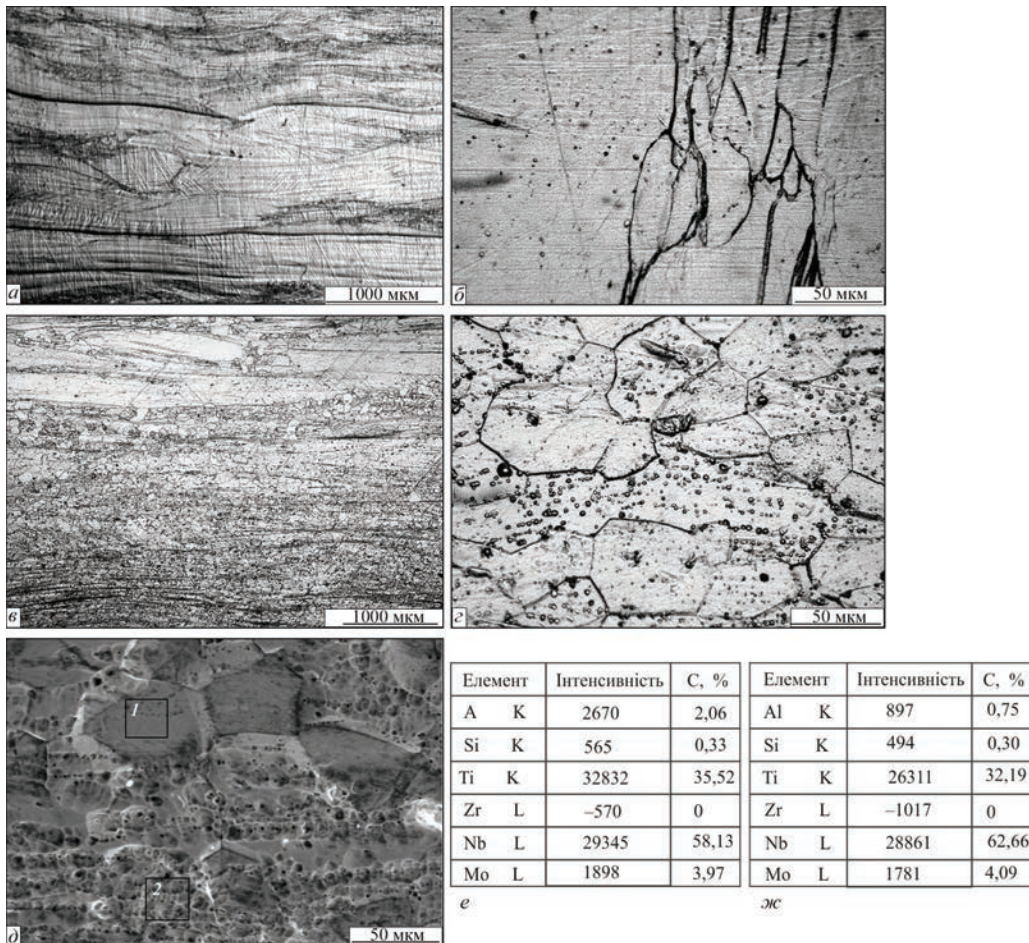


Рис. 6. Мікроструктура сплаву Ti–36Nb–6Al–1,8Mo–1,8Zr у деформованому стані (оптична мікроскопія: a — $\times 25$; b — $\times 500$) та після вакуумного відпалу (оптична мікроскопія: c — $\times 25$; d — $\times 500$), растрова електронна мікроскопія зразка після вакуумного відпалу (d) та мікрорентгеноспектральний аналіз області 1 (e) та 2 ($ж$)

повідно і краями дендритів складає 500...600 мкм. Таким чином, відстань до осі дендрита складає 250...300 мкм. Для титанових сплавів, легованих такою великою кількістю ніобію потрібно проводити гомогенізуючий відпал при температурах близько 1300 °С і часом не нижче 8 год, або з мінімальним часом витримки 18 год при 1200 °С.

Так як сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,7Zr відноситься до псевдо-β-сплавів, він має високу технологічну пластичність і може оброблятися методами гарячої пластичної деформації. Для усунення поверхневого розтріскування заготовки при проведенні деформаційної обробки заготовку було запаковано у термо-чохол, виготовлений з титану завтовшки 3 мм. Деформаційну обробку на першому етапі проводили при температурі 1060 °С з притиском 1 мм і повторними підігрівками після 4–5 проходів. При досягненні близько 50 % відносного обтиску заготовки, для отримання оптимальних механічних властивостей подальша деформаційна обробка проводилась з температури 1000 °С. Кінцева товщина заготовки склала 10 мм, при цьому відносний обтиск — близько 80 %. Після деформаційної обробки було проведено вакуумний відпал заготовки при 960 °С на протязі 1 год. На рис. 6, б приведена мікроструктура сплаву у деформованому стані та після відпалу (рис. 6, в, г).

З аналізу рис. 5, а витікає, що у гарячедеформованому стані сплав має текстуровану структуру, де в межах деформованих первинних крупних зерен, границі яких виділяються по підвищеній травимості, виникають більш дисперсні волокна з меншою травимістю зерен. Тобто, в сплаві при температурі прокатки гальмуються як процеси рекристалізації, так і повернення та полігонізації. Це може приводити до формування текстури деформації та виникнення анізотропії механічних характеристик. При нагріві заготовки до 1060 °С метал знаходиться в області стабільної β-фази. Швидка деформація та подальше охолодження перешкоджають проходженню дифузійних процесів, тому кінцева структура складається з метастабільної β-фази. Вивчення будови тіла границь зерен і субзерен при збільшенні $\times 500$ (рис. 5, б) не виявило формувань будь-яких виділень другої фази, що дозволяє сплаву зберігати пластичність і зменшує імовірність крихкого руйнування. Після вакуумного відпалу при температурі 960 °С залишається полосчаста текстура (рис. 5, в), внаслідок спрямованої деформації, яка збереглася після відпалу, але стала менш вираженою: з'явилися більш рівновісні зерна та великі пластинчасті ділянки (рис. 5, г). Це вказує на часткову рекристалізацію та відновлення структури після пластичної деформації.

ВИСНОВКИ

1. Титановий сплав Ti-36Nb-6Al-1,8Mo-1,8Zr, отриманий методом ЕПП відноситься до групи псевдо-β-титанових сплавів, в яких β-фаза, хоча і є метастабільною, але повністю зберігається при кімнатній температурі, утворюючи основну матрицю сплаву, що підтвердилось як теоретичними дослідженнями, так і дослідженням структурно-фазового складу.

2. Встановлено, що литий метал ЕПП має дендритну ліквідаційну мікронеоднорідність, що виникає у процесі кристалізації зливка. Таким чином, проведеного гомогенізуючого відпалу (1200 °С, 8 год) недостатньо для повного дифузійного перерозподілу ніобію в структурі литого металу. Для титанових сплавів, легованих великою кількістю ніобію потрібно проводити гомогенізуючий відпал з мінімальним часом витримки 18 год при 1200 °С.

3. В інтервалі температур 20...1060 °С структура сплаву не змінюється і сплав є однофазним β-сплавом, а температура повного переходу в область існування β-фази вище 1060 °С.

4. Проведена деформаційна обробка показала, що сплав має високу технологічну пластичність, але прокатку слід проводити в різних напрямках для усунення текстури прокатки. Вакуумний відпал при 960 °С на протязі 1 год частково рекристалізував зерно та відновив структуру, але не дозволив повністю позбутися текстури прокатки.

СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ/REFERENCES

- (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. by Christoph Leyens, Manfred Peters. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim. DOI: <https://doi.org/10.1002/3527602119>
- Zhang, L.-C., Chen, L.-Y., Wang, L. (2020) Surface modification of titanium and titanium alloys: Technologies, developments and future interests. *Adv. Eng. Mater.*, **22**, 1901258. DOI: <http://dx.doi.org/10.1002/adem.201901258>
- Wang, L., Xie, L., Lv, Y. et al. (2017) Microstructure evolution and superelastic behavior in Ti-35Nb-2Ta-3Zr alloy processed by friction stir processing. *Acta Mater.*, **131**, 499–510. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.actamat.2017.03.079>
- Kuroda, D., Niinomi, M., Morinaga, M. et al. (1998) Design and mechanical properties of new β type titanium alloys for implant materials. *Mater. Sci. Eng. A*, **243**, 244–249. DOI: [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00808-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00808-3)
- Moffat, D.L., Kattner, U.R. (1988) The stable and metastable Ti-Nb phase diagrams. *Metall. Transact. A*, **19**, 2389–2397. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02645466>
- Murray, J.L. (1981) The Mo-Ti (molybdenum-titanium) system. *Bull. Alloys Phase Diagr.*, **2**, 185–192. DOI: <http://dx.doi.org/10.1007/BF02881476>
- Kolli, R.P., Devaraj, A. (2018) A review of metastable beta titanium alloys. *Metals*, **8**, 506. DOI: <http://dx.doi.org/10.3390/met8070506>
- Froes, F.H., Bomberger, H.B. (1985) The beta titanium alloys. *JOM*, **37**, 28–37. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03259693>

9. Bania, P.J. (1994) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *JOM*, **46**, 16–19. DOI: <https://doi.org/10.1007/BF03220742>
10. Rosenberg, H.W. (1970) Titanium alloying in theory and practice. The science, technology and application of titanium. In: *Proc. of Inter. Conf. on Pergamon Press, Oxford*, 851–860. DOI: <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-006564-9.50095-6>
11. Xiaoli Zhao, Shuchen Sun, Lei Wang et al. (2014) A new low-cost β -type high-strength titanium alloy with lower alloying percentage for spring applications. *Materials Transact.*, **55(9)**, 1455–1459. DOI: <https://doi.org/10.2320/matertrans.M2014174>
12. Zhiping Li, Su Baoxian, Chen Caimin et al. (2020) Composition optimization, microstructure and mechanical properties of Ti–Al–Nb–Zr–Mo alloy with high strength and corrosion resistance. *Special Casting and Nonferrous Alloys*, **60(6)**, 591–595. DOI: <https://doi.org/10.15980/j.tzzz.2020.06.003>
13. Distl, B., Hauschildt, K., Rashkova, B. et al. (2022) Phase equilibria in the Ti-rich part of the Ti–Al–Nb system. Pt I: Low-temperature phase equilibria between 700 and 900 °C. *J. Phase Equilib. Diffus.*, **43**, 355–381. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-022-00963-8>
14. Distl, B., Hauschildt, K., Pyczak, F. et al. (2022) Phase equilibria in the Ti-rich part of the Ti–Al–Nb system. Pt II: High-temperature phase equilibria between 1000 and 1300 °C. *J. Phase Equilib. Diffus.*, **43**, 554–575. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11669-022-00999-w>
15. Keith, J. Leonard, Vijay, K. (2000) Vasudevan, phase equilibria and solid state transformations in Nb-rich Nb–Ti–Al intermetallic alloys. *Intermetallics*, **8(9–11)**, 1257–1268. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0966-9795\(00\)00056-X](https://doi.org/10.1016/S0966-9795(00)00056-X)
16. Pontau, A.E., Lazarus, D. (1979) Diffusion of titanium and niobium in bcc Ti–Nb alloys. *Phys. Rev. B*, **19(8)**, 4027. DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevB.19.4027>
17. Zhu, L., Chen, Z., Zhong, W. et al. (2019) Measurement of diffusion coefficients in the bcc phase of the Ti–Sn and Zr–Sn binary systems. *Metall. Mater. Transact. A*, **50**, 1409–1420. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11661-018-05107-7>

INVESTIGATION OF THE STRUCTURAL AND PHASE COMPOSITION OF THE TITANIUM ALLOY Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr

S.V. Akhonin¹, A.Yu. Severyn¹, V.O. Berezos¹, V.A. Kostin¹, I.I. Alekseenko¹, O.V. Samofalov¹, V.V. Pashynskiy²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.
11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine

²Metinvest Polytechnic.
80 Southern Highway, 69008, Zaporizhzhia, Ukraine

ABSTRACT

Research was carried out on the structural and phase composition of the titanium alloy Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr produced by electron beam melting. It was demonstrated that the alloy belongs to the group of pseudo- β titanium alloys, in which the β -phase is fully retained at room temperature. It was found that for cast titanium alloys alloyed with a high content of niobium (up to 40 %), a homogenization annealing treatment with a minimum holding time of 18 hours at 1200 °C is required. The study established that the alloy exhibits high technological ductility, while subsequent vacuum annealing at 960 °C for one hour leads to partial recrystallization of grains and restoration of the structure, but does not completely eliminate the rolling texture. 17 Ref., 1 Tabl., 6 Fig.

KEYWORDS: titanium alloy, phase transformation, structure, phase, temperature, deformation treatment

ORCID

S.V. Axonin — <https://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, A.Yu. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>, V.O. Березос — <https://orcid.org/0000-0002-5026-7366>, В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, I.I. Алексєєнко — <https://orcid.org/0000-0002-2595-1684>, О.В. Самофалов — <https://orcid.org/0009-0007-2925-1566>, В.В. Пашинський — <https://orcid.org/0000-0003-0118-4748>

КОНФЛІКТ ІНТЕРЕСІВ

Автори заявляють про відсутність конфлікту інтересів

АВТОР ДЛЯ ЛИСТУВАННЯ

А.Ю. Северин
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11.
E-mail: tim.severin72@gmail.com

РЕКОМЕНДОВАНЕ ЦИТУВАННЯ

S.V. Akhonin, A.Yu. Severyn, V.O. Berezos, V.A. Kostin, I.I. Alekseenko, O.V. Samofalov, V.V. Pashynskiy (2026) Дослідження структурно-фазового складу титанового сплаву Ti–36Nb–6Al–1.8Mo–1.8Zr. *Сучасна електрометалургія*, **01**, 3–10. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2026.01.01>

ГОЛОВНА СТОРІНКА ЖУРНАЛУ

<https://patonpublishinghouse.com/ukr/journals/sem>

Отримано 02.10.2025

Отримано у переглянутому вигляді 27.01.2026

Затверджено до друку 31.03.2026

Оприлюднено 14.04.2026