

# ВПЛИВ ВІДПАЛУ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЖАРОМІЦНОГО ПСЕВДО- $\alpha$ -ТИТАНОВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ ЛЕГУВАННЯ Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si

С.В. Ахонін<sup>1</sup>, В.Ю. Білоус<sup>1</sup>, В.В. Пашинський<sup>2</sup>, Р.В. Селін<sup>1</sup>, А.Ю. Северин<sup>1</sup>, Е.Л. Вржижевський<sup>1</sup>

<sup>1</sup>ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: belousvy@gmail.com

<sup>2</sup>ТОВ «Технічний університет «Метінвест Політехніка». 69008, м. Запоріжжя, Південне шосе, 80

Досліджено вплив пічного відпалу після електронно-променевого та аргонодугового зварювання на властивості зварних з'єднань псевдо- $\alpha$ -титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. З метою порівняння властивостей зварних з'єднань в стані після зварювання та додаткової термообробки було використано критерій якості. Встановлено, що внаслідок впливу відпалу у металі зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних електронно-променевим зварюванням, формується більш дисперсна структура, яка забезпечує значення показників міцності зварних з'єднань на рівні 980 МПа, що становить 95 % від міцності основного металу, показники ударної в'язкості зварних з'єднань в стані після відпалу знаходяться на високому рівні 17,9 Дж/см<sup>2</sup>. Застосування відпалу після аргонодугового зварювання також призводить до подрібнення мікроструктури зварних з'єднань. Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим та аргонодуговим зварюванням, дозволяє зробити висновок про більш високий комплекс механічних характеристик з'єднань електронно-променевого зварювання як після зварювання, так і після відпалу. Застосування відпалу дозволило підняти значення механічних характеристик з'єднань електронно-променевого зварювання без застосування локальної термічної обробки до рівня характеристик з'єднань електронно-променевого зварювання з локальною термічною обробкою. Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 8.

*Ключові слова:* жароміцний титановий сплав, мікроструктура, механічні властивості, електронно-променеве і аргонодугове зварювання

**Вступ.** В останні десятиліття спостерігається значне підвищення обсягу досліджень, метою яких є отримання титанових сплавів з новим комплексом властивостей [1–3]. Жароміцні титанові сплави з інтерметалідним зміцненням вважають перспективними матеріалами для авіаційної, космічної та автомобільної техніки. Найбільшу жароміцність демонструють леговані сплави системи Ti–Si–X завдяки формуванню у литому стані каркасу зі зміцнюючих фаз, які виникають при евтектичній кристалізації в системі Ti–Al–Si, при цьому в ролі матриці виступають  $\alpha$ -Ti, Ti<sub>3</sub>Al і TiAl, а силіцид Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> — в ролі зміцнюючої фази [4–7]. Одним з таких перспективних сплавів є дослідний багатоконпонентний псевдо- $\alpha$ -сплав системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, середній хімічний склад якого наведено в табл. 1 [8, 9]. Дослідження властивостей зварних з'єднань сплавів, що містять

велику кількість легуючих елементів, виявили їх суттєві недоліки: високу схильність до ліквідації легуючих елементів, сильну залежність тривалості старіння від вмісту легуючих елементів і домішок, а також низьку термічну стабільність, які обумовлені виділенням в структурі цих сплавів інтерметалідів, наприклад, Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub> [10].

Найбільш розповсюдженим способом виготовлення конструкцій з титанових сплавів є аргонодугове зварювання (АДЗ) вольфрамовим електродом. Але для жароміцних титанових сплавів найбільш доцільно застосування електронно-променевого зварювання (ЕПЗ). Можливість здійснення локального підігріву і подальшої локальної термічної обробки (ЛТО) у вакуумній камері є суттєвою перевагою технології ЕПЗ, яку використовують для попередження утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях [11, 12]. У разі виконання зварних з'єднань перспек-

**Таблиця 1.** Середній хімічний склад експериментального жароміцного сплаву, мас. %

Al	Zr	Si	Mo	Nb	Sn	Ti
6,2...6,9	5,0...5,5	0,50...0,85	0,5...0,8	0,5...0,8	1,5...2,5	Основа

С.В. Ахонін — <http://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <http://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,  
В.В. Пашинський — <http://orcid.org/0000-0003-0118-4748>, Р.В. Селін — <http://orcid.org/0000-0002-2990-1131>,  
А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2363>, Е.Л. Вржижевський — <http://orcid.org/0000-0001-8651-8510>

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, В.В. Пашинський, Р.В. Селін, А.Ю. Северин, Е.Л. Вржижевський, 2025

тивного жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si ЕПЗ ускладнене в зв'язку з високим вмістом кремнію в металі шва та в металі зони термічного впливу. В результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва і зони термічного впливу цього сплаву відбуваються структурні зміни, в результаті яких утворюється напружений стан і при низькій пластичності металу, легovanого кремнієм, відбувається утворення холодних тріщин.

В роботі [13] досліджено вплив ЕПЗ на структуру метала шва і ЗТВ та механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si та показано, що застосування ЕПЗ в поєднанні з ЛТО для виконання зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si дозволяє отримати зварні з'єднання рівномірні основному металу, а для забезпечення однорідної структури у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ, необхідно застосування додаткового пічного відпалу.

Отримати зварні з'єднання титанових сплавів можливо різними методами з різним значенням погонної енергії і швидкостями охолодження металу шва та ЗТВ. Загалом для титанових сплавів підвищення одних механічних властивостей, наприклад міцності, визиває відповідне зниження пластичності і показників ударної в'язкості, але це відбувається не пропорційно. Тому доцільно встановити вплив пічної термообробки на властивості зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ, жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si та порівняти з властивостями зварних з'єднань, отриманих найбільш розповсюдженим способом, а саме АДЗ.

Таким чином, необхідним є дослідження впливу термічної обробки після зварювання — відпалу на структуру і властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si для досягнення однорідної структури та комплексу високих механічних властивостей зварних з'єднань, а також порівняння механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного сплаву, отриманих двома видами зварювання — ЕПЗ та АДЗ.

Метою цієї роботи є визначення впливу термічної обробки — відпалу на структуру та властивості основного металу і зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманих двома видами зварювання — ЕПЗ та АДЗ.

Жароміцний титановий сплав системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si відрізняється високою чутливістю до термічного циклу зварювання. АДЗ та ЕПЗ характеризуються різними значеннями погонної енергії зварювання та швидкостями охолодження металу шва і ЗТВ. Тому на першому етапі досліджень оцінимо вплив відпалу на структуру зварних з'єднань, отриманих АДЗ та ЕПЗ. На другому — порівняємо значення механічних властивостей з'єднань ЕПЗ і АДЗ та їх зміну після відпалу.

Для проведення досліджень були використані пластини, виготовлені зі зливка жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманого методом електронно-променевої плавки [12]. Гарячекатані пластини товщиною 10 мм з вказаного сплаву виготовлені на реверсивному прокатному двовалковому стані 500/350 фірми «Skoda» [13]. Прокатування починалося при температурі 1050 °С, температура закінчення прокатування була не нижче 800 °С. Після прокатування метал піддавали відпалу при 900 °С протягом 1 год. Сплав після деформаційної обробки мав високі показники міцності ( $\sigma_b = 1135$  МПа) при кімнатній температурі (табл. 2), а при робочій температурі 600 °С ( $\sigma_b = 755$  МПа), при цьому показники пластичності матеріалу при кімнатній температурі становлять 9,0 % [9].

Електронно-променеве зварювання виконували на установці УЛ-144, яка оснащена енергоблоком ЕЛА 60/60 [11]. Аргонодугове зварювання виконували найбільш широко вживаним для титанових сплавів способом — аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом. АДЗ вольфрамовим електродом виконували на постійному струмі прямої полярності, використовували джерело живлення ВДУ 511. Досліджували властивості зварних з'єднань ЕПЗ товщиною 10 мм та АДЗ товщиною 6 мм.

З метою оцінювання ефективності обраного режиму зварювання, термообробки після зварю-

**Таблиця 2.** Механічні властивості деформованого сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si при температурах 20 та 600 °С [9]

Зразок	20 °С			600 °С		
	$\sigma_b$	$\sigma_{02}$	$\delta_s, \%$	$\sigma_b$	$\sigma_{02}$	$\delta_s, \%$
	МПа			МПа		
Основний метал	1101...1169	1052...1107	7,7...10,4	744...765	552...575	11,5...14,6

вання з'єднань високоміцних титанових сплавів було запропоновано критерій якості режиму зварювання в умовних одиницях [14], який складається з вкладу режимів зварювання і термообробки у комплексне підвищення сумарних показників міцності, пластичності та ударної в'язкості зварних з'єднань титанових сплавів відносно основного металу відповідного сплаву. Загалом для титанових сплавів підвищення одних механічних властивостей, наприклад міцності, визиває відповідне зниження пластичності та показників ударної в'язкості. Але у деяких випадках це відбувається не пропорційно. Аналіз отриманих результатів випробувань механічних характеристик зварних з'єднань дозволив зробити висновок, що зварні з'єднання титанових сплавів, які мають високі показники пластичності, а показники ударної в'язкості також знаходяться на високому рівні. В разі, якщо прийняти до розгляду лише показники міцності й ударної в'язкості та прийняти їх значимість рівними було запропоновано коефіцієнт якості режиму зварювання:

$$K_{\text{рзв}} = 0,5 (\sigma_{\text{зв}} / \sigma_{\text{ом}}) + 0,5 (KCV_{\text{зв}} / KCV_{\text{ом}}),$$

де  $K_{\text{рзв}}$  — коефіцієнт якості.

Також обчислювався коефіцієнт міцності [14]

$$K_{\text{пр}} = \sigma_{\text{зв}} / \sigma_{\text{ом}}.$$

**Вплив відпалу на мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ.** Зварні з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконані ЕПЗ навіть із застосуванням локальної термічної обробки, мають неоднорідну нерівномірну структуру. Для забезпечення формування рівномірної однорідної структури у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ, що виключає присутність метастабільних фаз, а також для зняття зварювальних напружень зварні з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконані ЕПЗ та АДЗ, було піддано термічній обробці — пічному відпалу.

Температуру відпалу було обрано виходячи з температури поліморфного перетворення жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si. Температуру поліморфного перетворення жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si було встановлено методами математичного моделювання та підтверджено експериментально [15]. При охолодженні температурний інтервал перетворення  $\beta \rightarrow (\alpha + \beta)$  знаходиться в межах 995...1025 °C, а інтервал перетворення  $(\alpha + \beta) \rightarrow \alpha$  — в межах

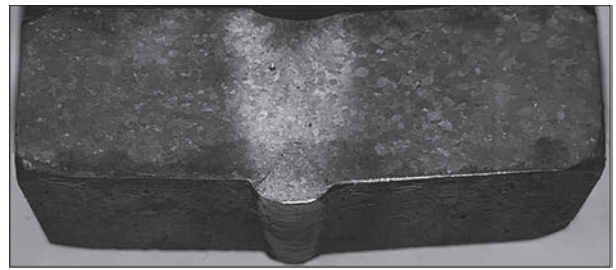


Рис. 1. Макрошліф зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °C

800...825 °C. Виходячи з нього було обрано температуру відпалу 850 °C.

Відпал жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si передбачає нагрів до температури 850 °C, витримку 1 год і подальше охолодження в печі. Приклад поперечного макрошліфу зварного з'єднання після відпалу наведено на рис. 1.

На рис. 2 показана структура основного металу в центральній зоні листа після проведення відпалу 850 °C. Після проведеного відпалу в структурі спостерігається більш чітке окреслення пластин  $\alpha$ -фази (рис. 2, а) і формування частинок інтерметалідів (рис. 2, б). В основному металі після проведення відпалу фіксуються не тільки скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а й можливо монолітні прошарки силіциду між пластинами довжиною до 7 мкм (рис. 2, в, г). Проте для перевірки цього припущення необхідно проведення досліджень змін фазового складу сплаву методами рентгеноструктурного аналізу та розривної електронної мікроскопії. В роботі [8] було показано, що дрібні силіциди по межах  $\alpha$ -пластин утворюються в процесі евтектоїдного перетворення і подальшого зниження розчинності кремнію у титановій  $\alpha$ -матриці. В роботі [8] представлено розподіл основних легуючих елементів у литому металі сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, з якого видно, що крім титану у силіцидах і їхніх прошарках на границях зерен міститься також цирконій, тобто у сплаві утворюються складні силіциди типу  $(\text{Zr}, \text{Ti})_5\text{Si}_3$  та  $(\text{Ti}, \text{Zr})_3\text{Si}$ . Цирконій та кремній перебувають як у твердому розчині, так і в зміцнюючій силіцидній фазі, що розподіляється по границях колишніх  $\beta$ -зерен. В роботі [9] зроблено висновок, що силіциди утворюються не тільки по межах  $\alpha$ -пластин, а також дисперсні силіциди розподілені між  $\alpha$ -пластинами та у вигляді окремих виділень по границях і в середині зерен  $\alpha$ -фази. Силіцидів у структурі досить багато, але вони дисперсні і розподілені між  $\alpha$ -пластинами та у вигляді окремих виділень по границях і в середині зерен  $\alpha$ -фази [8].

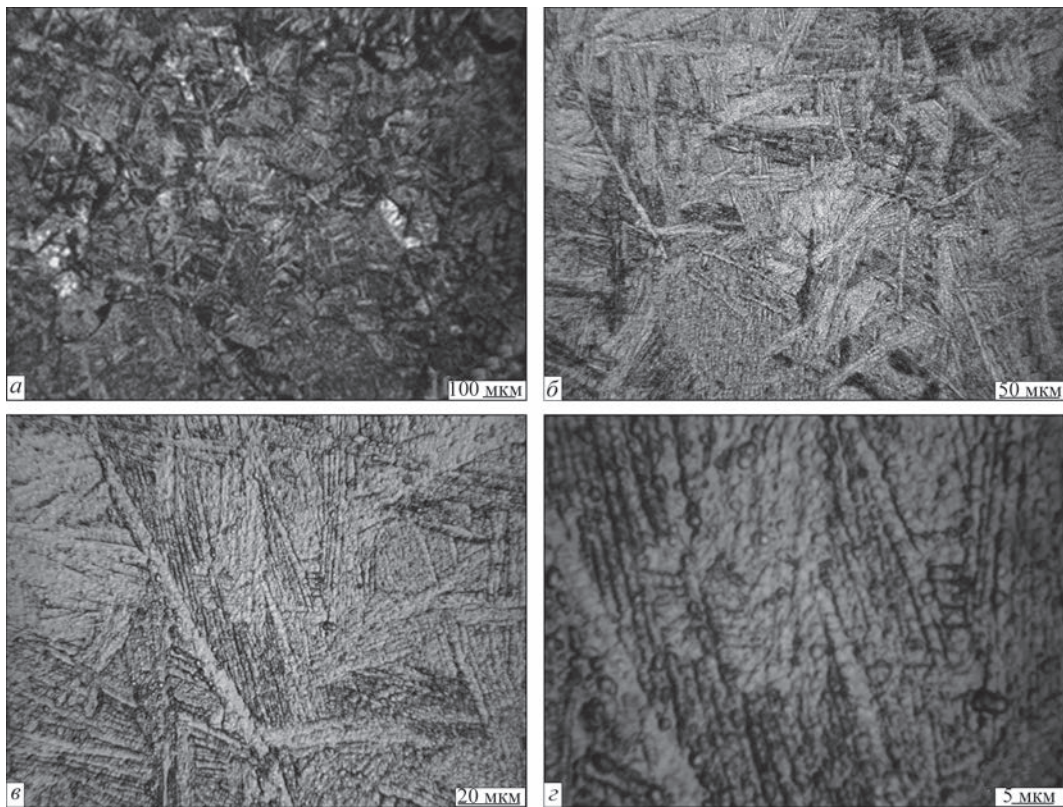


Рис. 2. Мікроструктура основного металу зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °C

Структура металу середньої зони шва зварних з'єднань жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, отриманих способом електронно-променевого зварювання, після додаткового вакуумного відпалу при 850 °C показана на рис. 3.

В зоні зварного шва формується типова дендритна структура литого металу (рис. 3, а). Вона є щільною і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. Розмір гілок дендритів у перетині шліфа можна орієнтовно оцінити по різниці травимості окремих ділянок. Він становить 100...500 мкм. Границі дендритних ділянок не містять виділень надлишкових фаз і не є слабкими місцями матеріалу. Важливо, що внаслідок швидкого охолодження розплавленого металу шва у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети Відманштетової морфології з розміром пакетів (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 20...50 мкм (рис. 3, б), що близько до характеристик дисперсності структури основного металу. В той же час, порівнюючи структури верхньої та середньої зони зварного шва, можна зробити висновок, що у середині шва формується більш дисперсна структура порівняно з верхньою його частиною. Проте різниця не є великою і може бути пов'язана з різними температурно-часовими умовами кристалізації металу шва.

Вакуумний відпал при температурі 850 °C протягом 1 год інтенсифікував перебіг дифузійних процесів, в результаті яких відбувся деякий перерозподіл легуючих елементів в структурі зварного з'єднання. Порівняно з структурою зварного з'єднання в стані після ЛТО [13] після вакуумного відпалу на границях пластинчастої  $\alpha$ -фази фіксуються скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а також монолітні прошарки силіциду між пластинами довжиною до 7 мкм (рис. 3, в, г).

Мікроструктуру зони сплавлення зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °C показано на рис. 4.

Значимої різниці в морфології та розмірних характеристиках структурних складових між зразками, що піддавалися ЛТО [13], та зразками, які відпалювали у вакуумі при 850 °C, не виявлено. Це може бути пов'язано з тим, що температура обох обробок не перевищила температури точки фазового перетворення для даного сплаву, тому процеси перекристалізації не отримали розвитку, а процеси рекристалізації у жароміцному сплаві протікають при цих температурах повільно.

Структура металу ЗТВ зразків зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, після відпалу 850 °C показана на рис. 5. Аналіз мікроструктури

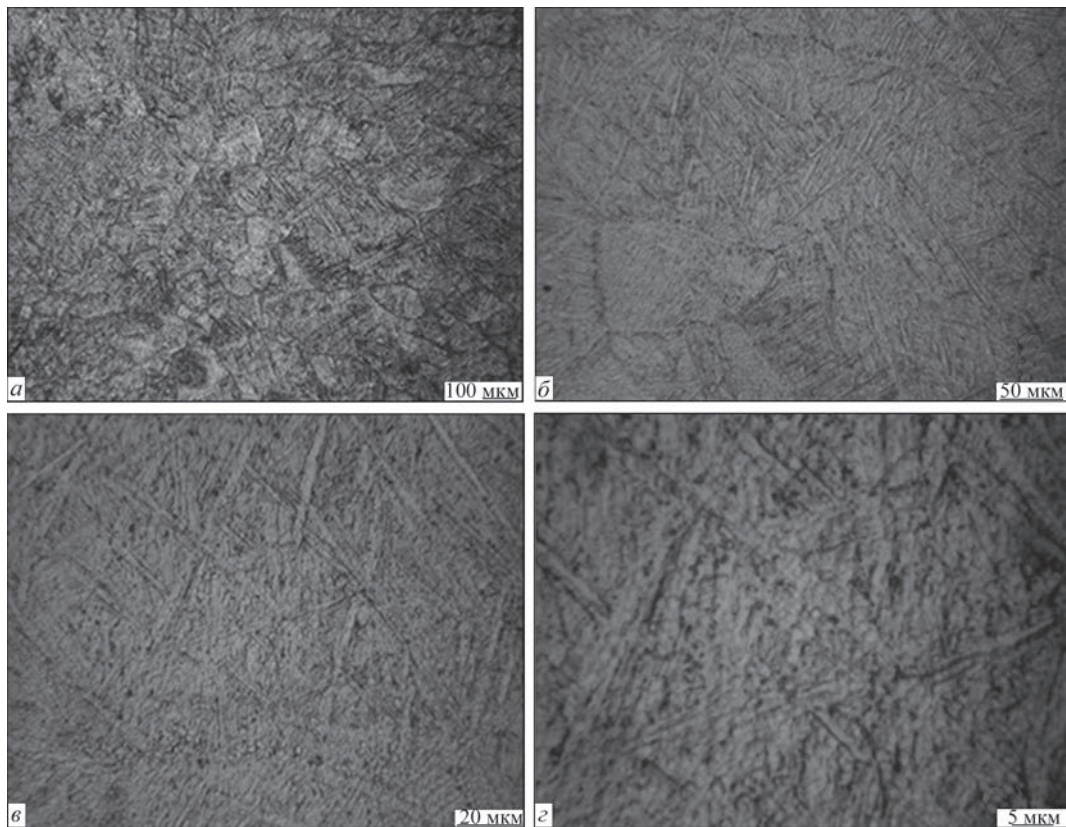


Рис. 3. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, виконаного ЕПЗ, після відпалу 850 °С

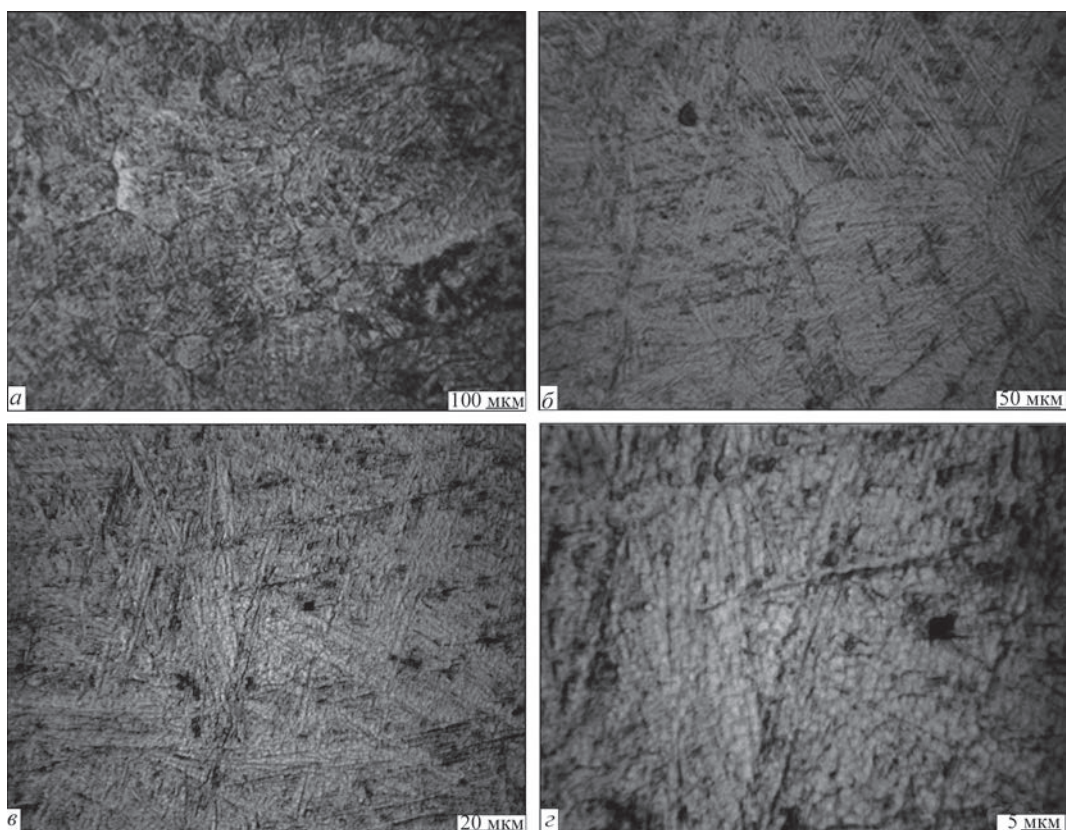


Рис. 4. Мікроструктура металу зони сплавлення зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С

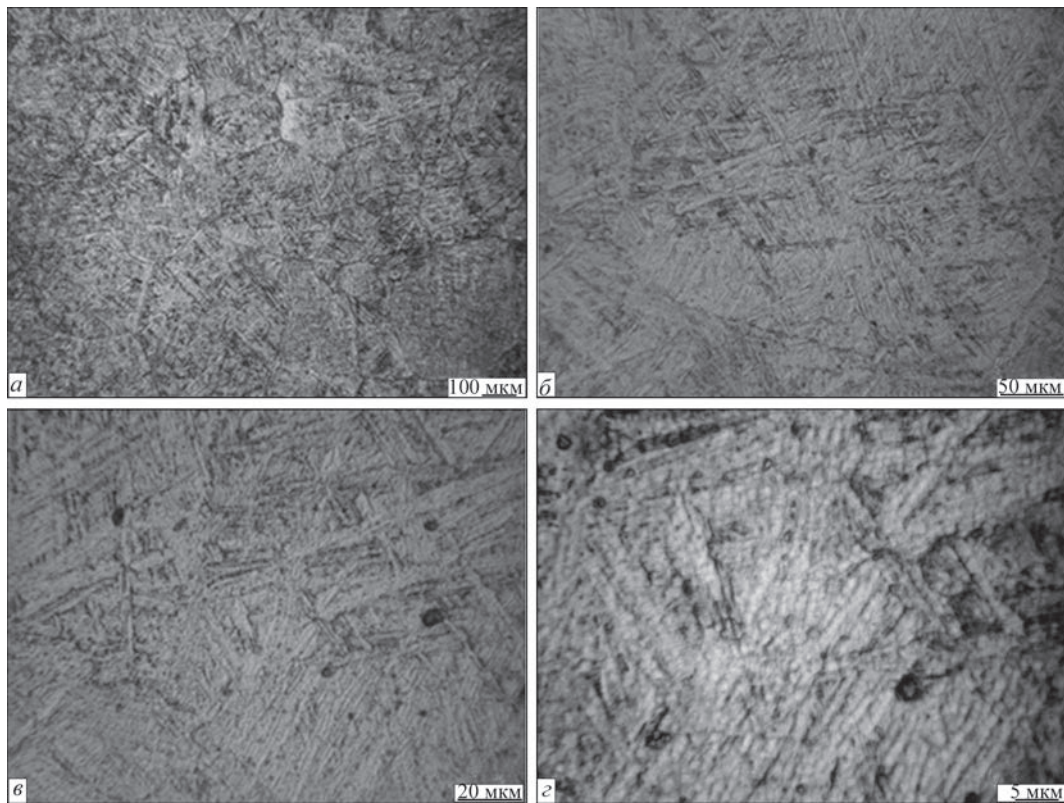


Рис. 5. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 850 °С

свідчить, що зона термічного впливу зберігає основні морфологічні та розмірні характеристики основного металу. Різниця в структурі після різних режимів термічної обробки — відпалу та ЛТО [13] не спостерігається. При проведенні відпалу при 850 °С в структурі спостерігається більш чітке окреслення пластин  $\alpha$ -фази за рахунок виділення по границям пластин  $\beta$ -фази і можливо формування частинок інтерметалідів. В металі зони сплавлення внаслідок впливу відпалу 850 °С на границях пластинчастого  $\alpha$ -фази фіксуються не тільки скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а й монолітні прошарки силіциду між пластинами (рис. 5, в, г). В результаті декоруння меж пластин дисперсними частинками покращилося травлення шліфів зварного з'єднання сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si порівняно з травленням шліфів зварного з'єднання після ЛТО. Ефективність вакуумного відпалу повною мірою можна оцінити при встановленні механічних характеристик зварних з'єднань.

Хоча проведення різних режимів термічної обробки і не привело до формування суттєвих змін у мікроструктурі зварного з'єднання, різниця у інтенсивності травлення структур та у кількості  $\beta$ -фази на границях пластин  $\alpha$ -фази дозволяє припустити, що під впливом відпалу могли змінитися механічні властивості з'єднань внаслідок релаксації механічних напружень та за рахунок формуван-

ня надлишкових фаз. Крім того вакуумний відпал при температурі 850 °С інтенсифікував перебіг дифузійних процесів, в результаті яких відбувся деякий перерозподіл легуючих елементів в структурі саме зварних з'єднань. Кремній значною мірою дифундував на межі пластинчастого  $\alpha$ -фази, утворюючи там не тільки скупчення дисперсних частинок у вигляді ланцюжків, а й монолітні прошарки силіциду між пластинами.

**Вплив відпалу на мікроструктуру зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних АДЗ.** Мікроструктура металу шва зварного з'єднання, виконаного АДЗ, в стані після відпалу при температурі 850 °С на протязі 1 год показана на рис. 6. Аналіз мікроструктури свідчить, що в металі зварного шва після відпалу зберігається сформована при зварюванні типова дендритна структура литого металу (рис. 6, а, б). Вона є щільною і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. Розмір гілок дендритів у перетині шліфа, який можна орієнтовно оцінити по виділенню прошарків  $\alpha$ -фази на границях дендритних ділянок, становить 200...300 мкм.

Внаслідок охолодження розплавленого металу шва при зварюванні у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети Відманштетової морфології. При використанні АДЗ наскрізним проплавленням в металі шва формуються огру-

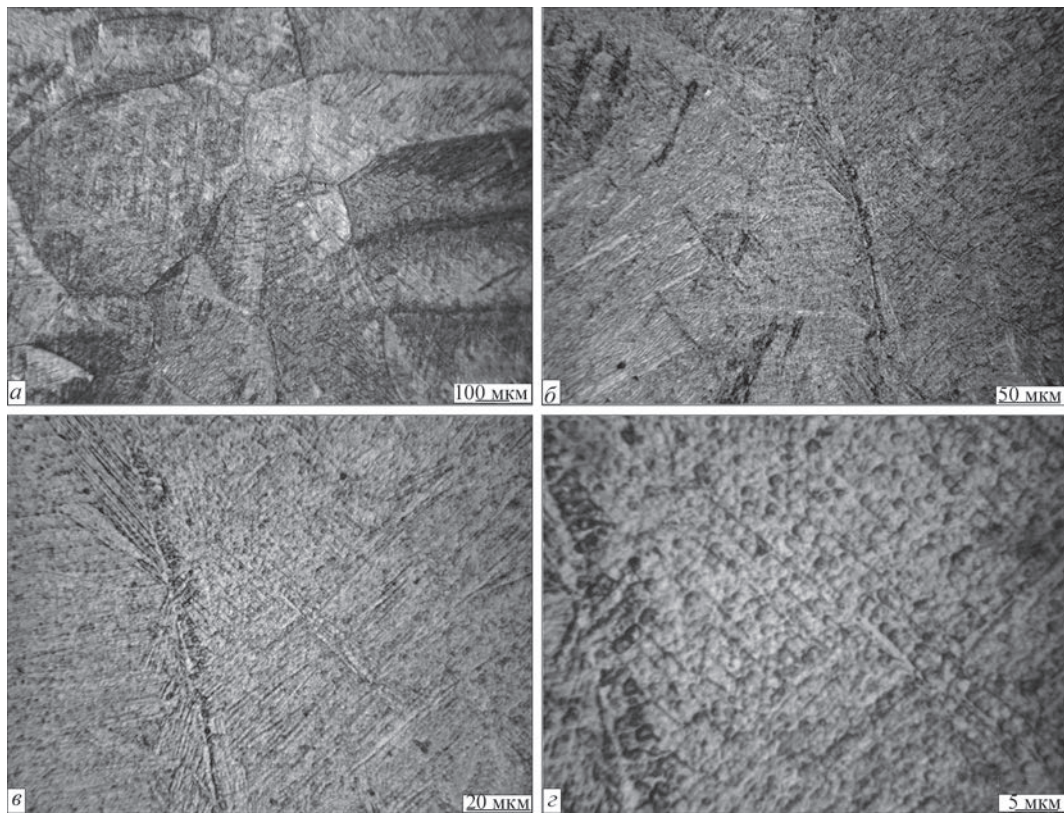


Рис. 6. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаного АДЗ, в стані після відпалу 850 °С

блені пакети з розміром (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 10...30 мкм. При зниженні питомої потужності при зварюванні в разі АДЗ по шару флюсу спостерігається зменшення розмірів пакетів та підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання. Наступний відпал при 850 °С (рис. 6, в, г) приводить до ще більшого подрібнення структури металу шва за рахунок формування дисперсних виділень  $\beta$ -фази в середині первинних пакетів кристалів  $\alpha$ -фази. Проте ці виділення декорують границі гілок первинних дендритів, що приводить до їх більш контрастного виділення при невеликих збільшеннях (рис. 6, б). Вплив додаткового виділення кристалів  $\beta$ -фази на механічні властивості потребує подальшого вивчення. Виділення дисперсних кристалів має позитивно впливати на характеристики міцності, але їх виділення саме по границях дендритів можуть стимулювати полегшене розповсюдження тріщин. З аналізу витікає, що підігрів до 400 °С практично не впливає на морфологію та розмірні параметри мікроструктури (хоча незначна тенденція до огрублення прослідковується), але для структури зразків, отриманих з використанням АДЗ зі зниженою погонною потужністю із підігрівом до 400 °С, характерне більш повне виділення  $\beta$ -фази в процесі кристалізації металу шва.

Структура металу зони сплавлення зразків, виконаних АДЗ, по шару флюсу з пониженим значенням погонної енергії в стані після відпалу при 850 °С протягом 1 год показана на рис. 7. Залежність мікроструктури зони сплавлення від технологічної схеми АДЗ схожа на ту, що спостерігається при аналізі структури зварного шва. Метал зони сплавлення є щільним і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. В металі шва у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети  $(\alpha+\beta)$ -Відманштетової морфології (рис. 7, а). Розмір дисперсних пакетів  $(\alpha+\beta)$ -Відманштету по розміру найбільших пластин становить 10...30 мкм. При зниженні питомої потужності при зварюванні спостерігається зменшення розмірів пакетів та підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Зварювання з пониженим рівнем питомої потужності та наступним відпалом при 850 °С (рис. 7, а–в) приводить до ще більшого подрібнення структури металу шва за рахунок формування дисперсних виділень  $\beta$ -фази в середині первинних пакетів кристалів  $\alpha$ -фази (рис. 7, г). Ці виділення також декорують границі гілок первинних дендритів, що приводить до їх більш контрастного виділення при невеликих збільшеннях (рис. 7, в).

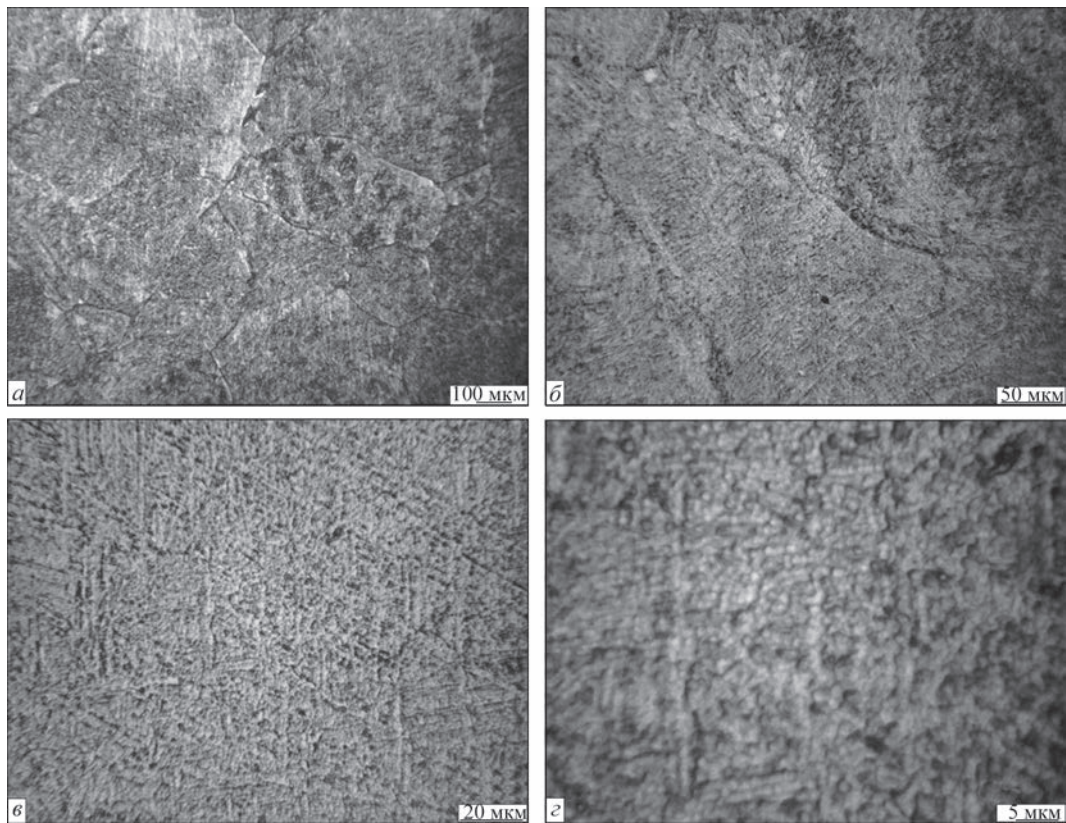


Рис. 7. Мікроструктура металу зони сплавлення зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, виконаного АДЗ, в стані після відпалу 850 °C

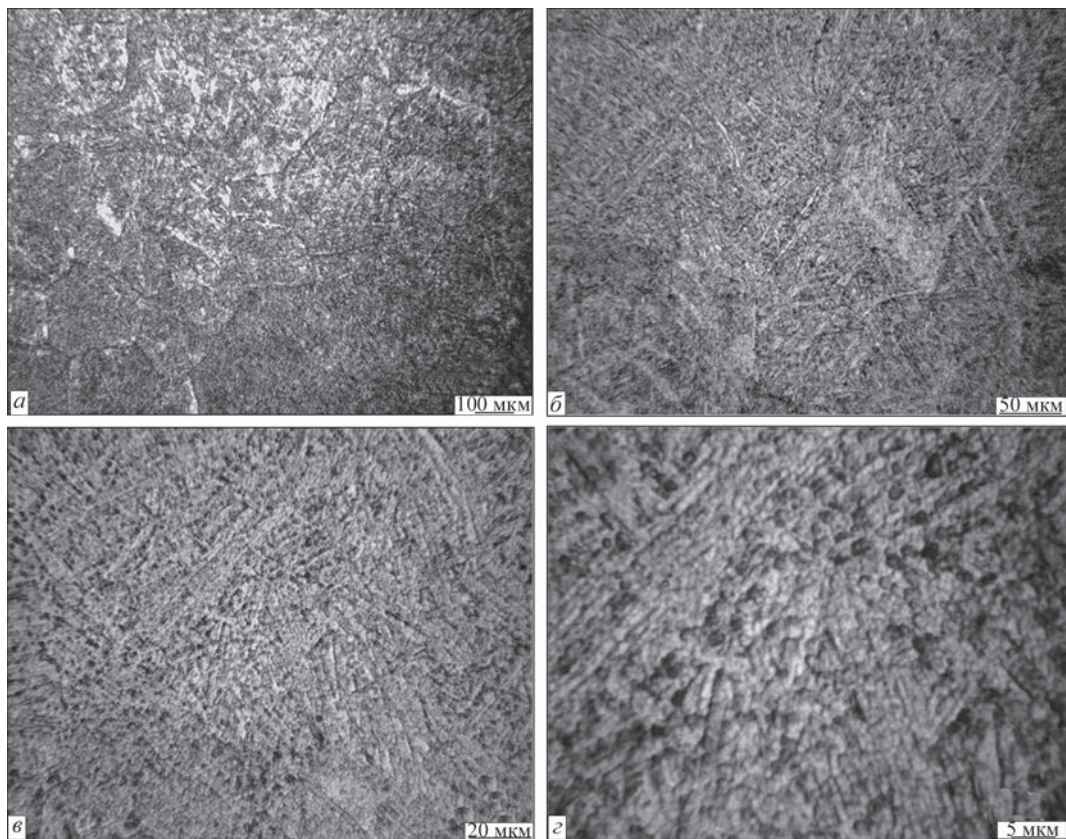


Рис. 8. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, виконаного АДЗ, в стані після відпалу 850 °C

**Таблиця 3.** Механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ та АДЗ

Зразок	$\sigma_b$	$\sigma_{02}$	$\delta_s, \%$	$KCV, \text{Дж/см}^2$	$K_{рзв}$	$K_{пр}$
	МПа					
Основний метал після відпалу	1028	996	2,7	14	–	–
Зварне з'єднання ЕПЗ	996	901	–	12,3	0,919	0,96
Зварне з'єднання ЕПЗ з ЛТО при 750 °С	1041	1012	–	17,4	1,126	1,01
Зварне з'єднання ЕПЗ, після відпалу	980	899	–	17,9	1,1157	0,953
Зварне з'єднання АДЗ	969	890	11,2	8,9	0,787	0,94
Зварне з'єднання АДЗ після відпалу	995	908	–	9,7	0,829	0,967

Можливий вплив додаткового виділення кристалів  $\beta$ -фази на механічні властивості.

Залежність мікроструктури зони термічного впливу від технологічної схеми АДЗ практично співпадає із закономірностями, які виявлені при аналізі структури металу зони сплавлення. При зниженні питомої потужності при зварюванні за рахунок використання АДЗ по шару флюсу (рис. 8, а, б) метал ЗТВ зберігає дрібнодисперсну структуру типу кошикового плетіння, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Зварювання з пониженим рівнем питомої потужності та наступним відпалом при 850 °С (рис. 8, а, б, з) приводить до ще більшого подрібнення структури металу шва за рахунок формування дисперсних виділень  $\beta$ -фази в середині первинних пакетів кристалів  $\alpha$ -фази. Оскільки в ЗТВ не формувалась рідка фаза, то ефект декорування границь гілок первинних дендритів відсутній, тому вплив додаткового виділення кристалів  $\beta$ -фази на механічні властивості у даному випадку має позитивно сприяти на механічні властивості сплаву.

Порівнюючи ділянки зварного з'єднання, а саме основного металу, металу шва, металу зони сплавлення та металу ЗТВ слід відмітити схожість мікроструктури металу різних зон зварного з'єднання між собою після впливу пічного відпалу.

**Механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si після відпалу.** Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, виконаних ЕПЗ, в стані після відпалу, дозволили зробити висновок, що після впливу відпалу значення показників міцності зварних з'єднань дещо зменшились і знаходяться на рівні 980 МПа (табл. 3). Слід відзначити, що показники ударної в'язкості зварних з'єднань також знаходяться на високому рівні — 17,9 Дж/см<sup>2</sup>. Значення показників ударної в'язкості ( $KCV$ ) після відпалу для всіх зварних з'єднань збільшились.

Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ, дозволяє зробити висновок, що застосування ЛТО дозволяє отримати більш високий комплекс механічних характеристик ( $K_{рзв} = 1,126$ ) порівняно з ЕПЗ без ЛТО, а застосування відпалу дозволило підняти значення механічних характеристик з'єднань ЕПЗ без застосування ЛТО до рівня характеристик з'єднань ЕПЗ з ЛТО.

Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих АДЗ, дозволяє зробити висновок, що застосування відпалу дозволило отримати значення міцності з'єднань АДЗ на рівні зварних з'єднань ЕПЗ.

Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ та АДЗ, дозволяє зробити висновок про більш високий комплекс механічних характеристик з'єднань ЕПЗ як після зварювання, так і після відпалу.

**Обговорення результатів.** Псевдо- $\alpha$ -сплави, до яких відноситься і дослідний експериментальний жароміцний титановий сплав, мають ряд важливих переваг порівняно з жароміцними титановими сплавами інших класів, які особливо важливі для зварних з'єднань. Кількість  $\beta$ -фази в дослідному сплаві така ( $K_\beta < 0,2$ ), що він повинен мати всі основні властивості і переваги однофазних  $\alpha$ -сплавів, а також мати позитивні якості, що відрізняють сплави цього класу від  $\alpha$ -сплавів. Мартенситна  $\alpha'$ -фаза, що утворюється при охолодженні з температур вище критичної, за фізико-механічними властивостями близька  $\alpha$ -фазі. Кількість  $\beta$ -фази у дослідного сплаву настільки мала, що її евтектоїдний розпад, якщо він і має місце, не може призвести до помітного погіршення фізико-механічних властивостей. Завдяки цьому конструкційні псевдо- $\alpha$ -сплави відрізняються гарною зварюваністю та високою термічною стабільністю, властивою  $\alpha$ -сплавам. Введення невеликих кількостей  $\beta$ -стабілізуючих елементів понад їх розчинність у  $\alpha$ -титані у зв'язку з гетерогенізацією структури призводить до суттєвого підвищення міцності та жароміцності при

помірних температурах без помітного зниження їх пластичності або навіть до підвищення технологічної пластичності. Псевдо- $\alpha$ -сплави практично не сприймають зміцнювальну термічну обробку, що дуже важливо для зварних з'єднань, так як у ЗТВ, що примикає до зварного шва, практично завжди виникають несприятливі поєднання температур і швидкостей охолодження, що можуть призводити до крихкості, наприклад, двофазний титан. Дослідження жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву показало, що мікроструктура в різних ділянках зварних з'єднань ідентична і схожа за різних способів і режимів зварювання та термічної обробки. Можна припустити, що фазовий склад металу в різних ділянках зварних з'єднань не матиме різких відмінностей. Більший внесок в структуру з'єднань вносить зміна погонної енергії зварювання. Так, при використанні АДЗ наскрізним проваром формуються огрублені пакети з розміром (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 10...30 мкм. При зниженні питомої потужності при використанні АДЗ по шару флюсу спостерігається зменшення розмірів пакетів та підвищення однорідності мікроструктури, що має позитивно позначитися на механічних властивостях зварного з'єднання.

Таким чином, при АДЗ з пониженою погонною потужністю формується дрібнодисперсна структура з високою однорідністю, яка потенційно може мати підвищені механічні характеристики. Застосування вакуумного відпалу до зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, отриманих по технології АДЗ з пониженою погонною потужністю, дозволяє додатково подрібнити структуру, що має позитивний вплив на механічні характеристики. Але тенденція до випадіння виділень  $\beta$ -фази на границях дендритів у зоні металу шва потенційно може полегшити розповсюдження тріщин. При ЕПЗ відпал також призводить до подрібнення структури та перерозподілу кремнію з утворенням монолітних прошарків силіциду між пластинами.

Після впливу відпалу значення показників міцності зварних з'єднань ЕПЗ дещо зменшились, а показники ударної в'язкості ( $KCV$ ) після відпалу для всіх зварних з'єднань збільшились. Слід відзначити, що показники міцності всіх зварних з'єднань перевищують 0,95 від міцності основного металу.

## Висновки

1. Показано, що внаслідок впливу відпалу у металі зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si, виконаних ЕПЗ, формується більш дисперсна структура з утворенням виділень дис-

персних частинок силіцидів у вигляді ланцюжків та монолітних прошарків силіцидів між пластинами довжиною до 7 мкм. Така структура забезпечує значення показників міцності зварних з'єднань на рівні 980 МПа, що становить 95 % від міцності основного металу, а показники ударної в'язкості зварних з'єднань в стані після відпалу знаходяться на високому рівні — 17,9 Дж/см<sup>2</sup>.

2. Встановлено, що застосування відпалу після аргонодугового зварювання жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву системи легування Ti-Al-Zr-Sn-Mo-Nb-Si призводить до подрібнення мікроструктури зварних з'єднань, зменшення розміру дисперсних пакетів ( $\alpha+\beta$ )-Відманштету до 10...30 мкм та до збільшення показників ударної в'язкості ( $KCV$ ).

3. Порівняння коефіцієнтів якості для зварних з'єднань, отриманих ЕПЗ та АДЗ, дозволяє зробити висновок про більш високий комплекс механічних характеристик з'єднань ЕПЗ як після зварювання, так і після відпалу. Застосування відпалу дозволило підняти значення механічних характеристик з'єднань ЕПЗ без застосування ЛТО до рівня характеристик з'єднань ЕПЗ з ЛТО.

## Список літератури/References

- (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. by Leyens, M. Peters. Weinheim, WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, KGaA.
- Ertuan Zhao, Shichen Sun, Yu Zhang (2021) Recent advances in silicon containing high temperature titanium alloys. *J. of Materials Research and Technology*, **14**, 3029–3042. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2021.08.11>
- Firstov, S.O., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M., Shevchenko, O.M. (2018) The Ti-Al-Zr-Si alloys for the exploitation at high temperatures. *Materials Sci.*, **54(6)**, 30–35. DOI: <http://jnas.nbu.gov.ua/article/UJRN-0000958917>
- Shichen Sun, Hongze Fang, Yili Li et al. (2023) Formation mechanism and effect on the mechanical properties of TiSi phase for Ti-5Al-5Mo-5Cr-3Nb-2Zr alloyed by silicon. *J. Alloys and Compd.*, **938(25)**, 168510. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2022.168510>
- Hong Feng, Shuzhi Zhang, Fan Peng et al. (2023) Enhanced mechanical properties of a near- $\alpha$  titanium alloy by tailoring the silicide precipitation behavior through severe plastic deformation. *Materials Sci. and Eng.*, **880(26)**, 145356. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.msea.2023.145356>
- Wu, T., Beaven, P., Wagner, R. (1990) The  $Ti_3$  (Al, Si) +  $Ti_5$  (Si, Al)<sub>3</sub> eutectic reaction in the Ti-Al-Si System. *Scripta Metallurgica*, **24**, 207–212. DOI: [https://doi.org/10.1016/0956-716X\(90\)90593-6](https://doi.org/10.1016/0956-716X(90)90593-6)
- Hayat, M.D., Singh, H., He, Z., Cao, P. (2019) Titanium metal matrix composites: An overview. *Composites*, Pt. A, **121418–121438**, DOI: <https://doi.org/10.1016/j.compositesa.2019.04.005>
- Akhonin, S.V., Berezos, V.O., Pikulin, O.M. et al. (2022) Producing high-temperature titanium alloys of Ti-Al-Zr-Si-Mo-Nb-Sn system by electron beam melting. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **2**, 3–9. DOI: <http://doi.org/10.37434/sem2022.02.01>

9. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Pikulin, O.M. et al. (2022) Structure and mechanical properties of high-temperature titanium alloy of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn system after deformation treatment. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 43–48. DOI: <http://doi.org/10.37434/sem2022.04.07>
10. Longchao Zhuo, Kaile Ji, Jinwen Lu et al. (2023) Microstructure characterization and tensile performance of a high-strength titanium alloy with in-situ precipitates of Ti<sub>5</sub>Si<sub>3</sub>. *J. Alloys and Compd.*, **968**(15), 171867. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2023.171867>
11. Akhonin, S.V., Vrzhyzhevsky, E.L., Belous, V.Yu., Petrichenko, I.K. (2017) Influence of preheating parameters and local heat treatment on structure and properties of dispersion-strengthened joints of silicon-containing titanium alloys made by electron beam welding. *The Paton Welding J.*, **7**, 43–47. DOI: <https://doi.org/10.15407/tpwj2017.07.09>
12. Li, Y., Wang, H., Han, K. et al. (2017) Microstructure of Ti–45Al–8.5Nb–0.2W–0.03Y electron beam welding joints. *J. of Materials Proc. Technology*, **250**, 401–409. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2017.07.004>
13. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Vrzhyzhevskyi, E.L. et al. (2024) Structure and properties of welded joints of heat-resistant titanium alloy of the system Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si produced by EBW. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 29–40. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2024.04.05>
14. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2023) Mechanical characteristics of welded joints of high-strength titanium alloys produced by various welding methods. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **4**, 44–53. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2023.04.06>
15. Severyn, A. Yu., Bilous, V.Yu., Radchenko, L.M. et al. (2025) Study of the temperatures of phase transformation of heat-resistant titanium alloy of Ti–Al–Zr–Si–Mo–Nb–Sn alloying system. *Suchasna Elektrometalurgiya*, **1**, 40–44. DOI: <https://doi.org/10.37434/sem2025.01.07>

THE EFFECT OF ANNEALING ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES  
OF WELDED JOINTS OF HIGH-TEMPERATURE PSEUDO- $\alpha$ -TITANIUM ALLOY  
OF Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si ALLOYING SYSTEM

S.V. Akhonin<sup>1</sup>, V.Yu. Bilous<sup>1</sup>, V.V. Pashynskiy<sup>2</sup>, R.V. Selin<sup>1</sup>, A.Yu. Severyn<sup>1</sup>, E.L. Vrzhyzhevskiy<sup>1</sup>

<sup>1</sup>E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

<sup>11</sup> Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: [belousvy@gmail.com](mailto:belousvy@gmail.com)

<sup>2</sup>Technical University «Metinvest Polytechnic» LLC. 80 Southern Highway, 69008, Zaporizhzhia, Ukraine

The effect of furnace annealing after electron beam welding (EBW) and gas tungsten arc welding (GTAW) on the properties of welded joints of a pseudo- $\alpha$ -titanium alloy of the Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si system was investigated. A quality criterion was introduced, to compare the properties of welded joints in the as-welded state and after additional heat treatment. It was established that annealing promotes the formation of a finer microstructure of the metal in the welded joints of the high-temperature pseudo- $\alpha$ -titanium alloy of Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si alloying system produced by EBW, resulting in a tensile strength of 980 MPa, which is 95 % of the base metal strength. The impact toughness of the annealed welded joints remained high at 17.9 J/cm<sup>2</sup>. Annealing after GTAW also leads to microstructural refinement of the welded joints. A comparative analysis of the «quality coefficients» of EBW and GTAW welded joints demonstrated the superior combination of mechanical properties in EBW joints, both in the as-welded condition and after annealing. Furthermore, annealing enabled an improvement in the mechanical properties of EBW joints to levels comparable to those achieved with additional local heat treatment (LHT), without the need for LHT application. 15 Ref., 3 Tabl., 8 Fig.

*Keywords: high-temperature titanium alloy, microstructure, mechanical properties, electron beam welding, gas tungsten arc welding*

Отримано 27.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 24.04.2025

Прийнято 09.06.2025

THE CONVERGENCE OF LIVING ESSENCE AND ENGINEERED INNOVATION

# NextGen Materials

23 - 25 SEPTEMBER 2025  
HYBRID CONFERENCE - HAMBURG (GERMANY) & ONLINE

This conference focuses on development, design and manufacturing of such NextGen Materials as well as associated challenges. Furthermore, the role of NextGen Materials for innovative applications shall be discussed.

SUBMIT YOUR ABSTRACT  
DEADLINE FOR POSTER SUBMISSION: 10 SEPTEMBER 2025