

# СТРУКТУРА І ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЖАРОМІЦНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si, ОТРИМАНИХ МЕТОДОМ ЕПЗ

С.В. Ахонін<sup>1</sup>, В.Ю. Білоус<sup>1</sup>, Е.Л. Вржижевський<sup>1</sup>, Р.В. Селін<sup>1</sup>,  
І.К. Петриченко<sup>1</sup>, С.Л. Шваб<sup>1</sup>, С.Л. Антонюк<sup>2</sup>

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

<sup>2</sup>ДП «АНТК ім. О.К. Антонова». 03062, м. Київ, вул. Мрії, 1. E-mail: info@antonov.com

Жароміцні псевдо- $\alpha$ -сплави на основі титану знайшли широке застосування в багатьох галузях сучасної промисловості, що обумовлено високим рівнем їх питомих механічних властивостей при підвищених температурах. При виготовленні деталей і вузлів з жароміцних титанових сплавів найбільш доцільно застосовувати технологію електронно-променевого зварювання. Її особливістю є великі швидкості охолодження металу шва і зони термічного впливу, що ускладнює зварювання жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, в якому високий вміст кремнію обумовлює понижені пластичні характеристики при кімнатній температурі. Досліджено вплив електронно-променевого зварювання на структуру металу шва та зони термічного впливу на механічні властивості зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si. Встановлено, що застосування електронно-променевого зварювання з локальною термічною обробкою при 750 °C призводить до зменшення розміру пакетів відмаштетової морфології з 50...100 до 20...50 мкм та збільшення міцності зварних з'єднань з 996 до 1041 МПа, що відповідає міцності основного металу. Бібліогр. 24, табл. 2, рис. 14.

*Ключові слова:* жароміцний титановий сплав, мікроструктура, механічні властивості, електронно-променеве зварювання, локальна термічна обробка

**Вступ.** Жароміцні титанові сплави поєднують в собі високі питомі значення міцності, підвищені характеристики опору втомі і поширенню тріщин, а також корозійної стійкості [1, 2], але встановлення можливості отримати якісні зварні з'єднання нових жароміцних титанових сплавів є актуальним завданням в зв'язку з зростаючими вимогами до вузлів двигунів, які проектується [3, 4]. Жароміцні псевдо- $\alpha$ -сплави на основі титану вважають перспективними матеріалами в авіаційній і космічній техніці, автомобільній промисловості за рахунок збереження  $\alpha$ -структури при підвищених температурах, що обумовлено підтриманням на максимально високому рівні температури поліморфного ( $\alpha \rightarrow \beta$ )-перетворення. При поліморфному ( $\alpha \rightarrow \beta$ )-перетворенні гексагональна щільно упакована кристалічна решітка більш жароміцного  $\alpha$ -титану втрачає свою стійкість і переходить у кубічну об'ємноцентровану модифікацію менш жароміцного  $\beta$ -титану [5, 6]. Найбільшу жароміцність демонструють леговані сплави систем Ti–Si–X завдяки формуванню у литому стані каркасу зі зміцнюючих фаз, які виникають при евтектичній кристалізації [7]. Одним з напрямків підвищення жароміцності титанових сплавів є створення in-situ композитів на основі з'єднань тугоплавких силіцидів. В системі Ti–Al–Si уздовж ізоконцентра-

ції близької до 10 ат. % Si утворюється безперервний ряд евтектичних складів, в яких  $\alpha$ -Ti виступає в ролі матриці, а силіцид  $Ti_5Si_3$  — в ролі зміцнюючої фази [8, 9]. Одним з таких перспективних сплавів є дослідний псевдо- $\alpha$ -сплав Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, з якого можливо виготовлення деталей ротора турбокомпресорів ГТД, а також двигуна та систем охолодження двигунів внутрішнього згорання (ДВЗ), тому що вони матимуть питому вагу майже вдвічі меншу у порівнянні із традиційними матеріалами [10, 11].

Переважає більшість конструкцій з жароміцних титанових сплавів виготовляється за допомогою технологій електронно-променевого зварювання (ЕПЗ) [12, 13]. Особливостями ЕПЗ є висока якість захисту зони зварювання від контакту з атмосферними газами та виконання зварювання за один прохід, а також можливість виконання локальної термічної обробки (ЛТО) зварного з'єднання у вакуумній камері зразу після зварювання. Можливість здійснення локального підігріву і подальшої термічної обробки у вакуумній камері є суттєвою перевагою технології ЕПЗ [14, 15]. Попередній підігрів зварних з'єднань є досить ефективним технологічним прийомом, який використовують при зварюванні високоміцних сталей

С.В. Ахонін — <http://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <http://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,  
Е.Л. Вржижевський — <http://orcid.org/0000-0001-8651-8510>, Р.В. Селін — <http://orcid.org/0000-0002-2990-1131>,  
І.К. Петриченко — <http://orcid.org/0009-0008-1097-7137>, С.Л. Шваб — <http://orcid.org/0000-0002-4627-9786>

Таблиця 1. Режими електронно-променевого зварювання жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si

| Режим | Струм променя, мА | Швидкість зварювання, мм/с | Температура попереднього підігріву, °С | Температура ЛТО, °С | Тривалість ЛТО, хв |
|-------|-------------------|----------------------------|----------------------------------------|---------------------|--------------------|
| 1     | 90                | 7                          | –                                      | –                   | –                  |
| 2     | —>—               | —>—                        | 400                                    | –                   | –                  |
| 3     | —>—               | —>—                        | —>—                                    | 750                 | 10                 |

для попередження утворення холодних тріщин [16–18].

Особливістю ЕПЗ є великі швидкості охолодження металу шва і зони термічного впливу, що зумовлює знижену міцність зварного з’єднання з жароміцних титанових сплавів в стані після зварювання. У разі виконання зварних з’єднань перспективного жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si ЕПЗ ускладнене в зв’язку з високим вмістом кремнію в кількості, яка в декілька разів перевищує розчинність кремнію в титані в металі зварного шва [19]. В результаті впливу термічного циклу зварювання в металі шва і зоні термічного впливу цього сплаву відбуваються структурні зміни, в результаті яких утворюється напружений стан і при низькій пластичності металу, легованого кремнієм, відбувається утворення холодних тріщин [20, 21].

Таким чином, необхідним є дослідження здатності до зварювання жароміцних титанових сплавів нового покоління і визначення технологічних режимів зварювання, які забезпечать оптимальну структуру металу шва та ЗТВ для досягнення комплексу високих механічних властивостей зварних з’єднань з міцністю не менше 90 % від міцності основного матеріалу.

Метою цієї роботи є дослідження впливу електронно-променевого зварювання на структуру металу шва та ЗТВ, а також механічні властивості зварних з’єднань жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si.

**Матеріали і методика проведення експериментів.** Жароміцний титановий сплав Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si відрізняється високою чутливістю до термічного циклу зварювання, тому необхідно вивчити вплив на можливості отримання бездефектних зварних з’єднань таких технологічних прийомів, доступних для електронно-променевого зварювання, як попередній підігрів і локальна термічна обробка у вакуумній камері.

Електронно-променеве зварювання виконували на установці УЛ-144, яка оснащена енергоблоком ЕЛА 60/60. Для проведення досліджень були використані пластини, виготовлені зі зливка жароміцного титанового сплаву системи Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, отриманого методом електронно-променевої плавки [22]. Гарячекатані пластини товщиною 10 мм з вказаного сплаву були виготовлені на реверсивному прокатному двовалковому стані 500/350 фірми «Skoda» [23]. Прокатування починали при температурі 1050 °С, температура закінчення прокатування була не нижче 800 °С. Після прокатування метал піддавали відпалу при 900 °С протягом 1 год.

Хімічний склад дослідного сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, мас. %: Ti — основа; Al — 6,4...6,8; Zr — 5,1...5,4; Sn — 1,8...2,5; Mo — 0,55...0,75; Nb — 0,5...0,6; Si — 0,74...0,76.

Виконували ЕПЗ зразків товщиною 10 мм. Збирання зразків жароміцного сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si виконували без розкриття кромок та зазору. Режими ЕПЗ жаро-

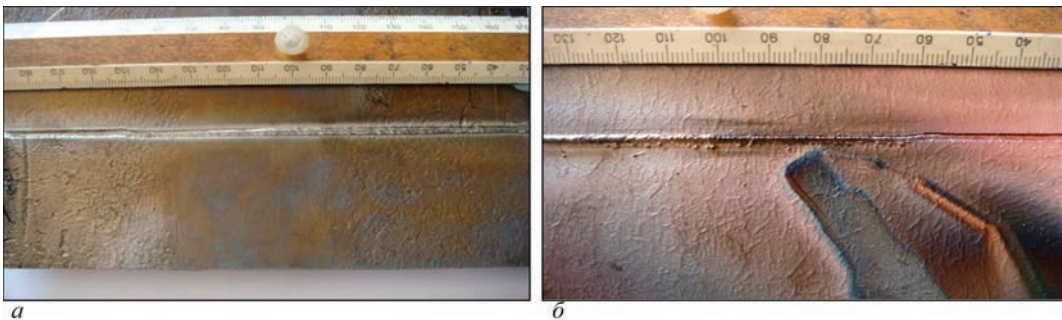


Рис. 1. Зварне з’єднання жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, виконане ЕПЗ (режим 1), в стані після зварювання: а — лицьова сторона; б — коренева сторона

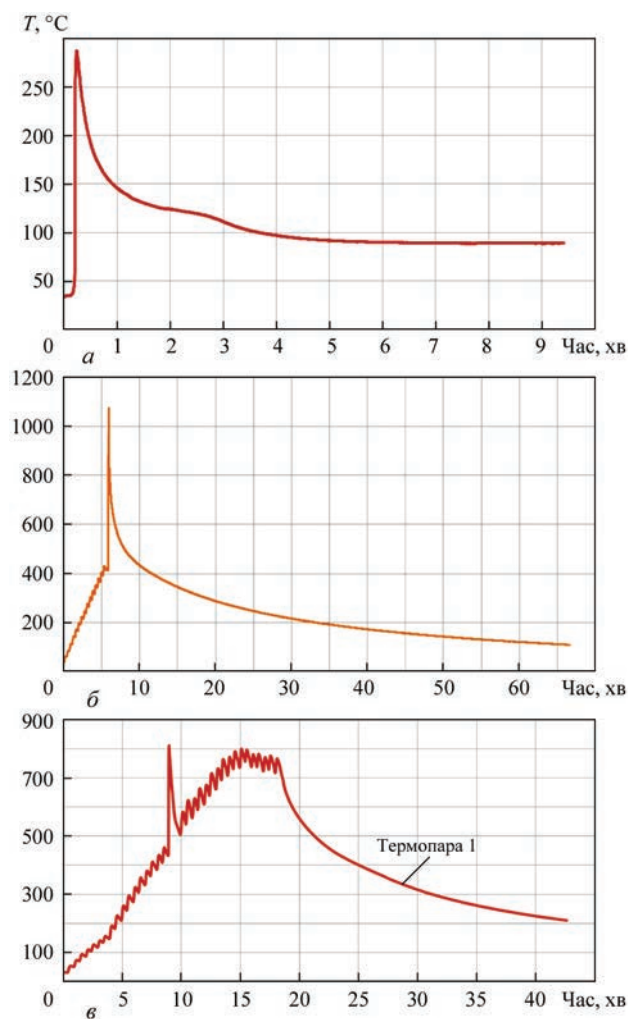


Рис. 2. Термічний цикл в ЗТВ при ЕПЗ жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ : а — без підігріву і ЛТО; б — з попереднім підігрівом до 400 °С; в — з попереднім підігрівом до 400 °С і подальшою ЛТО при 750 °С

міцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  наведено в табл. 1. На рис. 1 наведено приклад зварного з'єднання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконане ЕПЗ без застосування попереднього підігріву та ЛТО.

Потужність електронного променя в процесі попереднього підігріву і ЛТО становила 3 кВт, що забезпечило температуру в зоні обробки до

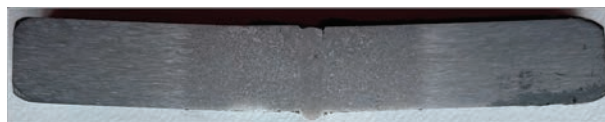


Рис. 3. Макрошліф зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ в стані після зварювання (режим 3)

750 °С. Ширина зони обробки при попереднім підігріві і ЛТО вздовж шва — 30 мм. Температуру в зоні ЛТО контролювали за допомогою термопари і фіксували багатоканальним потенціометром КСП4. На рис. 2, б наведено приклад термічного циклу при зварюванні з попереднім підігрівом до 400 °С, на рис. 2, в — записаного термічного циклу при зварюванні з попереднім підігрівом до 400 °С і ЛТО після зварювання при 750 °С.

Дослідження поперечних шліфів зварних з'єднань жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаних ЕПЗ, показало, що макроструктура основного металу, металу шва та ЗТВ більш однорідна в стані після попереднього підігріву і ЛТО (рис. 3).

**Мікроструктура зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , отриманих ЕПЗ.** Сплав  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  належить до групи псевдо- $\alpha$ -сплавів, в яких матриця сплаву утворюється  $\alpha$ -фазою, та в залежності від конкретних умов формування мікроструктури в сплаві може формуватися деяка кількість  $\beta$ -фази. Дослідження вихідної структури сплаву безпосередньо після закінчення прокатки показало, що метал у стані після прокатування має дрібнозернисту структуру, утворену глобулярними (рівноосними) зернами розміром 5...15 мкм, а виділення кристалітів  $\beta$ -фази у відносно невеликій кількості спостерігаються по границях зерен  $\alpha$ -фази (рис. 4).

Перед проведенням зварювання сплав був підданий вакуумному відпалу при температурі 900 °С. Аналіз мікроструктури свідчить, що відпал привів до зміни морфології структури сплаву (рис. 5, а). При охолодженні після відпалу сфор-

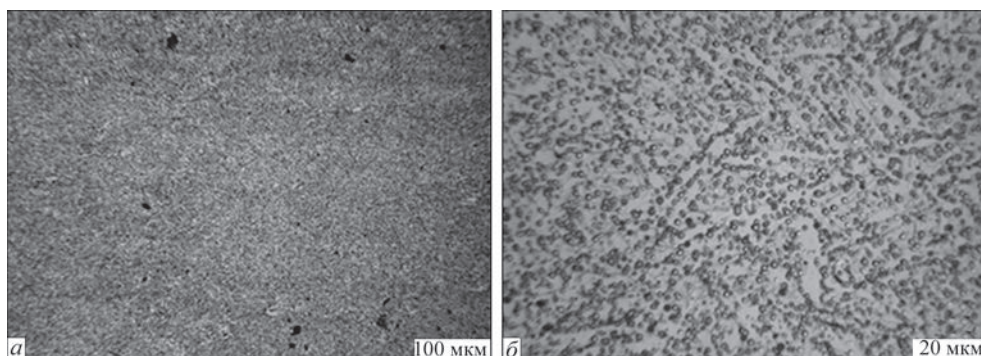


Рис. 4. Мікроструктура центральної зони гарячекатаного листа сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  після прокату



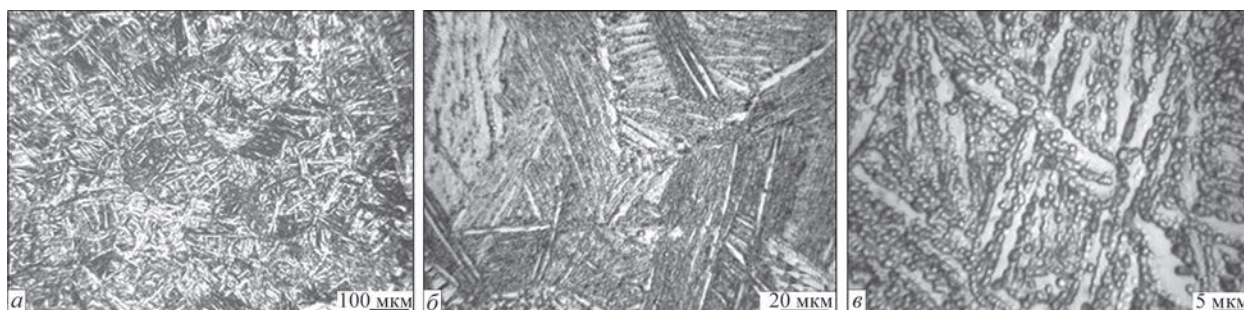


Рис. 5. Мікроструктура центральної зони горячекатаного листа товщиною 10 мм сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si після відпалу

мувалася відманштетова структура (структура кошикового плетіння), утворена пластинами  $\alpha$ - та  $\beta$ -фази. Розмір окремих пакетів відманштетової структури, оцінений по максимальній довжині пластин у пакеті становить 20...50 мкм (рис. 5, б), що свідчить про значне зростання розміру зерен матричної  $\alpha$ -фази у процесі відпалу.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, яке виконували ЕПЗ, показана на рис. 6. Збільшення зображення визначається по масштабній позначці на відповідному фото. Аналіз мікроструктури свідчить, що в зоні зварного шва формується типова дендритна структура литого металу (рис. 6, 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 при ЕПЗ у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети відманштетової морфології з розміром пакетів (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 20...50 мкм, що близько до характеристик дисперсності структури основного металу.

Зважаючи на високу швидкість охолодження до температур нижче  $T_{\text{мн}}$ , внутрішньозеренна структура металу шва представлена мартенситною голчастою  $\alpha'$ -фазою (рис. 6, б), що утворюється завдяки перетворенню  $\beta \rightarrow \alpha'$ . Границі первинних зерен обрамлені тонкою, переривчастою  $\alpha$ -оторочкою, товщина якої становить близько 1...2 мкм. Товщина мартенситних голок 1...2 мкм. Присутні в металі шва і дисперсні частинки силіцидів титану розміром до 1 мкм, а також переривчастий прошарок між пластинами мартенситу (рис. 6, в).

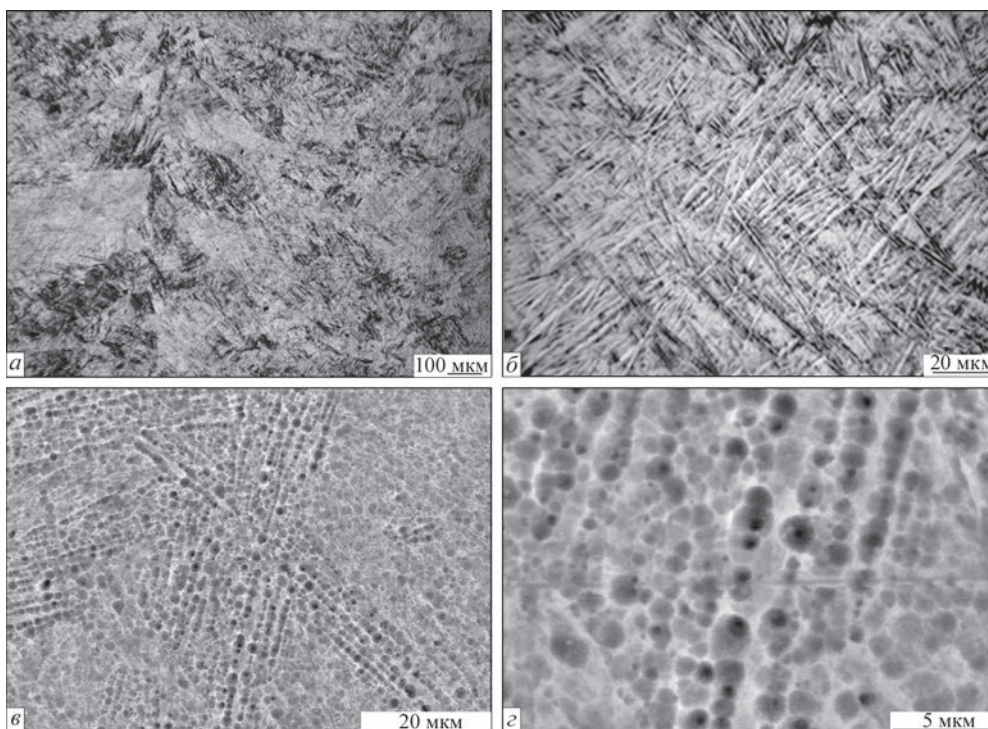


Рис. 6. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

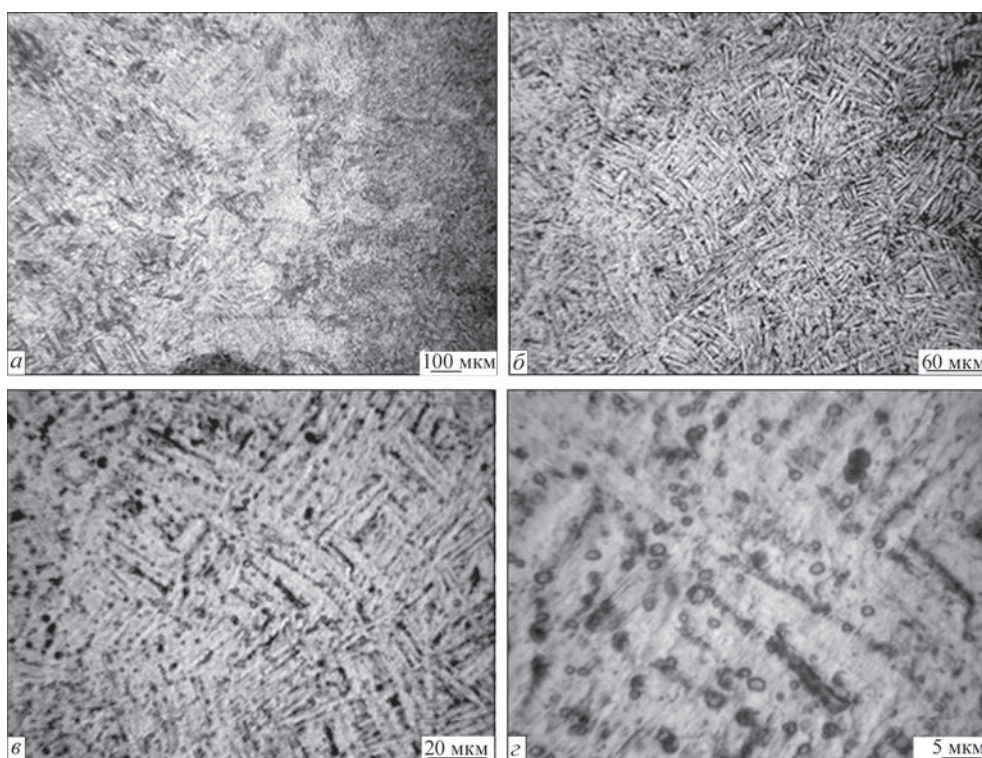


Рис. 7. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

Аналіз мікроструктури металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ, свідчить, що метал ЗТВ зберігає основні морфологічні та розмірні характеристики основного металу (рис. 7).

Очевидно, виділення  $\beta$ -фази у матриці  $\alpha$ -фази, а також потенціальне формування виділень  $\alpha_2$ -фази ( $\text{Ti}_3\text{Al}$ ) під впливом тепла зварювання та часткового розпаду метастабільної  $\beta$ -фази блокує зростання зерна матриці. Це припущення підтверджується також тим, що у ЗТВ спостерігається деяке зменшення кількості  $\beta$ -фази порівняно зі структурою основного металу. Ширина ЗТВ становить близько 500 мкм. Метал ЗТВ складається з рівноосних зерен із пластинчастою внутрішньозеренною структурою, товщина  $\alpha$ -пластин у колоніях становить 1,5...5,0 мкм (рис. 7, б). Дисперсні частинки розміром від менше 1,0 до 1,5 мкм локалізуються в основному по межах пластин, місцями спостерігаються подовжені прошарки іншої фази між сусідніми пластинами довжиною до 3...8 мкм (рис. 7, в, г).

Встановлення розподілу мікротвердості в зварному з'єднанні жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання дозволило зробити висновок, що рівень мікротвердості в різних ділянках зварних з'єднань дуже неоднорідний (рис. 8).

Найбільші значення мікротвердості фіксуються в металі шва на рівні 3000 МПа. Найменший рівень зафіксовано в основному металі на рівні 2400 МПа, в металі ЗТВ — посередній на рівні 2500 МПа. Слід відмітити, що неоднорідний розподіл мікротвердості є причиною неоднорідності механічних властивостей зварного з'єднання.

Для забезпечення однорідності мікроструктури, однорідного розподілу мікротвердості в різних ділянках зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  було застосовано ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С.

Аналіз мікроструктури металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , яке виконували ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С, свідчить про формування в зоні зварного шва типової дендритної структури литого металу (рис. 9). Вона є щільною і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. Метал шва складається з рівноосних і витягнутих у напрямку тепловідведення первинних  $\beta$ -зерен. Рівноосні зерна локалізуються переважно вздовж осі шва.

Уздовж меж первинних зерен розташована  $\alpha$ -оторочка, товщина якої складає 1,5...7,0 мкм (рис. 9, а). Розмір гілок дендритів у перетині шліфу можна орієнтовно оцінити по виділенню прошарків  $\alpha$ -фази на границях дендритних ділянок. Він становить 200...300 мкм. Виділення таких



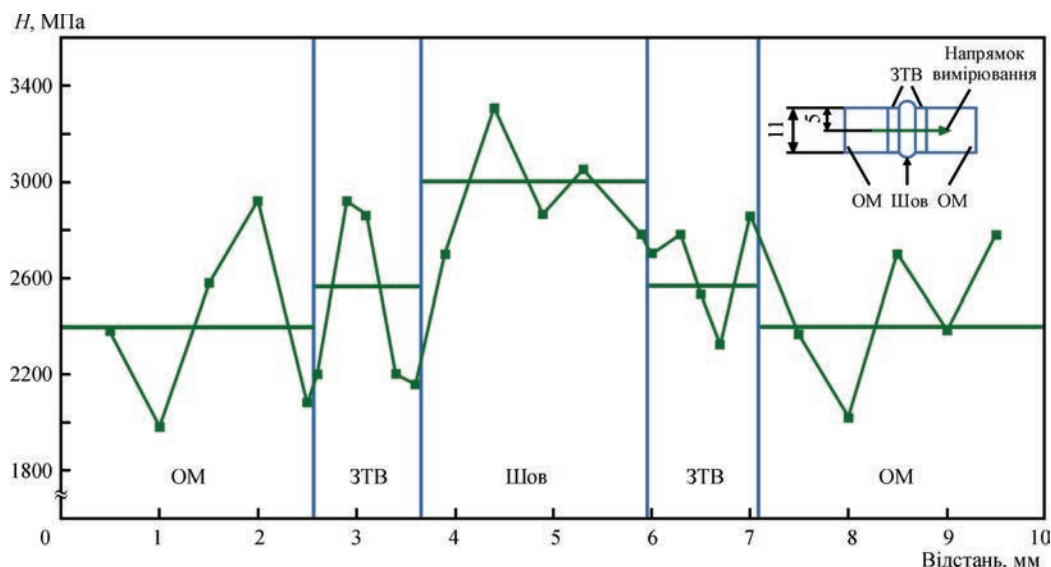


Рис. 8. Розподіл мікротвердості ( $H$ ) в зварному з'єднанні жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ, в стані після зварювання

прошарків знижує однорідність структури і потенційно може полегшувати розповсюдження тріщин при руйнуванні. Внутрішньозеренна структура складається з мартенситної  $\alpha$ -фази, що утворює, в основному, колонії невеликих розмірів, ширина колоній 5...20 мкм (рис. 9, б). Товщина пластин від 1 до 2 мкм. Між пластинами  $\alpha$ -фази спостерігаються ланцюжки дисперсних частинок.

Як і у випадку зварювання без підігріву, внаслідок прискореного охолодження розплавленого металу шва у дендритних ділянках формуються досить дисперсні пакети відманштетової морфології. Але у даному випадку формуються більш огрублені пакети з розміром (по розміру найбільших пластин) в діапазоні 50...100 мкм, що більше, ніж при зварюванні без підігріву та більше, ніж в структурі основного металу. В поєднанні з формуванням прошарків  $\alpha$ -фази на границях дендритних ділянок і на границях окремих пакетів відманштету це потенційно може полегшити зародження та розповсюдження тріщин при руйнуванні.

Аналіз мікроструктури металу зони термічного впливу зварного з'єднання жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , яке виконували ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С, свідчить, що в ЗТВ при зварюванні з підігрівом спостерігається огрублення структури у порівнянні зі структурою основного металу (рис. 10). Метал ЗТВ складається з рівноосних первинних зерен розміром 50...300 мкм (рис. 10, б, в), обрамлених  $\alpha$ -оторочкою, товщина якої становить 1...7 мкм. Внутрішньозеренна структура складається з пластинчастої  $\alpha$ -фази, що утворює невеликі колонії розміром до 20 мкм (рис. 10, в, г). Товщина пластин складає 1,5...5,0 мкм. У проміжках між пластинами спостерігаються поодинокі дисперсні частинки, їх скупчення (рис. 10, г).

Аналогічні фазові виділення спостерігалися і в інших ділянках зварного з'єднання цього сплаву, а також у зварному з'єднанні, виконаному ЕПЗ без підігріву. Можна відзначити, що структури зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ без попереднього пі-

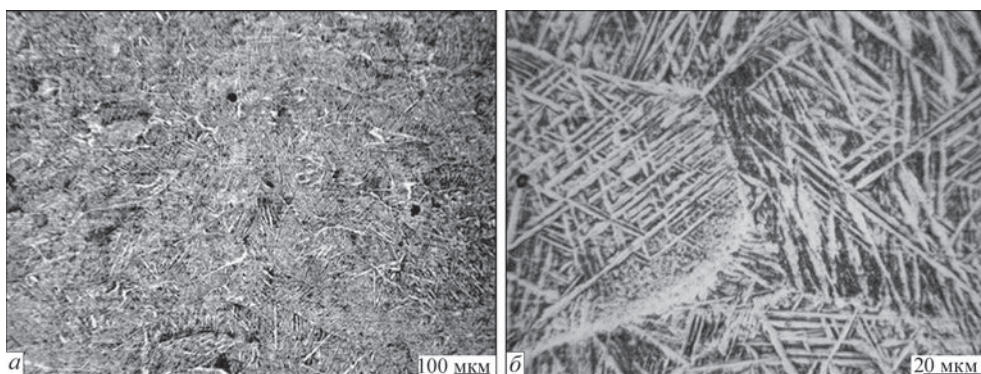


Рис. 9. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С, в стані після зварювання

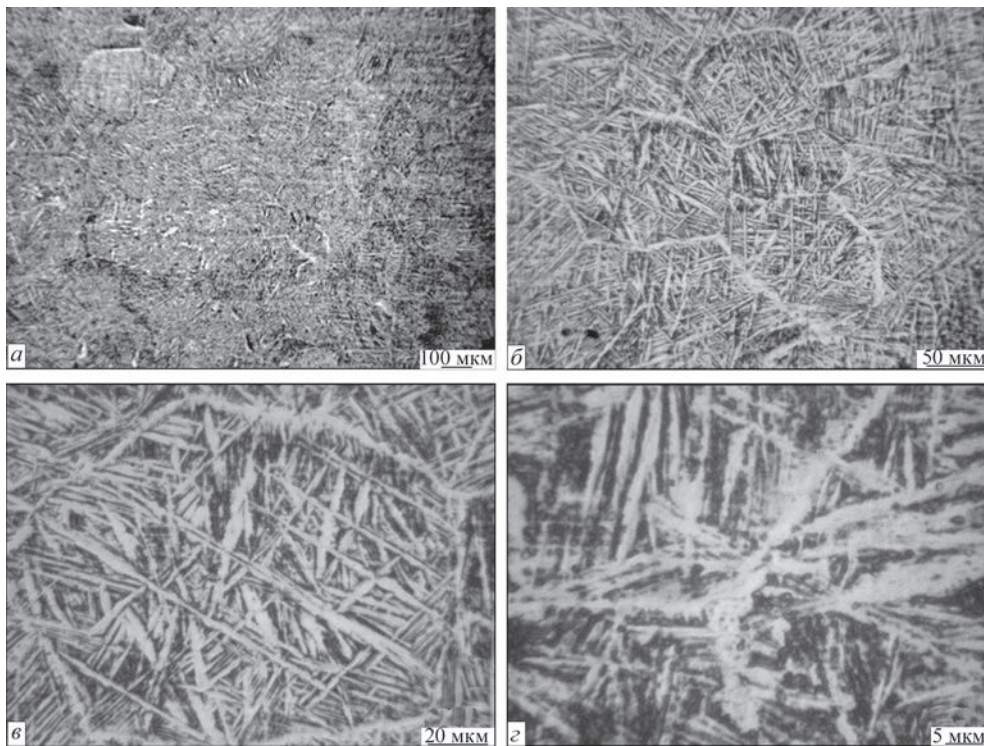


Рис. 10. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С, в стані після зварювання

дігріву та з попереднім підігрівом, у відповідних ділянках є ідентичними.

Таким чином, при збереженні основних морфологічних характеристик основного металу (структура кошикового плетіння), розмір пакетів відмаштету дещо більше і спостерігається формування прошарків  $\alpha$ -фази на границях пакетів. Додаткове введення теплової енергії в зону зварювання за рахунок підігріву при ЕПЗ сприяє підвищенню температури у зоні зварювання й сповільненню охолодження після закінчення процесу зварювання,

що приводить до значного огрублення структури шва і протікання процесів росту зерна у ЗТВ.

Встановлення розподілу мікротвердості в зварному з'єднанні жароміцного титанового сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, виконаного ЕПЗ в стані після зварювання з попереднім підігрівом до 400 °С, дозволило зробити висновок, що рівень мікротвердості в різних ділянках зварних з'єднань також дуже неоднорідний (рис. 11). Найбільші значення мікротвердості фіксуються в металі шва на рівні 3000 МПа. Найменший

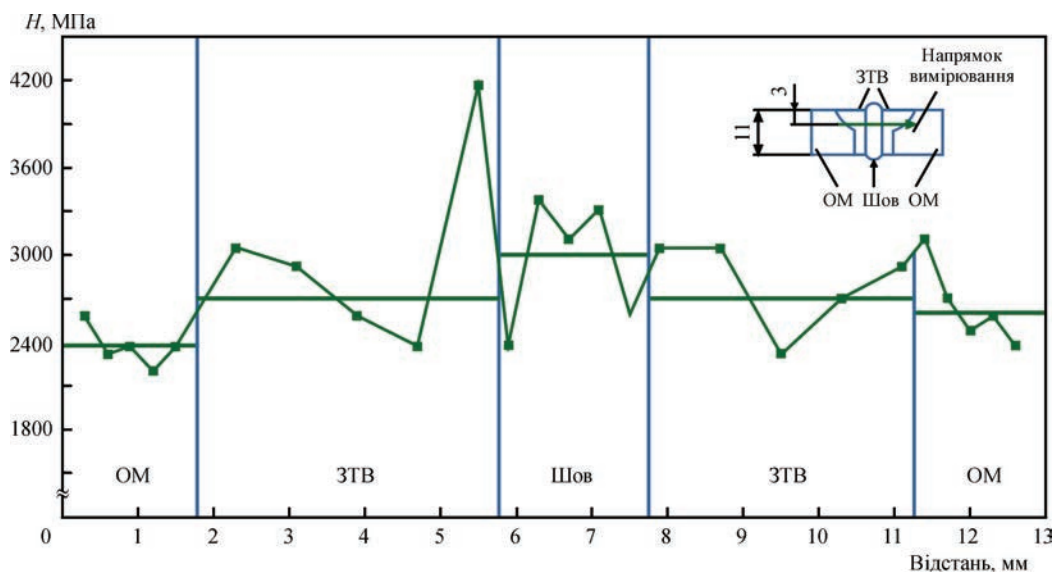


Рис. 11. Розподіл мікротвердості ( $H$ ) в зварному з'єднанні жароміцного сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С, в стані після зварювання



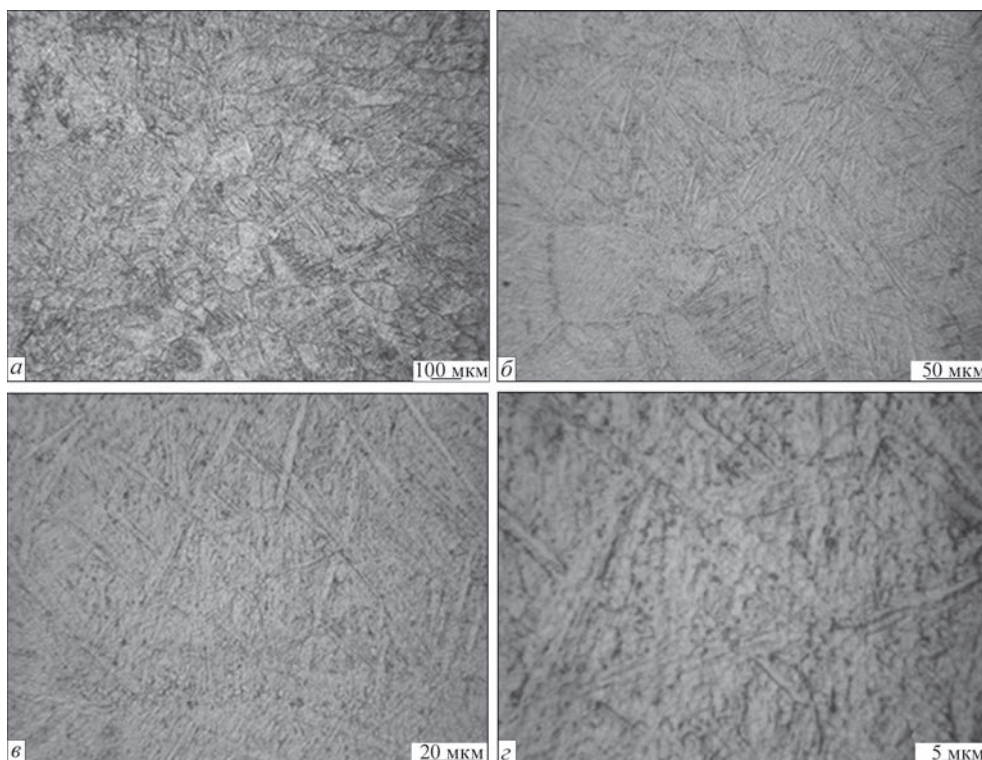


Рис. 12. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ з ЛТО  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$

рівень зафіксовано в основному металі на рівні  $2400\text{ МПа}$ .

Для забезпечення однорідного розподілу мікротвердості, однорідності мікроструктури в різних ділянках зварних з'єднань жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  було застосовано ЕПЗ з попереднім підігрівом до  $400\text{ }^{\circ}\text{C}$  та ЛТО при  $750\text{ }^{\circ}\text{C}$  протягом 10 хв (режим 3 див. табл. 1).

Аналіз мікроструктури отриманих зварних з'єднань (рис. 12) свідчить, що в зоні зварного шва формується типова дендритна структура литого металу. Вона є щільною і в ній не виявлено дефектів типу пористості, тріщин, неметалевих включень. Розмір гілок дендритів у перетині шліфу становить  $100\ldots 500\text{ мкм}$ . 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  $20\ldots 50\text{ мкм}$ , що близько до характеристик дисперсності структури основного металу.

У металі шва утворюються менші первинні  $\beta$ -зерна розміром до  $100\ldots 150\text{ мкм}$  (рис. 12, а), ніж в разі простого ЕПЗ розміром  $300\ldots 400\text{ мкм}$ . Крім рівноосних первинних зерен, локалізованих поблизу осі, в металі шва присутні і нерівноосні, витягнуті в напрямку тепловідведення,

зерна (рис. 12, б). Внутрішньозеренна структура металу шва пластинчастого типу (рис. 12, в), ширина пластин становить  $1\ldots 2\text{ мкм}$ . Дисперсні частинки розміром  $1\text{ мкм}$  і менше розташовуються як вздовж меж пластин, так і в проміжках між ними (рис. 12, г). Очевидно, дисперсні частинки є силіцидами титану ( $\text{Ti}_5\text{Si}_3$ ), які утворюються в сплаві, що зварюється, через підвищений вміст у ньому кремнію, що перевищує його розчинність в  $\alpha$ -титані.

Структура металу ЗТВ зразків з різною термічною обробкою показана на рис. 13. Аналіз мікроструктури свідчить, що ЗТВ зберігає основні морфологічні та розмірні характеристики основного металу (рис. 13, а).

Відмінностей в структурі після різних режимів термічної обробки не спостерігається. В структурі ЗТВ вбачається більш чітке окреслення пластин  $\alpha$ -фази за рахунок виділення по границям пластин виділень  $\beta$ -фази і, можливо, формування часток інтерметалідів (рис. 13, в). Дисперсні частинки розміром  $1\text{ мкм}$  і менше розташовуються як в зоні сплавлення поблизу ЗТВ вздовж меж пластин, так і в проміжках між пластинами (рис. 13, г). Розмір зерен у металі ЗТВ становить  $200\ldots 500\text{ мкм}$ .

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 при-



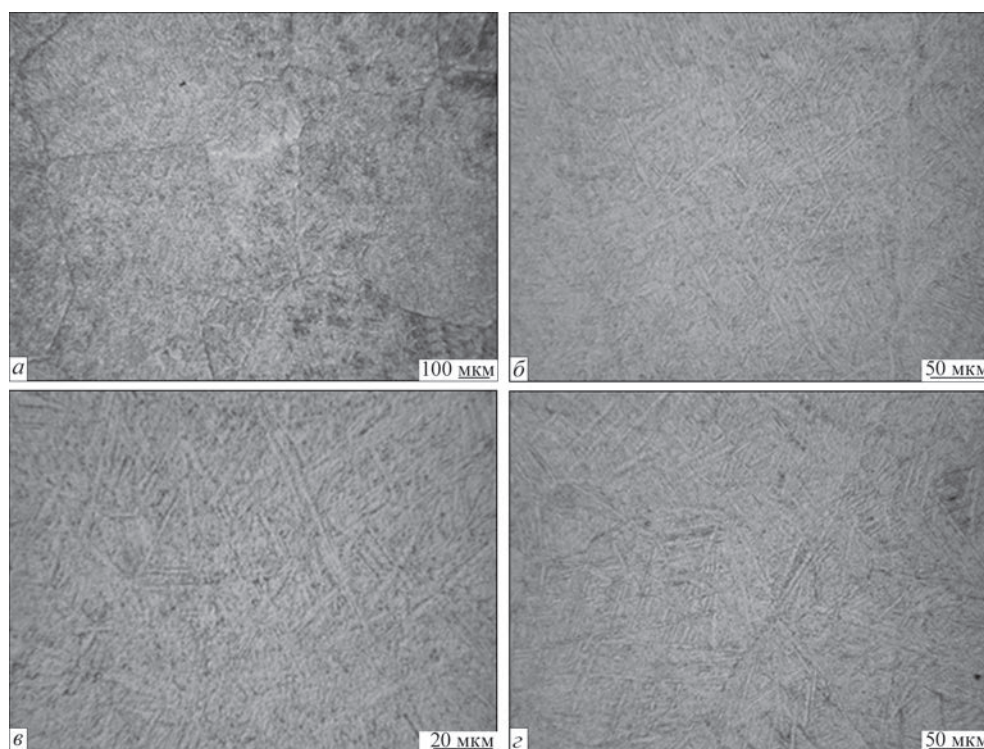


Рис. 13. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ з ЛТО 750 °С

пустити, що під дією термічного впливу могли змінитися механічні властивості з'єднань внаслідок релаксації механічних напружень та за рахунок формування надлишкових фаз.

Таким чином, технологія електронно-променевого зварювання жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  з ЛТО дозволяє отримати щільне з'єднання без пористості, тріщин та неметалевих включень. При ЕПЗ без підігріву формується відносно дрібнозерниста структура зварного шва і відсутнє огрублення мікроструктури ЗТВ.

**Обговорення результатів.** Слід відзначити, що при ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С спостерігається значне огрублення структури зварного шва і зростання розміру зерна у ЗТВ. Тому застосування лише підігріву для ЕПЗ жароміцного сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$  недоцільно. Це можливо пояснити небажаним інтервалом швидкостей охолодження при ЕПЗ з одним лише попереднім підігрівом. Так, швидкість охолодження в ЗТВ при 700...800 °С при ЕПЗ без попереднього підігріву та ЛТО становить 88...131 °С, швидкість охолодження в ЗТВ при ЕПЗ з попереднім підігрівом — 30...50 °С/с, швидкість охолодження при ЕПЗ з попереднім підігрівом 400 та ЛТО 750 °С — 8,3...8,8 °С/с.

Встановлення розподілу мікротвердості в зварному з'єднанні жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , вико-

наного ЕПЗ з ЛТО, дозволило зробити висновок, що розподіл мікротвердості в різних ділянках зварного з'єднання все ще неоднорідний (рис. 14, а). Слід відзначити, що запропонована ЛТО розширила зону термічного впливу зварного з'єднання. Ширина ділянки основного металу, в якому відбулося підвищення значень мікротвердості до 3000 МПа, розширилася до ширини зони ЛТО, в даному разі до 30 мм. Для отримання повністю однорідного металу шва, ЗТВ та основного металу необхідно застосування пічного відпалу. Так вакуумний відпал зварних з'єднань при температурі 850 °С інтенсифікував перебіг дифузійних процесів, в результаті яких відбувся перерозподіл легуючих елементів в структурі зварних з'єднань. Розподіл мікротвердості в зварному з'єднанні жароміцного титанового сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу показав, що рівень мікротвердості в різних ділянках зварних з'єднань однорідний і знаходиться на рівні основного металу — 2100...2300 МПа (рис. 14, б).

Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву  $\text{Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si}$ , виконаних ЕПЗ, дозволило зробити висновок, що найнижчі значення міцності в стані після зварювання мають з'єднання, виконані ЕПЗ з попереднім підігрівом 400 °С та складають 910 МПа (табл. 2) або 88 % від міцності ОМ після відпалу. Найбіль-

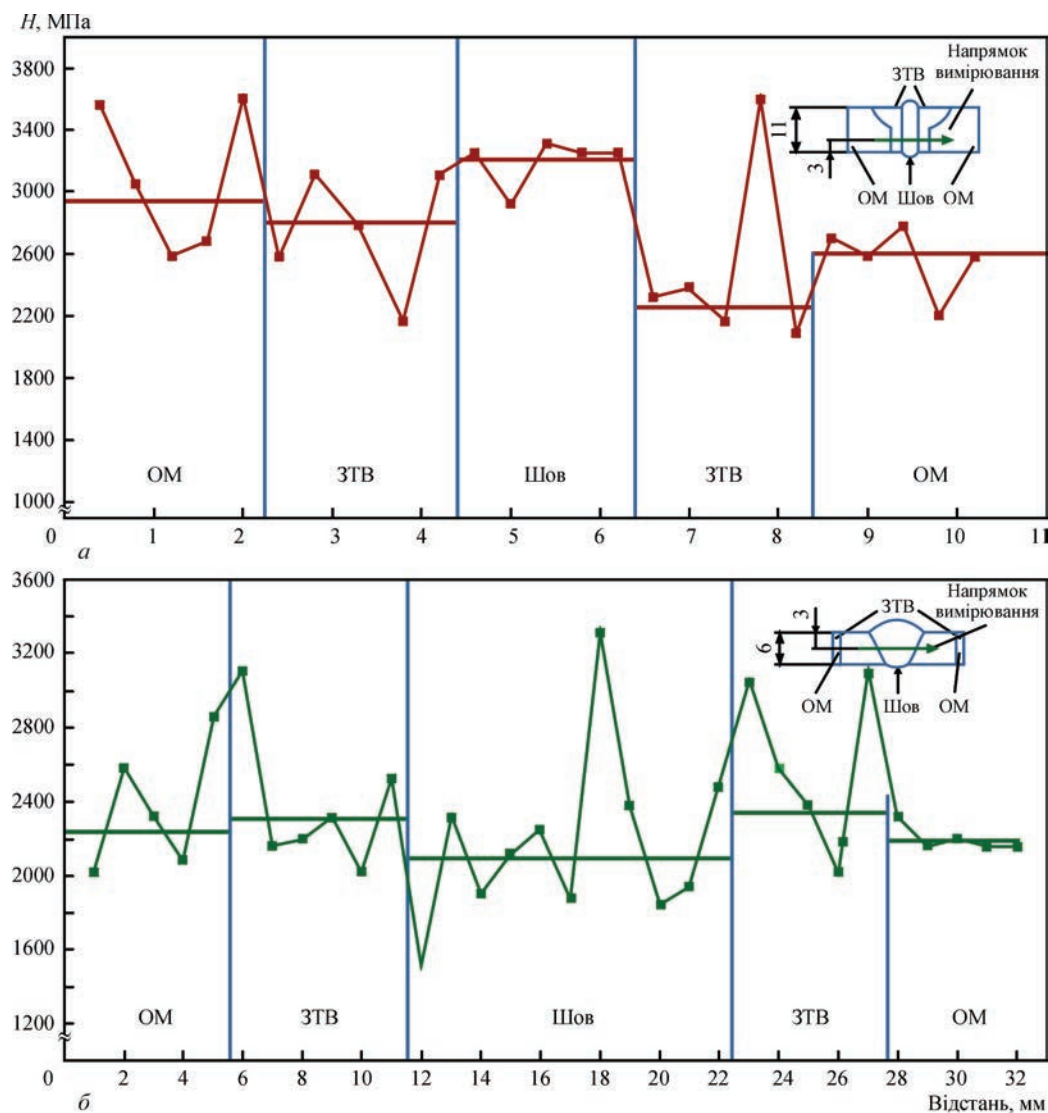


Рис. 14. Розподіл мікротвердості в зварному з’єднанні жароміцного титанового сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, виконаному ЕПЗ в стані після ЛТО 750 °С протягом 10 хв (а), після відпалу 850 °С — 1 год (б)

ші значення міцності мають зварні з’єднання ЕПЗ, виконані з ЛТО при 750 °С (режим 3, див. табл. 1) та складають 1041 МПа, що знаходиться на рівні міцності ОМ. Зварні з’єднання, виконані простим ЕПЗ без застосування додаткових технологічних заходів, мають посередні значення показника міцності на рівні 996 МПа або 97 % від міцності ОМ.

Основною відмінністю зварних з’єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si є те, що за-

стосування одного лише попереднього підігріву призводить до огрублення мікроструктури зварних з’єднань і погіршенню їх механічних властивостей. Тоді як для псевдо-β-сплавів ЕПЗ у поєднанні з попереднім підігрівом дозволяє отримати більш дрібнодисперсну мікроструктуру зварних з’єднань, підвищити міцність зварних з’єднань та забезпечити рівномірність зварних з’єднань основному металу [24].

Таблиця 2. Механічні властивості зварних з’єднань жароміцного титанового псевдо-α-сплаву Ti–6,5Al–5,3Zr–2,2Sn–0,6Mo–0,5Nb–0,75Si, виконаних ЕПЗ в стані після зварювання

| Режим                                | $T_{\text{підгр}}, ^\circ\text{C}$ | $T_{\text{ЛТО}}, ^\circ\text{C}$ | $\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$ | $\sigma_{02}, \text{МПа}$ | $\delta_s, \%$ | $KCV, \text{Дж/см}^2$ |
|--------------------------------------|------------------------------------|----------------------------------|---------------------------------|---------------------------|----------------|-----------------------|
| Основний метал після відпалу         | –                                  | –                                | 1027                            | 996                       | 2,7            | 13,9                  |
| ЕПЗ, режим 1                         | –                                  | –                                | 996                             | 901                       | –              | 12,3                  |
| ЕПЗ з попереднім підігрівом, режим 2 | 400                                | –                                | 910                             | 840                       | –              | 17,9                  |
| ЕПЗ з ЛТО, режим 3                   | –»–                                | 750                              | 1041                            | 1012                      | –              | 17,4                  |



Таким чином, застосування ЕПЗ в поєднанні з ЛТО для виконання зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si дозволяє отримати зварні з'єднання рівноміцні основному металу, а для забезпечення однорідної структури у всіх зонах зварного з'єднання, включаючи ЗТВ, необхідно застосування додаткового пічного відпалу.

## Висновки

1. Дослідженнями структури зварних з'єднань титанового жароміцного сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si встановлено, що застосування ЕПЗ з ЛТО при 750 °C призводить до зменшення розміру пакетів відманштетової морфології з 50...100 до 20...50 мкм та збільшення міцності зварних з'єднань з 996 до 1041 МПа.

2. ЕПЗ жароміцного сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si з застосуванням одного лише попереднього підігріву призводить до значного огрублення структури шва і до протікання процесів росту зерна у ЗТВ, в металі формуються збільшені пакети відманштетової морфології розміром 50...100 мкм, що більше, ніж в структурі основного металу, та погіршенню механічних властивостей зварних з'єднань.

3. Встановлення механічних властивостей зварних з'єднань жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, виконаних ЕПЗ з додатковими технологічними заходами, такими як попередній підігрів і локальна термічна обробка, дозволили зробити висновок, що найбільші значення міцності мають зварні з'єднання ЕПЗ, виконані з ЛТО при 750 °C, та складають 1041 МПа, що знаходиться на рівні міцності основного металу.

4. Запропонований технологічний процес ЕПЗ з ЛТО жароміцного титанового псевдо- $\alpha$ -сплаву Ti-6,5Al-5,3Zr-2,2Sn-0,6Mo-0,5Nb-0,75Si, який передбачає попередній підігрів зварних з'єднань до температури 400 °C і ЛТО при 750 °C, що забезпечує формування в зварних з'єднаннях дрібнодисперсної мікроструктури з високою однорідністю та забезпечує значення міцності зварних з'єднань в стані після зварювання на рівні 1041 МПа, що знаходиться на рівні міцності основного металу.

## Список літератури/References

- (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. by Leyens and 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**, September–October, 3029–3042.

- Firstov, S., Kulak, L., Miracle, D. et al. (2001) *Proc. of 8<sup>th</sup> Annual Inter. Conf. on Composites Engineering ICCE/8*, Aug. 5–11, Tenerife, Canary Islands, Spain. Ed. by D. Hui, 245–246.
- Saha, R.L., Nandy, T.K., Misra, R.D.K. (1991) Microstructural changes induced by ternary additions in a hypo-eutectic titanium-silicon alloy. *J. of Materials Sci.*, **26**, 2637–2644.
- Firstov, S.O., Kulak, L.D., Kuzmenko, M.M., Shevchenko, O.M. (2018) Alloys of Ti–Al–Zr–Si system for high temperature operation. *Fiz.-Khimich. Mekhanika Materialiv*, **54**(6), 30–35 [in Ukrainian].
- 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. of Alloys and Compounds*, **938**(25), 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.
- 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.
- Bulanova, M., Tretyachenko, L., Golovkova M. (1997) Phase equilibria in the Ti-rich corner of the Ti–SiAl system. *Zeitschrift Metallkunde*, **88**, 257–265.
- Mazur, V.I., Taran, Y.N., Kapustnikova, S.V. et al. (1994) *Titanium matrix composites*. US Pat. No. 5366570, Nov. 22.
- Hayat, M.D., Singh, H., He, Z., Cao, P. (2019) Titanium metal matrix composites: An overview. *Pt A. Composites*, 121418–121438. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.composite-sa.2019.04.005>
- Akhonin, S.V., Vrzhezhevsky, 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>
- 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.
- Kurashkin, S.O., Tynchenko, V.S., Seregin, Y.N. et al. (2020) The model of energy distribution during electron beam input in welding process. *J. of Physics: Conf. Series*, **1679**(4), 042036. IOP Publishing.
- Seregin, Y.N., Murygin, A.V., Laptinok, V.D., Tynchenko, V.S. (2018) Modeling of electron beam distribution in electron beam welding. *IOP Conf. Series: Materials Sci. and Eng.*, **450**(3), 032036. IOP Publishing.
- Liu, P., Zhang, G.M., Zhai, T., Feng, K.Y. (2017) Effect of treatment in weld surface on fatigue and fracture behavior of titanium alloys welded joints by vacuum electron beam welding. *Vacuum*, **141**, 176–180.
- Schmidt, P. (2019) Vorteile und Besonderheiten: Elektronen Strahlschweißen von Titanbauteilen. *Der Praktiker*, **4**, 158–162.
- Zhao, X., Lu, X., Wang, K., He, F. (2022) Investigation on the microstructure and mechanical properties of Ti6Al4V titanium alloy electron beam welding joint. In: *Proc. of the Institution of Mechanical Eng., Pt C. J. of Mechanical Eng. Sci.*, **236**(6), 2957–2966.
- Hansen, M., Kessler, H.D., McPherson, D.J. (1952) *Transact. Amer. Soc. Met.*, **44**, 518.
- Akhonin, S., Hryhorenko, G., Berdnikova, O. et al. (2019) Fine structure of heat-resistant titanium alloys welded joints. In: *Proc. of 9<sup>th</sup> Inter. Conf. on Nanomaterials: Applications &*

- Properties (NAP-2019). September 15–20, Odessa, Ukraine.* Pt 1., Sumy, Sumy State University, 1–5.
21. Pederson, R., Niklasson, F., Skystedt, F., Warren, R. (2012) Microstructure and mechanical properties of friction- and electron-beam welded Ti–6Al–4V and Ti–6Al–2Sn–4Zr–6Mo. *Materials Sci. and Eng., A*, **552**, 555–565.
  22. 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 Elektrometal.*, **2**, 3–9. DOI: <http://doi.org/10.37434/sem2022.02.01>
  23. 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 Elektrometal.*, **4**, 43–48. DOI: <http://doi.org/10.37434/sem2022.04.07>
  24. 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/tpwj2018.07.02>

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HEAT-RESISTANT TITANIUM ALLOY OF THE SYSTEM Ti–Al–Zr–Sn–Mo–Nb–Si PRODUCED BY EBW

S.V. Akhonin<sup>1</sup>, V.Yu. Bilous<sup>1</sup>, E.L. Vrzhyzhevskiy<sup>1</sup>, R.V. Selin<sup>1</sup>, I.K. Petrychenko<sup>1</sup>, S.L. Schvab<sup>1</sup>, S.L. Antonyuk<sup>2</sup>

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

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

<sup>2</sup>SC «O.K. Antonov ANTK». 1 Mriya Str., 03062, Kyiv, Ukraine. E-mail: [info@antonov.com](mailto:info@antonov.com)

Heat-resistant titanium-based pseudo- $\alpha$ -alloys have become widely applied in many sectors of modern industry, which is due to a high level of their specific mechanical properties at higher temperatures. Application of electron beam welding technology is the most rational when manufacturing parts and components from heat-resistant titanium alloys. Its special feature are high rates of cooling of the weld metal and HAZ, which complicates welding of heat-resistant titanium alloy Ti–6.5Al–5.3Zr–2.2Sn–0.6Mo–0.5Nb–0.75Si, where the high silicon content ensures lower plastic characteristics at room temperature. The influence of electron beam welding on the weld metal and HAZ structure, and on the mechanical properties of the heat-resistant titanium alloy Ti–6.5Al–5.3Zr–2.2Sn–0.6Mo–0.5Nb–0.75Si was studied. It was found that application of electron beam welding with local heat treatment at 750 °C leads to reduction of the size of packs with Widmanstatten morphology from 50...100 to 20...50  $\mu\text{m}$  and increase of welded joint strength from 996 to 1041 MPa, which corresponds to base metal strength. 24 Ref., 2 Tabl., 14 Fig.

**Keywords:** heat-resistant titanium alloy, microstructure, mechanical properties, electron beam welding, local heat treatment

Отримано 11.10.2024

Отримано у переглянутому вигляді 25.11.2024

Прийнято 12.12.2024

### НОВА КНИГА



Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В. **Аргондугове та електронно-променеве зварювання економнолегованих титанових сплавів.** — Київ: Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, 2024. — 136 с. ISBN 978-617-7785-64-3. Формат 145×200 мм, м'яка обкладинка.

Монографія присвячена детальному дослідженню процесів формування зварних з'єднань економнолегованих титанових сплавів методами аргондугового та електронно-променевого зварювання. Особлива увага приділена аналізу мікроструктури та механічних властивостей зварних швів, а також фазовому складу матеріалу після різних видів зварювання. Розглянуто вплив термічної обробки на характеристики з'єднань та їхню поведінку в експлуатаційних умовах. Дослідження мікроструктури проводились із використанням сучасних методів мікроскопії, що дозволило виявити особливості розподілу фаз та вплив параметрів зварювання на розмір зерен, морфологію та дефекти в зварних швах. Механічні випробування показали, як різні режими зварювання та термічна обробка впливають на міцність, твердість і пластичність з'єднань, що є критично важливим для оцінки їх надійності в різних умовах експлуатації. У монографії детально розглянуто фазовий склад матеріалів і трансформації фаз під час зварювання, а також вплив охолодження на фазові перетворення. Окремо виділено розділи, що стосуються термічної обробки після зварювання, які демонструють способи оптимізації властивостей з'єднань і зниження ймовірності утворення тріщин та інших дефектів. Монографія є корисною для науковців, інженерів і практиків, що працюють у сфері зварювання титанових сплавів і прагнуть покращити розуміння процесів, які впливають на якість зварних з'єднань.

Для наукових та інженерно-технічних працівників, а також студентів металургійних спеціальностей.

Бібліогр. 96, табл. 32, рис. 103.

*Книгу можна замовити в редакції журналу*