

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ХАРАКТЕР РУЙНУВАННЯ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ЕКОНОМНОЛЕГОВАНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВУ

С.Г. Григоренко, Т.Г. Таранова, В.А. Костін, Т.Г. Соломійчук, В.Ю. Білоус, Е.Л. Вржижевський

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

Вивчено вплив попереднього нагріву та подальшої локальної термічної обробки на структуру, характер руйнування і властивості зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву системи Ti–Al–Mo–Fe. Досліджено структуру зварних з'єднань, отриманих способом електронно-променевого зварювання, та поверхні зламів, одержаних після випробувань зразків на ударну в'язкість. Встановлено, що застосування попереднього підігріву та локальної термічної обробки після електронно-променевого зварювання дозволяють уникнути утворення метастабільної α' -фази в зварному з'єднанні та знизити в металі шва вміст β -фази до 72 %, що дає змогу підвищити показники міцності та пластичності. Додаткова локальна термічна обробка після зварювання з підігрівом призводить до більш рівномірного розташування ділянок крихкого та в'язкого руйнування на поверхні зламів, а також сприяє перетворенню різних за розміром та формою частинок α -фази в дисперсійно-зміцнену структуру, що забезпечує більш вдале поєднання міцності, пластичності та в'язкості. Міцність зварного з'єднання, отриманого з попереднім підігрівом та локальною термічною обробкою після зварювання, знаходиться на рівні 98 % від міцності основного металу. Бібліогр. 12, табл. 1, рис. 7.

Ключові слова: економнолеговані титанові сплави; електронно-променево зварювання; зливки; структура; характер руйнування; механічні властивості; локальна термічна обробка

Титанові сплави поєднують в собі високі питомі значення міцності, характеристики опору втомі та поширенню тріщин, корозійної стійкості та ін. Однак високоміцні титанові сплави мають складну систему легування і містять дефіцитні та дорогі легуючі елементи, що обумовлює високу ціну напівфабрикатів та заважає їх широкому використанню у народному господарстві [1].

Вирішити задачу зменшення ціни виробів з високоміцних титанових сплавів можна шляхом застосування концепції економного легування, що полягає у виборі таких легуючих елементів, які мали б відносно невелику вартість і входили б до складу найбільш доступних лігатур [2]. До економнолегованих титанових сплавів можна віднести сплави, що не містять дорогих і дефіцитних елементів, таких як ніобій, ванадій та інші і мають в основі систем легування відносно дешеві компоненти: алюміній, залізо, кремній, кисень і т. п. [3–5].

До класу економнолегованих відноситься сплав Ti–1,5Al–6,8Mo–4,5Fe, який був розроблений компанією «ТІМЕТ» (США) та характеризується в відпаленому стані міцністю не менше 1000 МПа, а після стандартної термічної обробки змінюється до 1400 МПа. Цьому сплаву було присвоєно назву LCB (low cost beta) за рахунок використання в якості шихти відносно дешевої залізомолібденової лігатури. Вартість сплаву LCB не набагато перевищує вартість

технічного чистого титану. Сплав з успіхом застосований для виготовлення високоміцних виробів, зокрема пружин для деяких моделей автомобілів [6, 7].

Залізо є ефективним стабілізатором β -фази та знаходить застосування при легуванні титанових сплавів. Критична концентрація заліза в титані становить 4,5 %. Так як залізо має низьку вартість, то сплави, що леговані ним, можна віднести до серії «low cost».

В ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України проведені роботи по виплавці злиwkів псевдо- β -сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe способом електронно-променевої плавки (ЕПП) з проміжною ємністю, який знайшов застосування в дослідницькій практиці та промисловості для отримання сплавів з низьким вмістом газів, домішок і неметалевих включень. Застосування ЕПП дозволяє підвищити якість злиwkів економнолегованих сплавів титану та знизити собівартість напівфабрикатів за рахунок використання до 100 % брухту і відходів титанового виробництва при виплавці. Після механічної обробки злиwки піддавалися гарячій деформаційній обробці на реверсивному ДУО-стані Skoda 355/500 [8].

Сплави даного класу широко застосовуються в різноманітних галузях промисловості. Високоміцні економнолеговані титанові сплави знайшли широке використання у аерокосмічній промисловості (відповідальні та високонавантажнені вузли і агрегати); військовій (елементи бронезахисту бо-

С.Г. Григоренко — <https://orcid.org/0000-0003-0625-7010>, Т.Г. Таранова — <https://orcid.org/0000-0002-2656-4693>,

В.А. Костін — <https://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, В.Ю. Білоус — <https://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

Е.Л. Вржижевський — <https://orcid.org/0000-0001-8651-8510>

Механічні властивості основного металу та зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe, отриманих ЕПЗ

Типи зразків	Тимчасовий опір розриву (σ_B), МПа	Межа плинності (σ_T), МПа	Відносне подовження (δ), %	Ударна в'язкість (KCV), Дж/см ² (шов/ЗТВ)	Кількість β -фази, %
Основний метал	1015	939	1,9	3,6	71
Зварне з'єднання: ЕПЗ	960	921	3,8	6,4/3,7	87
Попередній підігрів 400 °С + ЕПЗ	992	959	5,1	5,4/3,5	74
Попередній підігрів 400 °С + ЕПЗ + ЛТО 750 °С	997	964	6,5	4,6/5,3	72

йових машин та особового складу); нафтогазовидобувній (фітинги, фланці, трубопроводи, суди високого тиску, запорна арматура); енергетичному (вали, диски, ротори) та транспортному машинобудуванні (деталі двигунів, диски коліс, ресорні пружини, силові конструкції спорткарів); сучасних ринках інтелектуальних товарів (спорт, медицина, товари широкого споживання).

Широке застосування при виробництві конструкцій з титанових сплавів отримало електронно-променеве зварювання (ЕПЗ). Локальність та інтенсивність процесу ЕПЗ забезпечують отримання глибокого вузького шва і малої зони термічного впливу (ЗТВ), а вакуумна камера — надійний захист від окислювання. Але висока швидкість охолодження в процесі зварювання призводить до утворення метастабільних фаз, що викликає різке зниження механічних властивостей металу шва і околшовної зони [9–11]. Тому ще однією з переваг технології ЕПЗ стосовно титану та сплавів на його основі є можливість проводити локальне нагрівання контактуючих поверхонь перед зварюванням та подальшу термічну обробку зварного з'єднання у вакуумній камері. Попередній підігрів досить ефективний технологічний прийом, який використовують під час зварювання як для зниження швидкості охолодження, так і для попередження утворення так званих «холодних» тріщин.

Локальна термічна обробка застосовується для зміни структурного стану в певній ділянці деталі або

заготовки. Основна мета будь-якої термічної обробки полягає в тому, щоб шляхом нагрівання до певних температур та подальшого охолодження досягнути змін у структурі металу шва та у ЗТВ і отримати механічні властивості зварних з'єднань максимально наближені до властивостей основного металу [9–11].

Матеріали та методика досліджень. У даній роботі вивчали вплив попереднього нагріву та наступної локальної термічної обробки (ЛТО) електронним променем на характер руйнування зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -титанового сплаву наступного складу: (основа) Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe–0,03Cr–0,08O. Коефіцієнт β -стабілізації (K_β) = 1,55; молибденовий еквівалент $[Mo]_{екв} = 17,1$ %; алюмінієвий еквівалент $[Al]_{екв} = 4,2$ %. Досліджували поверхні зламів, одержаних після випробувань зразків на ударну в'язкість. Зразки було отримано способом ЕПЗ пластин товщиною 10 мм із попереднім нагріванням контактуючих поверхонь до температури 400 °С з витримкою 5 хв. На одному із зразків після зварювання було проведено ЛТО при температурі 750 °С протягом 10 хв.

Параметри зварювання: прискорювальна напруга — 60 кВт; струм променя — 90 мА; потужність електронного променя — 5,4 кВт. Параметри обробки: прискорювальна напруга — 60 кВт; струм променя — 30 мА; потужність електронного променя — 1,8 кВт при попередньому нагріванні та 2,0 кВт при ЛТО; ширина зони нагріву — 20 мм.

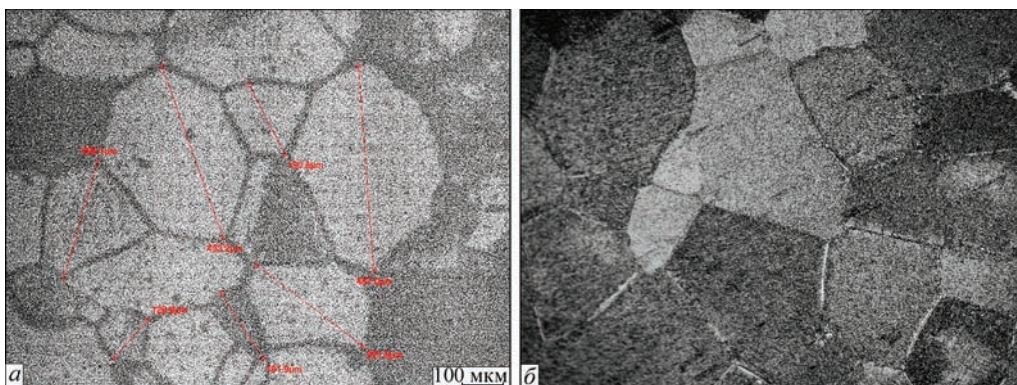


Рис. 1. Мікроструктура основного металу дослідного сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe ($\times 100$): а — електронна мікроскопія; б — ділянки з α -оторочкою границь зерна, світлова металографія

В таблиці наведено механічні властивості основного металу та зварних з'єднань, а також кількість β -фази в основному металі й металі шва зразків, що досліджували.

Дослідження мікроструктури проводили на світловому мікроскопі Neophot-32, який обладнано ПК, цифровою фотокамерою OLYMPUS з системою реєстрації зображення та архівування. Поверхню руйнування досліджували на растровому електронному скануючому мікроскопі JSM-840 фірми «JEOL» (Японія) та системі Оже-мікроаналізу JAMP 9500F фірми «JEOL» (Японія). Мікротвердість вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» (США) при навантаженні 10 г.

Результати досліджень. Структура основного металу в стані після прокату складається з полідричних близьких до рівноосних первинних зерен β -фази розміром 150...500 мкм з рівномірно розподіленими тонкодисперсними виділеннями α -фази по тілу зерна (рис. 1, а). Розмір α -частинок не перевищує 2 мкм. Деякі зерна мають α -оторочку (рис. 1, б). Це підтверджено ЕДС — аналізом, який показав зниження кількості молібдену та заліза у цих ділянках (рис. 2). Всередині зерен також спостерігаються ділянки з підвищеним вмістом заліза. Це дозволяє припустити, що при кристалізації сплаву з високим вмістом заліза, як легуючого елементу, в структурі утворюються ультрадисперсні частинки інтерметаліду TiFe. Твердість основного металу складає 3500...3760 МПа, кількість β -фази — 71 %.

Поверхня руйнування зразка вихідного металу, одержаного після випробувань на ударний вигин (КСВ), представлена на рис. 3. Дослідження показали, що поверхня руйнування крупнокристалічна, блискуча, розвинена (рис. 3, а). Переважний тип рельєфу — фасетки відколу різної орієнтації розміром 200×800 мкм, на яких видно тонкі струмкові узири (рис. 3, б, в). Сходинки відколу, які обмежують системи струмків за рахунок дуже малих відхилень від загальної кристалографічної площини зростання тріщини, досить незначні по висоті (рис. 3, б).

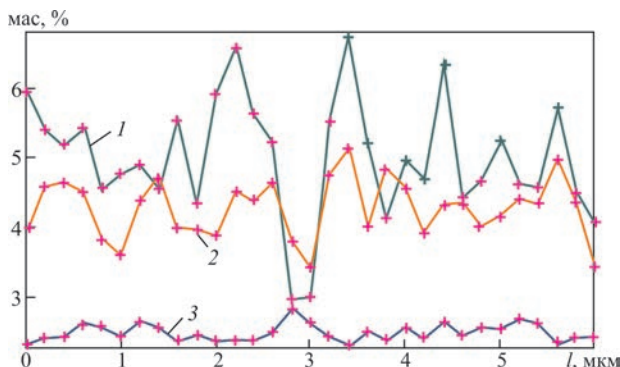


Рис. 2. Розподіл легуючих елементів (1 — Fe, 2 — Mo та 3 — Al) в основному металі (через границю зерна з α -оторочкою) дослідного сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Характер руйнування даного сплаву крихкий, який являє собою поєднання ділянок відколу та відриву. Руйнування проходить переважно (більше 95 %) за механізмом крихкого відколу. Ділянки рельєфу руйнування відколом граничать з фасетками міжзеренного руйнування.

На рис. 4 наведено мікроструктуру зварного шва дослідного сплаву, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С. При невеликих збільшеннях в металі шва спостерігається лита дендритна структура (рис. 4, а). При більш детальному дослідженні було виявлено, що в шві на фоні дендритної структури спостерігаються зерна β -фази з більш крупними, в порівнянні з основним металом, різними за формою та розміром частинками α -фази (рис. 4, б). Розподіл частинок по зерну нерівномірний. Твердість зварного шва з попереднім підігрівом складає 2640...2760 МПа, кількість β -фази в зварному шві — 74 %.

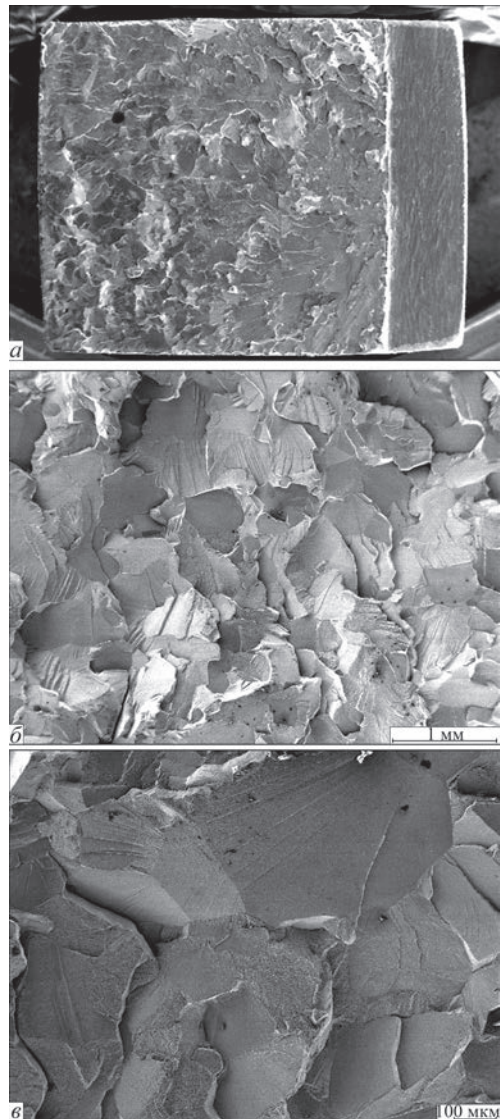


Рис. 3. Структура поверхні руйнування основного металу дослідного сплаву: а — макроструктура (×10); б, в — мікроструктура різних ділянок

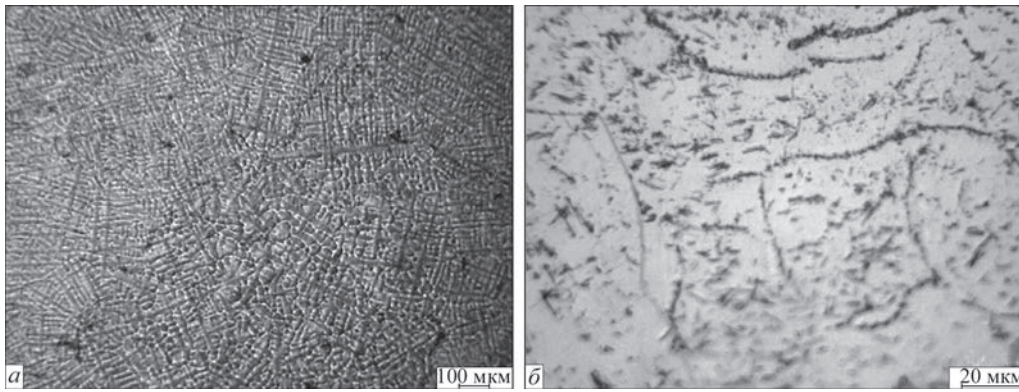


Рис. 4. Мікроструктура зварного з'єднання дослідного сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С

Руйнування дослідного зразка відбувалось за змішаним механізмом (рис. 5). Тріщина розповсюджувалась строго перпендикулярно напрямку дії прикладеного навантаження. Поверхня руйнування чітко виражена з характерними виділеннями другої фази. Рельєф поверхні руйнування неоднорідний (рис. 5, в, з). Характер руйнування транскристалітний. Крихке руйнування відбувалося шляхом внутрізеренного відколу і відриву, а в'язке — за рахунок росту та коалесценції (об'єднання) мікропор [12]. Розмір фасеток руйнування зменшився з 200×800 мкм до 50×400 мкм. Злам містить 75 % крихкої складової та 25 % — в'язкої.

На рис. 6 наведено мікроструктуру зварного шва дослідного сплаву, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С та подальшою ЛТО при температурі 750 °С протягом 10 хв. Структура металу шва після ЛТО аналогічна структурі, що була отримана із застосуванням тільки попереднього підігріву. Але дендритна структура стала дрібнішою та менш чіткою, границі β-зерен тонше, α-фаза більш рівномірно розподілена по об'єму β-зерен у вигляді дисперсних точкових виділень. Твердість зварного шва з попереднім підігрівом та подальшою ЛТО складає 3160...3300 МПа, кількість β-фази в зварному шві — 72 %.

Макроскопічний аналіз зламу зразка, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом та подальшою ЛТО (рис. 7, а, б), показав, що структурні складові після ЛТО трохи зменшуються, а ділянки крихкого та в'язкого руйнування розташовуються по поверхні більш рівномірно. Рельєф поверхні руйнування неоднорідний і відрізняється змішаним характером. Деталі рельєфу поверхні руйнування містять одночасно фасетки відколу і ямки. На фасетці відколу спостерігаються гребні відриву та струмкові візерунки, що відображають поширення тріщини на різних рівнях паралельно головній площині руйнування. Фасетки відколу розділені ділянками відриву. Відрив відбувається в тих випадках, коли пластичність матеріалу досить висока, а напруження

течії досить низькі, щоб матеріал міг руйнуватися шляхом ковзання. По границях зерен виявлені вторинні тріщини. Крихке руйнування відбувається за механізмом внутрізеренного відколу і відриву, а в'язке — в результаті злиття мікропор (рис. 7, в, з). На ділянках в'язкого руйнування зламу виявлені ямки невеликих розмірів (2...5 мкм) досить рівноосні (рис. 7, д). Слід зазначити, що на багатьох ділянках внутрізеренного відколу також виявлені ямки, що свідчать про локальний розвиток пластичної деформації (рис. 7, е).

Аналіз проведених досліджень та результатів механічних випробувань показав наступне (див. таблицю).

Міцність дослідного економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після прокату становить 1015 МПа, але показники пластичності та в'язкості знаходяться на низькому рівні. Характер руйнування крихкий, що поєднує ділянки відколу та відриву. Причиною таких низьких показників пластичності та ударної в'язкості може бути вміст в сплаві підвищеної кількості β-евтектоїдного компонента — заліза, що призводить до утворення в процесі виплавки ультрадисперсних часток інтерметалідів титан-залізо.

Зварне з'єднання, отримане ЕПЗ, має низькі показники міцності (див. таблицю). Це пояснюється тим, що висока швидкість охолодження в процесі зварювання призводить до утворення метастабільної α'-фази в шві та ЗТВ. Кількість β-фази зростає та становить 87 %.

Аналіз структури та механічних властивостей зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом контактуючих поверхонь до 400 °С, показав, що в структурі шва та ЗТВ відсутня метастабільна α'-фаза. Структура складається з зерен β-фази, в яких нерівномірно розташовуються різні за розміром та формою частинки α-фази. Зменшуються за розміром β-зерна та фасетки руйнування на зламах. Кількість β-фази зменшується та стано-

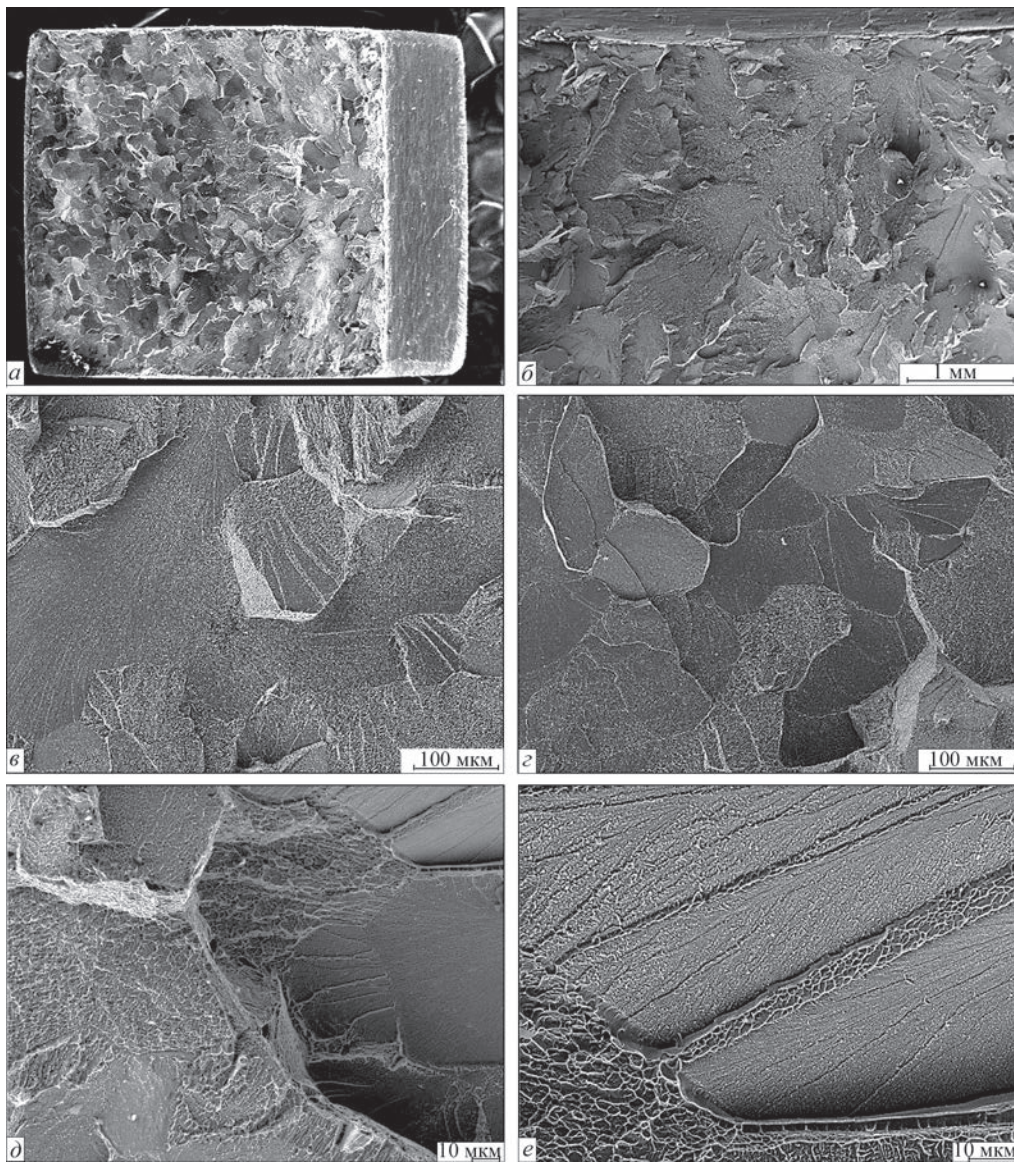


Рис. 5. Макро- (а, б) та мікроструктура (в-е) поверхні руйнування зварного шва дослідного сплаву, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С

виль 74 %. Така структура сприяє підвищенню показників міцності та пластичності з'єднання.

Найвищі показники міцності та пластичності було отримано після механічних випробувань зварного з'єднання, виконаного ЕПЗ з попереднім

підігрівом контактуючих поверхонь та подальшої ЛТО. Кількість β -фази в шві становила 72 %, що практично дорівнює кількості β -фази в основному металі (див. таблицю). Структура зварного шва після ЛТО мало відрізняється від структури шва

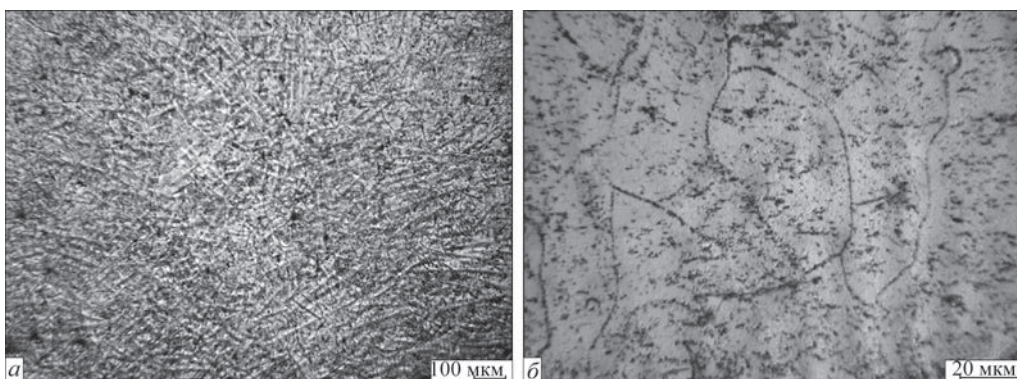


Рис. 6. Мікроструктура зварного з'єднання дослідного сплаву $\text{Ti}-2,8\text{Al}-5,1\text{Mo}-4,9\text{Fe}$, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С та подальшою ЛТО

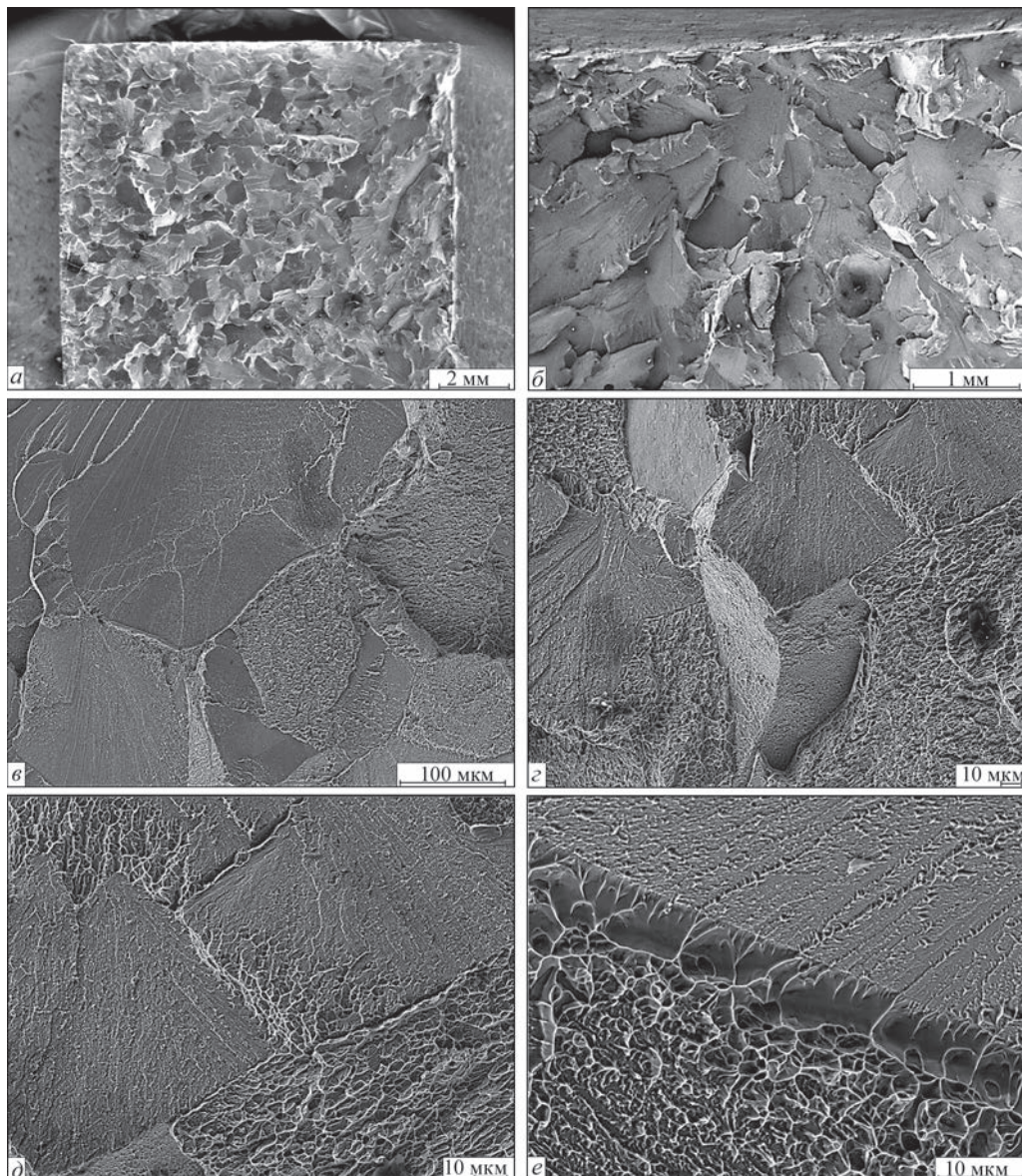


Рис. 7. Макро- (а, б) та мікроструктура (в-е) поверхні руйнування зварного шва дослідного сплаву, отриманого ЕПЗ з попереднім підігрівом до 400 °С та подальшою ЛТО

після зварювання з підігрівом. Але границі зерен β -фази стають тоншими, α -фаза дрібніша та більш рівномірно розподілена по тілу β -зерна. На поверхні зламів більш рівномірно розташовані ділянки крихкого та в'язкого руйнування.

Висновки

1. Підігрів контактуючих поверхонь до 400 °С перед електронно-променевим зварюванням економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe попереджує утворення метастабільної α' -фази та сприяє зменшенню кількості β -фази в зварному шві, що дає змогу підвищити показники міцності та пластичності.

2. Додаткова ЛТО після зварювання з підігрівом призводить до більш рівномірного розташування ділянок крихкого та в'язкого руйнування на поверхні зламів при подрібненні фасеток крихкого та в'язкого

руйнування та збільшення частки в'язкої складової до 25 %, а також сприяє перетворенню різних за розміром та формою частинок α -фази в дисперсійно-зміцнену структуру, що забезпечує більш вдале поєднання міцності, пластичності та в'язкості.

3. Встановлено, що застосування попереднього підігріву та ЛТО після ЕПЗ дає змогу отримати зварне з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, міцність якого знаходиться на рівні 98 % від міцності основного металу.

Список літератури

1. Lütjering G., Williams J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag, 3.
2. (2002) *EHK Technologies: Opportunities for low cost titanium in reduced fuel consumption, improved emissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles*. Subcontract 4000013062, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
3. Lavender C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA, 5.

4. (2004) *EHK Technologies: Summary of emerging titanium cost reduction technologies*. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory, Subcontract 4000023694, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
5. Ночовная Н.А., Анташев В.Г. (2007) Титановые сплавы серии «LOW-COST» и возможности их применения. *Сб. тр. Междунар. конф. «Ti-2007 в СНГ»*. Киев, РИО ИМФ им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, сс. 191–192.
6. Bania P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*. TMS Publ., Warrendale, PA, 3–14.
7. Weiss I., Semiatin S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng. A*, **243**, 46–65. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00783-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00783-1)
8. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Березос В.О. та ін. (2020) Структура та властивості конструкційних економнолегованих сплавів на основі титану, одержаних способом ЕПП. *Сучасна електрометалургія*, **4**, 7–15. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.02>
9. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо-β-титанового сплава VT19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17. <https://doi.org/10.15407/as2018.07.02>
10. Ахонін С.В., Білоус В.Ю., Селін Р.В., Петриченко І.К. (2020) Термічна обробка отриманого способом ЕПП високоміцного псевдо-β-титанового сплаву та його зварних з'єднань. *Сучасна електрометалургія*, **1**, 14–25. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02>
11. Hryhorenko S.G., Achonin S.W., Belous W.Ju., Selin R.W. (2016) Heat treatment effect on the structure and properties of electron beam welded joints made of high-alloy titanium. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, **5**, 90–95. DOI:10.17729/ebis.2016.5/12
12. Феллоуз Дж. (1982) *Фрактография и атлас фрактограмм*. Бернштейн М.Л. (ред.). Москва, Металлургия.
2. (2002) *EHK Technologies: Opportunities for low cost titanium in reduced fuel consumption, improved emissions, and enhanced durability heavy-duty vehicles*. Subcontract 4000013062, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
3. Lavender, C.A. (2004) *Low-cost titanium evaluation*. Pacific Northwest National Laboratory, Richland, WA, USA, 5.
4. (2004) *EHK Technologies: Summary of emerging titanium cost reduction technologies*. A study performed for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory, Subcontract 4000023694, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
5. Nochovnaya, N.A., Antashev, V.G. (2007) Titanium alloys of low-cost series and possibilities of their application. In: *Proc. of Int. Conf. on Titanium in CIS*. Kiev, IMP, 191–192 [in Russian].
6. Bania, P.J. (1993) Beta titanium alloys and their role in the titanium industry. *Beta Titanium Alloys in the 90's*. TMS Publ., Warrendale, PA, 3–14.
7. Weiss, I., Semiatin, S.L. (1998) Thermomechanical processing of beta titanium alloys on overview. *Mat. Sci. Eng. A*, **243**, 46–65. [https://doi.org/10.1016/S0921-5093\(97\)00783-1](https://doi.org/10.1016/S0921-5093(97)00783-1)
8. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Berezos, V.O. et al. (2020) Structure and properties of structural sparsely-doped titanium-based alloys produced by EBM. *Suchasna Elektrometal.*, **4**, 7–15 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.04.02>
9. 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-β titanium alloy VT19. *The Paton Welding J.*, **7**, 12–17. <https://doi.org/10.15407/as2018.07.02>
10. Akhonin, S.V., Bilous, V.Yu., Selin, R.V., Petrichenko, I.K. (2020) Heat treatment of high-strength pseudo-β-titanium alloy produced by EBM process and of its welded joints. *Suchasna Elektrometal.*, **1**, 14–25 [in Ukrainian]. <https://doi.org/10.37434/sem2020.01.02>
11. Hryhorenko, S.G., Achonin, S.W., Belous, W.Ju., Selin, R.W. (2016) Heat treatment effect on the structure and properties of electron beam welded joints made of high-alloy titanium. *Biuletyn Instytutu Spawalnictwa*, **5**, 90–95. DOI:10.17729/ebis.2016.5/12
12. Fellous, J. (1982) *Fractography and atlas of fractograms*. Ed. by M.L. Bernshtejn. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

References

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND FRACTURE MODE OF WELDED JOINTS OF SPARSELY-ALLOYED TITANIUM ALLOY

S.G. Grigorenko, T.G. Taranova, V.A. Kostin, T.G. Solomijchuk, V.Yu. Bilous, E.L. Vrzhezhevskyi
E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

Studied is the influence of preheating and further local heat treatment on the structure, fracture mode and properties of welded joints of sparsely-alloyed pseudo-β-titanium alloy of Ti–Al–Mo–Fe system. The structure of welded joints produced by electron beam welding and surfaces of fractures obtained after impact toughness testing of the samples were investigated. It is found that application of preheating and local heat treatment after electron beam welding allows avoiding formation of a metastable α'-phase in the welded joint and lowering the content of β-phase in the weld metal to 72 % that enables increasing the values of strength and ductility. Additional local heat treatment after welding with preheating leads to a more uniform arrangement of areas of brittle and ductile fracture on the fracture surface, and also promotes transformation of α-phase particles of different size and shape into a dispersion-strengthened structure that ensures a more favourable combination of strength, ductility and toughness. The strength of welded joint produced with preheating and local postweld heat treatment is on the level of 98 % of base metal strength. Ref. 12, Tabl. 1, Fig. 7.

Key words: sparsely-alloyed titanium alloys; electron beam welding; ingot; structure; fracture mode; mechanical properties; local heat treatment

Надійшла до редакції 14.06.2021