

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ АЛЮМІНІДУ ТИТАНУ Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr ТА ЙОГО ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

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

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Малевича, 11. E-mail: titan.paton@gmail.com

Визначено вплив пічного відпалу на структуру литого металу зливків діаметром 200 мм інтерметалідного титанового сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, отриманого способом електронно-променевої плавки, та його зварних з'єднань, виконаних способом електронно-променевого зварювання. Встановлено, що метал ЕПП, отриманий зі зливків діаметром 200 мм, задовільно зварюється при умовах застосування таких додаткових технологічних прийомів, як попередній підігрів і локальна термічна обробка. Показано, що відпал при температурі 1260 °C протягом 10 год призвів до формування однорідної мікроструктури в основному металі, ЗТВ і металі шва, розпаду дуплексної структури і відсутності ділянок з двофазною ($\gamma + \alpha_2$)-ламельною структурою. Міцність зварних з'єднань при кімнатній температурі після відпалу становить 746 МПа або 98 % від міцності основного металу. Бібліогр. 33, табл. 1, рис. 5.

Ключові слова: алюмінід титану, електронно-променеве зварювання, зварні з'єднання, дуплексна структура, ламельна структура, міцність

Вступ. Інтерметалідні сплави на основі системи Ti–Al мають високі показники жароміцних властивостей і призначені для роботи в різних конструкціях при температурах 600...900 °C [1, 2]. В таких сплавах утворюються дві інтерметалідні фази: α_2 -фаза (Ti₃Al), яка має ГЦУ кристалічну решітку, і γ -фаза (TiAl), яка має впорядковану тетрагонально-викривлену гранецентровану решітку. Гамма-сплави поділяють на дві великі групи: однофазні γ -сплави з вмістом алюмінію 50...52 мол. % та двофазні ($\alpha_2 + \gamma$)-сплави з вмістом 42...49 мол. % алюмінію. Найбільш поширені легуючі елементи в таких сплавах — Nb, Cr, Mo, Zr, Mn, W [3–6]. Гамма-сплави вважаються найбільш перспективними матеріалами для авіакосмічної і двигунобудівної областей [7–11].

Перспективи застосування інтерметалідів ґрунтуються на таких особливостях інтерметалідів: інтерметаліди зберігають свою міцність до високих температур [12–14]; модуль пружності інтерметалідів менш інтенсивно знижується з підвищенням температури, ніж промислових жароміцних сплавів; коефіцієнт самодифузії в інтерметалідах на кілька порядків нижче, ніж в неупорядкованих сплавах, при порівнянних температурах, що позначається на меншій швидкості повзучості [15, 16].

Використання сплавів на основі інтерметалідів титану для виготовлення лопаток турбін, а також деталей гарячого газового тракту, таких як камери згоряння, дифузори, вихлопні системи, дозволить підвищити робочу температуру газотурбінних двигунів (ГТД) на 100...150 °C, зменшити вагу та підвищити ресурс двигуна. В Україні в сучасних умовах існує велика потреба в отриманні і засто-

суванні такого класу матеріалів для авіаційного та енергетичного машинобудування [16].

Основні завдання, які необхідно вирішити при розробці конструкційних матеріалів на основі інтерметалідів, це підвищення низькотемпературної пластичності та в'язкості руйнування [18].

Для отримання сплавів на основі алюмініду титану перспективним є використання електронно-променевої плавки (ЕПП), яка дозволяє за рахунок поділу процесу плавки заготовки і кристалізації зливка мінімізувати процеси ліквідації при твердінні зливка, отримати якісні гомогенні зливки з дрібнозернистою структурою, та видалити включення високої і низької щільності, що дуже важливо для отримання зливків відповідального призначення [17, 18].

Також важливою проблемою, що впливає на можливість застосування сплавів на основі алюмініду титану, є їх здатність до зварювання. Термічний цикл електронно-променевого (ЕПЗ) та аргонодугового зварювання (АДЗ) призводить до утворення в з'єднаннях холодних тріщин [19]. Для запобігання утворенню тріщин необхідно застосування додаткових технологічних прийомів — локальної термічної обробки (ЛТО), попереднього підігріву, відпалу після зварювання [20–24]. Маловивченим питанням також є вплив термічної обробки на властивості зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ з ЛТО.

Метою цієї роботи є визначення впливу пічного відпалу на структуру основного металу інтерметалідного титанового сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, отриманого способом ЕПП, та його зварних з'єднань, виконаних способом електронно-променевого зварювання.

С.В. Ахонін — <http://orcid.org/0000-0002-7746-2946>, В.Ю. Білоус — <http://orcid.org/0000-0002-0082-8030>,

А.Ю. Северин — <https://orcid.org/0000-0003-4768-2361>, Р.В. Селін — <http://orcid.org/0000-0002-2990-1131>

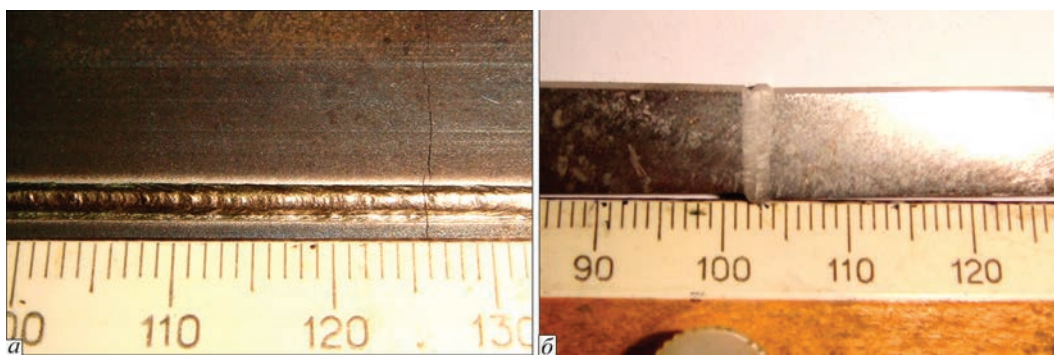


Рис. 1. Зварне з'єднання сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr, виконане ЕПЗ без застосування попереднього підігріву і ЛТО (а) та в стані після ЛТО (б): $I_{\text{п}} = 90$ мА (а), $V_{\text{зв}} = 7$ мм/с (а, б), температура ЛТО 750 °С, 10 хв (б)

Матеріали та методи досліджень. Виплавку експериментальних зливків діаметром 200 мм сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr здійснювали на багатоцільовій лабораторній електронно-променевої установці УЕ-121.

Дослідження структури зразків сплавів на основі алюмініду титану здійснювали на оптичному мікроскопі «Neophot-32» при різних збільшеннях. Фотографії мікроструктур отримані за допомогою цифрової фотокамери С-3000 фірми «OLYMPUS».

ЕПЗ проводили на модернізованій зварювальній установці УЛ-144, оснащеної джерелом живлення ЕЛА 60/60, зварювальною гарматою ЦФ-19 і приладом керування променем СУ-220 [25].

ЕПЗ дозволяє застосування таких додаткових технологічних прийомів, як попередній підігрів і післязварювальна локальна термічна обробка безпосередньо в вакуумній камері, що запобігає окисленню та насиченню газовими домішками металу шва та зони термічного впливу (ЗТВ) [26–28]. Для встановлення здатності до зварювання зразків з металу на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr виконували зварювання зразків розмірами 120×60×8 мм. Для електронно-променевого зварювання заготовки для зразків вирізали з литого зливка діаметром 200 мм. Зразки стикових з'єднань збирали без зазору і розкриття кромок.

Однією з переваг технології електронно-променевого зварювання стосовно титану і сплавів на його основі, крім забезпечення надійного захисту зварних з'єднань, є можливість здійснення локального підігріву і подальшої термічної обробки у вакуумній камері [29]. Попередній підігрів зварних з'єднань досить ефективний технологічний прийом, який використовують при зварюванні високоміцних титанових сплавів для попередження утворення холодних тріщин [26, 30].

Параметри ЕПЗ: швидкість — 7 мм/с; струм — 80 мА. Температура попереднього підігріву зразків становила 400 °С, температура післязварювальної ЛТО в вакуумній камері — 900 °С. Застосування попереднього підігріву та локальної електронно-променевої термообробки дозволило

отримати якісні зварні з'єднання без тріщин. Температури попереднього підігріву 400 °С та післязварювальної ЛТО в вакуумній камері 900 °С обрано згідно з досвідом зварювання сплаву на основі алюмініду титану 47XD [31].

Зварні з'єднання сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr, що виконані без ЛТО, схильні до утворення холодних тріщин (рис. 1, а). При застосуванні таких додаткових технологічних прийомів, як попередній підігрів і ЛТО, метал алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr зварюється задовільно. Формування швів при ЕПЗ алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr з попереднім підігрівом і ЛТО добре, підрізів, пор та тріщин не утворюється.

Приклад поперечного макрошліфа зварного з'єднання сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом і післязварювальної ЛТО приведено на рис. 1, б. Встановлено: ширина шва зверху — 2,2 мм, з оборотної сторони — 1,8 мм, висота підсилення зверху — 0,5 мм та з оборотної сторони — 0,8 мм. Формування швів при ЕПЗ з попереднім підігрівом і післязварювальної ЛТО добре, підрізів, пор та тріщин не виявлено.

Структура основного металу сплаву на основі алюмініду титану системи Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr. Інтерметалід γ -TiAl, на основі якого отримано дослідний інтерметалідний сплав Ti-28Al-7Nb-2Cr-2Mo, має впорядковану тетрагонально викривлену гранецентровану структуру L10, в якій площини, заповнені атомами титану, чергуються з площинами, зайнятими атомами алюмінію [32]. Область гомогенності цього інтерметаліду у системі Ti-Al досить велика [33].

Мікроструктура основного металу інтерметалідного сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr показана на рис. 2. У середній зоні зливка литий метал відрізняється тим, що лінійна фаза — це впорядкована кубічна B2-фаза, яка утворює сітчасту структуру з різною величиною сіток від 30 до 100 мкм (рис. 2, а), іноді на тлі ламелярної структури (рис. 2, б) з двійникуван-

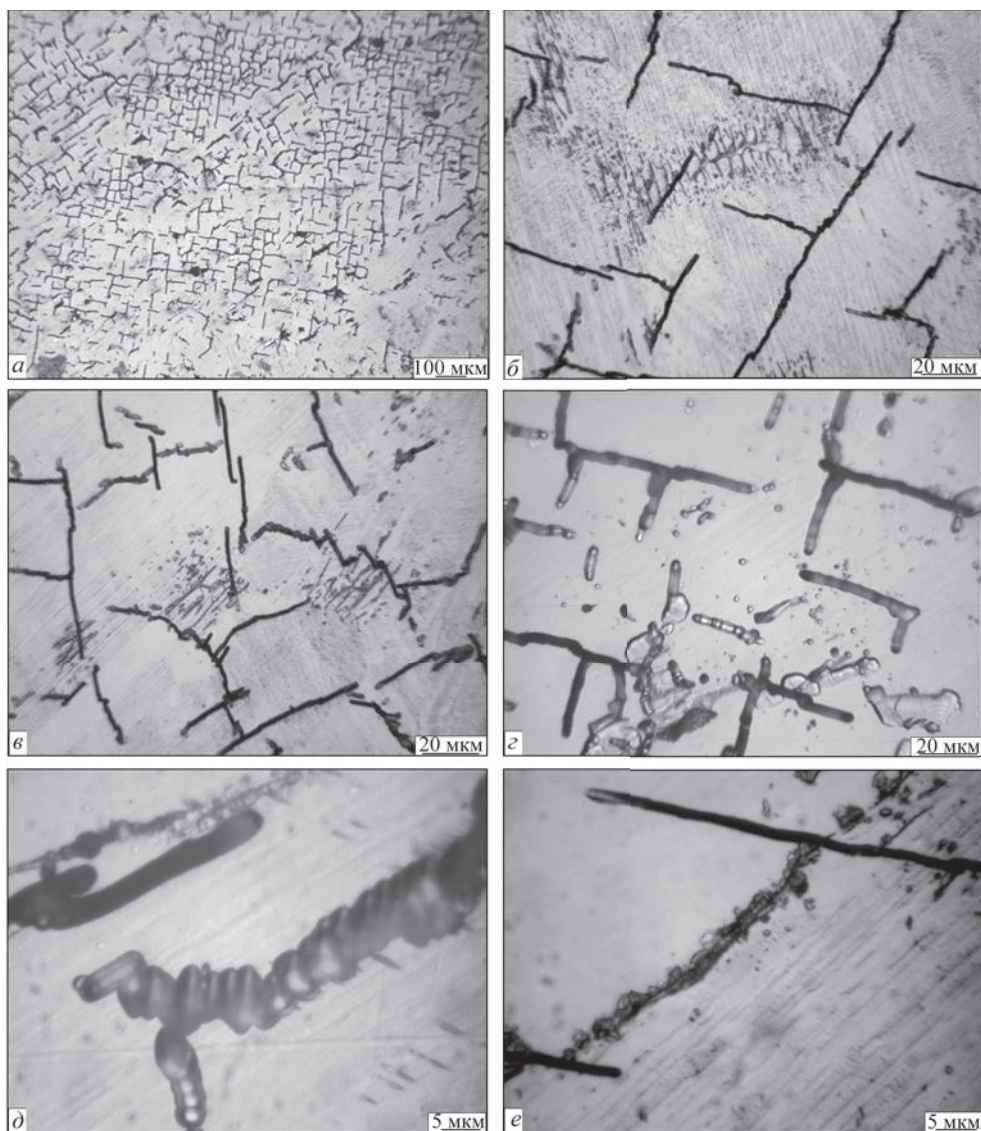


Рис. 2. Мікроструктура основного металу сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr

ням ламелей (рис. 2, e). Місцями спостерігається світла фаза, яка містить інші частинки (рис. 2, б). Фаза, що утворює сітчасту структуру, включає як прямолінійні, так і криволінійні ділянки (рис. 2, в) і на фото виглядає темною або світлою (рис. 2, з). Часто такі частинки мають поперечну субструктуру (рис. 2, д). Дисперсні виділення (ймовірно виділення В2-фази) розташовуються як на фоні матричної фази (рис. 2, з), так і декорують інші компоненти структури: границі зерен, ламелей (рис. 2, в). Товщина лінійної фази, що утворює сітку, коливається від 1 до 5 мкм (рис. 2, д).

Для встановлення впливу додаткової пічної термообробки, а саме відпалу, на структуру основного металу алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr, частина металу була піддана пічному відпалу. Відпал виконували у вакуумній камері, його температура становила 1260 °С, час складав 10 год, охолодження з'єднань відбувалось з піччю. Структура ОМ після відпалу представлена світлою матричною фазою, яка є γ -алюмінідом титану

(рис. 3, a). На тлі матриці чітко виявляється темна лінійна фаза, що утворює сітку з осередками розміром 50...100 мкм. Товщина елементів лінійної фази становить 1,5...2,5 мкм.

Після відпалу в структурі присутні також дисперсні частинки розміром до 1,0...1,5 мкм, що утворюють скупчення (рис. 3, б) у матричній фазі, а також ланцюжки, що декорують інші структурні елементи (границі ламелей та інших частинок) (рис. 3, в, з). В структурі присутні також відокремлені темні (рис. 3, з) і світлі частинки довжиною 2...15 мкм та товщиною близько 2 мкм.

Таким чином, всі структурні елементи, притаманні металу алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr після відпалу, спостерігалися в структурі металу і до відпалу. Істотною відмінністю відпаленого ОМ від не відпаленого є значне зниження частки ламельної структури. Таким чином, в результаті відпалу 1260 °С в основному металі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr відбулося перетворення саме дуплексної структури.

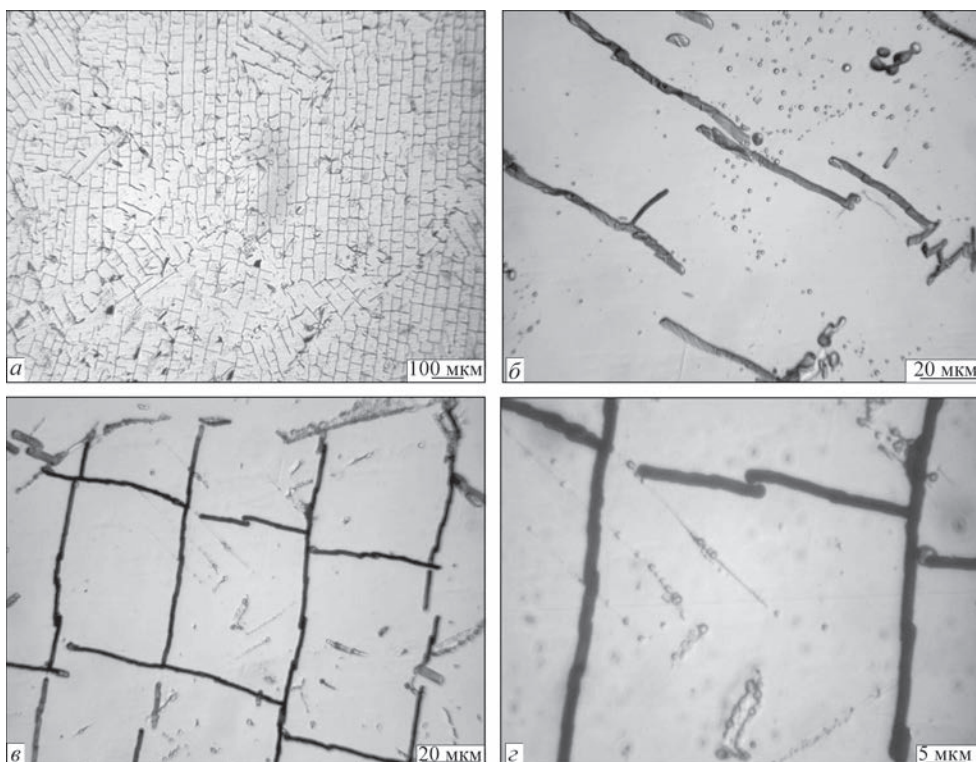


Рис. 3. Мікроструктура основного металу сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr після відпалу 1260 °C

Мікроструктура металу шва. Метал шва, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом та ЛТО, складається переважно з великих, витягнутих у напрямку тепловідведення зерен. Тільки вздовж осі шва утворюються дрібніші рівноосні зерна розміром 100...200 мкм. Лінійна темна фаза, що утворює сітку, розташовується у вигляді поперечних осі шва

смуг у середній по висоті частини шва. Внутрішньозеренна структура металу середньої частини шва складається з невеликих (до 20 мкм) ділянок з ламельною структурою на тлі світлої матричної фази, при цьому товщина ламелей у металі шва близько 1 мкм. Крім того, в структурі присутні лінійні частинки, що утворюють сітку, вони мають довжину

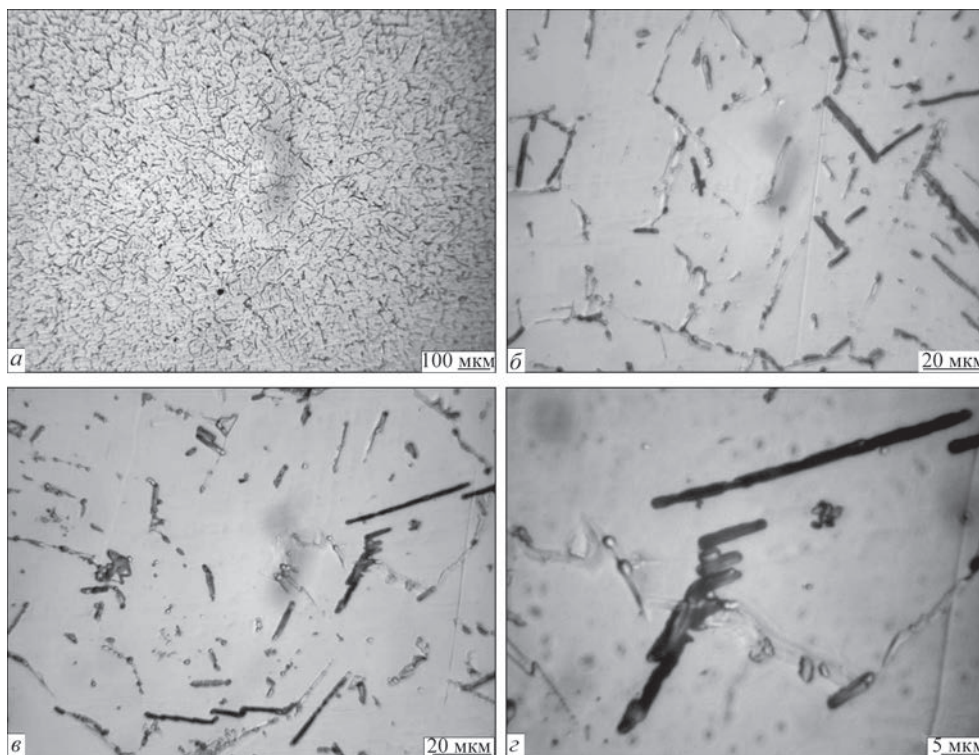


Рис. 4. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr, виконаного ЕПЗ, після відпалу 1260 °C

3...80 мкм і товщину 1...3 мкм, бувають однорідними та фрагментованими. На багатьох лінійних частинках концентруються дисперсні фазові виділення, що розташовуються і на тлі матричної фази. У структурі металу шва також присутні мікропори, їх розмір становить 1...2 мкм.

Мікроструктура металу шва після термообробки. У металі шва на тлі світлої матричної фази виявляються лінійні темні та світлі структурні елементи (рис. 4). Темні частинки, переважно прямолінійні, довжиною до 50 мкм, товщиною 1,5...2,5 мкм, розташовуються обсягом зерен (рис. 4, б, в). Світлі прямолінійні частинки часто декоровані дисперсними виділеннями, вздовж границь зерен можна спостерігати світле окантування (рис. 4, г). Дисперсні частинки розміром до 2 мкм присутні як обсягом зерен, так і у вигляді декору границь чи інших структурних елементів. У металі шва присутні мікропори.

У металі шва, виконаного ЕПЗ, після 10-годинного відпалу при 1200 °С як і в основному металі відсутня ламельна структура, яка спостерігалася там до відпалу.

Мікроструктура металу ЗТВ. Мікроструктуру ЗТВ зварного з'єднання алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr на відміну від ОМ в ЗТВ представлено ламельною структурою з невеликою довжиною ламелей до 10 мкм і товщиною близько 1 мкм. Від металу шва метал навколошовної зони відрізняється значно меншою щільністю розташування ділянок із ламельною структурою. Інші структурні складові ЗТВ ідентичні аналогічним елементам структури металу шва за винятком того, що фаза, яка утворює сітчасту структуру, в ЗТВ не утворює поперечних осі шва смуг, а, найімовірніше, успадковує характер розташування утворюючої сітки фази в ОМ.

Мікроструктура металу ЗТВ після відпалу 1260 °С представлена на рис. 5. Аналіз отриманих

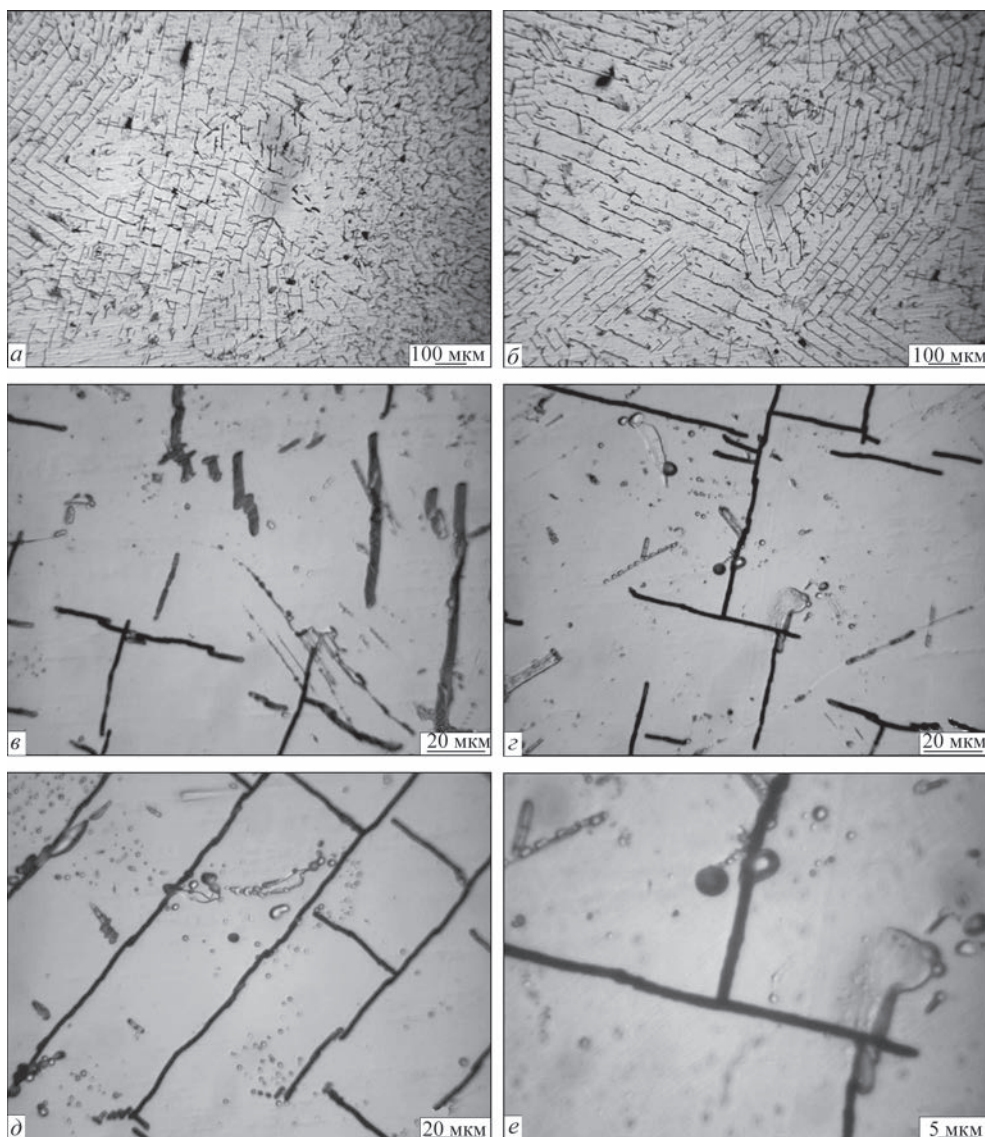


Рис. 5. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання сплаву на основі алюмініду титану Ti-28Al-7Nb-2Mo-2Cr, виконаного ЕПЗ, в стані після відпалу 1260 °С

Механічні властивості основного металу та зварних з'єднань сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, виконаних ЕПЗ з попереднім підігрівом і ЛТО

Зразок	σ_b , МПа	$\sigma_{0.2}$, МПа	KCV , Дж/см ²
Основний метал	754	570	12,9
Зварне з'єднання ЕПЗ після відпалу 1260 °C 10 год	746	566	9,8

зображень показав, що в ЗТВ, аж до самої зони сплавлення, спостерігається утворення лінійної темної фази сітчастого рисунка, який місцями переходить в полосчастий. Параметри осередків сітки та смуг такі ж, як у ОМ. Товщина лінійної фази становить 1,0...2,5 мкм. В металі ЗТВ зустрічаються і світлі частки довжиною до 20 мкм (рис. 5, з, б), які часто декоровані дисперсними частинками. Крім того, зустрічаються поодинокі дисперсні частинки та їх скупчення (рис. 5, д, е).

Таким чином, основна відмінність структури металу ЗТВ зварного з'єднання інтерметалідного сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr після відпалу полягає у відсутності ділянок з ламельною структурою, які були присутні в ЗТВ після зварювання.

Таким чином, проведений 10-годинний відпал електронно-променевого зварного з'єднання інтерметалідного сплаву на основі γ -фази при температурі 1260 °C призвів до формування відносно однорідної мікроструктури в основному металі, ЗТВ і металі шва. Внаслідок відпалу в металі всіх зон зварного з'єднання стався розпад дуплексної ламельної структури. В металі всіх ділянок зварного з'єднання практично відсутні ділянки з ламельною структурою.

Отримані механічні властивості зварних з'єднань сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr дозволили зробити висновок, що при 20 °C міцність зварних з'єднань після відпалу 1260 °C знаходиться на рівні 746 МПа або 98 % від міцності основного металу (таблиця). Значення показників ударної в'язкості знаходяться на рівні 9...13 Дж/см².

Таким чином, литий метал зливків на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, отриманий способом ЕПП задовільно зварюється ЕПЗ при застосуванні попереднього підігріву та ЛТО. Після 10-годинного відпалу основного металу і зварного з'єднання інтерметалідного сплаву при температурі 1260 °C в основному металі, в металі шва і ЗТВ сформувалася відносно однорідна мікроструктура. Внаслідок відпалу в металі всіх зон зварного з'єднання стався розпад дуплексної ламельної структури. Взагалі максимальна в'язкість руйнування характерна для сплавів з ламельною структурою, але після проведеної термообробки зварні з'єднання мають показники міцності при кімнатній температурі на рівні основного металу.

В металі всіх ділянок зварного з'єднання практично відсутні ділянки з ламельною структурою.

Висновки

1. Метал, отриманий з зливків на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo задовільно зварюється ЕПЗ при умовах застосування таких додаткових технологічних прийомів, як попередній підігрів і ЛТО. Формування швів при ЕПЗ з попереднім підігрівом та післязварювальної ЛТО добре, підрізів, пор та тріщин не виявлено.

2. Внутрішньозеренна структура металу шва після АДЗ та ЕПЗ з ЛТО відрізняється від структури основного металу. Так, при ЕПЗ вона складається з невеликих (до 20 мкм) ділянок з $(\gamma+\alpha_2)$ -ламельною структурою на тлі світлої матричної γ -фази з сіткою з лінійних частинок довжиною 3...80 мкм і товщиною 1...3 мкм, при АДЗ — з однофазної γ -структури, що чергується з ділянками двофазної $(\gamma+\alpha_2)$ -ламельної структури розміром до 50 мкм.

3. Відпал зварного з'єднання сплаву Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr, виконаного ЕПЗ, при температурі 1260 °C протягом 10 год призвів до формування однорідної мікроструктури в основному металі, ЗТВ і металі шва, внаслідок відпалу в усіх зонах зварного з'єднання стався розпад дуплексної структури та відсутні ділянки з двофазною $(\gamma+\alpha_2)$ -ламельною структурою.

4. Міцність зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ з ЛТО, інтерметалідного сплаву на основі алюмініду титану Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr після відпалу 1260 °C знаходиться на рівні 746 МПа або 98 % від міцності основного металу.

Список літератур/References

- Peters, M., Kumpfert, J., Ward, C.H., Leyens, C. (2003) Titanium alloys for aerospace applications. *Adv. Eng. Mater.*, **5**, 419–427.
- Williams, J.C., Boyer, R.R. (2020) Opportunities and issues in the application of titanium alloys for aerospace components metals. *Metals*, **10**(6), 705.
- Burtscher, M., Klein, Y., Lindemann, J. et al. (2020) An advanced TiAl alloy for high-performance racing applications. *Materials*, **13**, 4720.
- Hu, D. (2001) Effect of composition on grain refinement in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **9**, 1037–1043.
- Xia, Q., Wang, J.N., Yang, J., Wang, Y. (2001) On the massive transformation in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **9**, 361–367.
- Bewlay, B.P., Nag, S., Suzuki, A., Weimer, M.J. (2016) TiAl alloys in commercial aircraft engines. *Materials at High Temperatures*, **33**, 549–559.
- Ilin, A.A., Lolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. VILS-MATI [in Russian].
- Clemens, H., Mayer, S. (2016) Intermetallic titanium aluminides in aerospace applications — processing, microstructure and properties. *Materials at High Temperatures*, **33**, 560–570.

9. Kim, Y.W., Kim, S.L. (2018) Advances in gammalloy materials—processes—application technology: Successes, dilemmas, and future. *JOM*, **70**, 553–560.
10. Hu, D., Botten R.R. (2002) Phase transformations in some TiAl-based alloy. *Intermetallics*, **10**, 701–715.
11. Kim, Y.-W., Dimiduk, D.M. (2002) Designing gamma TiAl alloys: Fundamentals, Strategy and Productions. *Intermetallics*, **10**, 531.
12. Cobbinah, P.V., Matizamhuka, W.R. (2019) Solid-state processing route, mechanical behaviour, and oxidation resistance of TiAl alloys. *Adv. Mater. Sci. and Eng.*, **1**, 4251953.
13. Kenel, C., Leinenbach, C. (2016) Influence of Nb and Mo on microstructure formation of rapidly solidified ternary Ti–Al–(Nb, Mo) alloys. *Intermetallics*, **69**, 82–89.
14. Kim K.W., Klemens H. et al. (2003) *Gamma titanium aluminides*. TMS, Warrendale, PA, USA.
15. (2003) *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Eds by Leyens and M. Peters. Weinheim. WILEY-VCH Verlag GmbH & Co, KGaA, Germany.
16. Burtcher, M., Klein, T., Mayer, S. et al. (2019) The creep behavior of a fully lamellar γ -TiAl based alloy. *Intermetallics*, **114**, 106611.
17. Hu, D. (2001) Effect of composition on grain refinement in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **9**, 1037–1043.
18. Xia, Q., Wang, J.N., Yang, J., Wang, Y. (2001) On the massive transformation in TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **9**, 361–367.
19. Santos, D.S., Bououdina, M., Fruchart, D. (2002) Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary $\text{TiCr}_2-x\text{V}_x$ compounds with $0.0 \leq x \leq 1.2$. *J. of Alloys and Compounds*, **340(6)**, 1–2, 101.
20. Chen, G.Q., Zhang, B.G., Liu, W., Feng, J.C. (2011) Crack formation and control upon the electron beam welding of TiAl-based alloys. *Intermetallics*, **19(12)**, 1857–1863. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2011.07.017>
21. Chaturvedi, M.C., Xu, Q., Richards, N.L. (2001) Development of crack-free welds in a TiAl-based alloy. *J. Materials Proc. Technology*, **118(1)**, 74–78. DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00870-6](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00870-6).
22. Biamino, S., Penna, A., Ackelid, U. et al. (2011) Electron beam melting of Ti–48Al–2Cr–2Nb alloy: Microstructure and mechanical properties investigation. *Intermetallics*, **19(6)**, 776–781. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.intermet.2010.11.017>
23. Reisgen, U., Olschok, S., Backhaus, A. (2010) Electron beam welding of titanium aluminides — Influence of the welding parameters on the weld seam and microstructure. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. DOI: <https://doi.org/10.1002/mawe.201000683>Citations: 10
24. Cao, J., Qi, J., Song, X., Feng, J. (2014) Welding and joining of titanium aluminides. *Materials*, **7**, 4930–4962.
25. Akhonin, S.V., Bilous, R.V., Selin, I.K. et al. (2022) Argon-arc welding of high-temperature titanium alloy doped by silicon. *The Paton Welding J.*, **5**, 26–33. DOI: <https://doi.org/10.37434/tpwj2022.05.04>
26. 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.
27. Huang, J.L., Warnken, N., Gebelin, J.C. et al. (2012) On the mechanism of porosity formation during welding of titanium alloys. *Acta Materialia*, **60(6–7)**, 3215–3225.
28. Li, Y.J., Wu, A.P., Quan, L.I. et al. (2019) Effects of welding parameters on welds hape and residual stresses in electron beam welded Ti_2AlNb alloy joints. *Transact. of Non Ferrous Metals Society of China*, **29(1)**, 67–76.
29. 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.
30. Tsai, C.J. (2014) Improved mechanical properties of Ti–6Al–4V alloy by electron beam welding process plus annealing treatments and its microstructural evolution. *Materials & Design*, **60**, 587–598. DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.matdes.2014.04.037>
31. Zamkov, V.N., Sabokar, V.K., Vrzhezhevsky, E.L. et al. (2005) Electron beam welding of titanium gamma-aluminide. In: *Proc. of CIS Conf. Ti-2005 (Ukraine, Kyiv, 22–25 May)*, 157–164.
32. Grigorenko, S.G., Grigorenko, G.M., Zadorozhnyuk, O.M. (2017) Intermetallics of titanium. Peculiar features, properties, application (Review). *Suchasna Elektrometal.*, **3**, 51–58. DOI: <https://doi.org/10.15407/sem2017.03.08>.
33. Chandra, U., Hartwig, I., Ulrich K. (1973) Einsatz elektrisch erzeugter Gasplasmen in der metallurgischen Verfahrenstechnik Umschmelzen von Titan-und Eisen- Schwamm zu Blocken in einen Plasmaofen. *Techn. Mitt. Krupp Forschungsber*, BA31, H.1, 1–7.

HEAT TREATMENT INFLUENCE ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr TITANIUM ALUMINIDE AND ITS WELDED JOINTS

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

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

11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: titan.paton@gmail.com

The influence of furnace annealing on the structure of cast metal in 200 mm ingots from intermetallic titanium alloy Ti–28Al–7Nb–2Mo–2Cr produced by electron beam melting and of its welded joints produced by the method of electron beam welding was determined. It is established that the metal of 200 mm Ti–28Al–7Nb–2Cr–2Mo ingots based on titanium aluminide is readily welded under the conditions of application of such technological measures as preheating and local heat treatment. It is shown that annealing at the temperature of 1260 °C for 10 h led to formation of a uniform microstructure in the base metal, HAZ and weld metal, decomposition of the duplex structure and absence of regions with a two-phase ($\gamma+\alpha_2$)-lamel structure. Room temperature strength of welded joints after annealing is equal to 746 MPa or 98 % of base metal strength. 33 Ref., 1 Tabl., 5 Fig.

Keywords: titanium aluminide, electron beam welding, welded joints, duplex structure, lamellar structure, strength

Отримано 15.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 04.04.2024

Прийнято 10.06.2024