

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНИХ ТИТАНОВИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ β -ФАЗИ

С.В. Ахонін¹, В.Ю. Білоус¹, Р.В. Селін¹, Е.Л. Вржижевський¹, І.К. Петриченко¹, С.Л. Антонюк²

¹ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

²ДП «АНТК ім. О.К. Антонова». 03062, м. Київ, вул. Академіка Туполева, 1. E-mail: info@antonov.com

Вивчено властивості з'єднань, виконаних електронно-променевим зварюванням, економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву типу LCB системи легування Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe та конструкційного псевдо- β -сплаву VT19 системи легування Ti–3Al–5,5Mo–3,5V–5,5Cr–1Zr. Встановлено, що структура з'єднань складається з зерен β -фази, в яких присутні дисперсні виділення α -фази, причому кількість β -фази в металі шва в стані після електронно-променевого зварювання в сплаві Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe фіксується на рівні 71...74 %, а в сплаві Ti3Al–5,5Mo–3,5V–5,5Cr–1Zr — 74...87 %. Локальна термічна обробка зварних з'єднань не забезпечує зниження вмісту β -фази в металі шва і зоні термічного впливу, але дозволяє отримати майже рівномірні зварні з'єднання з рівнем міцності 98 % від міцності основного металу в стані прокату. Загартування з наступним старінням для з'єднань сплаву Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe є найбільш ефективною термічною обробкою, яка дозволяє підняти міцність з'єднань до 1204 МПа при показниках ударної в'язкості на рівні 3,7...4,2 Дж/см². Бібліогр. 14, табл. 4, рис. 5.

Ключові слова: титан; титанові сплави; зварні з'єднання; економнолеговані; псевдо- β -сплави; термічна обробка; відпал; гартування; старіння; мікроструктура, механічні властивості

Титановими β -сплавами вважаються сплави, які при різкому охолодженні від температур β -області гартуються на β -фазу. Найважливішою перевагою сучасних псевдо- β -сплавів титану є їхня висока міцність, а недоліки — висока вартість легуючих елементів [1, 2]. Для зниження вартості сплавів на основі β -фази розроблено економнолеговані сплави LCB, Timetal 125 [3, 4]. Цей клас титанових сплавів є перспективним для застосування в недорогих конструкціях [5–7]. Створені на даний час новітні псевдо- β -сплави мають сприятливий комплекс міцності і пластичних властивостей, що перевершує як за абсолютними значеннями, так і за питомими показниками якості α - і α + β -сплавів при кімнатній температурі. Багато з них можуть бути використані для виробництва листових штамповок без нагріву заготовок з подальшим зміцненням готового продукту за допомогою низькотемпературного старіння [8]. Розробка технології зварювання та режимів термічної обробки з'єднань таких сплавів є складним завданням

[9, 10]. Порівняння властивостей з'єднань економнолегованих сплавів з властивостями сучасних псевдо- β -сплавів доцільно проводити з урахуванням наступної термообробки після зварювання [11]. Метою даної роботи було визначення впливу електронно-променевого зварювання (ЕПЗ) та додаткових заходів ЕПЗ, таких як попередній підігрів та локальна термообробка, на властивості зварних з'єднань економнолегованих титанових псевдо- β -сплавів, а також можливості зміцнення з'єднань за рахунок трьох видів пічної термообробки.

Досліджували властивості з'єднань економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву типу LCB системи легування Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe та конструкційного псевдо- β -сплаву VT19 системи легування Ti–3Al–5,5Mo–3,5V–5,5Cr–1Zr (табл. 1). Досліджені сплави мають коефіцієнт β -стабілізації $K_{\beta} \geq 1$, тому вони при різкому охолодженні від температур β -області гартуються на β -фазу. Сумарний вміст β -стабілізаторів та α -зміцнювачів

Таблиця 1. Властивості дослідних титанових псевдо- β -сплавів

Сплав	Система легування	K_{β}	[Mo] _{екв} %	[Al] _{екв} %	Межа міцності (σ_{β}), МПа	Відносне подовження (δ), %
LCB	Ti–2,8Al–5,1Mo–4,9Fe	1,12	12,4	6,3	1015	5
VT19	Ti–3Al–5,5Mo–3,5V–5,5Cr–1Zr	1,31	14,4	7,1	958	12

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

Р.В. Селін — <https://orcid.org/0000-0002-2990-1131>, Е.Л. Вржижевський — <https://orcid.org/0000-0001-8651-8510>,

І.К. Петриченко — <https://orcid.org/0000-0002-0476-3983>

© С.В. Ахонін, В.Ю. Білоус, Р.В. Селін, Е.Л. Вржижевський, І.К. Петриченко, С.Л. Антонюк, 2021

Таблиця 2. Види зміцнюючої термічної обробки економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Номер режиму	Термообробка	Примітка
1	Відпал — нагрівання до 750 °С, витримка 1 год, охолодження з піччю	Нагрівання і охолодження у вакуумній печі
2	Гартування — нагрівання до 750 °С, витримка 1 год, гартування в воду, старіння при температурі 450 °С, 5 год витримка, охолодження на повітрі	Нагрівання, відпал та старіння в печі без захисної атмосфери
3	Уповільнене охолодження з температури 750 °С з регламентованою швидкістю 1 °С/хв	Нагрівання і охолодження у вакуумній печі

чів цих сплавів можна оцінити за $[Mo]_{\text{екв}}$, $[Al]_{\text{екв}}$. Пластини економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe товщиною 8 мм та титанового сплаву VT19 товщиною 6 мм було отримано за технологією електронно-променевої плавки з проміжною ємністю [12] та наступної гарячої деформаційної обробки на реверсивному прокатному ДУО-стані Skoda 355/500.

Електронно-променеве зварювання зразків довжиною 200 мм та шириною 100 мм здійснювали на модернізованій установці УЛ-144, оснащеної енергоблоком ЕЛА 60/60. Струм променя становив 90 мА. Була застосована наступна термообробка: попередній підігрів до температури поверхні зразків 400 °С; локальна термообробка (ЛТО) у вакуумній камері після зварювання до температури поверхні зразків 750 °С, 10 хв.

Контроль температури здійснювали за допомогою термопар, прикріплених з зворотньої сторони шва. Методика попереднього підігріву описана у роботі [13].

Після зварювання зразки з'єднань економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та конструкційного псевдо- β -сплаву VT19 системи легування Ti-3Al-5,5Mo-3,5V-5,5Cr-1Zr, виконаних з ЛТО, були піддані одній з трьох видів зміцнюючих термообробок: відпалу, гартуванню з наступним старінням, уповільненому охолодженню (табл. 2).

Поперечні макрошліфи цих зварних з'єднань в стані після термообробки наведено на рис. 1. На

макрошліфах можна відзначити метал шва, ЗТВ та зону ЛТО.

Дослідження мікроструктури отриманих зварних з'єднань показало, що структура основного металу економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe складається з зерен β -фази розміром 10...70 мкм (рис. 2, а), в яких присутні дисперсні виділення α -фази розміром не більше 2...3 мкм, рівномірно розподілені в об'ємі зерна. Структура металу шва дендритна (рис. 2, б), складається переважно з β -фази, границі β -зерен декоровані дисперсними виділеннями α -фази. Мікроструктура металу шва з'єднання сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ з подальшою ЛТО, дуже схожа на мікроструктуру металу шва, виконаного ЕПЗ з одним лише попереднім підігрівом.

Кількість β -фази в основному металі та металі шва в стані після зварювання фіксується на рівні 71...74 %. Сплав Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe не є чутливим до термічного циклу ЕПЗ, кількість β -фази в металі шва зросла на 3 % при ЕПЗ з попереднім підігрівом та залишилася на тому ж рівні при ЕПЗ з додатковою ЛТО — 72 %. В цілому, для підвищення механічних властивостей металу з'єднань і основного металу необхідно рекомендувати додаткову термічну обробку — гартування або відпал, що дозволить для економнолегованих псевдо- β -сплавів ще знизити кількість β -фази.

Таким чином, застосування після ЕПЗ ЛТО на електронно-променевій установці не дозволяє

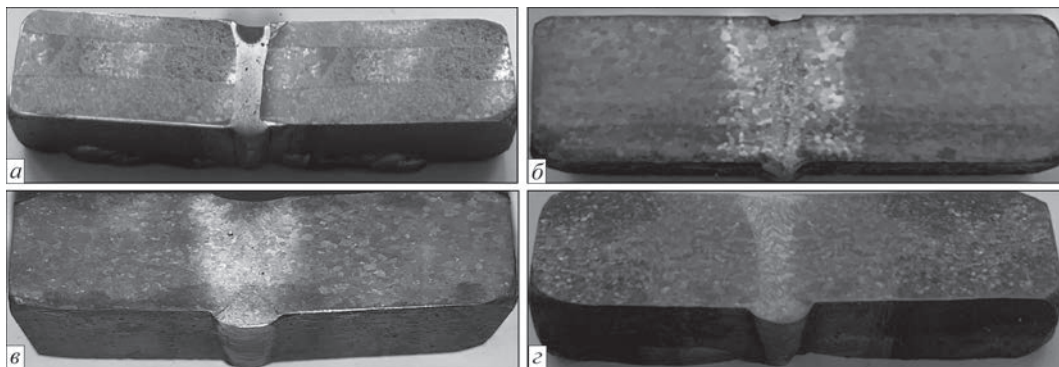


Рис. 1. Макрошліфи зварних з'єднань економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ, в стані після: а — зварювання та ЛТО; б — відпалу 750 °С; в — гартування в воду і старіння при 450 °С; з — уповільненого охолодження по режиму 3 від температури 750 °С

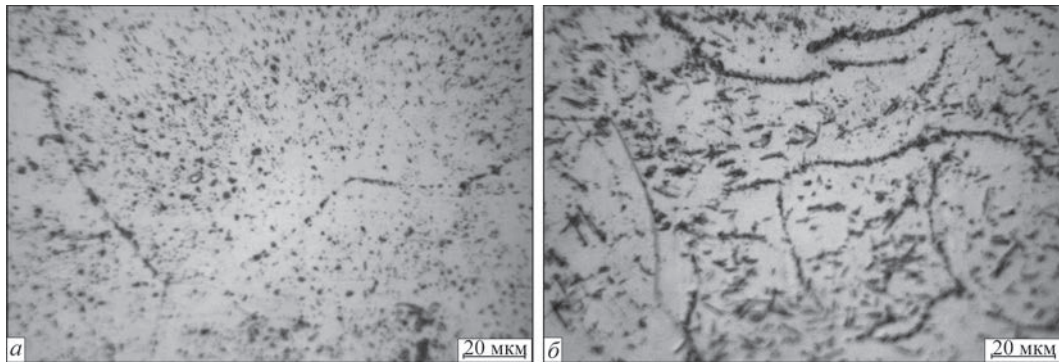


Рис. 2. Мікроструктура основного металу (а) та металу шва (б) з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ з попереднім підігрівом та ЛТО в стані після зварювання

в сплавi Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe регулювати співвідношення між α - і β -фазами в металі зварного з'єднання і не забезпечує зниження вмісту метастабільної β -фази в металі шва та отримання однорідної рівномірної структури у всіх зонах зварного з'єднання, що не дає змоги відмовитися від пічної термообробки після зварювання. Для формування рівномірної однорідної структури, що виключає присутність метастабільних фаз, а також для зняття зварювальних напружень зварні з'єднання економнолегованого титанового псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконані ЕПЗ, було піддано трьом видам термічної обробки — відпалу; гартуванню в воду з послідуємим старінням; відпалу з наступним уповільненим охолодженням зі швидкістю 1 °C/хв (табл. 2).

Основний метал зварного з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ з подальшим відпалом при температурі 750 °C протягом 1 год, складається з рівноосних поліедричних первинних β -зерен розміром 200...800 мкм (рис. 3, а), в об'ємі яких на тлі матричної β -фази спостерігаються як пластинчасті α -частинки довжиною 2...7 мкм і товщиною близько 1 мкм, так і більш дисперсні виділення розміром близько 1 мкм, границі зерен потовщені, товщина зернограничних виділень становить 1,5...2,0 мкм. Мікроструктура металу шва в стані після відпалу складається з рівноосних і витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен різного розміру, проте структура металу шва дрібніше структури основного металу (рис. 3, б).

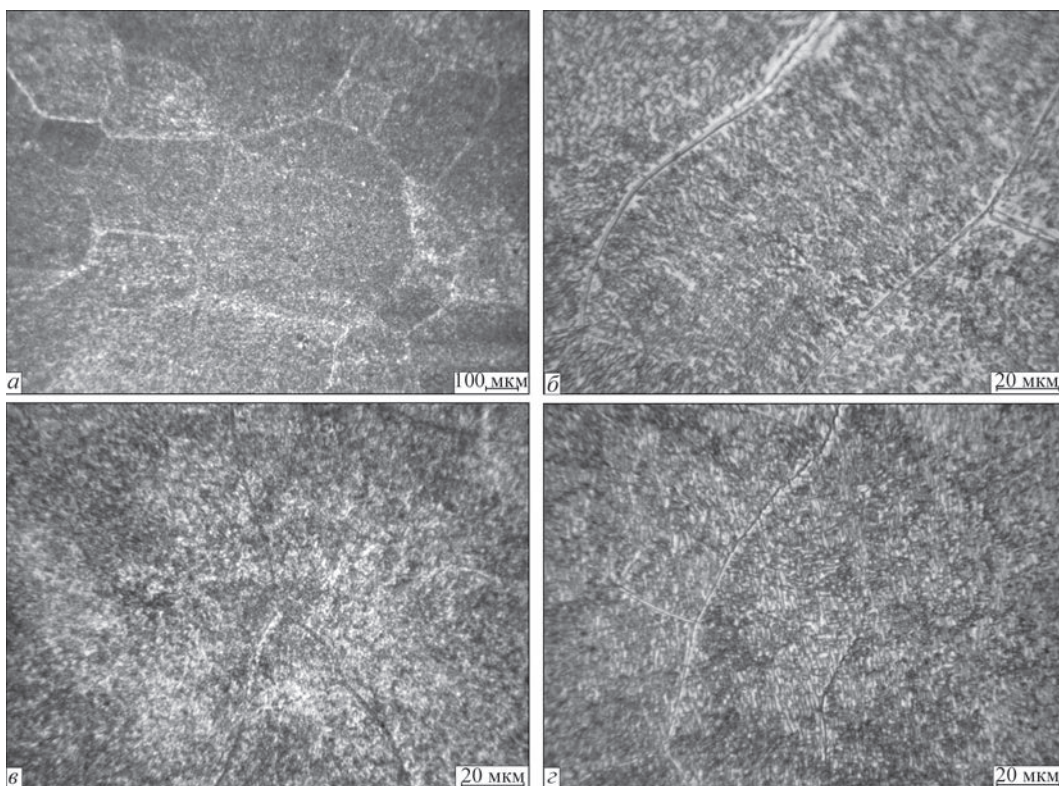


Рис. 3. Мікроструктура основного металу (а) та металу шва (б) з'єднання економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ в стані після відпалу 740...750 °C і подальшим охолодженням в печі; металу шва в стані після гартування (в) та уповільненого охолодження (г)

В об'ємі зерен стався розпад β -фази з виділенням пластинчастих (довжиною до 4 мкм) і округлих (розміром до 1 мкм) частинок, який в зернах металу переважно рівномірний. Границі зерен потовщені, ширина фази (найімовірніше α -фаза), що виділилася уздовж границь, складає близько 2 мкм.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ з наступним гартуванням в воду від температури 750 °С і старінням при 450 °С протягом 5 год, представлено на рис. 3, в. В металі шва проявляється дендритна структура. Метал шва складається з рівноосних і витягнутих в напрямку теплопроводу первинних β -зерен різного розміру. Усередині зерен стався розпад β -твердого розчину з виділенням дисперсних частинок α -фази, розмір яких в основному становить 1 мкм і менше. Дисперсність виділившихся частинок пояснюється різким загартуванням в воду від температури, близької до $T_{\text{шт}}$, і відсутністю часової витримки.

Мікроструктуру металу шва зварного з'єднання сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаного ЕПЗ з подальшим уповільненим охолодженням від 760 °С зі швидкістю 1 °С/хв, показано на рис. 3, г. Метал шва характеризується дендритною структурою, на тлі якої виявляються рівноосні і витягнуті в напрямку теплопроводу первинні β -зерна, в обсязі яких мають місце частинки α -фази пластинчастої форми довжиною 2...7 мкм і товщиною близько 1 мкм.

Границі зерен потовщені. Товщина фази, що виділилася уздовж границь, становить 1,5...2,0 мкм. Метал шва має внутрішньозеренну мікроструктуру з більшими розмірами, у порівнянні зі з'єднанням після відпалу та гартування, дисперсних частинок α -фази, що виділилися при розпаді β -фази (довжина 2...7 мкм і в ОМ, і в металі шва). Більш крупна структура з великими α -частинками має найменші значення міцності як ОМ, так і металу шва.

Основний метал зварного з'єднання титанового конструкційного псевдо- β -сплаву VT19 системи легування Ti-3Al-5,5Mo-3,5V-5,5Cr-1Zr перед зварюванням мав повністю рекристалізовану структуру, в рівновісних поліедричних зернах спостерігалися рівномірно розподілені по тілу зерна дисперсні виділення α -фази (рис. 4, а), кількість β -фази — 44 %.

Метал шва після ЕПЗ складається з витягнутих в напрямку теплопроводу зерен β -фази, границі яких проявляються на тлі дендритної структури (рис. 4, б), нечисленні дисперсні фазові виділення зустрічаються в деяких зернах металу шва. Кількість β -фази дорівнює 87 %, що значно більше, ніж в дослідженому економнолегованому сплаві Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. Таким чином, конструкційний псевдо- β -сплав VT19 є більш чутливим до термічного циклу ЕПЗ.

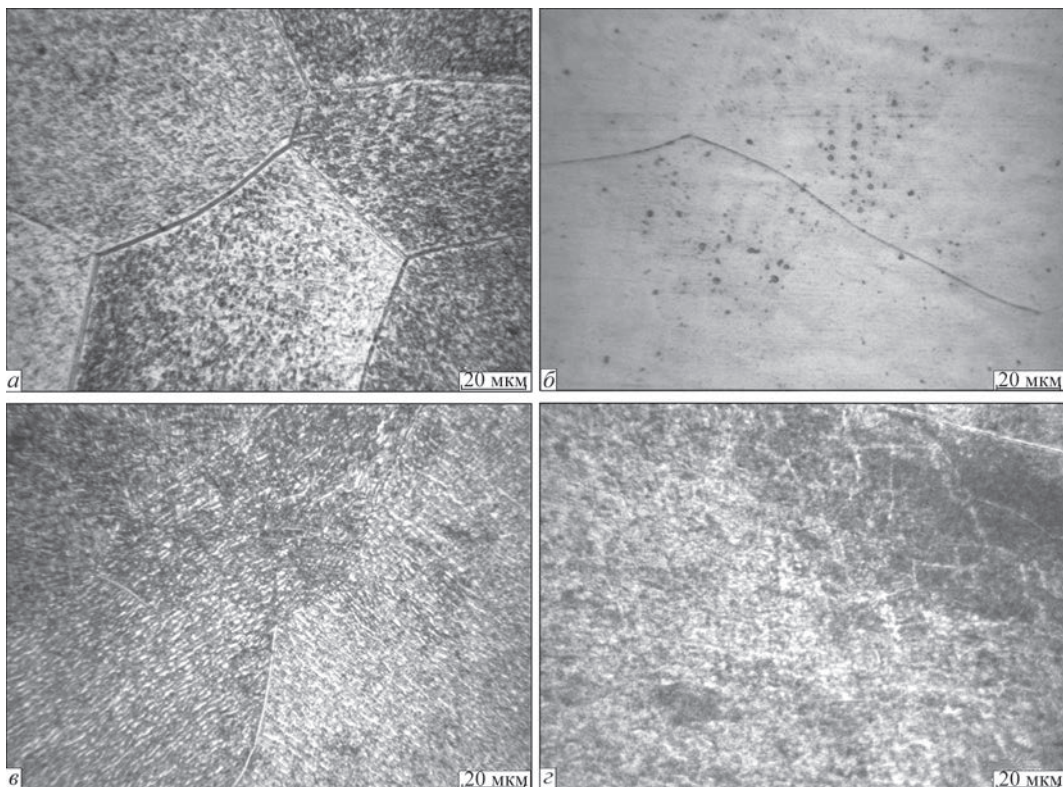


Рис. 4. Мікроструктура основного металу (а) та металу шва (б) з'єднання титанового сплаву VT19, виконаного ЕПЗ в стані після зварювання; металу шва в стані після відпалу (в) та гартування (г)

Метал шва після відпалу складається з рівновісних і витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен, які зазнали розпаду з утворенням рівномірної однорідної двофазної структури, що складається з частинок α - і β -фаз (рис. 4, *в*). Частинки α -фази мають пластинчасту морфологію, довжина α -пластин становить 1...5 мкм при товщині 0,5...0,8 мкм.

Внутрішньозеренна структура металу шва після гартування найбільш дрібнодисперсна, розмір продуктів розпаду не перевищує 1 мкм (рис. 4, *г*). Кількість β -фази дорівнює 36 %, що значно менше, ніж після відпалу сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe.

Уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв викликає в металі шва розпад β -фази з виділенням α - і β -частинок різних розмірів, поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм на тлі β -матриці спостерігаються α -пластинки завдовжки 2...5 мкм.

Таким чином, основний метал і метал шва зварних з'єднань, виконаних ЕПЗ з наступним загартуванням в воду і старінням, має найбільш дисперсну внутрішньозеренну мікроструктуру в порівнянні зі з'єднанням після відпалу та уповільненого охолодження. Більш дисперсна структура забезпечує великі значення міцності основного металу і металу шва при менших показниках ударної в'язкості.

Кількість β -фази в металі шва сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після термообробок знизилася в порівнянні зі з'єднанням після зварювання і знаходиться на рівні 47...57 % (табл. 3). При цьому в металі шва найбільша кількість β -фази присутня після гартування в воду і старіння і становить 47 %, а найменша — 57 % після уповільненого охолодження.

В цілому, найбільш простою термообробкою для з'єднань, виконаних ЕПЗ, економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe є відпал після зварювання без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище, але який забезпечує однорідну рівномірну структуру як ОМ, так і металу шва і ЗТВ та найбільш близькі значення вмісту β -фази в ОМ і металі шва. У разі необхідності забезпечення максимальної міцності ОМ і зварних з'єднань доцільне застосування гартування в воду і старіння.

Таким чином, в результаті проведення термічної обробки після зварювання (відпалу, гартування зі старінням чи уповільненим охолодженням) структура основного металу, металу шва та ЗТВ стала однорідною, вирівнявся фазовий склад, у всіх зонах зварного з'єднання переважає ($\alpha+\beta$)-структура, кількість β -фази в ОМ і металі шва знаходиться

на рівні 47...57 %. Відрізняються з'єднання після термообробок розміром частинок α -фази, що виділилися при розпаді β -фази, при цьому найменший розмір частинок до 1...2 мкм в ОМ і до 1 мкм в шві спостерігається після гартування в воду і старіння, а найбільший після уповільненого охолодження зі швидкістю 1 °C/хв та складає 2...7 мкм і в ОМ, і в металі шва. Конструкційний псевдо- β -сплав VT19 більш чутливий до термічного циклу ЕПЗ. Кількість β -фази в металі шва після ЕПЗ з попереднім підігрівом залишається більшою (див. рис. 4, *б*) в порівнянні з економнолегованим сплавом Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe (див. рис. 2, *б*), що становить 87 та 73 % відповідно.

Аналіз механічних властивостей зварних з'єднань досліджених титанових сплавів дозволив зробити висновок, що міцність зварного з'єднання сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після зварювання знаходиться на рівні 97 % від міцності основного металу в стані прокату (табл. 4). Найвищі значення міцності для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe мають з'єднання, які були піддані гартуванню в воду з подальшим старінням і становлять 1204 МПа. З'єднання сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в стані після відпалу мають значення міцності на рівні 1169 МПа. Сповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв призводить до зниження міцності з'єднань сплаву з 997 до 964 МПа. Слід відзначити, що руйнування з'єднань, виконаних ЕПЗ та підданих відпалу, гартуванню зі старінням або уповільненому охолодженню, відбувається по основному металу.

Зниження міцності ОМ та з'єднань сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після сповільненого охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/хв можливо пояснити утворенням в більшій кількості інтерметалідів на основі заліза, чому сприяє більший розмір виділень α -фази пластинчастої форми довжиною 2...7 мкм, потовщені границі зерен як в металі шва, так і в металі ЗТВ та ОМ, а також найбільша товщина фази, що виділилася уздовж границь зерен, становить 1,5...2,0 мкм. Час перебування при температурі вище 450 °C при уповільненому охолодженні зі швидкістю 1 °C/хв складає 5 год. Імовірно, що за цей час сформувалися потовщені границі зерен в ОМ, металі ЗТВ і шва та виділення в границях зерен більшої кількості інтерметалідів на основі заліза. При температурі старіння 450 °C час старіння складає 5 год, але в сплаві Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe формується дрібнодисперсна структура, в якій відсутні потовщені границі зерен. Це дозволяє зробити додатковий висновок про небажаність термообробки сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, яка передбачає перебуван-

Таблиця 3. Кількість β -фази в металі з'єднань економнолегованих титанових сплавів Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe та VT19, %

Тип зразка та його термообробка	Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe	VT19
Основний метал	71	44
Зварне з'єднання, попередній підігрів 400 °С	74	87
Зварне з'єднання, попередній підігрів 400 °С, ЛТО 750 °С	72	73
Зварне з'єднання, відпал	47	43
Зварне з'єднання, гартування в воду, старіння	—»—	39
Зварне з'єднання, уповільнене охолодження 1 °С/хв	57	45

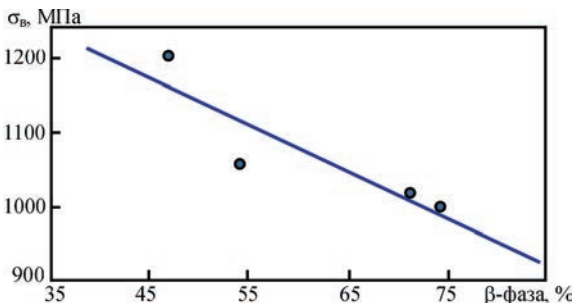
Таблиця 4. Механічні властивості зварних з'єднань титанових псевдо- β -сплавів VT19 та Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe

Тип зразка та його термообробка	Межа міцності (σ_B), МПа	Межа текучості (σ_T), МПа	Відносне подовження (δ), %	Відносне звуження (ψ), %	Ударна в'язкість металу шва (KCV), Дж/см ²
Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe					
Зварне з'єднання, ЛТО 750 °С після зварювання	997	964	6,5	—	5,3
Зварне з'єднання, відпал	1169	1141	1,3	1,3	4,8
Зварне з'єднання, гартування	1204	1199	8,6	1,7	4,2
Зварне з'єднання, уповільнене охолодження	964	905	4,7	12,6	7,1
VT19					
Зварне з'єднання, ЛТО 750 °С після зварювання	937	868	5,3	19	21
Зварне з'єднання, відпал	1027	985,7	12,0	31,5	26
Зварне з'єднання, гартування	1285	1234	4,7	20,6	23
Зварне з'єднання, уповільнене охолодження	1068	1012	11,3	36	22,5

ня металу чи з'єднання при температурах більше 450 °С значний проміжок часу – більше 1 год.

Показники ударної в'язкості для ОМ та металу з'єднання Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після гартування зі старінням знаходяться на рівні 3,7...4,2 Дж/см². Метал з'єднання Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe після ТО з подальшим уповільненим охолодженням зі швидкістю 1 °С/хв має внутрішньозеренну мікроструктуру з найбільшими розмірами виділень α -фази довжиною 2...7 мкм і в ОМ, і в металі шва та найбільші значення показників ударної в'язкості, які становлять 5,6...7,1 Дж/см², але все одно менші, ніж після прокату (11,5 Дж/см²).

Доцільно відзначити, що найбільш простою термообробкою для з'єднань, виконаних ЕПЗ, економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe є відпал після зварювання без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище, але який забезпечує однорідну рівномірну структуру як ОМ, так і металу шва

Рис. 5. Міцність зварних з'єднань економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe в залежності від кількості β -фази

та ЗТВ. Найбільш близькі значення вмісту β -фази в ОМ і металі шва, а також високі механічні властивості з'єднань на рівні 1169 МПа, що складає 115 % від міцності сплаву в стані після прокату чи 97 % від міцності з'єднань в стані після гартування в воду зі старінням.

Конструкційний псевдо- β -сплав VT19 після гартування та старіння має найбільшу міцність — 1285 проти 1204 МПа для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe. На відміну від псевдо- β -сплаву VT19 відпал при 750 °С для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe є більш ефективною термообробкою. Так, гартування та старіння дозволяє підняти рівень тимчасової міцності з'єднань псевдо- β -сплаву VT19, виконаних ЕПЗ, на 348 МПа, а відпал при 750 °С цих самих з'єднань лише на 90 МПа [13, 14]. Відпал при 750 °С з'єднань сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe дозволяє підняти рівень міцності на 172 МПа.

Дослідження мікроструктури виконаних зварних з'єднань і їх зіставлення з результатами досліджень механічних властивостей дозволили встановити залежність міцності з'єднань, виконаних ЕПЗ, економнолегованого псевдо- β -сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe від кількості β -фази в металі шва (рис. 5) наступного виду:

$$\sigma_B = 1460 - 6,4(\beta, \%), \text{ МПа.}$$

Відповідно до цієї діаграми мінімальні значення міцності ($\sigma_B = 820$ МПа) зварних з'єднань фіксуються при вмісті β -фази 99,9 %, а при 35 % очікувана міцність з'єднань становить 1236 МПа.

Висновки

1. Конструкційний псевдо- β -сплав ВТ19 більш чутливий до термічного циклу ЕПЗ та термообробки після зварювання. Найвищі значення міцності на рівні 1285 МПа при значеннях показників ударної в'язкості 23 Дж/см² мали з'єднання сплаву ВТ19 після гартування у воду і старіння.

2. Найвищі значення міцності титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe на рівні 1204 МПа при значеннях показників ударної в'язкості 4,2 Дж/см² мали з'єднання після гартування у воду і старіння. При цьому сформувалася найбільш дисперсна однорідна і рівномірна внутрізеренна мікроструктура з розмірами α -частинок від менше 1 до 2...3 мкм, а кількість β -фази знаходилася на рівні 47 %.

3. Попередній підігрів з наступною ЛТО при ЕПЗ економнолегованого титанового сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe дозволив знизити вміст β -фази в металі шва з'єднань до 72 % та забезпечити міцність зварних з'єднань на рівні 98 % від міцності основного металу в стані після прокату. Для формування однорідної структури зварних з'єднань сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, виконаних ЕПЗ, необхідно застосування пічної термообробки.

4. Відпал без контрольованого охолодження або перенесення в гартівне середовище є найбільш простою термообробкою для сплаву Ti-2,8Al-5,1Mo-4,9Fe, який забезпечив однорідну рівномірну структуру, вміст β -фази в ОМ на рівні 54 %, а також високі механічні властивості з'єднань на рівні 1169 МПа.

Список літератури

1. Lütjering G., Williams J.C. (2003) *Titanium (engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag.
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.
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. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*: Справочник. Москва, ВИЛС-МАТИ.
6. Boyer R.R., Williams J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 10–19.
7. Хорев А.И., Белов С.П., Глазунов С.Г. (1992) *Металловедение титана и его сплавов*. Москва, Металлургия.
8. Антипов В.В. (2012) Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов. *Юбилей-*

- ный науч.-техн. сб. «Авиационные материалы и технологии»*. Москва, ВИАМ, сс. 157–167.
9. Глазунов С.Г., Моисеев В.Н. (1974) *Конструкционные титановые сплавы*. Москва, Металлургия.
 10. Бокштейн С.З., Кишкин С.Т., Мирский Л.М. (1971) Влияние тонкой структуры, возникающей в титане в процессе полиморфного (α + β)-превращения, на диффузионную подвижность. *Изв. АН СССР. Металлы*, **5**, 210–215.
 11. Yu Y., Hui S.X., Ye W.J., Xiong B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an α + β titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28**(4).
 12. Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Современная электрометаллургия*, **3**, 15–22. <https://doi.org/10.15407/sem.2019.03.03>
 13. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В. и др. (2018) Электронно-лучевая сварка и термообработка сварных соединений высокопрочного псевдо- β -титанового сплава ВТ19. *Автоматическая сварка*, **7**, 12–17. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/as2018.07.02>
 14. Ахонин С.В., Белоус В.Ю., Селин Р.В., Вржижевский Э.Л. (2017) Влияние электронно-лучевой сварки и локальной термической обработки на свойства сварных соединений высокопрочного псевдо- β -титанового сплава ВТ19. *Сб. тр. восьмой Междунар. конф. «Лучевые технологии в сварке и обработке материалов», 11–15 сентября 2017 г., г. Одесса, Украина*. Киев, Международная Ассоциация «Сварка», сс. 7–10.

References

1. Lütjering, G., Williams, J.C. (2003) *Titanium (Engineering materials and processes)*. Berlin, Springer-Verlag.
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.
4. (2004) *EHK Technologies: Summary of emerging titanium cost reduction technologies*. A study for US Department of Energy and Oak Ridge National Laboratory. Subcontract 4000023694, EHK Technologies, Vancouver, WA, USA.
5. Pliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS, MATI [in Russian].
6. Boyer, R.R., Williams, J.C. (2011) Developments in research and applications in the titanium industry in the USA. In: *Proc. of 12th World Conf. on Titanium*, **1**, 10–19.
7. Khorev, A.I., Belov, S.P., Glazunov, S.G. (1992) *Physical metallurgy of titanium and its alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
8. Antipov, V.V. (2012) Strategy of development of titanium, magnesium, beryllium and aluminium alloys. In: *Jubilee Sci.-Tech. Transact. on Aviation Materials and Technologies*. Moscow, VIAM, 157–167 [in Russian].
9. Glazunov, S.G., Moiseev, V.N. (1974) *Structural titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
10. Bokshetjn, S.Z., Kishkin, S.T., Mirsky, L.M. (1971) Influence of thin structure developing in titanium during polymorphous (α + β)-transformation on diffusion mobility. *Izv. AN SSSR. Metallurgy*, **5**, 210–215 [in Russian].
11. Yu, Y., Hui, S.X., Ye, W.J., Xiong, B.Q. (2009) Mechanical properties and microstructure of an α + β titanium alloy with high strength and fracture toughness. *Rare Met.*, **28**(4).

12. Akhonin, S.V., Pikulin, O.M., Berezos, V.O. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Sovrem. Elektro-metall.*, 3, 15–22 [in Russian]. <https://doi.org/10.15407/sem.2019.03.03>
13. 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, 10–14. DOI: <http://dx.doi.org/10.15407/tpwj2018.07.02>
14. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V., Vrzhezhevsky, E.L. (2017) Influence of electron beam welding and local heat treatment on properties of welded joints of high-strength pseudo- β titanium alloy VT19. In: *Proc. of 8th Int. Conf. on Beam Technologies in Welding and Processing of Materials (Ukraine, Odessa, 11–15 September 2017)*. Kiev, MAW, 7–10 [in Russian].

INFLUENCE OF HEAT TREATMENT ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOYS BASED ON β -PHASE

S.V. Akhonin¹, V.Yu. Bilous¹, R.V. Selin¹, E.L. Vrzhezhevskiy¹, I.K. Petrychenko¹, S.L. Antonyuk²

¹E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine.

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

²SC «O.K. Antonov ASTC». 1 Tupolev Str., 03062, Kyiv, Ukraine. E-mail: info@antonov.com

The properties of electron beam welded joints of sparsely-alloyed titanium pseudo- β -alloy of LCB type of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloying system and structural VT19 pseudo- β -alloy of Ti–3Al–5.5Mo–3.5V–5.5Cr–1Zr alloying system were studied. It was found that the joint structure consists of β -phase grains, in which dispersed precipitates of α -phase are present. The quantity of β -phase in the weld metal after electron beam welding is recorded on the level of 71...74 % in Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy and of 74...87 % in Ti–3Al–5.5Mo–3.5V–5.5Cr–1Zr alloy. Local heat treatment of welded joints does not ensure lowering of β -phase content in the metal of the weld and HAZ, but allows producing almost full strength joints, with strength level of 98 % of that of the base metal in as-rolled condition. Hardening followed by aging for joints of Ti–2.8Al–5.1Mo–4.9Fe alloy is the most effective heat treatment, which allows increasing the joint strength up to 1204 MPa at impact toughness values on the level of 3.7...4.2 J/cm². Ref. 14, Tabl. 4, Fig. 5.

Key words: titanium; titanium alloys; welded joints; sparsely-alloyed; pseudo- β -alloys; heat treatment; annealing; hardening; aging; microstructure, mechanical properties

Надійшла до редакції 24.11.2021

VI Міжнародна конференція

ТИТАН 2022: ВИРОБНИЦТВО ТА ЗАСТОСУВАННЯ

Київ, ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України

30 травня – 1 червня 2022 р.

Голова програмного комітету
академік С.В. Ахонін



Національна академія наук України
Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАНУ
Національний університет «Запорізька політехніка»
Міжнародна Асоціація «Зварювання»



Тематика конференції

- Технології та обладнання для отримання губки, злитків та відливок з титану та його сплавів
- Адитивні технології в виробництві виробів з титанових сплавів
- Деформаційна обробка титану
- Виробництво та використання порошків титану
- Структура та властивості титанових сплавів
- Нові сплави на основі титану та інтерметалідів титану
- Інженерія поверхні титанових сплавів
- Технології зварювання та пайки титанових сплавів
- Застосування виробів та конструкцій з титану та сплавів на його основі в промисловості

Контрольні дати

Надання заявок на участь в конференції та тез доповідей до 12.05.2022 р.
Розсилка другого інформаційного повідомлення та підтвердження участі до 19.05.2022 р.
Оплата реєстраційного внеску до 30.05.2022 р.

ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАНУ
вул. Казимира Малевича, 11,
м. Київ, 03150, Україна
Тел./факс: (38044) 200-82-77
E-mail: journal@paton.kiev.ua
www.pwi-scientists.com/ukr/titan2022

Інформаційна підтримка: **СУЧАСНА ЕЛЕКТРОМЕТАЛУРГІЯ**
«Сучасна електрометалургія»
«Автоматичне зварювання»
«Biuletyn Instytutu Spawalnictwa» **BIULETYN**
INSTYTUTU SPRAWIANICTWA W GOSPODARSTWIE