

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ОТРИМАНОВОГО СПОСОБОМ ЕПП ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО- β -ТИТАНОВОГО СПЛАВУ ТА ЙОГО ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

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

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

Проведені дослідження впливу декількох видів термічної обробки, таких як відпал, гартування в воду, регламентований відпал, уповільнене охолодження, на структуру і властивості основного металу та зварних з'єднань високоміцного псевдо- β -титанового сплаву, виконаних електронно-променевим та аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом наскрізним проплавленням. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм псевдо- β -титанового сплаву системи Ti-Al-Mo-V-Cr-Zr отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю та порційним подаванням рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор. Встановлено, що найбільш дисперсна внутрішньозеренна структура в основному металі, металі шва і зоні термічного впливу формується в металі та з'єднаннях, підданих гартуванню в воду з подальшим старінням. Така термообробка та структура забезпечують найвищі значення тимчасового опору розриву основного металу на рівні 1300...1310 МПа, зварних з'єднань — 1270...1285 МПа. При цьому зберігаються високі показники ударної в'язкості (23 Дж/см²). Бібліогр. 15, табл. 3, рис. 12.

Ключові слова: псевдо- β -титанові сплави; зварювання; плавлення; термічна обробка; мікроструктура; механічні властивості

Конструкційні псевдо- β -титанові сплави є одними з найбільш перспективних металевих матеріалів на основі титану. Однією з переваг сучасних псевдо- β -сплавів титану є висока технологічність, що дозволяє проводити їх деформацію при більш низьких зусиллях і температурах, ніж традиційних жароміцних і високоміцних сплавів з псевдо- α - і (α + β)-структурами [1, 2]. Крім того, термічна обробка конструкцій з цих сплавів може виконуватися без перенесення в гартувальне середовище, що зменшує деформаційні та залишкові напруги, виключає окислення металу [3].

Титановими β -сплавами вважаються сплави, які при різкому охолодженні від температур β -області гартуються на β -фазу. Коефіцієнт β -стабілізації (K_{β}) таких сплавів більше або дорівнює 1 [4]. Серед цих сплавів виділяють β -сплави і сплави з невеликою кількістю α -фази — так звані псевдо- β -сплави. Псевдо- β -сплави мають $K_{\beta} = 1,4...2,4$, при цьому поліморфне перетворення протікає за схемою $\beta \rightarrow (\beta+\alpha)$. У стабільному стані вони мають ($\beta+\alpha$)-структуру. Титанові сплави зі стабільною β -фазою подібно α -сплавам містять велику кількість дорогих легуючих елементів, але при цьому не можуть бути піддані термічній обробці, у зв'язку з чим вони мають вузьку сферу застосування [5]. Особливістю псевдо- β -сплавів є їх висока пластичність, яка дозволяє піддавати їх інтенсивній холодній деформації. Псевдо- β - і β -титанові сплави при обробці на твердий β -розчин порівняно з α - або α + β -сплавами, що мають

рівну межу плинності, мають значно більш високу пластичність і в'язкість руйнування, а також більшу деформаційну здатність при різних видах навантаження. Водночас їх характеристики міцності можуть бути істотно підвищені за рахунок старіння, що приводить до розпаду β -твердого розчину і виділенню фаз, що зміцнюють [6]. У перспективі це дозволить отримати листові напівфабрикати зі сплавів на основі титану з високими експлуатаційними властивостями. Спроби створення високоміцного титанового сплаву для холодного листового штампування робляться вже давно. Отримання ($\beta+\alpha$)-структури в сплаві досягається введенням великої кількості β -стабілізаторів. Для перших розроблених псевдо- β -сплавів було характерно значний вміст 1...2-х легуючих елементів в значній кількості, еквівалентній 25...26 % Мо. Так сплав B120VCA (Ti-3Al-13V-11Cr, США) містить до 13 % ізоморфного β -титану ванадію та 11 % евтектоїдоутворюючого хрому [7]. Вітчизняний сплав BT15 (Ti-3Al-7,5Mo-11Cr) містить β -стабілізуючі молібден і хром. Трохи пізніше розроблено більш складнолегований сплав TC6 (Ti-3Al-6V-5Mo-11Cr), який містить 11 % хрому, а частина ванадію замінена на молібден [8]. Ці сплави не знайшли широкого застосування в зварних конструкціях через низьку пластичність зварних з'єднань в термічно зміцненому стані. Дослідження сплавів, що містять велику кількість β -евтектоїдного елемента Cr, виявили їх суттєві недоліки: високу схильність до ліквідації легуючих елементів, сильну залежність

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

Таблиця 1. Режими термічної обробки основного металу та зварних з'єднань псевдо- β -титанового сплаву ВТ19

Режим	Термічна обробка	Примітка
1	Нагрівання до 760 °С; витримка 1 год.; охолодження з піччю	Нагрівання та охолодження здійснювалися у вакуумній печі
2	Нагрівання до 760 °С; витримка 1 год.; гартування в воду; старіння при температурі 450 °С 4 год.	Нагрівання в печі без захисної атмосфери
3	Регламентований відпал в печі по режиму нагрівання та витримка при температурі 750 °С 1 год.; охолодження до 680 °С, витримка 1 год.; охолодження до 380 °С, витримка 8 год.; охолодження на повітрі; старіння при 450 °С, витримка 4 год.; охолодження на повітрі	—>—
4	Нагрівання до 760 °С; уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °С/с	Нагрівання та охолодження здійснювалися у вакуумній печі

тривалості старіння від вмісту легуючих елементів і домішок, низьку термічну стабільність, яка обумовлена виділенням в структурі цих сплавів інтерметалідів $TiCr_2$. В металі зварного шва сплаву ВТ15 сполука $TiCr_2$ виявляється після гартування від температур 800...900 °С незалежно від способу зварювання [9, 10]. Нагрівання зварних з'єднань при загартуванні призводить до розвитку дифузійних процесів, які супроводжуються перерозподілом легуючих елементів, випаданню по межах зерен дисперсних виділень $TiCr_2$. При цьому термічна обробка за режимами, зазвичай рекомендованими для основного металу (ОМ), призводить до значної зміни литої крупнозернистої структури β -фази металу шва і катастрофічного зниження пластичності та ударної в'язкості, при тому, що загартований ОМ має максимальні пластичність і ударну в'язкість. Встановлено [11, 12] позитивний вплив на β -сплави ВТ15 та ТС6 цирконію (1 %), що підтвердило доцільність легування всіх β -сплавів цим елементом. На підставі результатів досліджень розроблено перспективний високоміцний псевдо- β -титановий сплав ВТ19 [4], що містить, % : основа — Ti; 2,5...3,5 Al; 5...6 Mo; 3...4 V; 4...5 Cr; 0,5...1,5 Zr та не більше 0,15 Si; 0,10 C; 0,15 O; 0,05 N; 0,015 H.

Вміст β -стабілізуючих елементів в сплаві ВТ19 еквівалентно 13,7...17,0 % Mo при середньому вмісті 15,3 % Mo. Міцність псевдо- β -сплаву ВТ19 в деформованому і зміцненому стані може перевищувати 1500 МПа [13, 14]. Тому доцільно оцінити можливість зміцнення як основного металу, так і металу зварних з'єднань, виконаних зварюванням плавленням.

Метою роботи є визначення впливу декількох видів термічної обробки, таких як відпал, гарту-

вання в воду, регламентований відпал, уповільнене охолодження на структуру та властивості основного металу і зварних з'єднань високоміцного псевдо- β -титанового сплаву ВТ19, виконаних зварюванням плавленням.

Для досягнення поставленої мети досліджено структуру та властивості основного металу та з'єднань, виконаних аргонодуговим зварюванням вольфрамовим електродом (АДЗ) наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту та електронно-променевим зварюванням (ЕПЗ), які після зварювання були піддані термічній обробці за чотири режимами (табл. 1).

Для виплавки зливків титанового сплаву застосовано багатоцільову лабораторну електронно-променеву установку УЕ-208М [15]. Зливки круглого перетину діаметром 110 мм отримували за технологією електронно-променевого плавлення з проміжною ємністю (ЕПП) та порційним подаванням рідкого металу в водоохолоджуваній кристалізатор.

Дослідження хімічного складу отриманих зливків показали, що розподіл легуючих елементів по довжині зливків рівномірний і відповідає марочному складу (табл. 2).

Дослідження якості зливків методами ультразвукової дефектоскопії показали, що в виплавлених способом ЕПП зливках діаметром 110 мм титанового сплаву ВТ19 відсутні нещільності, неметалеві включення з розміром більше 1 мм, а також щільні скупчення більш дрібних включень.

Пластичну деформацію заготовок проводили на прокатному стані марки Skoda 355/500. Реверсивний ДУО стан призначено для експериментальної прокатки смуг сталі, кольорових металів, титанових сплавів мінімальним розміром 250 мм і максимальним — 400 мм ширини. Нагрівання заготовок

Таблиця 2. Розподіл легуючих елементів по довжині отриманого способом ЕПП зливка псевдо- β -титанового сплаву ВТ19, мас. %

Місце відбору проб	Al	Mo	V	Zr	Cr	O	N
Верх	3,2	5,3	3,8	0,8	4,0	0,08	0,005
Середина	3,4	5,2	3,6	0,9	4,2	—	—
Низ	3,5	5,2	3,3	0,9	4,4	—	—
	2,5...3,5	5,0...6,0	3,0...4,0	0,5...1,5	4,0...5,0	<0,15	<0,015

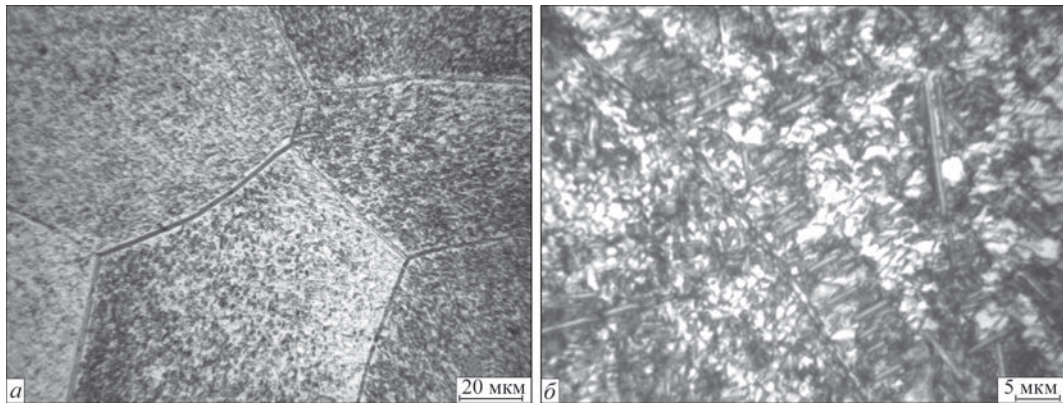


Рис. 1. Мікроструктура ОМ псевдо-β-титанового сплаву в стані після прокату та відпалу: а, б — див. в тексті

здійснювали в електропечі опору потужністю 70 кВт без застосування захисних атмосфери та покриттів. Температура початку деформації становила 1180 °С, кінця — 850 °С. Були отримані пластини шириною 350 мм, довжиною 700 мм, товщиною 6 та 8 мм.

Досліджували вплив термообробки на властивості і структуру ОМ та металу з'єднань псевдо-β-титанового сплаву, зокрема, на властивості з'єднань, виконаних ЕПЗ та зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням без присадного дроту. Частину з'єднань піддавали післязварювальної термічній обробці (відпал при температурі 760 °С протягом 1 год. і охолодження в печі, див. табл. 1, режим 1).

Електронно-променеве зварювання зразків розміром 200×100×8 мм здійснювали на модернізованій установці УЛ-144, яка оснащена енерго блоком ЕІА 60/60.

Аргонодугове зварювання ТІГ зразків розмірами 200×100×6 мм виконували наскрізним проплавленням без подачі присадного дроту.

Вплив пічного відпалу на структуру і властивості основного металу та зварних з'єднань псевдо-β-титанового сплаву. Механічні властивості псевдо-β-титанового сплаву та його зварних з'єднань після термічної обробки наведено в табл. 3.

Основний метал псевдо-β-титанового сплаву в стані після прокату та відпалу містить рівновісні по-

лідрічні зерна з рівномірно розподіленими по тілу зерна дисперсними виділеннями α-фази (рис. 1, а). Розмір α-частинок становить 1...2 мкм і менше. ОМ складається з рівновісних полідрічних первинних β-зерен, в яких в результаті термічної обробки при температурі 760 °С утворилася досить дрібна внутрішньозеренна (α+β)-структура (рис. 1, б). Уздовж границь зерен спостерігається утворення переривчастої α-оторочки товщиною близько 1 мкм. Усередині зерен присутні ділянки з глобулярною структурою, де розмір глобулярних частинок α-фази становить 0,5...2,0 мкм. Пластинчаста складова α-фази в основному зосереджена поблизу границь зерен, де часто пластини розташовуються паралельно один до одного. Виділення α-фази відбувається на границях зерен і слідах деформації (рис. 1, а), товщина її становить близько 1 мкм. Така структура забезпечує основному металу найменшу міцність та досить високу ударну в'язкість (табл. 3).

Метал шва зварного з'єднання складається переважно з нерівновісних, витягнутих у напрямку тепловідводу первинних β-зерен (рис. 2, а) з дуже дрібною внутрішньозеренною структурою, що утворилася після розпаду метастабільних фаз (в основному β-фази) в результаті відпалу цього зварного з'єднання при температурі 760 °С протягом 1-ої години (рис. 2, б). Після стабілізації

Таблиця 3. Механічні властивості псевдо-β-титанового сплаву та його зварних з'єднань

Термічна обробка	Тип зразка	Тимчасовий опір розриву (σ_b), МПа	Границя плинності (σ_r), МПа	Відносне подовження (δ), %	Відносне звуження (ψ), %	Ударна в'язкість (KCV), Дж/см ²
Нагрів до 760 °С; витримка 1 год.; охолодження з піччю	ОМ	958	887	12,0	47,0	27
	ЕПЗ	1027	986	12,0	31,5	26
	ТІГ	981	946	9,7	15,3	29
Гартування в воду і старіння при 450 °С	ОМ	1311	1246	4,9	21,1	22
	ЕПЗ	1285	1234	4,7	20,6	23
	ТІГ	1273	1221	4,1	15,1	11
Регламентований ступінчастий відпал при 750, 680, 380 °С; старіння при 450 °С	ОМ	1078	1004	5,8	24,7	26
	ЕПЗ	1047	985	6,0	25,4	28
	ТІГ	1074	1040	7,3	14,0	19
Уповільнене охолодження зі швидкістю 1 °С/с	ОМ	1086	1022	10,5	34,0	22
	ЕПЗ	1068	1012	11,3	36,0	23
	ТІГ	1033	1005	6,0	12,9	24

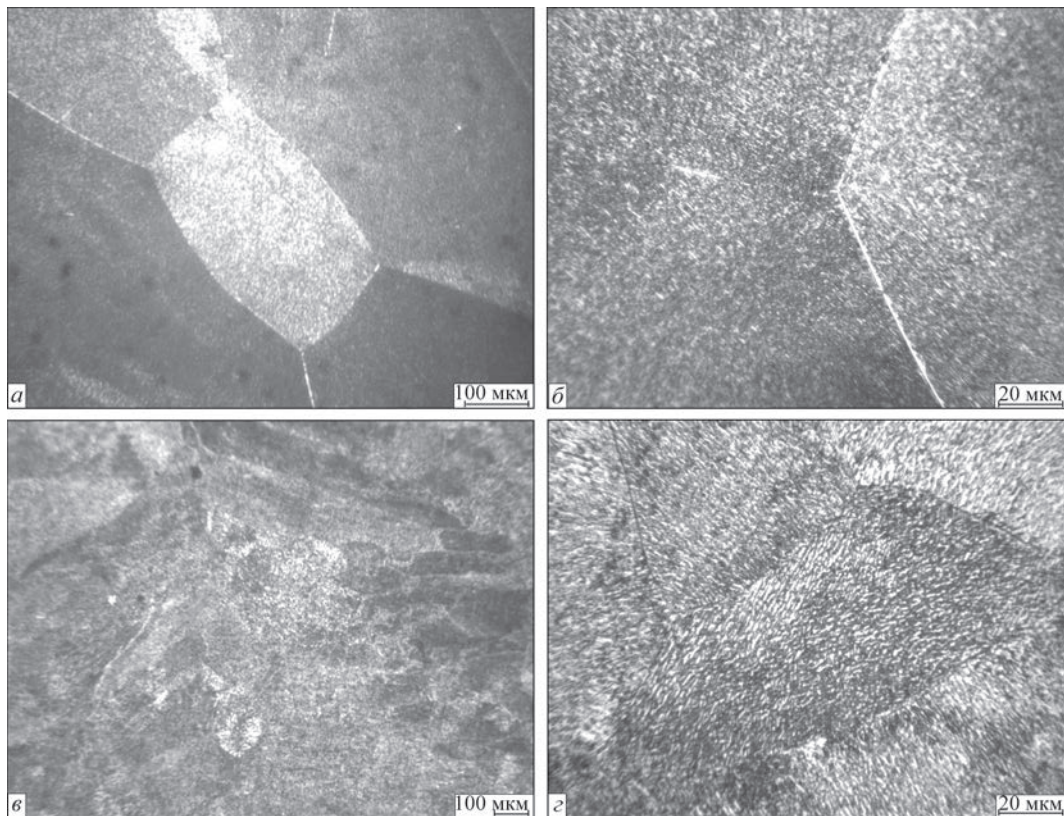


Рис. 2. Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після відпалу при 760 °С, виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (а, б) та ЕПЗ (в, г)

структури металу шва сформувалася рівномірна, однорідна для всього шва дисперсна двофазна ($\alpha+\beta$)-структура. Пластини α -фази мають довжину 2...4 мкм і товщину близько 0,5 мкм, а розмір дисперсних глобулярних частинок становить 0,5...1,0 мкм і менше. Уздовж границь зерен спостерігається суцільна або переривчаста α -оторочка шириною 1,0...1,5 мкм. Дисперсна структура металу шва може забезпечувати високу міцність.

Мікроструктура металу шва зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву, виконаного ЕПЗ, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С складається з рівновісних і витягнутих в напрямку тепловідводу первинних β -зерен (рис. 2, в), які при відпалі зазнали розпад β -фази з утворенням рівномірної однорідної ($\alpha+\beta$)-структури з пластинчастою α -фазою довжиною 1...5 мкм і товщиною 0,5...1,0 мкм (рис. 2, г).

Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання, виконаного аргонодуговим зварюванням ТІГ, показана на рис. 3. Метал ЗТВ пришовної зони складається з рівновісних поліедричних зерен (рис. 3, а) з рівномірною однорідною двофазною ($\alpha+\beta$)-структурою всередині зерна (рис. 3, б). Для ділянки ЗТВ, що межує з ОМ, де при зварюванні температура не перевищувала температури поліморфного перетворення ($T_{п.п.} = 780$ °С), в глибинній зоні спостерігалася спадкова від ОМ частково рекристалізована структура, детально охарактеризована вище. Мі-

кроструктура всередині зерен ідентична внутрішньозеренній структурі металу навколошовної зони. Внутрішньозеренна структура металу ЗТВ складається з пластинчастої α -фази довжиною 2...5 мкм і товщиною до 1 мкм, між якими розташовуються дисперсні частинки α - і β -фази, розмір яких становить менше 1 мкм (рис. 3, б). Границі зерен мають α -оторочку шириною 1...2 мкм.

В металі ЗТВ, виконаного ЕПЗ, в стані після пічного відпалу при температурі 750 °С формується рівномірна однорідна структура, яка аналогічна структурі металу шва з близькими параметрами структурних складових (рис. 3, г).

В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в металі з'єднань, виконаних зварюванням ТІГ титанового псевдо- β -сплаву, формується рівномірна, однорідна дисперсна двофазна ($\alpha+\beta$)-структура з пластинами α -фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 0,5 мкм з показниками тимчасового опору розриву (σ_v) зварних з'єднань на рівні 980 МПа.

Вплив гартування в воду та старіння на структуру і властивості основного металу та зварних з'єднань псевдо- β -титанового сплаву. Структура ОМ в стані після гартування і подальшого старіння (режим 2, табл. 1) представлена на рис. 4. Вона характеризується наявністю смуг нерекристалізованих і рекристалізованих зерен, витягнутих у напрямку прокату (рис. 4, а). Деякі границі зерен мають α -оторочку, внутрішньозеренна струк-

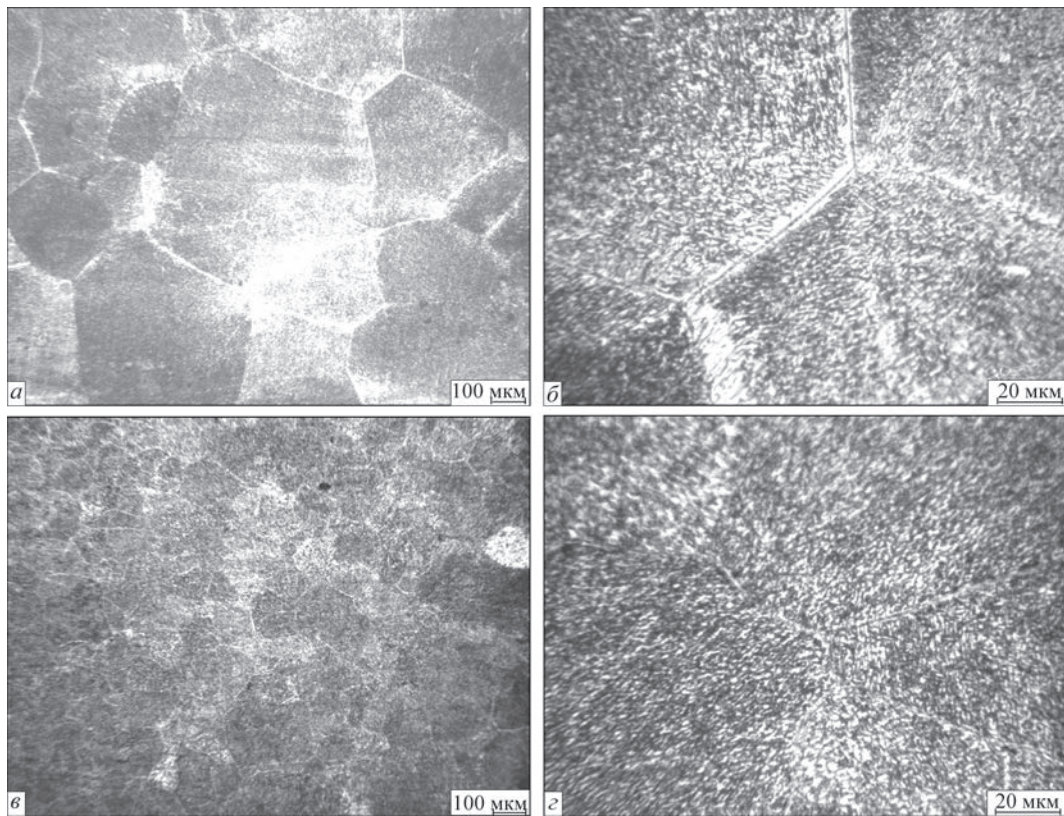


Рис. 3. Мікроструктура металу ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після відпалу $760\text{ }^{\circ}\text{C}$, виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (а, б) та ЕПЗ (в, г)

тура дисперсна, переважають частки розміром $1\text{ }\mu\text{m}$ і менше, окремі α -пластини мають довжину $2\text{...}10\text{ }\mu\text{m}$ при товщині близько $1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 4, б).

В металі шва після гартування і старіння чітко проявляється дендритна структура (рис. 5, а). Тут можна спостерігати зв'язок характеру розпаду β -твердого розчину в металі шва з дендритною структурою, обумовленою ліквідацією легуючих елементів. На тлі дендритної структури спостерігаються витягнуті в напрямку тепловідводу великі первинні β -зерна і в меншій мірі — рівновісні зерна. Мікроструктура всередині зерен металу шва відрізняється високим ступенем дисперсності і рівномірністю (рис. 5, б). Частинки α - і β -фаз, в основному, мають розмір $1\text{ }\mu\text{m}$ і менше.

Внутрішньозеренна структура металу шва, отриманого ЕПЗ, в стані після гартування і старіння дисперсна (рис. 5, в), розмір продуктів розпаду найчастіше не перевищує $1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 5, г). В окремих зернах металу шва має місце субструктура.

Навколошовна зона ЗТВ з'єднання, виконаного ТІГ зварюванням, в стані після гартування і старіння складається з рівновісних полідричних зерен (рис. 6, а) з дисперсною внутрішньозеренною структурою. Розмір часток ($\alpha+\beta$)-структури становить не більше $1\text{ }\mu\text{m}$ (рис. 6, б). Очевидно, що така дисперсна структура після загартування і старіння у всіх ділянках зварного з'єднання повинна забезпечувати високу міцність.

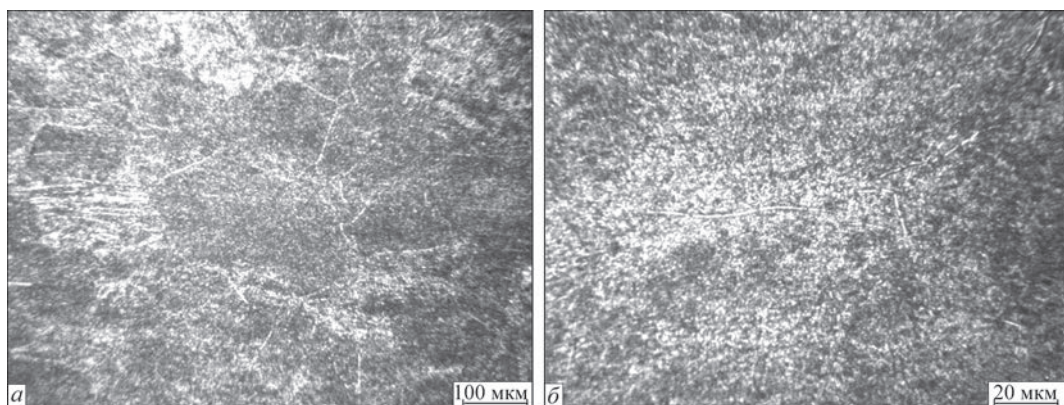


Рис. 4. Мікроструктура ОМ псевдо- β -титанового сплаву в стані після гартування і старіння (режим 2, табл. 1): а, б — див. в тексті

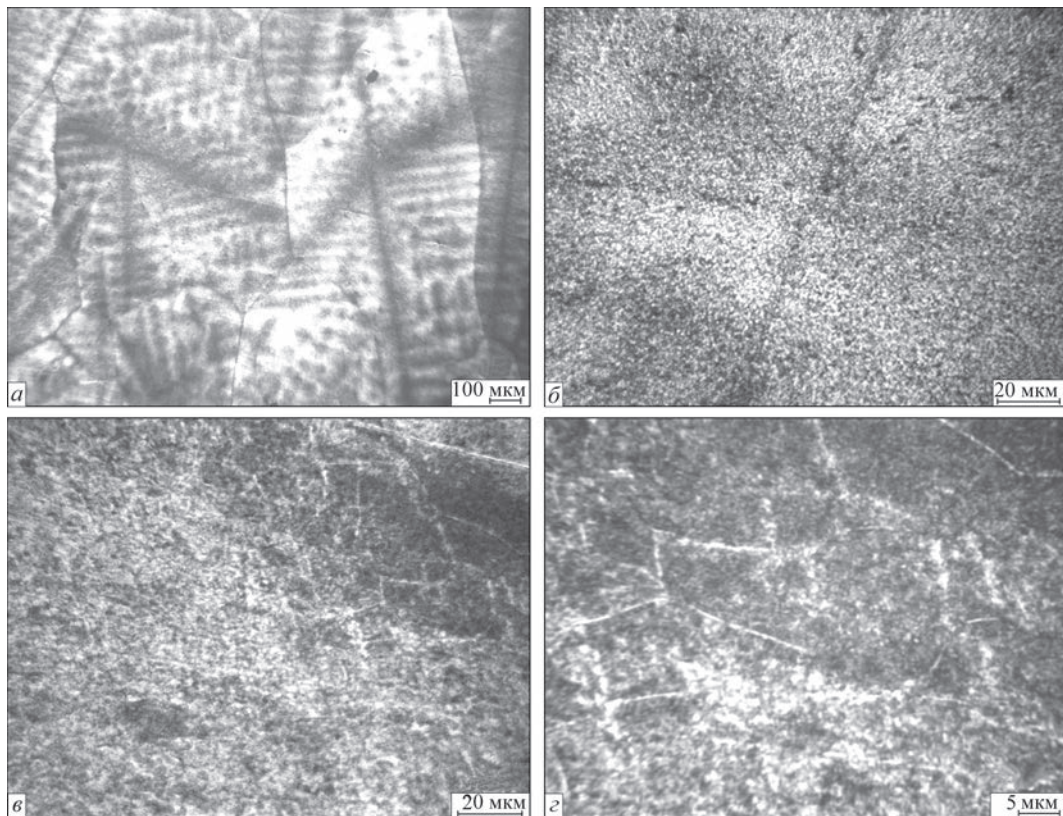


Рис. 5. Мікроструктура металу шва з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після гартування і старіння (режим 2, табл. 1), виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (а, б) та ЕПЗ (в, г)

Метал ЗТВ з'єднання, виконаного ЕПЗ, в стані після гартування і подальшого старіння в наволошовній зоні складається з рівновісних поліедричних зерен. В ЗТВ цього зварного з'єднання утворюються дисперсні продукти розпаду, розмір яких становить 1,0...1,5 мкм і менше (рис. 6, в), в деяких зернах окремі частинки досягають 2...3 мкм (рис. 6, г).

Отже, після гартування і подальшого старіння в зварному з'єднанні титанового псевдо- β -сплаву формується структура металу шва і ЗТВ з високим ступенем дисперсності і рівномірності. Частинки α - і β -фаз, в основному, мають розмір 1 мкм, що забезпечує найбільшу міцність з'єднань. Дисперсна структура у всіх зонах зварного з'єднання сплаву ВТ19 забезпечує йому високу міцність на рівні 1285 МПа при високих показниках ударної в'язкості (KCV) — 23 Дж/см².

Вплив ступеневого регламентованого відпалу на структуру і властивості основного металу та зварних з'єднань псевдо- β -титанового сплаву. В ОМ псевдо- β -титанового сплаву в стані після ступеневого відпалу по режиму 3 на границях первинних β -зерен спостерігається виділення дисперсних частинок β - і α -фаз (рис. 7, а). Розмір більшості дисперсних частинок становить 1 мкм і менше, деякі частинки α -фази досягають 3...5 мкм при товщині близько 1 мкм (рис. 7, б). Границі зерен потовщені, ширина α -оторочки становить 1...2 мкм.

Метал шва, виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням, в стані після ступене-

вого відпалу складається переважно з великих, витягнутих у напрямку тепловідводу, майже вертикальних зерен з дендритною структурою (рис. 8, а). Таким чином, видно зв'язок фазового складу металу шва після термічної обробки з його дендритною структурою. Це пов'язано з локалізацією α - і β -стабілізаторів в різних ділянках дендритної структури при охолодженні металу шва після зварювання. Так, по осях дендритів локалізуються β -стабілізуючі, а в міждендритних проміжках — α -стабілізуючі легуючі елементи, темні та світлі ділянки відповідно (рис. 8, а).

Після старіння в міждендритних проміжках відбувається виділення більшої кількості α -фази і її частки більше, ніж по осях дендритів. Після термічної обробки, що складається зі ступеневого відпалу і подальшого старіння, β -фаза, що фіксується після зварювання, розпадається з виділенням дисперсних α - і β -частинок. Уздовж границь зерен присутня α -оторочка товщиною до 2 мкм (рис. 8, б). Розпад β -твердого розчину відбувається нерівномірно і неоднорідно, що пов'язано з дифузією легуючих елементів при зварюванні і їх концентрацією в різних ділянках дендритної структури металу шва. Поряд з ділянками, де в результаті розпаду β -фази утворилася дуже дисперсна структура, що складається з частинок β - і α -фаз розміром в 1 мкм і менше, присутні ділянки, де розмір α -пластин досягає 2...7 мкм при товщині до 1,5 мкм.

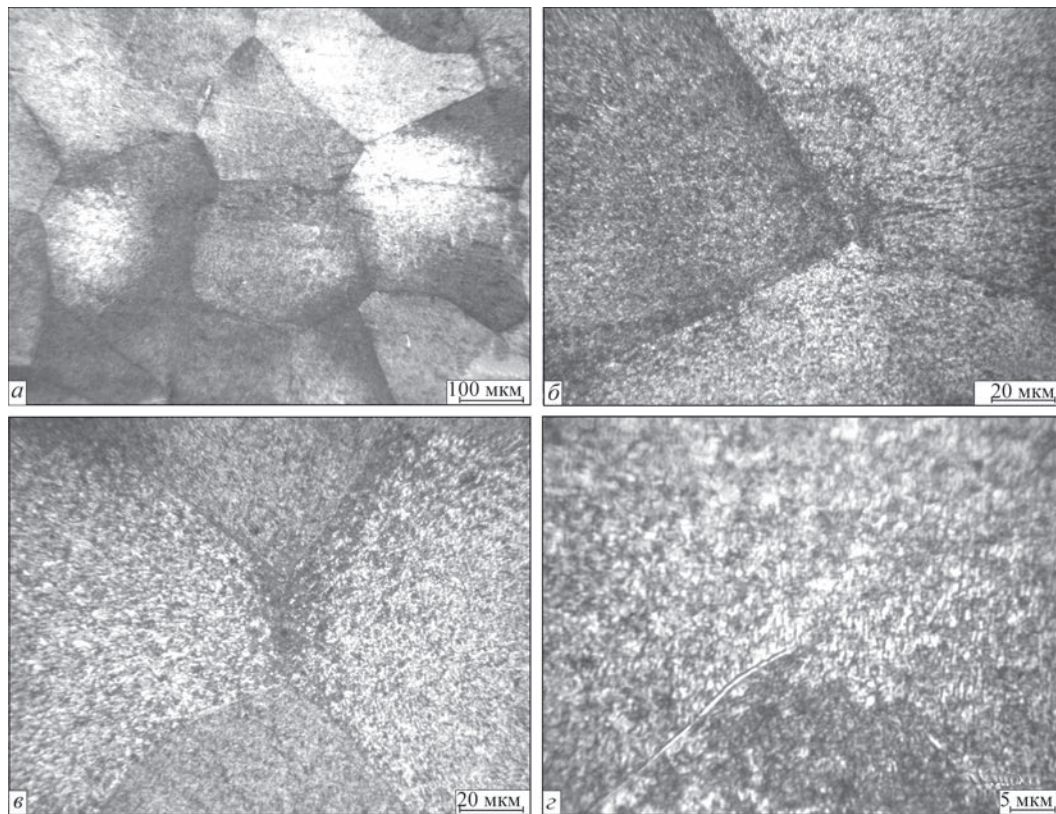


Рис. 6. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після гартування і старіння по режиму 2, виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (а, б) та ЕПЗ (в, з)

Метал шва, виконаного ЕПЗ, в стані після ступеневого відпалу по режиму 3 складається з витягнутих в напрямку тепловідводу і рівновісних зерен, розташованих уздовж осі шва (рис. 8, в). Слід зауважити, що дендритна структура електронно-променевого шва після термічної обробки майже не виявляється, мабуть охолодження металу шва малого обсягу відбувалося так швидко, що дифузійні процеси не знайшли такого розвитку, як при зварюванні ТІГ.

Внутрішньозеренна структура металу шва, виконаного ЕПЗ (рис. 8, з), ідентична внутрішньозеренній структурі металу шва, виконаного ТІГ, у випадку термічної обробки при одному й тому ж режимі. Розмір α -пластин в металі шва, виконаного ЕПЗ, становить 1...6 мкм при товщині до 1 мкм, по границям зерен присутня α -оторочка.

Навколошовна частина металу ЗТВ, що піддавалася при зварюванні нагріванню до температур, вищих за $T_{п.п.}$, складається з рівновісних полідричних β -зерен (рис. 9, а), які зазнали після термічної обробки розпаду з утворенням дисперсної ($\alpha+\beta$)-структури. Розмір α -пластин становить 1...4 мкм (рис. 9, б). Деякі границі зерен мають α -оторочку шириною 1,0...1,5 мкм.

Слід зазначити, що ЗТВ зварного з'єднання псевдо- β -титанового сплаву, виконаного ЕПЗ, має меншу ширину, ніж після ТІГ. Ділянка ЗТВ, де нагрів відбувався до температур вище $T_{п.п.}$, складається з рівновісних полідричних зерен (рис. 9, в), по границях спостерігається α -оторочка шириною 1,0...1,5 мкм. Пластини α -фази всередині зерна мають довжину 1...4 мкм при товщині до 1,5 мкм (рис. 9, з).

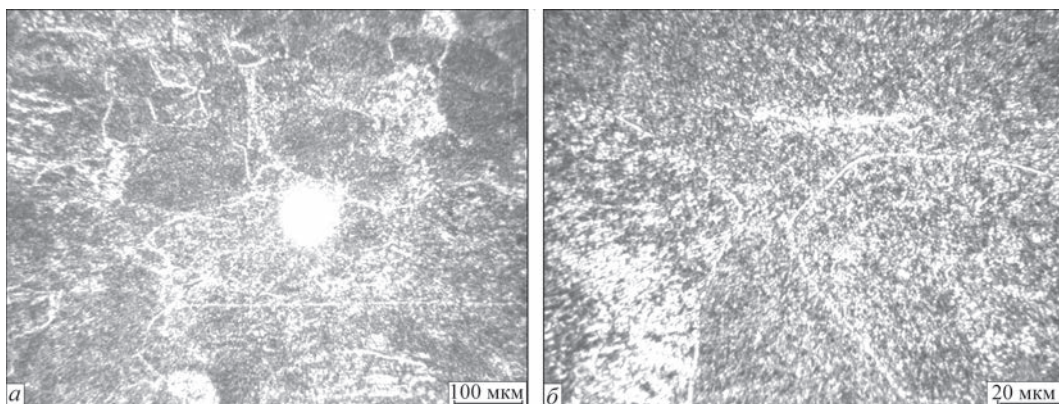


Рис. 7. Мікроструктура ОМ в стані після регламентованого відпалу (режим 3, табл. 1): а, б — див. в тексті

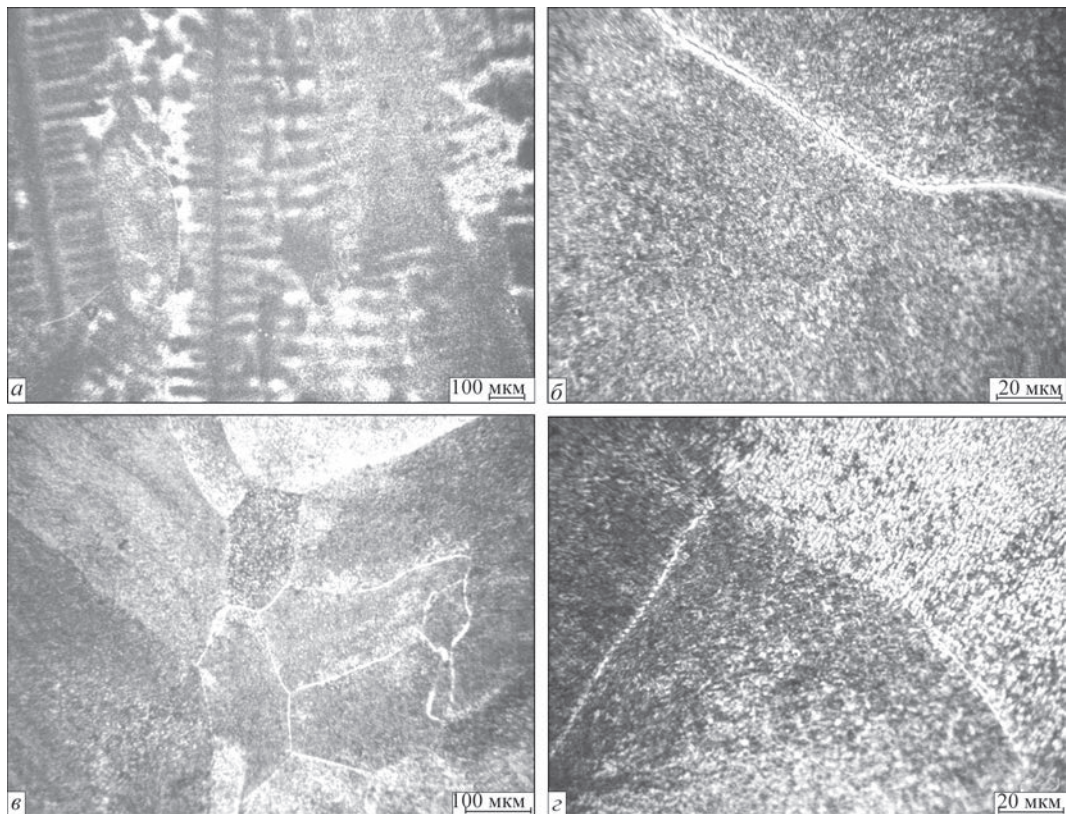


Рис. 8. Мікроструктура металу шва з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після регламентованого відпалу (режим 3, табл. 1), виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (*a, б*) та ЕПЗ (*в, г*)

Таким чином, ступінчатий відпал призводить до формування в структурі металу шва і ЗТВ зварного з'єднання більш крупних елементів. Розмір α -пласт-

тин в металі шва становить 1...6 мкм при товщині до 1 мкм, а в ЗТВ пластини α -фази всередині зерна мають довжину 1...4 мкм при товщині до 1,5 мкм.

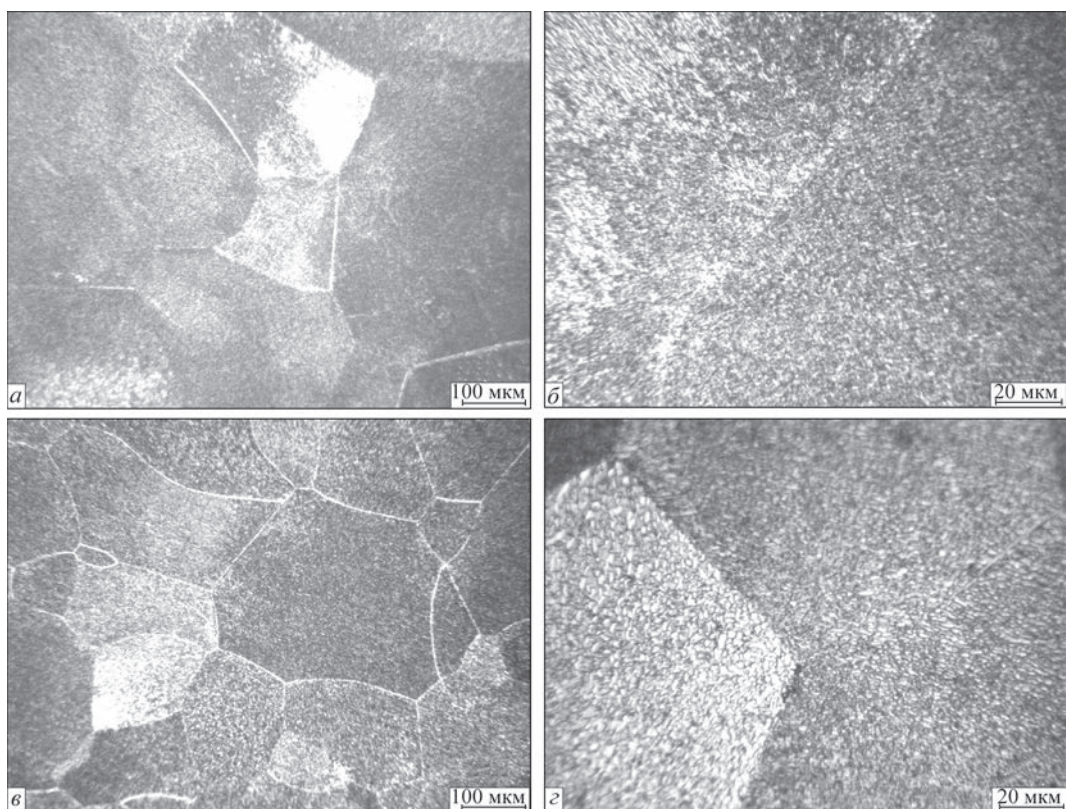


Рис. 9. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після регламентованого відпалу (режим 3, табл. 1), виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (*a, б*) та ЕПЗ (*в, г*)

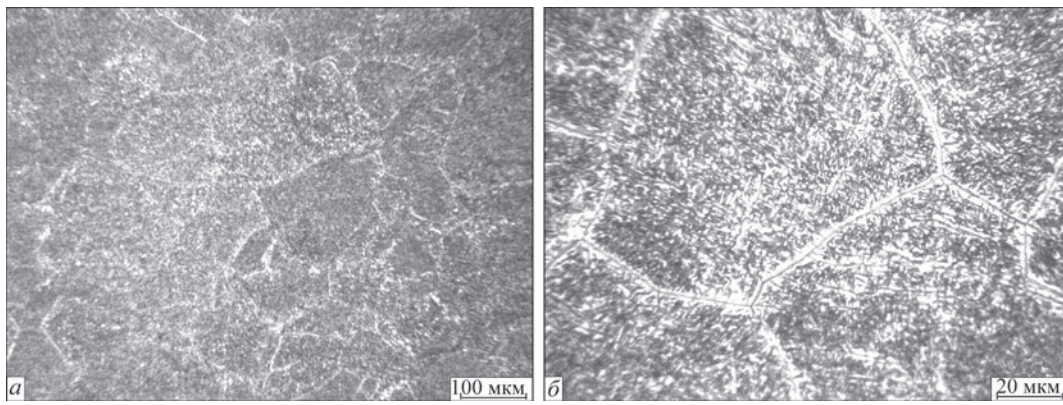


Рис. 10. Мікроструктура ОМ псевдо- β -титанового сплаву в стані після відпалу з уповільненим охолодженням (режим 4, табл. 1): *a, б* — див. в тексті

Вплив уповільненого охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/c на структуру і властивості основного металу та зварних з'єднань псевдо- β -титанового сплаву (режим 4, табл. 1). Мікроструктура ОМ після відпалу при 760 °C з витримкою 1 год. та уповільненим охолодженням з регламентованою швидкістю 1 °C/c представляє собою рекристалізовані зерна. Усередині зерна присутні дисперсні частинки ($\alpha+\beta$)-фази розміром до 1 мкм, а також пластинчаста α -фаза розміром 2...5 мкм, в проміжках якої знаходиться β -фаза. Поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром 1 мкм і менше в структурі присутні α -пластини розміром 2...7 мкм та товщиною до 1 мкм (рис. 10, *a*). На границях деяких

зерен присутня α -оторочка шириною 1,0...1,5 мкм (рис. 10, *б*).

В металі шва зварного з'єднання, виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням, в стані після відпалу з подальшим уповільненим охолодженням спостерігається дендритна структура (рис. 11, *a*). Границі деяких зерен мають α -оторочку шириною до 1 мкм. Всередині зерна розпад β -фази після термічної обробки привів до утворення як дисперсних частинок розміром 1 мкм і менше, так і пластинчастої α -фази розміром 2...7 мкм та товщиною близько 1 мкм (рис. 11, *б*).

Уповільнене охолодження з регламентованою швидкістю 1 °C/c викликає в металі шва, виконаного ЕПЗ, розпад β -фази з виділенням α - і β -части-

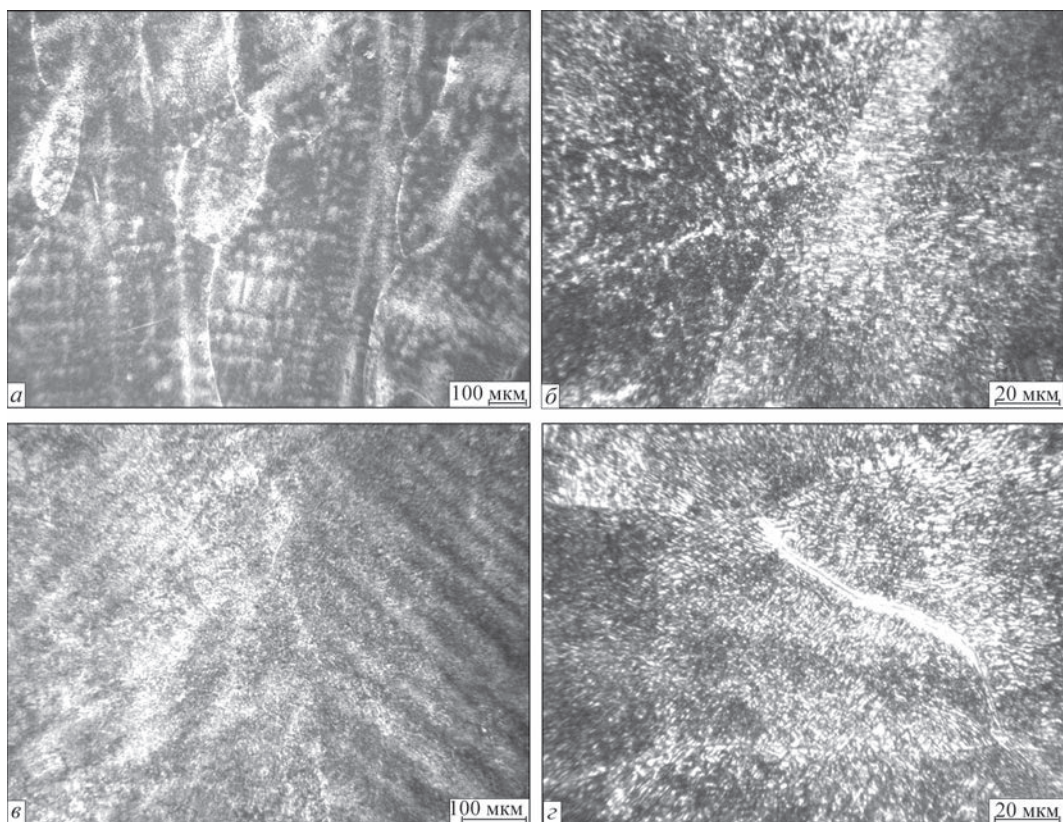


Рис. 11. Мікроструктура металу шва з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після відпалу з уповільненим охолодженням (режим 4, табл. 1), виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (*a, б*) та ЕПЗ (*в, г*)

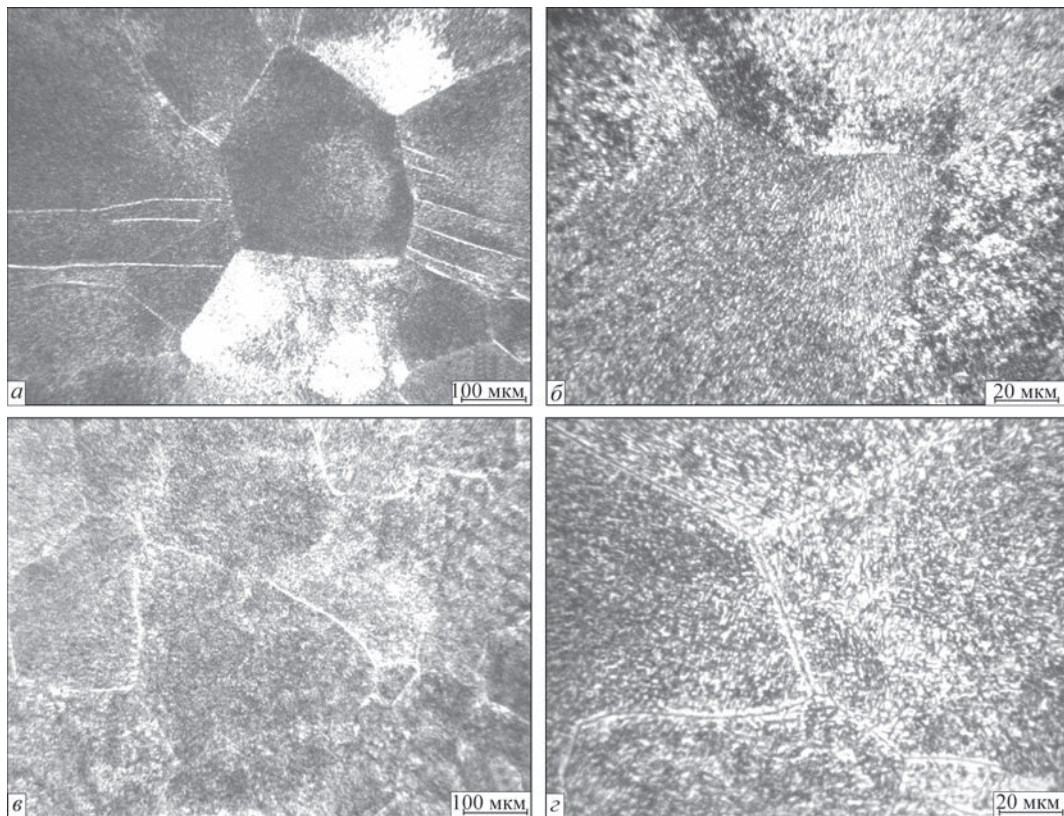


Рис. 12. Мікроструктура металу ЗТВ з'єднання псевдо- β -титанового сплаву в стані після відпалу з уповільненим охолодженням (режим 4, табл. 1), виконаного зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням (а, б) та ЕПЗ (в, г)

нок різних розмірів (рис. 11, в). Поряд з дисперсними продуктами розпаду розміром менше 1 мкм на тлі β -матриці спостерігаються α -пластини завдовжки 2...5 мкм (рис. 11, г).

Основний метал та зварні з'єднання, піддані регламентованому ступінчатому відпалу, мають найменші значення міцності і складають 1047 МПа для ЕПЗ (див. табл. 3). Ударна в'язкість знаходиться майже на рівні зразків, підданих відпалу.

Метал ділянки ЗТВ, виконаного зварюванням ТІГ, що нагрівається до температури вище $T_{п.п.}$, складається з рівновісних поліедричних β -зерен, що утворилися в результаті дії температур вище $T_{п.п.}$ при зварюванні і зазнали розпаду з виникненням ($\alpha+\beta$)-структури в результаті дії термічної обробки (рис. 12, а). Внутрішньозеренна структура характеризується присутністю як дисперсних виділень розміром до 1 мкм, так і пластинчастої α -фази розміром до 7 мкм, причому переважають пластини завдовжки 2...4 мкм і товщиною близько 1 мкм (рис. 12, б).

В ЗТВ з'єднання, виконаного ЕПЗ, також має місце розмаїтість структурних складових. Метал навколошовної зони складається з рівновісних поліедричних зерен, по границях яких спостерігається α -оторочка шириною близько 1 мкм (рис. 12, в). В ЗТВ на тлі β -матриці присутні дисперсні частинки розміром до 1 мкм, а також пластинчасті α -частинки довжиною 2...4 мкм і товщиною 1,0...1,5 мкм (рис. 12, г).

Дослідження показали, що в результаті уповільненого охолодження від температури відпалу псевдо- β -титанового сплаву в ОМ, металі шва та ЗТВ утворилися більш різноманітні за розмірами α -частинки, ніж в ОМ і з'єднаннях, підданих загартуванню зі старінням або регламентованому ступінчастому відпалу. В результаті в металі сформувалася нерівномірна структура, яка містить більш різні за розмірами елементи і складається як з частинок β - і α -фази розміром 1 мкм і менше, так і α -пластин довжиною 2...7 мкм. Але така структура не надає високих значень міцності основного металу та з'єднань. Показники тимчасового опору розриву знаходяться на рівні 1030...1070 МПа.

Таким чином, після гартування і подальшого старіння в високоміцному псевдо- β -титановому сплаві та його зварному з'єднанні формується структура з найбільшим ступенем дисперсності і рівномірності, при цьому частинки α - і β -фаз, в основному, мають розмір не більше 1 мкм, а в ЗТВ їх розмір становить 1,0...1,5 мкм. Така структура забезпечує найбільшу міцність металу та з'єднань.

Аналіз механічних властивостей ОМ та металу зварних з'єднань титанового псевдо- β -сплаву, виконаних ЕПЗ і аргонодуговим зварюванням ТІГ наскрізним проплавленням, які були піддані чотирьом видам термічної обробки (див. табл. 1), дозволив зробити висновок, що найвищі показники σ_B мають ОМ та зварні з'єднання після загартування

в воду з подальшим старінням і становлять для основного металу на рівні 1300...1310 МПа, а для з'єднань ЕПЗ — 1285 МПа при показниках ударної в'язкості на рівні 23 Дж/см² (див. табл. 3). Гартування в воду з наступним старінням дозволяє підняти міцність з'єднань, виконаних зварюванням ТІГ, з 981 до 1273 МПа в стані після відпалу.

Найменші значення міцності мають з'єднання, що були піддані відпалу з охолодженням в печі і становлять 960...1020 МПа.

Якщо розглядати зміцнюючу термічну обробку без перенесення в охолоджуюче середовище (воду), а лише охолодження в печі, то рівень міцності складатиме для ОМ 1070...1080 МПа, а для з'єднань — 1030...1060 МПа. В цьому разі можливо надати перевагу режиму 3 (див. табл. 1). В зв'язку з тим, що ударна в'язкість зразків з гострим надрізом (КСІ) дещо вища у зразків ОМ та з'єднань, виконаних регламентованим ступінчастим відпалом, та складає 26...28 проти 22...24 Дж/см² у зразків після відпалу з уповільненим охолодженням (режим 4, табл. 1). Це можливо пояснити тим, що в ОМ, металі шва та ЗТВ утворилися більш різноманітні за розмірами α -частинки, ніж в металі і з'єднаннях, підданих загартуванню зі старінням.

Таким чином, гартування з подальшим старінням для псевдо- β -титанового сплаву та його зварних з'єднань сприяє формуванню структури з найбільшими ступенем дисперсності і рівномірності, показниками тимчасового опору розриву та високими значеннями ударної в'язкості.

Висновки

1. Досліджено властивості високоміцного псевдо- β -титанового сплаву та його з'єднань, виконаних зварюванням ТІГ та ЕПЗ після трьох видів термічної обробки. Встановлено, що найвищі значення міцності на рівні 1270...1280 МПа мають ОМ та метал з'єднання після гартування в воду з подальшим старінням, при цьому в ОМ, металі шва та ЗТВ формується найбільш дисперсна внутрішньозеренна структура, в якій розмір α -фази не перевищує 1 мкм, а уповільнене та ступеневе охолодження дозволяє підняти міцність з'єднань до рівня 1030...1070 МПа.

2. В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С з послідовним уповільненим охолодженням з регламентованою швидкістю 1 °С/с в металі високоміцного псевдо- β -титанового сплаву та в металі з'єднань, виконаних зварюванням ТІГ та ЕПЗ, формується двофазна ($\alpha+\beta$)-структура з найбільш різноманітними частинами пластинчастої α -фази розміром до 1...7 мкм.

3. В результаті впливу відпалу при температурі 760 °С в високоміцному псевдо- β -титановому сплаві та в металі з'єднань, виконаних зварюванням ТІГ та ЕПЗ, формується рівномірна, однорід-

на дисперсна двофазна ($\alpha+\beta$)-структура з пластинками α -фази довжиною 2...4 мкм і товщиною 0,5 мкм з показниками тимчасового опору розриву зварних з'єднань на рівні 980 МПа.

Список літератури

- Boyer R.R., Briggs R.D. (2005) The use of β -titanium alloys in the aerospace industry. *J. of Materials Eng. and Performance*, 14(6), 681–685.
- Cotton J.D., Briggs, R.D., Boyer, R.R. et al. (2015) State of the art in beta titanium alloys for airframe applications. *JOM*, 67(6), 1281–1303.
- Liu H., Wang H., Zhang Z. et al. (2019) Enhancing the mechanical properties of electron beam welded TC17 titanium alloy joint by post-weld heat treatment. *J. of Alloys and Compounds*, 810, 151937.
- Хорев А.И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, 6, 2–5.
- Хорев А.И. (2010) Теория легирования и термической обработки конструкционных ($\alpha+\beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности. *Вестник машиностроения*, 7, 32–39.
- Fan J.K., Kou H.C., Lai M.J. et al. (2013) Hot deformation mechanism and microstructure evolution of a new near β -titanium alloy. *Materials Sci. and Eng. A*, 584, 121–132.
- Khorev A.I. (2011) Thermal and thermomechanical treatment of titanium alloys. *Russian Eng. Research*, 31(12), 1227–1232.
- Li M., Xiong A., Huang W. et al. (2002) Microstructural evolution and modelling of the hot compression of a TC6 titanium alloy. *Materials Characterization*, 49(3), 203–209.
- Гуревич С.М., Замков В.Н., Кушниренко Н.А. (1971) Сварка титановых сплавов типа ВТ15. *Автоматическая сварка*, 10, 46–50.
- Santos D.S., Bououdina M., Fruchart D. (2002) Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary TiCr_2-xVx compounds with $0,0 \leq x \leq 1,2$. *J. of Alloys and Compounds*, 340(1–2), 101–107.
- Poryadchenko N.Y., Kuz'menko M.M., Oryshych I.V. et al. (2005) High-temperature strength of titanium alloys alloyed with silicon, aluminum and zirconium in air. *Mater Sci.* 41(2), 230–236. <https://doi.org/10.1007/s11003-005-0155-1>
- Datskevich O., Kulak L., Miracle D. et al. (2002) Study of the effect of thermal treatment on the structure and properties of Ti–Al–Si–Zr system alloys. *Proc. of the Intern. Conf. on Sci. for Materials in the Frontier of Centuries: Advantages and Challenges*, Kyiv, Nov., 2002, 2. Institute for Problems in Materials Sci., Kyiv.
- Хорев А.И. (2010) Повышение конструкционной прочности термически и термомеханически упрочняемых титановых сплавов. *Вестник машиностроения*, 5, 26–34.
- Ахонин С.В., Северин А.Ю., Белоус В.Ю. и др. (2017). Структура и свойства титанового сплава ВТ19, полученного способом электронно-лучевой плавки, после термомеханической обработки. *Современная электрометаллургия*, 3, 19–24.
- Ахонин С.В., Пикулин А.Н., Березос В.А. и др. (2019) Лабораторная электронно-лучевая установка УЭ-208М. *Там же*, 3, 15–22.

References

- Boyer, R.R., Briggs, R.D. (2005) The use of β -titanium alloys in the aerospace industry. *J. of Materials Eng. and Performance*, 14(6), 681–685.

2. Cotton, J.D., Briggs, R.D., Boyer, R.R. et al. (2015) State of the art in beta titanium alloys for airframe applications. *JOM*, 67(6), 1281–1303.
3. Liu, H., Wang, H., Zhang, Z. et al. (2019) Enhancing the mechanical properties of electron beam welded TC17 titanium alloy joint by post-weld heat treatment. *J. of Alloys and Compounds*, 810, 151937.
4. Khorev, A.I. (2012) Titanium superalloy VT 19. *Tekhnologiya Mashinostroeniya*, 6, 2–5 [in Russian].
5. Khorev, A.I. (2010) Theory of alloying and heat treatment of structural ($\alpha+\beta$)-titanium alloys of high and super high strength. *Vestnik Mashinostroeniya*, 7, 32–39 [in Russian].
6. Fan, J.K., Kou, H.C., Lai, M.J. et al. (2013) Hot deformation mechanism and microstructure evolution of a new near β -titanium alloy. *Materials Sci. and Eng. A*, 584, 121–132.
7. Khorev, A.I. (2011) Thermal and thermomechanical treatment of titanium alloys. *Russian Eng. Research*, 31(12), 1227–1232.
8. Li, M., Xiong, A., Huang, W. et al. (2002) Microstructural evolution and modelling of the hot compression of a TC6 titanium alloy. *Materials Characterization*, 49(3), 203–209.
9. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Kushnirenko, N.A. (1971) Welding of titanium alloys of VT15 type. *Avtomatich. Svarka*, 10, 46–50 [in Russian].
10. Santos, D.S., Bououdina, M., Fruchart, D. (2002) Structural and thermodynamic properties of the pseudo-binary $TiCr_2-xVx$ compounds with $0.0 \leq x \leq 1,2$. *J. of Alloys and Compounds*, 340(1–2), 101–107.
11. Poryadchenko, N.Y., Kuz'menko, M.M., Oryshych, I.V. et al. (2005) High-temperature strength of titanium alloys alloyed with silicon, aluminum and zirconium in air. *Mater. Sci.* 41(2), 230–236. <https://doi.org/10.1007/s11003-005-0155-1>
12. Datskevich, O., Kulak, L., Miracle, D. et al. (2002) Study of the effect of thermal treatment on the structure and properties of Ti–Al–Si–Zr system alloys. In: *Proc. of the Intern. Conf. on Sci. for Materials in the Frontier of Centuries: Advantages and Challenges*, Kyiv, Nov., 2002, 2. IPMS, Kyiv.
13. Khorev, A.I. (2010) Increase of structural strength of thermal-ly and thermomechanically-hardened titanium alloys. *Vestnik Mashinostroeniya*, 5, 26–34 [in Russian].
14. Akhonin, S.V., Severin, A.Yu., Belous, V.Yu. et al. (2017) Structure and properties of titanium alloy VT19, produced by the electron beam melting, after thermomechanical treatment. *Sovrem. Elektrometall.*, 3, 19–24 [in Russian].
15. Akhonin, S.V., Pikulin, A.N., Berezos, V.A. et al. (2019) Laboratory electron beam unit UE-208M. *Ibid.*, 3, 15–22 [in Russian].

HEAT TREATMENT OF HIGH-STRENGTH PSEUDO-B-TITANIUM ALLOY PRODUCED BY EBM PROCESS AND OF ITS WELDED JOINTS

S.V. Akhonin, V.Yu. Bilous, 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: office@paton.kiev.ua

The effect of several kinds of heat treatment, such as annealing, water quenching, controlled annealing, slow cooling, on the structure and properties of base metal and welded joints of high-strength pseudo- β -titanium alloy, produced by electron beam welding and tungsten electrode argon-arc welding with through penetration was studied. Ingots of a round cross-section of 110 mm diameter from pseudo- β -titanium alloy of Ti–Al–Mo–V–Cr–Zr system were produced by the technology of cold hearth electron beam melting and portioned feed of liquid metal into a water-cooled mould. It is found that the most finely-dispersed structure in the base metal, weld metal and HAZ forms in the metal and joints subjected to water quenching with further ageing. Such heat treatment and structure provide the highest values of ultimate strength of the base metal on the level of 1300...1310 MPa, and of welded joints on the level of 1270...1285 MPa. Here, high values of impact toughness are preserved (23 J/cm²). Ref. 15, Tabl. 3, Fig. 12.

Key words: pseudo- β -titanium alloys; welding; fusion; heat treatment; microstructure; mechanical features

Надійшла до редакції 05.12.2019

НОВА КНИГА



Кусков Ю.М., Рябцев И.А., Кузьменко О.Г., Лентягов И.П. **Электрошлаковые технологии наплавки и рециклинга металлических и металлосодержащих отходов.** (Под общей редакцией д.т.н., проф. И.А. Рябцева). К.: Интерсервис, 2020. – 288 с.

В книге обобщен опыт ученых ИЭС им. Е.О. Патона Национальной академии наук Украины, других организаций стран СНГ и промышленно развитых стран в области разработки технологий, материалов и оборудования для ЭШН и электрошлаковых процессов рециклинга металлических и металлосодержащих отходов, т.е. возвращения отходов производства в круговорот «производство – потребление». Рассмотрены проблемы физико-химического взаимодействия электродного и присадочного металла и шлака и особенности этого взаимодействия в упомянутых электрошлаковых процессах. Описаны технологии и техника основных способов ЭШН и рециклинга, приведены примеры их промышленного применения. Рассмотрены дефекты, которые появляются при ЭШН в зоне сплавления и в наплавленном металле, рассмотрены причины их появления, описаны меры по их предупреждению.

Книга рассчитана на инженерно-технических работников, занятых в области наплавочного и сварочного производства. Может быть полезна преподавателям, аспирантам и студентам технических университетов.
ISBN 978-617-696-939-6

Замовлення на книгу надсилати до редакції журналу