

# СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНОГО ПСЕВДО- $\alpha$ -ТИТАНОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Ti–Al–Sn–Zr–Mo–V–Si И ЕГО СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

С.Г. Григоренко, В.Ю. Белоус, Т.Г. Таранова, Э.Л. Вржижевский, В.А. Костин

ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины.

03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: [office@paton.kiev.ua](mailto:office@paton.kiev.ua)

Исследованы структура жаропрочного псевдо- $\alpha$ -титанового сплава и особенности формирования структуры сварных соединений, полученных электронно-лучевой сваркой с разной фокусировкой луча. Слиток опытного титанового сплава выплавляли способом электронно-лучевой тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием. Такой способ позволяет получать однородный расплав и после его охлаждения однородные по химическому составу слитки. Изучены влияние параметров луча на форму и структуру металла шва, а также стойкость к образованию трещин в титановом жаропрочном сплаве. Определены механические свойства соединений при разных режимах электронно-лучевой сварки исследуемого сплава. Библиогр. 11, табл. 2, рис. 8.

*Ключевые слова:* жаропрочные и титановые сплавы; электронно-лучевая тигельная плавка; электромагнитное перемешивание; сварное соединение; слиток; структура; свойства

Жаропрочные  $\alpha$ - и псевдо- $\alpha$ -титановые сплавы благодаря своим значительным преимуществам (термической стабильности, хорошей свариваемости, высокой коррозионной стойкости, экономической эффективности) широко применяются в сварных конструкциях различного назначения в отечественной и зарубежной практике. В двигателестроении жаропрочные сплавы на основе титана являются материалами, которые заменяют традиционно используемые в данных областях жаропрочные сплавы на основе никеля, кобальта и железа.

Повышение уровня эксплуатационных свойств и рабочих температур псевдо- $\alpha$ -титановых сплавов обеспечивается легированием. Для улучшения их свойств используется комплексное легирование. Основным  $\alpha$ -стабилизатором в традиционных жаропрочных титановых сплавах является алюминий, содержание которого обычно находится в пределах 2...6 %. Также в систему Ti–Al вводят нейтральные стабилизаторы (Zr, Sn) и небольшое количество  $\beta$ -стабилизаторов (Nb, Mo, V, Si) [1–3]. Нейтральные упрочнители, существенно не меняя фазовый состав сплавов, заметно повышают их прочностные характеристики. Небольшое количество  $\beta$ -стабилизаторов предотвращает хрупкость высоколегированных сплавов системы Ti–Al, повышает их прочность, жаропрочность и технологическую пластичность [4–6]. Для работы при повышенных температурах псевдо- $\alpha$ -титановые сплавы имеют целый ряд преимуществ по сравнению с другими сплавами. В первую очередь — это максимальное сопротивление ползучести, хорошая свариваемость, способность сохранять высокую пластичность и прочность после длительного действия рабочих температур и напряжений, т. е.

термическую стабильность [5, 7, 8]. Большинство жаропрочных титановых сплавов содержат кремний, который является наиболее эффективным элементом для повышения длительной прочности и сопротивлению ползучести. Сложнолегированные жаропрочные псевдо- $\alpha$ -титановые сплавы, содержащие кремний, представляются перспективными для применения в узлах, работающих длительно при температурах выше 600 °С [8].

В данной работе исследовали структуру жаропрочного псевдо- $\alpha$ -титанового сплава, полученного способом электронно-лучевой тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием (ЭЛТП) [9], а также влияние технологических приемов при электронно-лучевой сварке (ЭС) на формирование структуры сварного соединения и его механические свойства.

Способ ЭЛТП позволяет получить однородный расплав и после его охлаждения однородные по химическому составу слитки. Диаметр слитка составлял 70 мм, масса — 10 кг. Затем слиток подвергся термомеханической обработке. Сначала его прокатали в пластину толщиной 9...11 мм на двухвалковом реверсивном стане. При достижении в печи заданной температуры заготовку выдерживали в течение 1 ч, а после этого подвергали деформированию. При прокатке для получения дисперсной структуры осуществляли 60...70%-ную деформацию в  $\beta$ -области (1050...1100 °С), а оставшиеся 30...40 % — в  $\alpha$ -области (900 °С). После прокатки металл отжигали при температуре 800 °С.

Из деформированной пластины вырезали образцы для дальнейших исследований микроструктуры, свариваемости, механических испытаний. Химический состав опытного сплава определяли

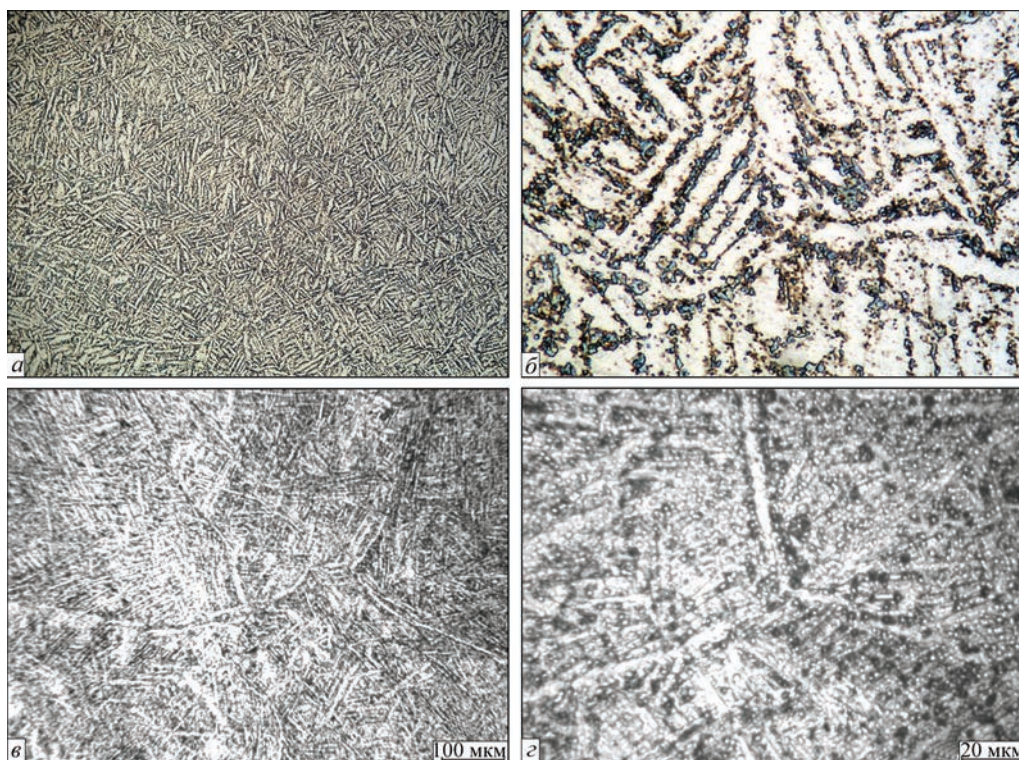


Рис. 1. Микроструктура опытного сплава: а, б — световая металлография ( $\times 200$  и  $1000$  соответственно); в, г — электронная микроскопия

методом спектрального анализа, содержание газов в металле — на газоанализаторах TN-114 и RO-316 фирмы «LECO» (США). Изучение микроструктуры и микрофотосъемку проводили на микроскопах Neophot-32 (ГДР) и растровом электронном сканирующем JSM-840 фирмы «JEOL» (Япония), оснащенных ПК, цифровой фотокамерой OLYMPUS и системой архивирования. Микротвердость измеряли на твердомере М-400 фирмы «LECO» (США) при нагрузке 10 г. Исследование состава дисперсных упрочняющих частиц проводили на приборе JAMP 9500F с использованием двух дополняющих друг друга способов — энергодисперсионной спектроскопии (ЭДС) и Оже-спектроскопии. Химический состав опытного псевдо- $\alpha$ -титанового сплава следующий, мас. %: Al — 5,64; Sn — 2,5; Zr — 3,8; Mo — 0,4; V — 0,95; Si — 0,55; [O] — 0,09; [N] — 0,02.

Исследование микроструктуры показало, что она представляет собой  $\alpha$ -пластины с небольшим количеством  $\beta$ -фазы, выделившейся по их границам. Также наблюдали большое количество включений разных размеров, расположенных как вдоль границ, так и внутри  $\alpha$ -пластин (рис. 1). Микротвердость составила 3600...3900 МПа. Результаты механических испытаний следующие:  $\sigma_b = 1209,8$  МПа;  $\sigma_T = 1106,6$  МПа;  $KCV = 9$  Дж/см<sup>2</sup>.

Фрактографические исследования поверхности излома образцов показали, что характер разрушения смешанный, при этом участков хрупкого

разрушения значительно больше, чем вязкого. Микротрещины зарождались преимущественно на границах зерен (рис. 2). Зерна вытянуты и размер их составляет  $10 \times 30$  мкм. Участки вязкого разрушения обусловлены наличием микродисперсных упрочняющих включений, которые расположены в ямках излома. Состав этих частиц —  $(Ti, Zr)_5(Si, Al)_3$ , а их размер не превышает 150 нм. По стехиометрии они близки к силицидам титана, легированным цирконием и алюминием.

Для изготовления изделий и конструктивных элементов из титановых сплавов широкое применение получила ЭЛС, имеющая следующие преимущества: малую ширину шва и зону термического влияния, малые сварочные напряжения и деформации, качественную защиту при сварке титановых сплавов, возможность дополнительной термической обработки непосредственно в сварочной камере. Особенностью воздействия термического цикла ЭЛС являются высокие скорости охлаждения металла шва и ЗТВ, что может приводить к образованию холодных трещин [10]. Важной особенностью используемого при ЭЛС в качестве источника нагрева пучка электронов является его малый диаметр, который может составлять десятые доли миллиметра, что приводит к малой ширине шва. С этой особенностью связано и возможное появление таких технологических дефектов, как подрезы и занижение швов. В качестве способа изменения формы проплавления ме-

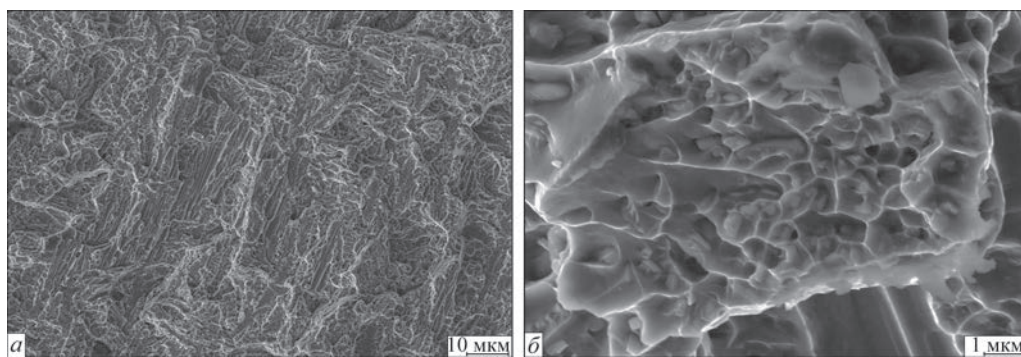


Рис. 2. Микроструктура поверхности излома опытного сплава: *а* — хрупкий участок излома; *б* — вязкий участок с упрочняющими наночастицами

**Таблица 1.** Параметры сварных соединений, полученных ЭЛС жаропрочного псевдо- $\alpha$ -титанового сплава

Номер образца	Ширина шва, мм			Ширина ЗТВ, мм			Занижение, мм	
	верх	средняя часть	корень	верх	средняя часть	корень	верх	корень
1	2,50	2,63	3,25	1,00	1,50	0,75	1,50	0,88
2	7,50	2,88	3,50	1,50	1,60	—»—	0,38	1,00
3	2,43	2,00	3,00	1,38	1,25	—»—	0,75	1,25
4	6,95	2,79	2,98	1,50	1,63	—»—	0,38	1,25

талла, увеличения ширины шва и предотвращения формирования подрезов и занижений применяют различные способы развертки электронного луча. С этой же целью применяют сглаживающий облицовочный проход по поверхности выполненного соединения.

Целью дальнейших исследований было изучение влияния режима фокусировки электронного луча и дополнительного облицовочного прохода

на формирование структуры сварного соединения опытного титанового сплава.

ЭЛС выполняли на установке УЛ144 в нижнем положении. Толщина образцов составляла 8 мм. Сварку соединений осуществляли двумя способами: сварка за один проход; сварка за два прохода.

Второй проход выполняли с целью разглаживания подрезов. При этом электронный луч формировался с круговой разверткой (диаметр составлял

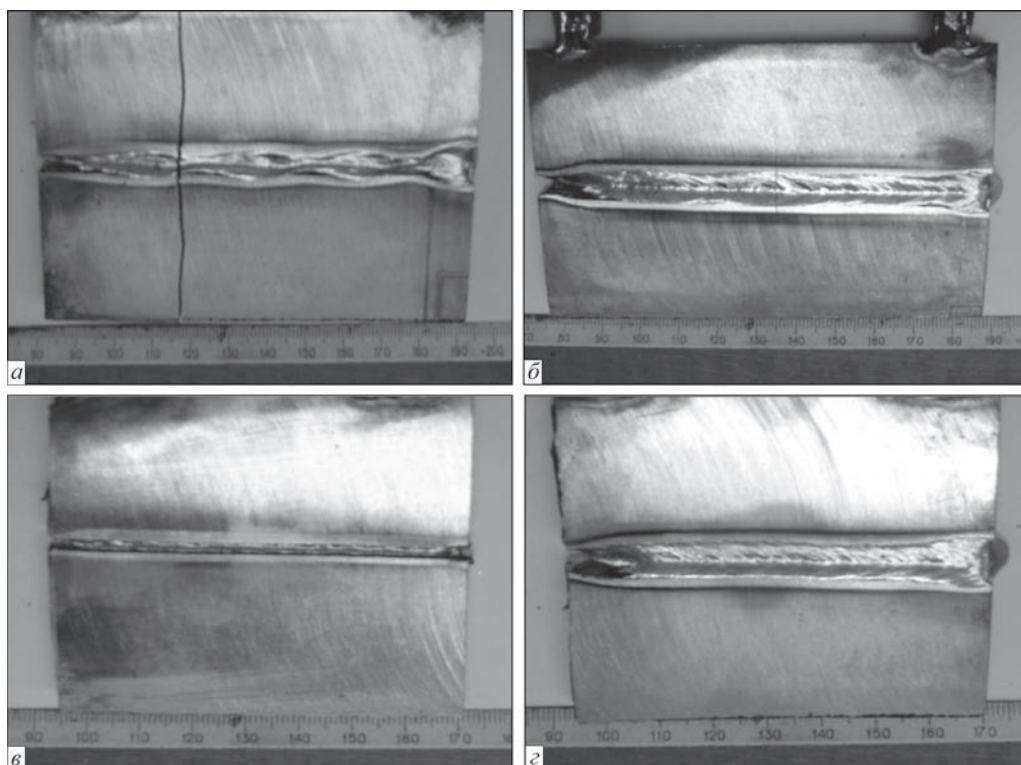


Рис. 3. Общий вид сварных образцов опытного сплава, полученных ЭЛС с использованием разных технологических приемов (лицевая сторона): *а* — № 1; *б* — № 2; *в* — № 3; *г* — № 4 (см. в тексте)

2 мм, ток фокусировки — 960 мА), сквозного проплавления при выполнении второго прохода не достигалось.

Одну часть соединений выполняли при расфокусированном луче (ток фокусировки составлял 960 мА), а другую — с острой фокусировкой луча (ток фокусировки — 980 мА). Режимы электронно-лучевой сварки опытного титанового сплава следующие:

ускоряющее напряжение, кВ	60
ток луча при выполнении первого прохода, мА	90
ток луча при выполнении второго прохода, мА	80
скорость сварки, мм/с	7

Для исследований было подготовлено четыре образца сварных соединений: № 1 — ЭЛС расфокусированным лучом; № 2 — ЭЛС расфокусированным лучом + облицовочный проход; № 3 — ЭЛС сфокусированным лучом; № 4 — ЭЛС сфокусированным лучом + облицовочный проход.

При внешнем визуальном осмотре полученных соединений выявлены поперечные трещины в образцах № 1 и № 2. Анализ формы проплавления на поперечных макрошлифах сварных соединений (табл. 1) показал, что наиболее узкий шов наблюдается в образце № 3, где сварку проводили за один проход сфокусированным лучом (рис. 3).

На рис. 4 представлена структура сварного соединения (образец № 1), полученного ЭЛС расфокусированным лучом без облицовочного прохода. Шов соединения узкий и имеет занижение металла в лицевой части (рис. 4, а). В металле шва наблюдаются поры. Микроструктура металла шва состоит из столбчатых кристаллитов первичных  $\beta$ -зерен, вытянутых в направлении отвода тепла и расположенных на фоне дендритной структуры (рис. 4, б). Внутризеренная структура металла шва характеризуется наличием дисперсных выделений метастабильной  $\alpha'$ -фазы мартенситного типа. Фаза образуется в результате  $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращения

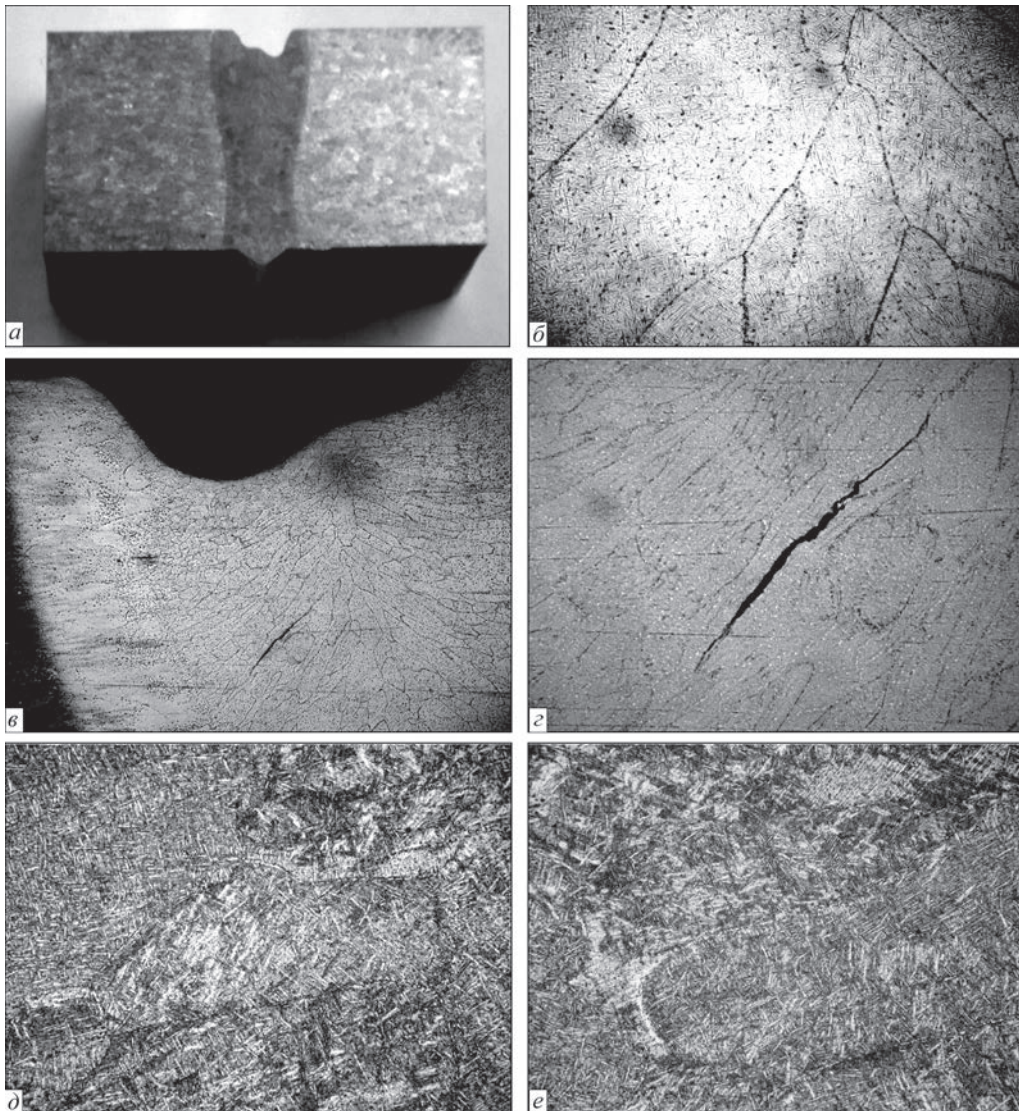


Рис. 4. Структура образца № 1: а — поперечный макрошлиф сварного соединения; б — микроструктура шва ( $\times 500$ ); в — микроструктура сварного соединения ( $\times 25$ ); г — участок с трещиной ( $\times 100$ ); д, е — участки ЗТВ ( $\times 200$ )

при резком охлаждении после сварки и имеет тонкоигольчатую морфологию. Также наблюдается большое количество мелких включений, расположенных как внутри зерен, так и по границам. На лицевой поверхности металла шва наблюдается трещина (рис. 4, в, з), очагом зарождения которой является граница кристаллитов. Причиной появления подобных трещин в области сварного соединения может быть наличие на границах дисперсных упрочняющих включений и закалочных структур.

В околошовном участке ЗТВ наблюдаются крупные зерна первичной  $\beta$ -фазы (примерно 250...280 мкм), внутри которых располагается игольчатая  $\alpha'$ -фаза. По мере приближения к основному металлу размер  $\beta$ -зерен уменьшается до приблизительно 125...170 мкм, а внутри снижается содержание игольчатой  $\alpha'$ -фазы и увеличивается количество пластин  $\alpha$ -фазы.

На рис. 5 представлена структура сварного соединения (образец № 2), полученного ЭЛС расфокусированным лучом с облицовочным проходом. Шов соединения (рис. 5, а) имеет расширение в верхней части. Такая форма шва образуется в результате выноса перегретого металла из корневой в хвостовую часть ванны. За счет применения облицовочного прохода устранены подрезы и занижение в лицевой части шва. При этом ширина его значительно увеличивается (см. табл. 1).

В металле шва соединений наблюдается большое количество мелких пор (рис. 5, б). Образованию пор, вероятно, способствует большой объем сварочной ванны как при сварке расфокусированным лучом, так и при выполнении облицовочного прохода. Структура сварного соединения аналогична структуре первого образца. Столбчатые кристаллиты металла шва вытянуты в направлении отвода тепла. Внутризеренная структура характеризуется наличием дисперсных выделений метастабильной  $\alpha'$ -фазы. В ЗТВ по мере удаления от линии сплавления количество игольчатой фазы уменьшается и в структуре наблюдается пластинчатая  $\alpha$ -фаза (рис. 5, б). Но следует отметить, что размеры кристаллитов, иглы  $\alpha'$ -фазы и пластины  $\alpha$ -фазы значительно мельче, чем в структуре шва образца № 1.

Шов в образце № 3 наиболее узкий (рис. 6, а). Структура шва плотная, поры и поперечные трещины в сварном соединении отсутствуют (см. рис. 3, в). В некоторых участках шва по границам зерен наблюдается выделение дисперсной фазы, что может быть в дальнейшем причиной зарождения холодных трещин (рис. 6, б).

По форме и размерам сварное соединение образца № 4 (рис. 7, а) идентично образцу № 2 (см. рис. 5, а и табл. 1). Микроструктура сварно-

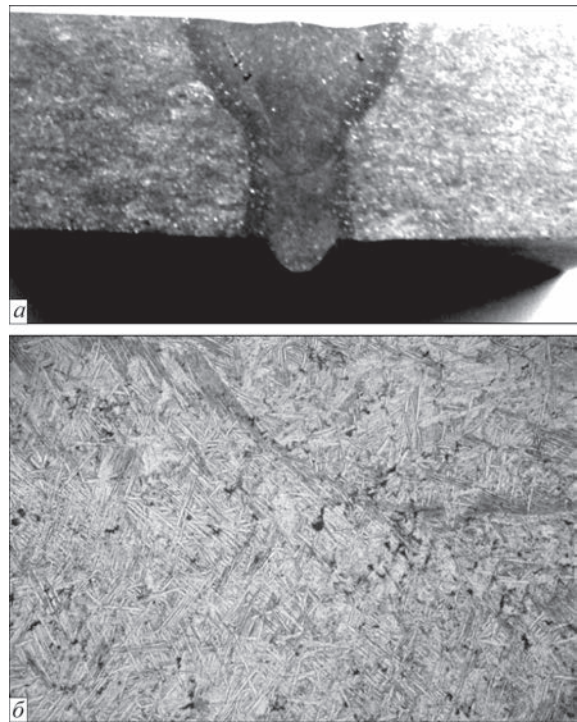


Рис. 5. Структура образца № 2: а — поперечный макрошлиф сварного соединения; б — структура ЗТВ ( $\times 200$ )

го соединения аналогична структуре предыдущих трех образцов. При исследовании в металле шва обнаружены дефекты в виде трещин, которые наблюдаются у линии сплавления и образуются по границам вытянутых кристаллитов (рис. 7, б).

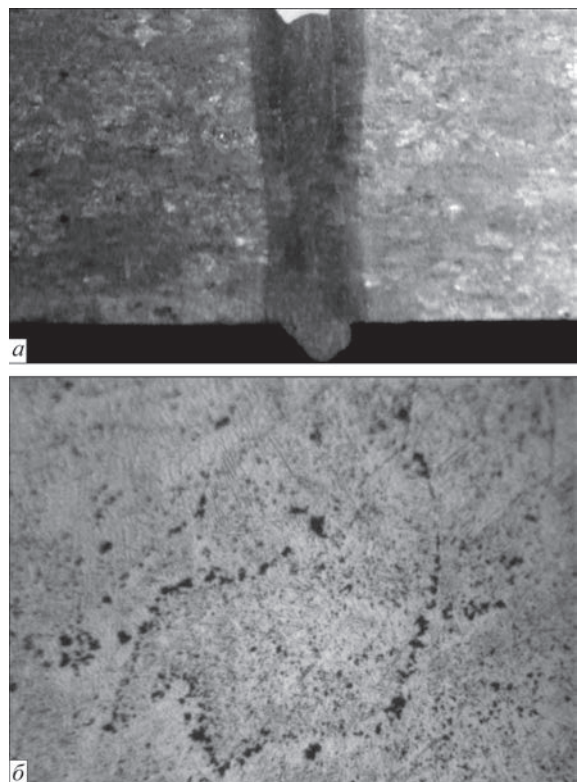


Рис. 6. Структура образца № 3: а — поперечный макрошлиф сварного соединения; б — участок шва (выделение дисперсной фазы) ( $\times 500$ )

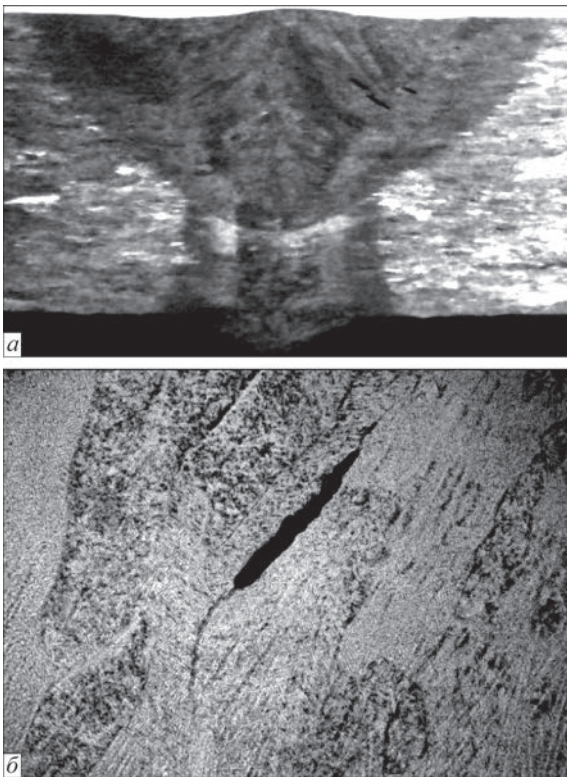


Рис. 7. Структура образца № 3: *a* — поперечный макрошлиф сварного соединения; *б* — участок шва с трещиной ( $\times 500$ )

Анализируя результаты металлографических исследований можно сделать следующие выводы. На образцах, полученных ЭЛС расфокусированным лучом, наблюдаются поперечные трещины. В структуре швов сварных соединений образцов № 1, № 2 и № 4 обнаружены дефекты в виде пор или горячих трещин. Дефекты выявляются преимущественно вблизи линии сплавления и располагаются по границам столбчатых кристаллитов. В структуре сварного шва образца № 3 в некоторых участках по границам зерен наблюдается выделение дисперсной фазы.

Анализ результатов механических испытаний сварных соединений (табл. 2) показал, что соединение, полученное ЭЛС сфокусированным лучом с величиной тока фокусировки 980 мА без дополнительного облицовочного прохода (образец № 3), обеспечивает формирование шва малой ширины (2 мм), имеет наиболее высокие показатели прочности ( $\sigma_B = 1099$  МПа) и ударной вязкости ( $KCV = 18,1$  Дж/см<sup>2</sup>).

Таблица 2. Механические свойства исследуемых сварных соединений

Номер образца	Временное сопротивление разрыву ( $\sigma_B$ ), МПа	Ударная вязкость ( $KCV$ ), Дж/см <sup>2</sup>
1	981	10,0
2	962	9,94
3	1099	18,10
4	955	8,80

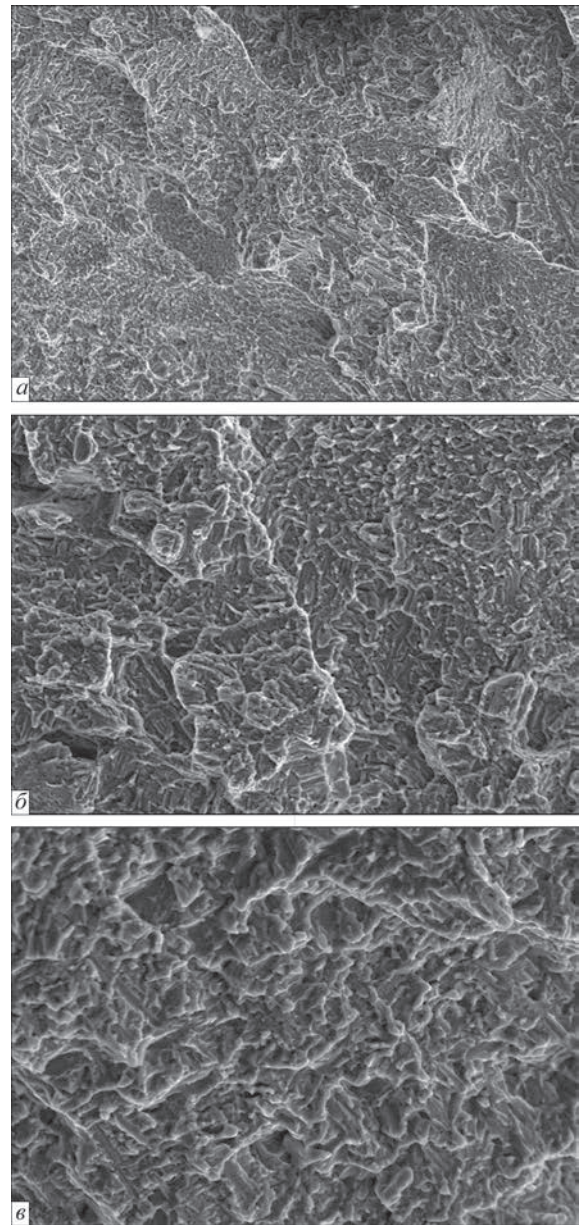


Рис. 8. Микроструктура поверхности излома металла шва (характерные участки): *a* —  $\times 250$ ; *б* —  $\times 500$ ; *в* —  $\times 1000$

Фрактографические исследования изломов образцов сварных соединений псевдо- $\alpha$ -титанового сплава после испытаний на ударную вязкость показали, что при всех исследуемых технологических вариантах фронт магистральной трещины распространялся строго перпендикулярно приложенной нагрузке. Поверхность разрушения имела слабо развитый рельеф с относительно гладкими фасетками. Механизм разрушения образцов преимущественно квазихрупкий с четко различимыми ручьистыми узорами в той же общей плоскости скола (рис. 8, *a*). В основном разрушение носит межзеренный характер, хотя наблюдаются отдельные участки, образованные в результате внутризеренного скола. Его проявление может быть связано с зарождением и последующим

слиянием субмикротещин небольшой протяженности, которые затем образуют макротрещину на границе контакта зерна с фазовыми выделениями. При этом на поверхности изломов зафиксированы вытянутые хрупкие структурные фрагменты [11]. На поверхностях некоторых фасеток видны мелкие ямки (рис. 8, б). Их образование является следствием ямочного механизма разрушения в зонах, где происходит локальная пластическая деформация металла в условиях нагрузки. Следует отметить, что на многих участках межзеренного разрушения обнаружены ямки с наличием деформационных гребней. На поверхности излома также наблюдаются микротрещины, расположенные перпендикулярно плоскости скола и короткие межзеренные трещины, вытянутые вдоль границ (рис. 8, в), которые могут служить причиной зарождения горячих трещин.

### Выводы

1. Использование технологии выплавки сплавов способом электронно-лучевой тигельной плавки с электромагнитным перемешиванием металла в ванне позволило получить в исследуемом металле равномерное распределение упрочняющих дисперсных частиц.

2. Упрочняющие частицы имеют неоднородный химический состав, представляют собой сложные силициды  $(\text{Ti}, \text{Zr})_5(\text{Si}, \text{Al})_3$  и их размер не превышает 150 нм.

3. После электронно-лучевой сварки в структуре соединений наблюдается метастабильная  $\alpha'$ -фаза и дисперсные частицы силицидов титана. Силициды расположены как внутри зерен, так и по границам.

4. Применение при электронно-лучевой сварке режимов с увеличенным объемом сварочной ванны (сварка расфокусированным лучом или применение дополнительного облицовочного прохода) ведет к формированию в шве значительной пористости и появлению холодных и горячих трещин.

5. Наиболее узкий шов, бездефектная структура и самые высокие показатели прочности и ударной вязкости наблюдаются в соединении, полученном однопроходной ЭЛС сфокусированным лучом.

6. Учитывая склонность экспериментального сплава к трещинообразованию, рекомендуется рассмотреть возможность применения перед сваркой предварительного подогрева.

### Список литературы

1. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. (2005) *Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов*. Москва, МИСиС.
2. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. (2000) *Титановые сплавы разных стран*. Москва, ВИЛС.
3. Колачева Б.А., Елисеев Ю.С., Братухин А.Г., Талалаев В.Д. (2001) *Титановые сплавы в конструкциях и производстве авиадвигателей и авиационно-космической техники*. Братухин А.Г. (ред.). Москва, МАИ.
4. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. (2009) *Титановые сплавы. Состав, структура, свойства*. Справочник. Москва, ВИЛС–МАТИ.
5. Солонина О.П., Глазунов С.Г. (1973) *Жаропрочные титановые сплавы*. Москва, Metallurgy.
6. Аношкин Н.Ф., Сигалов Ю.М. (2002) Титановые сплавы с повышенной жаропрочностью. *Технология легких сплавов*, **1**, 38–50.
7. Петрова Л.А., Гранкова Л.П. (1976) Высокопрочные сплавы титана. *Металловедение и термическая обработка*, **10**, 60–64.
8. (2003) Titanium'2003: Science and Technology. *Proc. 10th World Conf. on Titanium, 13–18 July 2003, Hamburg*, pp. 1–5.
9. Ладохин С.В. (ред.) (2007) *Электронно-лучевая плавка в литейном производстве*. Киев, Сталь.
10. Хорев М.А. (1985) Упрочнение сварных соединений титановых сплавов, полученных электронно-лучевой сваркой. *МиТОМ*, **1**, 52–54.
11. (1982) *Фрактография и атлас фрактограмм*. Справочник. Москва, Metallurgy.

### References

1. Kolachev, B.A., Elagin, V.I., Livanov, V.A. (2005) *Metallurgy and heat treatment of nonferrous metals and alloys*. Moscow, MISiS [in Russian].
2. Kolachev, B.A., Polkin, I.S., Talalaev, V.D. (2000) *Titanium alloys of different countries*. Moscow, VILS [in Russian].
3. Kolacheva, B.A., Eliseev, Yu.S., Bratukhin, A.G., Talalaev, V.D. (2001) *Titanium alloys in structures and production of aircraft engines and aerospace engineering*. Ed. by A.G. Bratukhin. Moscow, MAI [in Russian].
4. Iliin, A.A., Kolachev, B.A., Polkin, I.S. (2009) *Titanium alloys. Composition, structure, properties*: Refer. Book. Moscow, VILS-MATI [in Russian].
5. Solonina, O.P., Glazunov, S.G. (1973) *High-temperature titanium alloys*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
6. Anoshkin, N.F., Sigalov, Yu.M. (2002) Titanium alloys with improved heat resistance. *Tekhnologiya Lyogkikh Splavov*, **1**, 38–50 [in Russian].
7. Petrova, L.A., Grankova, L.P. (1976) High-strength titanium alloys. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **10**, 60–64 [in Russian].
8. (2003) Titanium'2003: Science and Technology. In: *Proc. of 10th World Conf. on Titanium (Germany, Hamburg, 13–18 July 2003)*, 1–5.
9. (2007) *Electron beam melting in foundry*. Kiev, Stal [in Russian].
10. Khorev, M.A. (1985) Strengthening of welded joints of titanium alloys produced by electron-beam welding. *MiTOM*, **1**, 52–54 [in Russian].
11. (1982) *Fractography and atlas of fractographs*: Refer. Book. Moscow, Metallurgiya [in Russian].

СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНОГО ПСЕВДО- $\alpha$ -ТИТАНОВОГО СПЛАВУ СИСТЕМИ Ti-Al-Sn-Zr-Mo-V-Si ТА ЙОГО ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ

С.Г. Григоренко, В.Ю. Білоус, Т.Г. Таранова, Е.Л. Вржижевський, В.А. Костін  
ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України.

03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Досліджено структуру жароміцного псевдо- $\alpha$ -титанового сплаву і особливості формування структури зварних з'єднань, отриманих електронно-променевим зварюванням з різним фокусуванням променя. Зливков дослідного титанового сплаву виплавляли способом електронно-променевої тигельної плавки з електромагнітним перемішуванням. Такий спосіб дозволяє отримувати гомогенний розплав і після його охолодження однорідні за хімічним складом зливки. Вивчено вплив параметрів променя на форму і структуру металу шва, а також стійкість до утворення тріщин в титановому жароміцному сплаві. Визначено механічні властивості з'єднань при різних режимах електронно-променевого зварювання досліджуваного сплаву. Бібліогр. 11, табл. 2, рис. 8.

*Ключові слова:* жароміцні та титанові сплави; електронно-променева тигельна плавка; електромагнітне перемішування; зварне з'єднання; зливков; структура; властивості

STRUCTURE AND PROPERTIES OF HEAT-RESISTANT PSEUDO- $\alpha$ -TITANIUM ALLOY OF Ti-AL-SN-ZN-MO-V-SI SYSTEM AND ITS WELDED JOINTS

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

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

Structure of heat-resistant pseudo- $\alpha$ -titanium alloy and peculiarities of formation of structure of welded joints, produced by electron beam welding at a different beam focusing, were investigated. The ingot of experimental titanium alloy was melted by the method of electron beam crucible melting with a magnetic stirring. This method allows producing the homogeneous melt and ingots, homogeneous by chemical composition, after its cooling. Effect of beam parameters on shape and structure of weld metal, as well as resistance to cracking in the titanium heat-resistant alloy were studied. Mechanical properties of joints at different modes of electron beam welding of alloy, being investigated, were determined. Ref. 11, Tabl. 2, Fig. 8.

*Key words:* heat-resistant and titanium alloys; electron beam crucible melting; electromagnetic stirring; welded joint; ingot; structure; properties

Поступила в редакцію 22.04.2019

ЖУРНАЛИ для професіоналів



Видається з 1989 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 0235-3474  
doi.org/10.15407/tdnk  
Передплатний індекс 74475

Видається з 1948 р.  
Виходить 12 разів на рік  
ISSN 0005-111X  
doi.org/10.15407/as  
Передплатний індекс 70031

Видається з 1985 р.  
Виходить 4 рази на рік  
ISSN 2415-8445  
doi.org/10.15407/sem  
Передплатний індекс 70693

Журнали входять до Переліку наукових фахових видань України  
+38 (044) 200-82-77

journal@paton.kiev.ua; www.patonpublishinghouse.com