

## ЭЛЕКТРОННО-ЛУЧЕВАЯ СВАРКА И ТЕРМООБРАБОТКА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНОГО ПСЕВДО- $\beta$ -ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT19

С. В. АХОНИН, В. Ю. БЕЛОУС, Р. В. СЕЛИН, Э. Л. ВРЖИЖЕВСКИЙ, И. К. ПЕТРИЧЕНКО  
ИЭС им. Е. О. Патона НАН Украины. 03150, г. Киев, ул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Титановые псевдо- $\beta$ -сплавы имеют высокую прочность, достигающую 1200...1400 МПа в состаренном состоянии, а также высокую технологичность по сравнению со сплавами с псевдо- $\alpha$ - или ( $\alpha$ + $\beta$ )-структурой. Такие преимущества псевдо- $\beta$ -титановых сплавов, характерным представителем которых является высоколегированный сплав VT19, делают этот класс титановых сплавов перспективным для применения в новой технике и при модернизации существующей. В работе изучалось влияние режима электронно-лучевой сварки, режимов предварительного подогрева и локальной термообработки, а также печного отжига на свойства сварных соединений псевдо- $\beta$ -титанового сплава VT19, выполненных электронно-лучевой сваркой. Изменение скорости электронно-лучевой сварки сплава VT19 не позволяет в существенных пределах изменить соотношение между  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами в металле шва и зоны термического влияния. Электронно-лучевая сварка в сочетании с предварительным подогревом позволяет регулировать соотношение между  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами в металле сварного соединения и снизить содержание  $\beta$ -фазы в металле шва сплава VT19 с 91 до 53 %, а также повысить прочность сварных соединений с 876 до 937 МПа. Библиогр. 11, табл. 2, рис. 6.

*Ключевые слова:* титан, титановые сплавы, псевдо- $\beta$ -титановые сплавы, электронно-лучевая сварка, структура, свойства, локальная термическая обработка, отжиг, прочность

Основными преимуществами современных псевдо- $\beta$ -сплавов титана является их высокая технологичность, по сравнению со сплавами с псевдо- $\alpha$ - или ( $\alpha$ + $\beta$ )-структурой, а также их высокие прочностные свойства. Такие преимущества псевдо- $\beta$ -титановых сплавов, характерным представителем которых является высоколегированный сплав VT19, делают этот класс титановых сплавов перспективным для применения в новой технике и при модернизации существующей [1]. Псевдо- $\beta$ -титановый сплав VST5553 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr) уже используют в самолетах производства фирмы Boeing [2]. Важной задачей является разработка технологии сварки и режимов термической обработки полученных соединений, которые должны обеспечить оптимальный фазовый состав и уровень прочности не менее 0,90...0,95 прочности основного материала. Для этого требуется применение дополнительных технологических операций, таких как предварительный подогрев и послесварочная термообработка [3]. Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) позволяет совместить такие технологические операции как сварка и термическая обработка, что позволит обеспечить высокое качество получаемых соединений [4, 5].

Целью работы являлось определение влияния режима ЭЛС, режимов предварительного подогрева и локальной термообработки, а также печного отжига на свойства сварных соединений псевдо- $\beta$ -титанового сплава VT19, выполненных ЭЛС.

Выполняли сварку образцов размером 200×100×8 мм. ЭЛС осуществляли на модернизированной установке УЛ-144, оснащенной энергоблоком ЭЛА 60/60. Предварительный нагрев проводили до температуры 400 °С, контроль температуры осуществлялся с помощью термопар, прикрепленных с корневой стороны шва. Подробно методика предварительного подогрева описана в работе [6]. Схема выполнения предварительного подогрева и локальной термической обработки (ЛТО) представлена на рис. 1. Ширина зоны об-

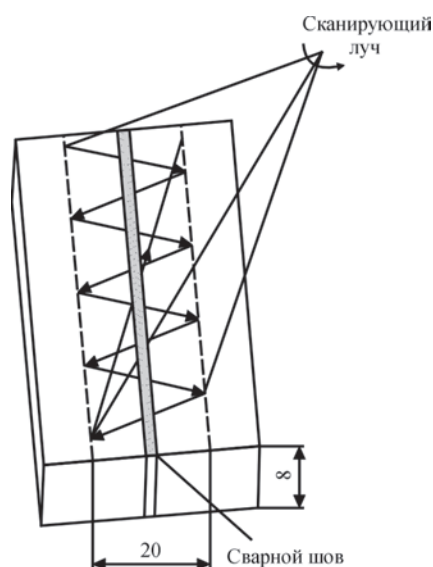


Рис. 1. Схема сканирования сварного соединения псевдо- $\beta$ -титанового сплава VT19, при локальной электронно-лучевой термообработке (750 °С, 10 мин)

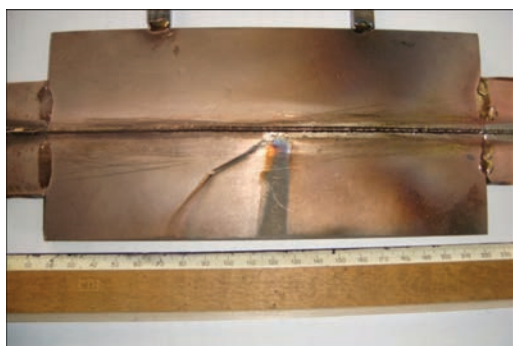


Рис. 2. Сварное соединение псевдо-β-титанового сплава BT19, выполненное ЭЛС со стороны корня шва

работки составляла 20 мм. Мощность электронного луча в процессе ЛТО составляла около 3 кВт, и подвергалась корректировке для поддержания температуры в зоне обработки на уровне 750 °С.

Сварку выполняли на режиме:  $U_{\text{уск}} = 60$  кВ,  $I_{\text{луча}} = 120$  мА. Соединения выполнялись на двух скоростях сварки 7 и 11 мм/с.

Часть сварных соединений перед сваркой подвергалась предварительному подогреву до температуры 400 °С. Сварные соединения, выполненные с предварительным подогревом после сварки, подвергалась ЛТО в вакуумной камере по режиму, предусматривающему нагрев до температуры 750 °С и выдержку 10 мин. Часть соединений после сварки подвергалась печному отжигу, предусматривающему нагрев до температуры 750 °С, и выдержку 1 ч и последующее охлаждение с печью. Внешний вид образцов сварных соединений приведен на рис. 2. Во всех образцах, сваренных ЭЛС, по данным рентгеновского контроля и анализу структуры отсутствуют такие дефекты, как поры, непровары, трещины, неметаллические включения.

Исследования структуры осуществлялись с помощью оптического микроскопа «НЕОФОТ-30», оснащенного приставкой для цифрового фотографирования. Определение количества β-фазы в ме-

талле шва, ЗТВ и основном металле выполнялось экспериментальным путем на микрошлифах. Для этого оценивалось соотношение светлых участков структуры, соответствующих β-фазе, и темных участков структуры, соответствующих α-фазе, на сканированных микрошлифах.

Механические свойства основного металла и полученных сварных соединений приведены в табл. 1.

Основной металл сплава BT19 содержит равноосные полиэдрические зерна с равномерно распределенными по телу зерна дисперсными выделениями α-фазы (рис. 3, а). Размер α-частиц составляет 1...2 мкм и меньше. Количество β-фазы в основном металле в состоянии после проката составляет 44 % (табл. 2).

Проведенные исследования структуры соединений позволили сделать вывод, что в металле шва, выполненного со скоростью сварки 7 мм/с, преобладают крупные, равноосные полиэдрические β-зерна. Металл шва состоит практически из чистой β-фазы (рис. 2, б) с волосовидными границами, количество β-фазы 99 %.

Участок ЗТВ, примыкающий к шву, претерпевший полное полиморфное превращение – не широкий, его ширина составляет 2...3 зерна. Участок полного полиморфного превращения состоит из практически чистой β-фазы (рис. 3, в).

Прочность сварных соединений находится на уровне 91 %, при этом их структура неравновесная и требует применения термообработки для получения однородной равномерной структуры.

Металл шва сплава BT19, выполненного со скоростью сварки 11 мм/с, также состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотода зерен β-фазы, границы которых проявляются на фоне дендритной структуры (рис. 3, г), в некоторых зернах металла шва встречаются немногочисленные дисперсные фазовые выделения.

Таблица 1. Свойства сварных соединений титанового сплава BT19, выполненных ЭЛС

Номер образца	Тип образца; скорость сварки; термообработка	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_t$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	KCV, Дж/см <sup>2</sup>
1	Основной металл; после проката	958	887	12,0	47,0	27
2	Сварное соединение; 7 мм/с	876	842	11,3	36,8	29
3	Сварное соединение; 11 мм/с,	891	847	10,0	45,9	28
4	Сварное соединение; 7 мм/с; предварительный подогрев 400 °С	893	879	12,0	47,0	21
5	Сварное соединение; 7 мм/с; предварительный подогрев 400 °С, ЛТО 750 °С, 10 мин	937	868	5,3	19,0	20
6	Сварное соединение; 7 мм/с; отжиг 750 °С, 1 ч	1027	986	12,0	31,5	26
7	Сварное соединение; 11 мм/с; отжиг 750 °С, 1 ч	1024	985	8,7	30,6	27
8	Сварное соединение; 7 мм/с; предварительный подогрев 400 °С, закалка в воду и старение 450 °С	1285	1234	4,7	20,6	23

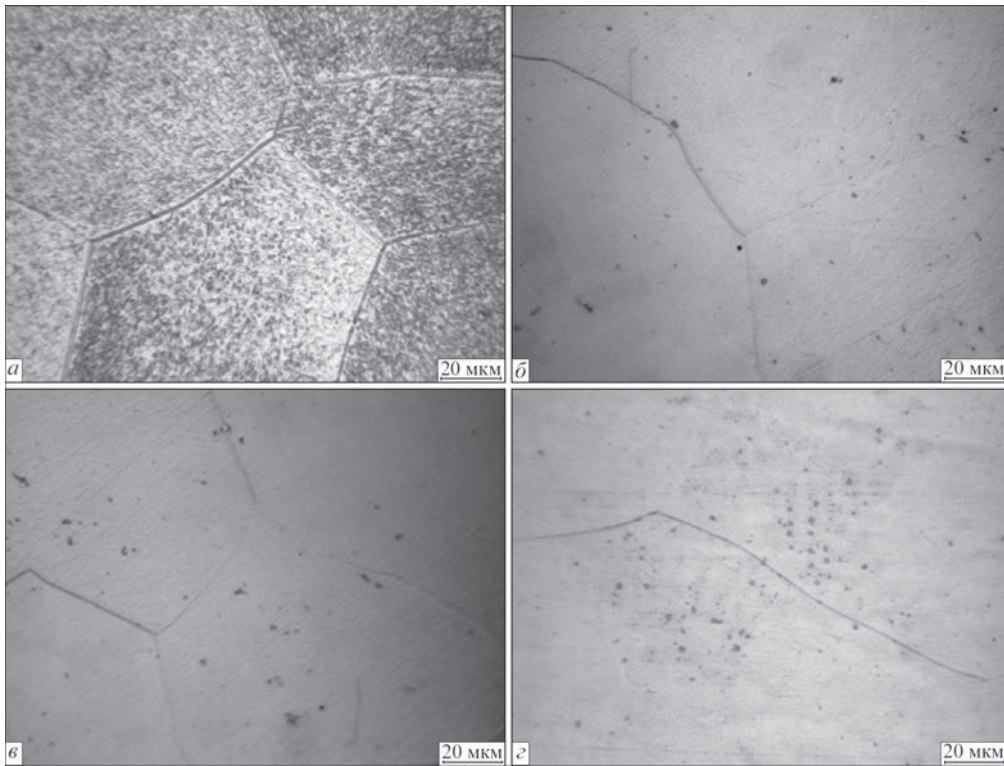


Рис. 3. Микроструктура сварного соединения титанового сплава BT19, выполненного ЭЛС в состоянии после сварки: *a* — основной металл; *б* — металл шва,  $v_{св} = 7$  мм/с; *в* — металл ЗТВ,  $v_{св} = 7$  мм/с; *г* — металл шва,  $v_{св} = 11$  мм/с

Количество  $\beta$ -фазы незначительно снизилось и составляет 92 %. Прочность сварного соединения находится на уровне 94 % прочности основного металла в состоянии проката.

Следует отметить, что микроструктура сварного соединения сплава BT19, выполненного со скоростью  $v_{св} = 11$  мм/с аналогична микроструктуре сварного соединения со скоростью  $v_{св} = 17$  мм/с несмотря на разную скорость сварки. Таким образом, после сварки в металле шва сварных соединений содержится  $\beta$ -фазы на уровне 92...99 %, изменение скорости сварки не позволяет в существенных пределах изменить соотношения между  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами.

Металл шва сплава BT19, выполненного со скоростью сварки 11 мм/с, с применением предварительного подогрева 400 °С состоит из вытянутых в направлении теплоотода и равноосных

зерен  $\beta$ -фазы на фоне дендритной структуры. При применении предварительного подогрева и в результате уменьшения скорости охлаждения сварного соединения во многих зернах металла шва фиксируются в значительном количестве неравномерно распределенные мелкодисперсные выделения другой фазы (рис. 4, *a*) размеры которой составляют менее 1 мкм (рис. 4, *б*). Количество  $\beta$ -фазы в результате применения предварительного подогрева значительно снизилось и составляет 60 %. Это позволяет сделать вывод об эффективности локального предварительного подогрева.

В металле шва, выполненного ЭЛС с применением ЛТО (750 °С, 10 мин), количество мелкодисперсных выделений другой фазы увеличивается (рис. 5, *a*). Количество  $\beta$ -фазы в результате применения предварительного подогрева значительно снизилось и составляет 53 %. Прочность сварных

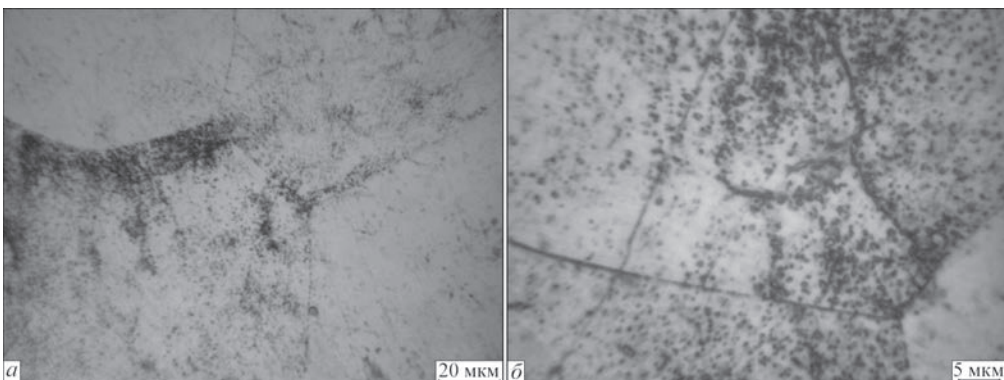


Рис. 4. Микроструктура металла шва сварного соединения титанового сплава BT19, выполненного ЭЛС в состоянии после сварки, со скоростью  $v_{св} = 7$  мм/с с применением предварительного подогрева 400 °С



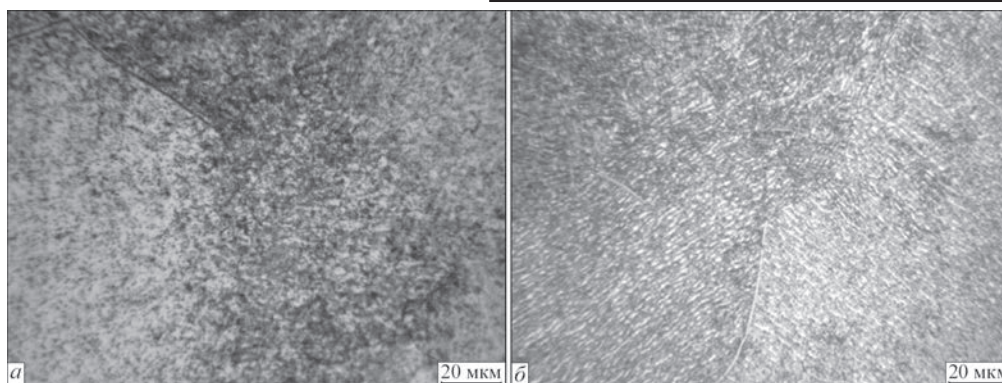


Рис. 5. Микроструктура металла шва сварного соединения титанового сплава ВТ19, выполненного ЭЛС со скоростью  $v_{св} = 7$  мм/с с применением предварительного подогрева 400 °С: а — в состоянии после ЛТО 750 °С, 10 мин; б — после печного отжига 750 °С, 1 ч

соединений находится на уровне 99 % прочности самого сплава. Это позволяет сделать вывод, что после ЛТО происходит снижение количества метастабильной  $\beta$ -фазы в металле шва в большей степени по сравнению с ЭЛС с одним лишь предварительным подогревом 400 °С. Дальнейший рост прочности сварных соединений ограничивается прочностью основного металла. Таким образом, применение ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить равнопрочные сварные соединения титанового сплава ВТ19.

Для сравнения часть сварных соединений, выполненных со скоростью сварки 7 мм/с, подвергали печному отжигу при температуре 750 °С в течение 1 ч с последующим охлаждением с печью. Исследования показали, что в этом случае металл шва состоит из равноосных и вытянутых в направлении теплоотвода первичных  $\beta$ -зерен, подвергшихся в результате отжига распаду с образованием равномерной однородной двухфазной структуры (рис. 5, б), состоящей из частиц  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Частицы  $\alpha$ -фазы имеют пластинчатую морфологию, длина  $\alpha$ -пластин составляет 1...5 мкм, при толщине 0,5...0,8 мкм. Количество  $\beta$ -фазы в результате применения печного отжига минимально для сварных соединений и находится на уровне 35 %. Прочность сварных соединений в этом случае максимальна и составляет 105...107 % прочности сплава в состоянии после проката. Следу-

ет отметить, что сплав ВТ19 позволяет применять термические обработки при более низких температурах по сравнению с высокопрочными двухфазными сплавами, такими как ВТ23, Т110 или Т120 [7]. Так, температура отжига 750 °С, что ниже температуры ЛТО 850 °С или температуры рекомендованного вакуумного отжига 900 °С для сплава Т120.

Таким образом, применение технологии ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом и ЛТО позволяет получить равнопрочные сварные соединения титанового сплава ВТ19, в то же время для того, чтобы получить однородную равномерную структуру во всех зонах сварного соединения, необходимо применение печного отжига при температуре 750 °С в течение 1 ч.

Поскольку прочность псевдо- $\beta$ -сплава ВТ19 в деформированном и упрочненном состоянии может превышать 1500 МПа [8], а для высокопрочных титановых сплавов и для псевдо- $\beta$ -сплава ВТ19 закалка в воду с последующим старением является эффективной упрочняющей термообработкой [9–11], поэтому изучали возможность повысить прочность соединений, выполненных ЭЛС. С этой целью часть образцов номера 2 (табл. 1) подвергалась дополнительной упрочняющей термообработке — закалке, предусматривающей нагрев до 800 °С, выдержку 1 ч при температуре 800 °С, закалку в воду, старение при температуре 450 °С 4 ч.

Таблица 2. Количество  $\beta$ -фазы в ОМ и металле шва сварных соединений титанового сплава ВТ19, выполненных ЭЛС

Номер образца	Тип образца; скорость сварки; режим термообработки	Количество $\beta$ -фазы, %
1	Основной металл	44
2	Сварное соединение; 7 мм/с	99
3	Сварное соединение; 11 мм/с	92
4	Сварное соединение; 7 мм/с; предварительный подогрев 400 °С	60
5	Сварное соединение; 7 мм/с, предварительный подогрев 400 °С, ЛТО 750 °С, 10 мин	53
6	Сварное соединение; 7 мм/с; отжиг 750 °С, 1 ч	34
7	Сварное соединение; 11 мм/с; отжиг 750 °С, 1 ч	37

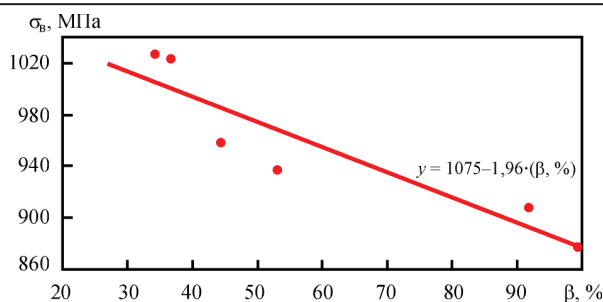


Рис. 6. Зависимость прочности соединений, выполненных ЭЛС, от количества β-фазы в металле шва титанового сплава ВТ19

Исследования структуры полученных соединений позволили сделать вывод, что после упрочняющей термической обработки, состоящей из закалки и последующего старения, в металле шва и ЗТВ этого сварного соединения образуются мелкодисперсные продукты распада, размер которых, в основном, составляет 1,0...1,5 мкм.

Проведенные исследования позволили сделать вывод, что в результате закалки и последующего старения в сварных соединениях сплава ВТ19, выполненного ЭЛС, формируется самая (из исследуемых) мелкодисперсная внутризеренная структура металла шва, в которой размер продуктов распада чаще всего не превышает 1 мкм, в ЗТВ размер составляет 1...1,5 мкм. Мелкодисперсная структура во всех зонах сварного соединения сплава ВТ19 обеспечивает ему высокую прочность, достигающую  $\sigma_v = 1285$  МПа, при высоких показателях ударной вязкости  $KCV = 23$  Дж/см<sup>2</sup>.

Необходимо отметить, что для сварных соединений титанового псевдо-β-сплава ВТ19 эффективной упрочняющей термообработкой является закалка в воду с последующим старением, которая обеспечивает прочность соединений на уровне 130 % прочности сплава в состоянии проката.

Исследования микроструктуры выполненных сварных соединений и их сопоставление с результатами оценки механических свойств соединений позволили установить обратно пропорциональную зависимость прочности соединений титанового псевдо-β-сплава ВТ19, выполненных ЭЛС, от количества β-фазы в металле шва (рис. 6). Эта зависимость имеет вид  $\sigma_v = 1072 - 1,96 \cdot (\beta, \%)$ , согласно которой минимальные значения прочности сварных соединений ( $\sigma_v = 881$  МПа) фиксируются при содержании β-фазы 99 %, а максимальные ( $\sigma_v = 1054$  МПа) при содержании β-фазы 25 %.

### Выводы

1. Изменение скорости ЭЛС сплава ВТ19 не позволяет в существенных пределах изменить соотношение между α- и β-фазами в металле шва и ЗТВ, структура соединения, выполненного со скоростью 11 мм/с аналогична структуре соединения, выполненного со скоростью 7 мм/с.

2. ЭЛС в сочетании с предварительным подогревом позволяет регулировать соотношение между α- и β-фазами в металле сварного соединения и снизить содержание β-фазы в металле шва сплава ВТ19 с 91 до 53 %, повысить прочность сварных соединений с 876 до 937 МПа и в результате обеспечить равнопрочность сварных соединений основному металлу.

3. Для формирования однородной структуры, повышения прочности основного металла и сварных соединений до уровня 1020 МПа, полного распада метастабильных фаз соединения сплава ВТ19 необходимо подвергать печному отжигу при температуре 750 °С в течение 1 ч, в результате которого уровень прочности соединений повышается до 105...107 % прочности сплава после проката.

4. Закалка в воду с последующим старением обеспечивает высокие значения прочности соединений сплава ВТ19 на уровне 1285 МПа, при этом в металле шва и ЗТВ формируется мелкодисперсная внутризеренная структура, в которой размер частиц α-фазы не превышает 1,5 мкм.

### Список литературы

1. Каблов Е. Н. (2012) Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 г. *Авиационные материалы и технологии*, **8**, 7–17.
2. Хорев А. И. (2012) Сверхпрочный титановый сплав ВТ19. *Технология машиностроения*, **6**, 5–8.
3. Гуревич С. М., Замков В. Н., Блашук В. Е. и др. (1986) *Металлургия и технология сварки титана и его сплавов*. Киев, Наукова думка.
4. Лясоцкая В. С., Лысенков Ю. Т., Бирюков И. М. и др. (1981) Улучшение свойств сварных соединений сплавов ВТ9 путем локальной термической обработки электронным лучом. *Сварочное производство*, **11**, 19–20.
5. Лясоцкая В. С., Лысенков Ю. Т., Герасименко А. В. и др. (1985) Влияние локальной термической обработки на структуру и свойства сварных соединений сплава ВТ6ч. *Авиационная промышленность*, **11**, 57–59.
6. Вржижевский Э. Л., Сабокарь В. К., Ахонин С. В., Петриченко И. К. (2013) Влияние локальной термической обработки при ЭЛС титановых сплавов с силицидным упрочнением на механические свойства металла швов. *Автоматическая сварка*, **2**, 21–24.
7. Ахонин С. В., Белоус В. Ю., Селин Р. В. и др. (2015) Структура и свойства сварных соединений высокопрочных двухфазных титановых сплавов. *Там же*, **8**, 16–19.
8. Хорев А. И. (2009) Разработка конструкционных титановых сплавов для изготовления деталей узлов авиакосмической техники. *Сварочное производство*, **3**, 13–23.
9. Gavze, A. L., Petrova, E. N., Chusov, S. Y., Yankov, V. P. (2009) Investigation of properties of titanium alloys with mechanically stable beta-structure for body armor application. *Techniczne Wzroby Wlókniennicze*, **17**, 2/3, 54–57.
10. Попов А. А., Илларионов А. Г., Оленева О. А. (2010) Структура и свойства сварных соединений из высоколегированного титанового сплава после термической обработки. *Металловедение и термическая обработка металлов*, **10**, 23–27.
11. Luetjering G., Albrecht J. (eds) (2003) *Ti-2003 Science and Technology: Proceedings of the 10th World Conference on Titanium, 13–18 July 2003, Hamburg, Germany*, pp. 385, 2643, 3035.

References

1. Kablov, E.N. (2012) Strategic directions of development of materials and technologies of their recycling from the period up to 2030. *Aviats. Materialy i Tekhnologii*, **8**, 7-17 [in Russian].
2. Khorev, A.I. (2012) Super resistant titanium alloy VT19. *Tekhnologiya Mashinostr.*, **6**, 5-8 [in Russian].
3. Gurevich, S.M., Zamkov, V.N., Blashchuk, V.E. et al. (1986) *Metallurgy and technology of welding of titanium and its alloys*. Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
4. Lyasotskaya, V.S., Lysenkov, Yu.T., Biryukov, I.M. et al. (1981) Improvement of properties of welded joints of VT9 alloys by local electron beam heat treatment. *Svarochn. Proizvodstvo*, **11**, 19-20.
5. Lyasotskaya, V.S., Lysenkov, Yu.T., Gerasimenko, A.V. et al. (1985) Influence of local heat treatment on structure and properties of welded joints of BT6ch alloy. *Aviats. Promyshlennost*, **11**, 57-59 [in Russian].
6. Vrzhyzhevsky, E.L., Sabokar, V.K., Akhonin, S.V. et al. (2013) Influence of local heat treatment at EBW of titanium alloys with silicide strengthening on mechanical properties of weld metal. *The Paton Welding J.*, **2**, 20-23.
7. Akhonin, S.V., Belous, V.Yu., Selin, R.V. et al. (2015) Structure and properties of EB- and TIG-welded joints of high-strength two-phase titanium alloys. *Ibid.*, **8**, 14-17.
8. Khorev, A.I. (2009) Development of structural titanium alloys for manufacture of components of aerospace engineering. *Svarochn. Proizvodstvo*, **3**, 13-23 [in Russian].
9. Gavze, A.L., Petrova, E.N., Chusov, S.Y., Yankov, V.P. (2009) Investigation of properties of titanium alloys with mechanically stable beta-structure for body armor application. *Techniczne Wyboby Wlokiennicze*, **17(2/3)**, 54-57.
10. Popov, A.A., Illarionov, A.G., Oleneva, O.A. (2010) Structure and properties of welded joints from high titanium alloy after heat treatment. *Metallovedenie i Termich. Obrab. Metallov*, **10**, 23-27 [in Russian].
11. Luetjering, G., Albrecht, J. (eds) (2003) *Ti-2003 Science and Tecnology: Proccedings of the 10th World Conference on Titanium, 13-18 July 2003, Hamburg, Germany*, pp. 385, 2643, 3035.

ЕЛЕКТРОННО-ПРОМЕНЕВЕ ЗВАРЮВАННЯ ТА ТЕРМІЧНА ОБРОБКА ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ВИСОКОМІЦНОГО ПСЕВДО-β-ТИТАНОВОГО СПЛАВУ VT19

С. В. АХОНІН, В. Ю. БІЛОУС, Р. В. СЕЛІН, Е. Л. ВРЖИЖЕВСЬКИЙ, І. К. ПЕТРИЧЕНКО

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

Титанові псевдо-β-сплави мають високу міцність, яка досягає 1200 ... 1400 МПа після старіння, а також високу технологічність у порівнянні зі сплавами з псевдо-α або (α + β)-структурою. Такі переваги псевдо-β-титанових сплавів, характерним представником яких є високолегований сплав VT19, роблять цей клас титанових сплавів перспективним для застосування в новій техніці і при модернізації існуючої. В роботі вивчався вплив режиму електронно-променевого зварювання, режимів попереднього підігріву і локальної термообробки, а також пічного відпалу на властивості зварних з'єднань псевдо-β-титанового сплаву VT19, виконаних електронно-променевим зварюванням. Зміна швидкості електронно-променевого зварювання сплаву VT19 не дозволяє в істотних межах змінити співвідношення між α- і β-фазами в металі шва і зоні термічного впливу. Електронно-променево зварювання в поєднанні з попереднім підігрівом дозволяє регулювати співвідношення між α- і β-фазами в металі зварного з'єднання і знизити вміст β-фази в металі шва сплаву VT19 з 91 до 53 %, а також підвищити міцність зварних з'єднань з 876 до 937 МПа . Бібліогр. 11, табл. 2, рис.6.

Ключові слова: титан, титанові сплави, псевдо-β-титанові сплави, електронно-променево зварювання, структура, властивості, локальна термічна обробка, відпал, міцність

ELECTRON BEAM WELDING AND HEAT TREATMENT OF WELDED JOINTS OF HIGH-STRENGTH PSEUDO-β-TITANIUM ALLOY VT19

S.V. AKHONIN, V.YU. BELOUS, R.V. SELIN, E.L. VRZHYZHEVSKY, I.K. PETRICHENKO

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine. 11 Kazimir Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail:office@paton.kiev.ua

Titanium pseudo-β alloys have high strength reaching 1200-1400 MPa in aged state as well as high fabricability in comparison with alloys with pseudo-α or (α+β) structure. Such advantages of pseudo-β-titanium alloys, typical representative of which is high-alloy VT19, make this class of titanium alloys perspective for application in new equipment and during modernization of existing one. The paper has studied the effect of mode of electron beam welding, modes of pre-heating and local heat treatment as well as furnace annealing on properties of welded joints of pseudo-β-titanium alloy VT19 produced by electron beam welding. Variation of rate of electron beam welding of alloy VT19 does not allow changing relation between α- and β-phases within the significant limits in weld metal and heat affected zone. Electron beam welding in combination with pre-heating allows regulating the relation between α- and β-phases in welded joint metal and reduce content of β-phase in weld metal of alloy VT19 from 91 to 53% as well as rise strength of welded joints from 876 to 937 MPa. 11 Ref. , 2 Tabl., 6 Fig.

Keywords: titanium, titanium alloys, pseudo-β-titanium alloys, electron beam welding, structure, properties, local heat treatment, annealing, strength

Поступила в редакцію 01.06.2018