

**Received:** 28.02.2025

**Revised:** 18.04.2025

**Accepted:** 25.04.2025

**DOI:** 10.17804/2410-9908.2025.2.042-059

## MICROSTRUCTURE, RESIDUAL STRESSES, TEXTURE, AND MECHANICAL PROPERTIES OF A WELDED JOINT IN VT1-0 ALLOY SHEETS

N. B. Pugacheva<sup>a,\*</sup> and S. M. Zadvorkin<sup>b</sup>

*Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
34 Komsomolskaya St., Ekaterinburg, 620049, Russia*

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  [nat@imach.uran.ru](mailto:nat@imach.uran.ru);

<sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7918-8207>  [ges@imach.uran.ru](mailto:ges@imach.uran.ru)

\*Corresponding author. Email: [nata5-4@yandex.ru](mailto:nata5-4@yandex.ru)

Address for correspondence: ul. Komsomolskaya, 34, Ekaterinburg, 620049, Russia  
Tel.: +7 (950) 635-3004

The grain structure, microstrain distribution, crystallographic texture and residual stresses in a CO<sub>2</sub> laser welded joint of VT1-0 alloy sheets (technical titanium) are studied by EBSD and X-ray diffraction analysis. The mechanical properties of the welded joint are determined. It is shown that the weld structure is represented by differently directed large laths of the  $\alpha$ -phase. The metal in the heat-affected zones is characterized by a mixed structure resulting from the polymorphic  $\beta \rightarrow \alpha$  transformation in the form of packets of secondary  $\alpha$ -phase plates near the weld and polyhedral  $\alpha$ -grains near the base metal. Multicomponent textures have been detected in all the zones of the welded joint. This creates prerequisites for decreased anisotropy of strength properties, which is typical of hexagonal crystals. The strength of the welded joint proves to be significantly higher than that of the base metal; namely, the ultimate strength of the joint is 660 MPa, and that of the base material is 500 MPa. The heat-affected zone is the most deformed zone in the welded joint, the share of deformed grains reaches 44%, and residual stresses do not exceed 10% of the yield strength.

**Keywords:** titanium alloy, laser welding, microstructure, crystallographic texture, strength, residual stresses

### Acknowledgment

*The research was done under the state assignment for IES UB RAS, theme No. 124020700063-3.*

### References

1. Gorynin, I.V. and Chechulin, B.B. *Titan v mashinostroenii* [Titanium in Manufacturing]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1990, 400 p. (In Russian).
2. Kolachev, B.A., Livanov, V.A., and Bukhanova, A.A. *Mekhanicheskie svoystva titana i ego splavov* [Mechanical Properties of Titanium and its Alloys]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1974, 544 p. (In Russian).
3. Nikonov, N.V., Chapala, Yu.I., and Gorelik, N.E. *Titan. Svoystva, primeneniye, proizvodstvo, konechnaya produktsiya i ee primeneniya* [Titanium. Properties, Applications, Production, End Products and Their Applications]. Metotekhnika Publ., Moscow, 2019. (In Russian). Available at: [https://www.metotech.ru/articles/art\\_titan\\_4.pdf](https://www.metotech.ru/articles/art_titan_4.pdf)

4. Bubnov, V.A. and Knyazev, A.N., Titanium and its alloys in mechanical engineering. *Vestnik KGU*, 2016, 3, 92–96. (In Russian).
5. Kolachev, B.A., Elagin, V.I., and Livanov, V.A. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka tsvetnykh metallov i splavov* [Metal Science and Heat Treatment of Non-Ferrous Metals and Alloys]. MISIS Publ., Moscow, 2005, 432 p. (In Russian).
6. *Svoystva elementov: spravochnik* [Properties of Elements: A Handbook, ed. by G.V. Samsonov. Part 1]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1976, 599 p. (In Russian).
7. Zolotarevskii, V.S. *Mekhanicheskie svoystva metallov* [Mechanical Properties of Metals]. MISIS Publ., Moscow, 1998, 400 p. (In Russian).
8. Shorshorov, M.Kh. *Metallovedenie svarki stali i splavov titana* [Metal Science of Welding Steel and Titanium Alloys]. Nauka Publ., Moscow, 1965, 336 p. (In Russian).
9. Prokhorov, N.N. *Fizicheskie protsessy v metallakh pri svarke: v 2 t. T. 2* [Physical Processes in Metals During Welding. Vol. 2]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1976, 600 p. (In Russian).
10. Rykalin, I.I., Uglov, A.A., Zuev, I.V., and Kokora, A.N. *Lazernaya i elektronno-luchevaya obrabotka materialov* [Laser and Electron-Ray Treatment of Materials: Handbook]. Mashinostroenie Publ., Moscow, 1985, 496 p. (In Russian).
11. Grigoryants, A.G. and Shiganov, I.N. *Lazernaya tekhnika i tekhnologiya: v 7 kn. Kn. 5* [Laser Equipment and Technology: in 7 books. Book. 5]. Vysshaya Shkola Publ., Moscow, 1988. 207 p. (In Russian).
12. Orishich, A.M., Cherepanov, A.N., Shapeev, V.P., and Pugacheva, N.B. *Nanomodifitsirovanie svarnykh soedinenii pri lazernoi svarke metallov i splavov* [Nano-Modification of Welds by Laser Welding Metals and Alloys]. SO RAN Publ., Novosibirsk, 2014, 252 p. (In Russian).
13. Schwarzer, R.A., Field, D.P., Adams, B.L., Kumar, M., and Schwartz, A.J. Present state of electron backscatter diffraction and prospective developments. In: Schwartz, A., Kumar, M., Adams, B., and Field, D., eds. *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science*, Springer, Boston, MA, 2009, ch. 1, pp. 1–20. DOI: 10.1007/978-0-387-88136-2\_1
14. Maurice, C. and Fortunier, R. A 3D Hough transform for indexing EBSD and Kossel patterns. *Journal of Microscopy*, 2008, 230 (3), 520–529. DOI: 10.1111/j.1365-2818.2008.02045.x.
15. Liu, H., Shui, J., Cai, T., Chen, Q., Song, X.G., and Yang, G.J. Microstructural evolution and hardness response in the laser beam welded joints of pure titanium during recrystallization and grain growth. *Materials Characterization*, 2018, 145, 87–95. DOI: 10.1016/j.matchar.2018.08.036.
16. Liu, H., Nakata, K., Zhang, J.X., Yamamoto, N., and Liao, J., Microstructural evolution of fusion zone in laser beam welds of pure titanium. *Materials Characterization*, 2012, 65, 1–7. DOI: 10.1016/j.matchar.2011.12.010.
17. Rusakov, A.A. *Rentgenografiya metallov* [X-ray Diffraction of Metals]. Atomizdat Publ., Moscow, 1977, 480 p. (In Russian).
18. Silnikova, E.F. and Silnikov, M.V. *Kristallograficheskaya tekstura i teksturoobrazovanie* [Crystallographic Texture and Texture Formation]. Nauka Publ., St. Petersburg, 2011, 60 p. (In Russian).
19. Borodkina, M.M. and Spektr, E.N. *Rentgenograficheskii analiz tekstur metallov i splavov* [X-Ray Analysis of the Textures of Metals and Alloys]. Metallurgiya Publ., Moscow, 1981, 272 p. (In Russian).
20. Shaskolskaya, M.P. *Kristallografiya* [Crystallography]. Vysshaya Shkola Publ., Moscow, 1976, 391 p. (In Russian).
21. *CRC Handbook of Chemistry and Physics*, 90th edition, ed. by D.R. Lide, CRC Press, Boca Raton, FL, 2009–2010, 2804 p.
22. Khorev, A.I. Heat and thermomechanical treatment and textural hardening of weldable titanium alloys. *Welding International*, 2013, 27 (10), 798–805. DOI: 10.1080/09507116.2013.796630.
23. Wei, H.L., Elmer, J.W., and DebRoy, T. Crystal growth during keyhole mode laser welding. *Acta Materialia*, 2017, 133, 10–20. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.074.

24. Zhang, C.J., Guo, C.X., Zhang, S.Z., Feng, H., Chen, C.Y., Zhang, H.Z., and Cao, P. Microstructural manipulation and improved mechanical properties of a near  $\alpha$  titanium alloy. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 771, 138569. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138569.
25. Uwanyuze, R.S., Kanyo, J.E., Myrick, S.E., and Schafföner, S. A review on alpha case formation and modeling of mass transfer during investment casting of titanium alloys. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 865 (5), 158558. DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158558.
26. Jha, J.S., Toppo, S.P., Singh, R., Tewari, A., and Mishra, S.K. Deformation behavior of Ti–6Al–4V microstructures under uniaxial loading: equiaxed vs. transformed- $\beta$  microstructures. *Materials Characterization*, 2021, 171, 1107080. DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110780.
27. Pugacheva, N.B., Trushina, E.B., and Pugacheva, E.I. Laser welding of Ti–5Al–2.5Sn titanium alloy. *Voprosy Materialovedeniya*, 2013, 2 (74), 83–92. (In Russian).
28. Pugacheva, N.B., Vichuzhanin, D.I., and Antenorova, N.P. Hardness and character of destruction of welded joints of VT5-1 titanium alloy. *Deformatsiya i Razrushenie Materialov*, 2014, 3, 33–38. (In Russian).
29. Pugacheva, N.B., Zadvorkin, S.M., and Michurov, N.S. EBSD analysis of laser welded joint of austenitic Cr-Ni steel. *Physics of Metals and Metallography*, 2022, 123, 791–796. DOI: 10.1134/S0031918X22080087.
30. Chirkin, V.S. *Teplofizicheskie svoystva materialov yadernoy tekhniki: spravochnik* [Thermophysical Properties of Nuclear Engineering Materials: Handbook]. Atomizdat Publ., Moscow, 1968, 484 p. (In Russian).

Подана в журнал: 28.02.2025

УДК 669.791.011

DOI: 10.17804/2410-9908.2025.2.042-059

## МИКРОСТРУКТУРА, ОСТАТОЧНЫЕ НАПРЯЖЕНИЯ, ТЕКСТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЛИСТОВ СПЛАВА VT1-0

Н. Б. Пугачева<sup>a, \*</sup>, С. М. Задворкин<sup>b</sup>

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки  
Институт машиноведения имени Э. С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук,  
ул. Комсомольская, 34, Екатеринбург, 620049, Россия*

<sup>a</sup>  <https://orcid.org/0000-0001-8015-8120>  [nat@imach.uran.ru](mailto:nat@imach.uran.ru);

<sup>b</sup>  <https://orcid.org/0000-0002-7918-8207>  [ges@imach.uran.ru](mailto:ges@imach.uran.ru)

\*Ответственный автор. Электронная почта: [nat@imach.uran.ru](mailto:nat@imach.uran.ru)  
Адрес для переписки: ул. Комсомольская, д. 34, Екатеринбург, 620049, Россия  
Тел.: +7 (950) 635-30-04

Методами дифракции отраженных электронов и рентгеноструктурного анализа изучены зеренная структура, распределения микродеформаций, кристаллографическая текстура и остаточные напряжения сварного соединения листов сплава VT1-0 (технического титана), полученного с помощью CO<sub>2</sub>-лазера. Определены механические свойства сварного соединения. Показано, что структура сварного шва представлена крупными разнонаправленными рейками  $\alpha$ -фазы. Для металла зон термического влияния характерна образовавшаяся в результате полиморфного  $\beta \rightarrow \alpha$  превращения смешанная структура в виде пакетов пластин вторичной  $\alpha$ -фазы вблизи сварного шва и полиэдрических  $\alpha$ -зерен вблизи основного металла. Установлено наличие многокомпонентных текстур во всех зонах исследованного сварного соединения, что создает предпосылки для снижения анизотропии прочностных свойств, характерной для гексагональных кристаллов. Сварное соединение показало существенно более высокую прочность, чем у основного металла: временное сопротивление СШ составило 660 МПа, а основного материала – 500 МПа. Наиболее деформированной в сварном соединении является зона термического влияния, доля деформированных зерен достигает 44 %, остаточные напряжения не превышают 10 % от предела текучести.

**Ключевые слова:** титановые сплавы, лазерная сварка, микроструктура, кристаллографическая текстура, прочность, остаточные напряжения

### 1. Введение

Все более широкое применение титана и его сплавов обусловлено сочетанием ценных эксплуатационных свойств: высокой прочностью, в том числе при повышенных температурах, пластичностью при криогенных температурах, низкой плотностью, коррозионной стойкостью и т. п. [1–5]. Этому способствует также значительная распространенность титана в природе. Из титановых сплавов изготавливают ответственные детали авиационной и ракетной техники, поэтому актуальным является всестороннее изучение их эксплуатационных свойств, надежности, долговечности и, соответственно, структуры материала, которая и определяет все эти характеристики. Важность подобных исследований определяется еще и тем фактом, что поведение титана и его сплавов зачастую резко отличается от закономерностей изменения свойств других конструкционных металлических материалов [1, 2].

Титан, как известно [5, 6], является полиморфным металлом: ниже 882 °С устойчива гексагональная кристаллическая решетка ( $\alpha$ -титан), а выше – объемно-центрированная кубическая решетка ( $\beta$ -титан). Многие титановые сплавы имеют структуру  $\alpha$ -титана, для которого характерна значительная анизотропия физико-механических свойств [1, 2, 6]. В частности, для  $\alpha$ -титана предел упругости и, соответственно, уровень прочностных свойств вдоль гексагональной оси значительно выше, чем в базисной плоскости [6, 7]. Таким образом, наличие кристаллографической текстуры в титановых изделиях может существенно влиять на их конструктивную прочность.

Особым аспектом исследований эксплуатационных характеристик титановых изделий является изучение структуры и свойств их сварных соединений. Из-за сильных различий в условиях нагрева и охлаждения металла сварного шва (СШ) и зоны термического влияния (ЗТВ) сварное соединение характеризуется значительной структурной неоднородностью и, как следствие, неоднородностью характеристик прочности и пластичности, что в свою очередь влияет на сопротивление деформированию, эксплуатационную надежность и долговечность конструкции. Термодеформационные циклы при сварке активно влияют на уровень остаточных напряжений (ОН) в металле, в сварном соединении возможно появление значительных концентраторов напряжений [8, 9]. Эти обстоятельства способствуют интенсивному накоплению повреждений при эксплуатации.

Кроме того, при сварке титановых сплавов существуют и специфические особенности: во-первых, при высокой температуре происходит интенсивное газонасыщение титана; во-вторых, при нагреве до температур выше 930 °С титан склонен к интенсивному росту зерна; в-третьих, при повышении содержания в основном металле и шве растворенных газов титан склонен к образованию трещин [1, 5, 8]. Для преодоления этих трудностей требуется как можно меньшая погонная энергия при сварке, что достигается использованием таких концентрированных источников энергии, как электронный луч или лазерное излучение [10, 11]. Если электронно-лучевая сварка проводится в вакууме, то при лазерной сварке необходима защита как зоны СШ, так и ЗТВ с помощью инертных газов высокой чистоты или бескислородных фторидно-хлоридных флюсов [11, 12].

Высокие скорости нагрева и охлаждения при электроннолучевой и лазерной сварке (около 1000 °С/мин) приводят к формированию узких СШ и ЗТВ с крайне неравновесными структурами [10, 12]. Эти же факторы могут обуславливать и возникновение выраженной кристаллографической текстуры. Достоверно определить структурное состояние и оценить степень деформации кристаллитов в узких зонах сварных соединений позволяет метод EBSD-анализа [13, 14]. Так называемые карты разориентировок и напряжений можно использовать для оценки напряженно-деформированного состояния полученных с помощью лазерного излучения сварных соединений листового титана [15, 16]. Однако в работах [15, 16] не проведен анализ кристаллографической текстуры материала различных зон сварного соединения, которая, как отмечено выше, может значительно влиять на прочность титановых изделий с гексагональной кристаллической структурой.

В данной статье приведены результаты исследований механических свойств, анализа зеренной структуры, кристаллографической текстуры, распределения микродеформаций, а также остаточных напряжений в различных зонах полученного с помощью CO<sub>2</sub>-лазера сварного соединения сплава VT1-0 (технически чистого титана).

## 2. Материалы и методы исследования

Объектом исследования служили сварные соединения листов из сплава марки VT1-0. Толщина листов составляла 3 мм. Сплав VT1-0 является технически чистым  $\alpha$ -титаном с содержанием примесей не более 0,76 масс. %. Сварку осуществляли в Институте теоретической и прикладной механики им. С. А. Христиановича СО РАН. Листы сваривали встык

вдоль направления прокатки с помощью  $\text{CO}_2$ -лазера постоянного действия [12]. Мощность излучения лазера при сварке составляла 2 кВт, скорость движения лазера – 0,9 м/мин. Для защиты металла сварочной ванны и околошовных участков к вершине шва и к его корню подавали гелий.

Анализ макро- и микроструктуры полученного сварного соединения, определение геометрических параметров СШ и ЗТВ (глубина сварки, ширина СШ и ЗТВ) и размера зерна осуществляли методом дифракции отраженных электронов (ДОЭ-анализ) с помощью растрового электронного микроскопа Tescan Vega II XMU, оснащенного приставкой Oxford HKL NordlysF+. Построены и проанализированы карты разориентировок, рекристаллизации и напряжений. В нашей статье для характеристики деформированного состояния зерен исследованных образцов использована терминология, принятая во многих публикациях, посвященных исследованиям с помощью ДОЭ-анализа, например [13, 14], а именно:

- зерна, имеющие углы разориентировки кристаллической решетки в двух соседних точках анализа более  $15^\circ$ , считаются деформированными;
- зерна являются полигонизированными, если внутри субзерен углы разориентировок кристаллической решетки не превышают  $2^\circ$ , а субзерна разориентированы на  $2 \dots 15^\circ$ ;
- зерна, внутри которых кристаллическая решетка в двух соседних точках анализа имеет углы разориентировки менее  $2^\circ$ , считаются рекристаллизованными, т. е. практически свободными от дислокаций.

С помощью ДОЭ-анализа изучали также кристаллографическую текстуру основного металла и материала ЗТВ и СШ.

Границы зон сварного соединения, показанные на рис. 1 штриховыми линиями, определяли по различиям зеренной структуры основного металла, металла ЗТВ и СШ. Участки сварного соединения, которые были выбраны для ДОЭ-анализа, выделены квадратами и обозначены цифрами на рис. 1. Микроанализ основного металла (участок 1 на рис. 1) проводили не только вблизи от ЗТВ, как это изображено на рис. 1, но и на удалении около 10 мм от сварного шва.

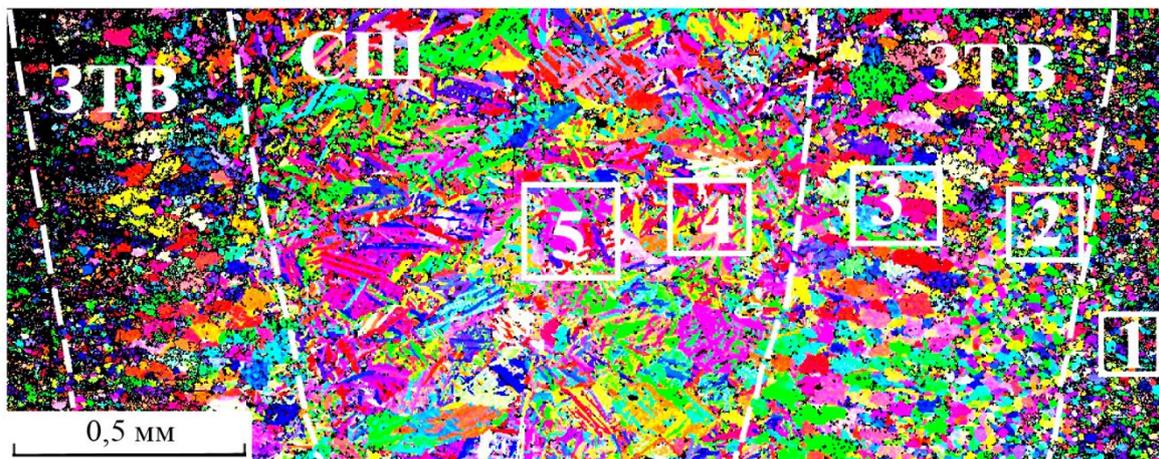


Рис. 1. Карта разориентировок сварного соединения листов титанового сплава VT1-0 с участками микроанализа: 1 – сплав VT1-0; 2 и 3 – зона термического влияния (ЗТВ); 4 и 5 – зона сварного шва (СШ), или зона переплава

Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре Shimadzu XRD 7000 в монохроматизированном  $K_\alpha$ -излучении хрома. Для локальности анализа с помощью коллиматора формировали рентгеновский пучок диаметром 1 мм. Рентгеноструктурный анализ использовали также для определения остаточных напряжений I рода, т. е. макронапряжений, как в основном металле, так и в сварном шве и зоне термического влияния в продольном и

поперечном направлениях. Использовали метод « $\sin^2\psi$ » [17], где  $\psi$  – угол между нормалью к поверхности образца и нормалью к отражающим брэгговским плоскостям (в нашем случае (112)). Рефлексу (112) в  $K_\alpha$ -излучении хрома соответствует угол дифракции около  $66,5^\circ$ . При этом толщина слоя металла, дающего 99 % интенсивности рентгеновского рефлекса, равна примерно 8 мкм. Дифрактограммы исследуемых образцов получали при значениях  $\psi = 0^\circ, 15^\circ, 30^\circ$  и  $45^\circ$ . Величину макронапряжений  $\sigma$  вычисляли по формулам [17]

$$\sigma = \frac{E \times (\Theta_0 - \Theta_\psi) \times \text{ctg}\Theta_0}{(1 + \mu) \times \sin^2 \psi}, \quad (1)$$

$$2\mu \cdot \text{ctg}(\beta|k|d) = (\mu_1 s)^2 + (\mu\beta)^2 - 1 + \\ + [(\mu\beta)^2 + (1 - \mu_1 s)^2] \exp\{-2|k|\Delta\}, \quad (2)$$

где  $\mu$  – коэффициент Пуассона,  $E$  – модуль Юнга,  $\Theta_0$  – угол дифракции, соответствующий центру тяжести рентгеновского рефлекса при  $\psi = 0^\circ$ ,  $\Theta_\psi$  – угол дифракции, соответствующий центру тяжести рефлекса при  $\psi \neq 0^\circ$  (в нашем случае  $\psi = 45^\circ$ ). Для титана  $\mu \approx 0,32$ ,  $E \approx 110$  ГПа [6].

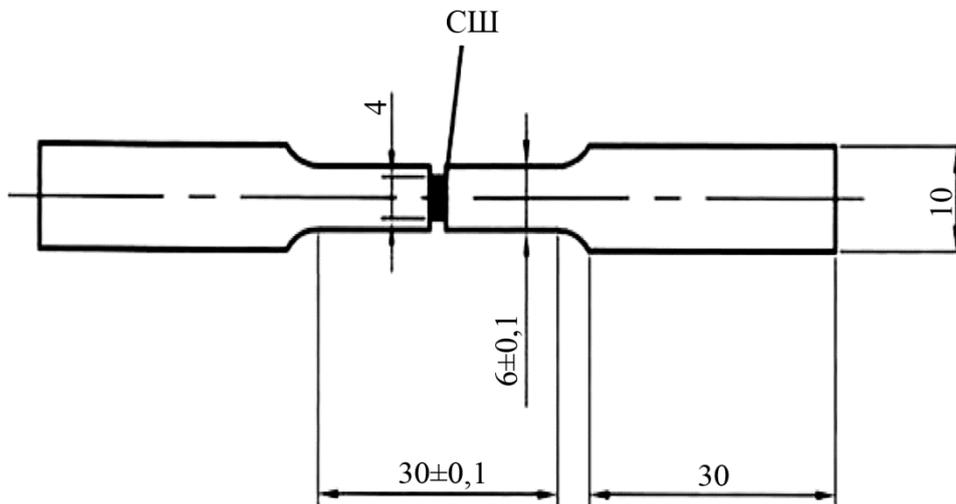


Рис. 2. Эскиз образцов со сварным швом для испытаний на статическое растяжение

Определение микротвердости различных зон сварного соединения выполнено по методу Виккерса на приборе Leica VMHT Auto при нагрузке на индентор 0,25 Н. Прочностные характеристики (условный предел текучести  $\sigma_{0,2}$  и временное сопротивление  $\sigma_B$ ) основного металла и материала СШ и ЗТВ определяли по результатам испытаний на одноосное статическое растяжение плоских образцов, продольные оси которых были перпендикулярны направлению прокатки и, соответственно, сварному шву. Испытания проводили на сервогидравлической испытательной установке Instron 8801 в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 6996-66. Скорость растяжения составляла 1 мм/с. Для гарантированного разрушения образцов со сварным швом в области СШ и ЗТВ ширина рабочей части образцов в зоне сварного соединения была уменьшена (рис. 2).

### 3. Результаты и обсуждение

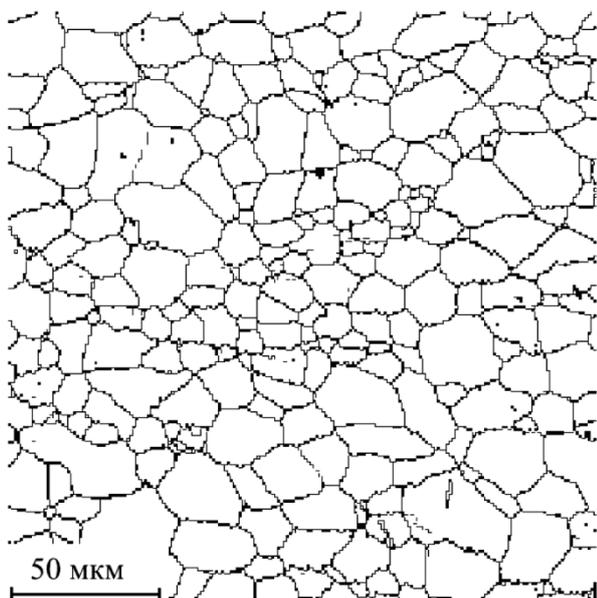
#### 3.1. Основной металл

Результаты исследования структуры и механических свойств исходных листов сплава VT1-0 представлены в табл. 1 и на рис. 3. Установлено, что в структуре основного металла, металла ШШ и ЗТВ исследуемых образцов содержится только гексагональная  $\alpha$ -фаза. В основном металле присутствуют равновеликие полиэдрические зерна  $\alpha$ -фазы со средним размером примерно 20 мкм. В материале исходных листов больше половины зерен имеют субструктуру, около трети являются рекристаллизованными, а наименьшую долю в структуре основного металла занимают деформированные зерна (рис. 3 б и табл. 2).

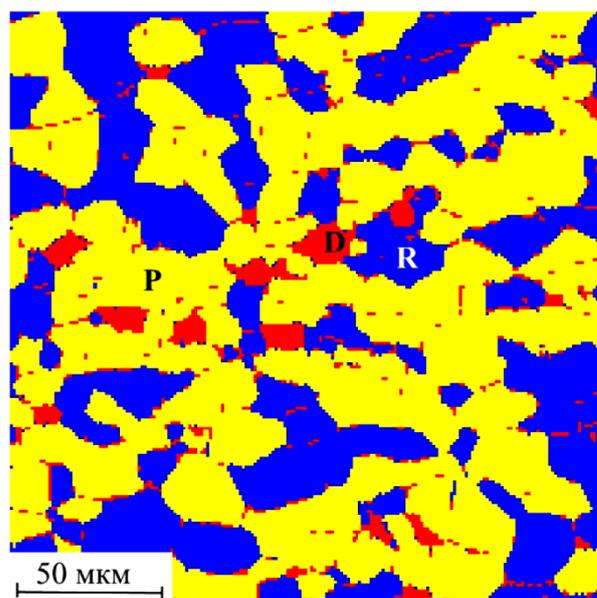
Таблица 1

Характеристики ШШ листов титанового сплава VT1-0 после лазерной сварки

№	Зона	Ширина зоны, мм	Размер зерна, мм	HV 0,025	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа
1	Основной сплав	–	0,03	220	500	454
2	Зона термического влияния	1,0–1,2	0,05	250	–	–
3	Сварной шов	1,2–2,3	0,1–0,3	280	660	536



а



б

Рис. 3. Результаты ДОО-анализа основного металла: а – карта контуров; б – карта рекристаллизации; D – деформированные зерна (красный цвет), P – полигонизованные зерна (желтый цвет), R – рекристаллизованные зерна (синий цвет)

Остаточные напряжения в основном металле невелики, порядка 10 МПа, т.е. в 45 раз меньше предела текучести этого сплава. Анизотропия распределения ОН в плоскости прокатки (ПП) практически отсутствует.

На рис. 4 приведены полученные с помощью ДОО-анализа обратные полюсные фигуры для основного металла. Ось X направлена вдоль направления прокатки (ПП) свариваемых

листов, т. е. вдоль сварного шва; ось  $Y$  направлена перпендикулярно направлению прокатки (поперечное направление – ПН) и совпадает с направлением теплоотода при сварке; ось  $Z$  ориентирована вдоль нормали к плоскости прокатки (НН) листов. При анализе полюсных фигур использовали данные работ [18, 19].

Таблица 2

Доля зерен с разной степенью деформации в зонах сварного соединения

Деформированное состояние зерен	Содержание, об. %				
	Основной металл	Участок 2*	Участок 3*	Участок 4*	Участок 5*
Рекристаллизованные зерна	34	23	10	19	24
Полигонизированные зерна	56	41	46	55	53
Деформированные зерна	10	36	44	26	23

\*Расположение участков анализа указано на рис. 1.

Следует отметить, что программное обеспечение Channel 5 сканирующего электронного микроскопа Tescan Vega II XMU строит полюсные фигуры с использованием трехосной системы координат и, соответственно, трехзначных индексов кристаллографических осей и плоскостей, как это показано на рис. 4. При этом известно [20], что для материалов с гексагональной кристаллической решеткой удобнее использовать четырехосную систему координат. С другой стороны, геометрия кристаллов исчерпывающе описывается в трехосной системе координат, дополнительная координата не является независимой от других, а в алгоритмах определения индексов кристаллографических направлений и плоскостей также предусмотрено использование трехосной системы координат. При определении индексов направлений и плоскостей для параметров решетки использованы значения  $a = 0,29506$  нм,  $c = 0,46835$  нм [21].

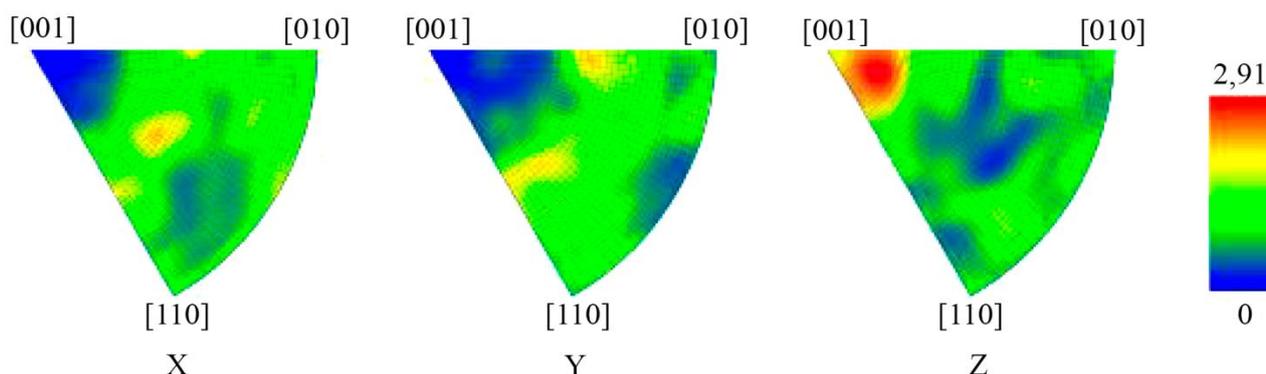


Рис. 4. Обратные полюсные фигуры для основного металла (зона 1 на рис. 1)

Вдоль направления прокатки (ось  $X$  на рис. 4) ориентированы преимущественно следующие кристаллографические направления:  $[362]$  с полюсной плотностью  $\rho \approx 2,2$ , а также  $[031]$  и  $[331]$ , для которых  $\rho \approx 2$ . Как видно на рис. 4, для ориентировки  $[362] \parallel$  ПН характерно довольно большое рассеяние по азимутальному углу  $\pm 8^\circ$  при изменении  $\rho$  в диапазоне  $\approx$

2...2,2. По полярному углу рассеяние ориентировки  $[362] \parallel \text{НП}$  примерно в 2 раза меньше. Рассеяние примерно  $\pm 4^\circ$  по обоим сферическим координатным углам свойственно и ориентировкам  $[031] \parallel \text{НП}$  и  $[331] \parallel \text{НП}$ .

Оси  $[031]$  и  $[331]$  эквивалентны с точки зрения симметрии и в четырехосной системе координат описываются одним набором индексов:  $\langle 1121 \rangle$ . Ось  $[362]$  относится к семейству кристаллографических направлений  $\langle 0332 \rangle$ . Очевидно, и другие оси семейств  $\langle 0332 \rangle$  и  $\langle 1121 \rangle$  имеют преимущественную ориентацию вдоль НП. На обратной полюсной фигуре заметны и другие преимущественные ориентировки  $[mnp] \parallel \text{НП}$ , вплоть до расположенных в базисной плоскости, однако их полюсные плотности невелики. Вдоль поперечного направления (ось  $Y$  на рис. 4) наибольшая полюсная плотность (около 2...2,2) характерна для трех ориентировок, а именно  $[031] \parallel \text{НП}$ ,  $[331] \parallel \text{НП}$  и  $[341] \parallel \text{НП}$ . Ось  $[341]$  относится к семейству  $\langle 2573 \rangle$ .

На рис. 4 видно, что имеющие полюсную плотность более 2 преимущественные ориентировки вдоль нормали к плоскости исследованных листов (ось  $Z$  на рис. 4) сосредоточены главным образом в конусе с углом раствора около  $66^\circ$  и высотой, совпадающей с гексагональной осью  $[001]$ . Кристаллографическое направление, параллельное НП и имеющее максимальную полюсную плотность (2,91), расположено в плоскости  $(\bar{2}10)$  и отклонено от оси  $[001]$  примерно на  $20^\circ$ . Соответствующая ось имеет индексы  $[123]$ . Величина  $\rho$  ориентировки  $[001] \parallel \text{НП}$  примерно в полтора раза меньше, чем для  $[123] \parallel \text{НП}$ . По мере удаления от плоскости  $(\bar{2}10)$  к плоскостям  $(100)$  и  $(\bar{1}10)$ , то есть на  $\pm 30^\circ$  по азимутальному углу, но при сохранении угла отклонения от оси  $[001]$  в  $20^\circ$ , полюсная плотность преимущественных ориентировок уменьшается с 2,91 до  $\approx 2,5$ . Имеются и другие преимущественные ориентировки  $[mnp] \parallel \text{НП}$ , с углами отклонения от оси  $[001]$  вплоть до  $85^\circ$ . Однако их полюсные плотности значительно меньше, чем полюсная плотность ориентировки  $[123] \parallel \text{НП}$ . Таким образом, кристаллографические плоскости, ориентированные преимущественно параллельно плоскости прокатки исследованных листов титана, в основном отклонены от базисной плоскости  $(001)$  на угол от  $0^\circ$  до  $\approx 33^\circ$ . Эти данные согласуются с приведенными в литературе сведениями о текстуре титанового листового проката [14, 15, 18, 19, 22].

Как известно [20], для символов плоскости  $(hkl)$  и расположенной в ней оси  $[mnp]$  должно выполняться условие

$$h \times m + k \times n + l \times p = 0. \quad (3)$$

Для оси  $[362] \parallel \text{НП}$  этому условию удовлетворяет, например, плоскость  $(0\bar{1}3) \parallel \text{ПП}$ , отклоненная от базисной плоскости примерно на  $31^\circ$ , а для оси  $[331] \parallel \text{НП}$  – плоскость  $(1\bar{1}6) \parallel \text{ПП}$ , которая составляет угол в  $28^\circ$  с базисной плоскостью. В случае оси  $[031] \parallel \text{НП}$  условие (3) выполняется как для плоскости  $(013)$ , так и для плоскости  $(116)$ . С учетом больших углов рассеяния преимущественных ориентировок и, соответственно, вариации символов  $[mnp]$  и  $(hkl)$  при одинаковых величинах  $\rho$  возможны и другие удовлетворяющие равенству (3) комбинации символов  $[mnp] \parallel \text{НП}$  и  $(hkl) \parallel \text{ПП}$ .

Таким образом, для структуры основного металла характерно наличие многокомпонентной текстуры, в частности типов  $\{0113\} \langle 0332 \rangle$ ,  $\{0113\} \langle 1121 \rangle$  и  $\{1126\} \langle 1121 \rangle$ . Этот факт в совокупности с относительно небольшими величинами  $\rho$  преимущественных ориентировок (то есть сравнительно равномерное распределение ориентации кристаллографических осей и плоскостей по объему материала) может свидетельствовать о незначительной анизотропии прочностных свойств исследованного листового проката сплава ВТ1-0 по сравнению с монокристаллическим  $\alpha$ -титаном.

Следует также отметить тенденцию к расположению преимущественных ориентировок в ОМ симметрично относительно плоскостей семейства  $\{2110\}$ .

### 3.2. Металл сварного шва

Ширина СШ колеблется в диапазоне от 1,2 мм до 2,3 мм. Прочностные характеристики материала сварного шва заметно выше, чем у основного металла (см. табл. 1). Как показали исследования, в СШ содержится только гексагональная  $\alpha$ -фаза, которой определяется полиморфное ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-превращение. Полиморфное превращение при сварке протекает в неравновесных условиях, с высокими скоростями нагрева и охлаждения. Согласно [5, 23...28] такие условия охлаждения приводят к тому, что в результате ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-превращения в зернах  $\beta$ -фазы образуются крупные, до 300 мкм, разнонаправленные рейки  $\alpha$ -фазы, длина которых равна диаметру исходного  $\beta$ -зерна. Структура центральной зоны СШ (зона 5 на рис. 1) мало отличается от структуры зоны, расположенной вблизи ЗТВ (зона 4 на рис. 1). Отличие заключается в образовании единичных равноосных зерен, свободных от реек, в центральной зоне СШ (рис. 5 б).

Следует отметить, что структура исследованных сварных швов титанового сплава отличается от структуры СШ полученных при лазерной сварке аустенитных хромоникелевых сталей, для которых, как показано ранее в работе [29], характерны выраженная разноразмерность и вытянутость зерен вдоль направления теплоотвода. Такие различия в структуре СШ можно объяснить тем, что при температурах выше 100 °С теплопроводность даже у чистого титана существенно меньше, чем у высоколегированных аустенитных сталей [30]. Соответственно, и скорость охлаждения сварного соединения титанового сплава меньше, чем сварного соединения сталей. Кроме того, существенное влияние оказывает и полиморфное превращение в титановом сплаве.

Для исследованного СШ, как и для основного металла, характерны главным образом зерна с субструктурой (рис. 5 б, г и табл. 2). Однако при этом в СШ зафиксировано примерно в 1,5 раза меньше рекристаллизованных зерен и в 2,5 раза больше деформированных зерен, чем в основном металле. Большая деформированность материала СШ проявилась в повышенном по сравнению с основным металлом уровне остаточных напряжений в нем: вдоль направления сварки зафиксированы ОН сжатия величиной около  $-40$  МПа, поперек шва – ОН растяжения величиной примерно  $+30$  МПа. Тем не менее, ОН, сформированные в металле СШ при лазерной сварке, сравнительно невелики, примерно в 15 раз ниже предела текучести.

Обратные полюсные фигуры для центрального и боковых (возле ЗТВ) участков сварного шва приведены на рис. 6. Как видно, для металла СШ характерна в несколько раз большая полюсная плотность преимущественных ориентировок, чем для основного металла.

В центральной части СШ наибольшая величина  $\rho = 8,01$  характерна для оси [362] типа  $\langle 03\bar{3}2 \rangle$ , ориентированной вдоль шва (координатная ось  $X$  на рис. 6), то есть вдоль направления прокатки основного металла, причем угол рассеяния этой ориентировки достигает  $\pm 10^\circ$  как по полярному, так и по азимутальному углам. Это обстоятельство обуславливает значительное число вариантов символов  $[mnp] \parallel \text{НП}$  при одинаково больших величинах  $\rho$ . На обратной полюсной фигуре центральной части СШ заметны также преимущественные ориентировки, параллельные НП и отстоящие от оси [362] более чем на  $10^\circ$ , но они имеют примерно в 5 раз меньшую полюсную плотность.

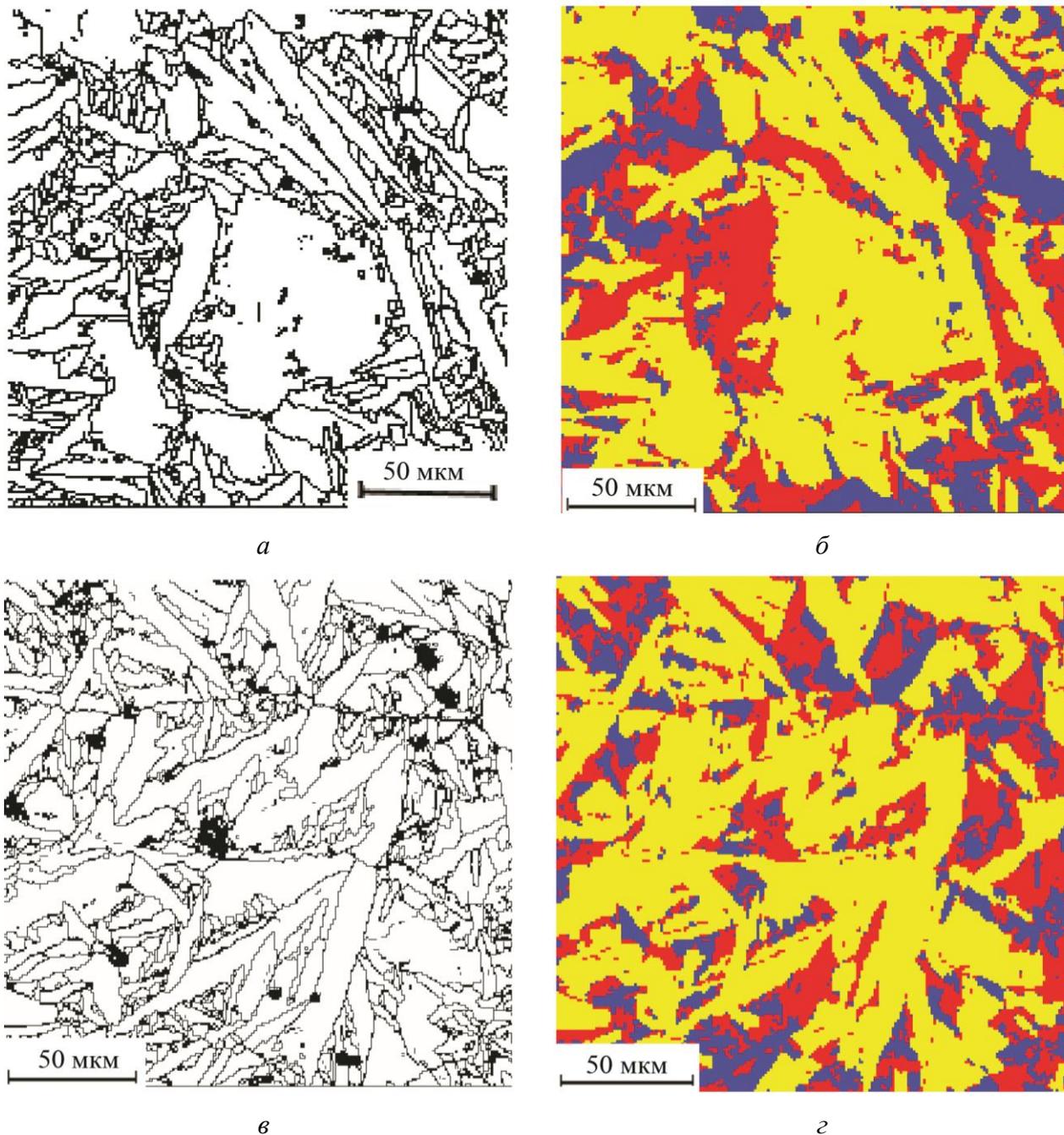


Рис. 5. ДОЭ-анализ материала СШ: *а, б* – участок 5 на рис. 1; *в, г* – участок 4 на рис. 1; *а, в* – карты контуров; *б, г* – карты рекристаллизации; D – деформированные зерна (красный цвет), P – полигонизованные зерна (желтый цвет), R – рекристаллизованные зерна (синий цвет)

В центральной части СШ вдоль направления теплоотвода при сварке (координатная ось *Y* на рис. 6), то есть вдоль поперечного направления в ОМ, наибольшую величину  $\rho \approx 6,5$  имеет ориентировка  $[131] \parallel \text{ПН}$ . Ее полюсная плотность по крайней мере в 4 раза превышает значения  $\rho$  для других ориентировок  $[mnp] \parallel \text{ПН}$ . Ось  $[131]$  относится к семейству  $\langle 1543 \rangle$ .

На рис. 6 *а* видно, что в центре сварного шва параллельно координатной оси *Z*, то есть в направлении нормали к плоскости прокатки ОМ, значительную полюсную плотность имеют три ориентировки:  $[471] \parallel \text{НН}$  ( $\rho \approx 6$ ) с очень большим углом рассеяния,  $[151] \parallel \text{НН}$  ( $\rho \approx 2,5$ ) и  $[451] \parallel \text{НН}$  ( $\rho \approx 2$ ). У остальных ориентировок  $[mnp] \parallel \text{НН}$  полюсная плотность не

превышает 1,5. Ось [471] относится к семейству  $\langle 1.10.\bar{1}\bar{1}.3 \rangle$ , оси [151] и [451] – к семейству  $\langle 1231 \rangle$ . Отсутствие в центральной части сварного шва преимущественных ориентировок вдоль гексагональной оси и в базисной плоскости, для которых, как указывалось выше, характерны экстремумы прочностных параметров, и наличие больших углов рассеяния текстур должно создавать предпосылки для снижения анизотропии свойств, присущей гексагональным кристаллам.

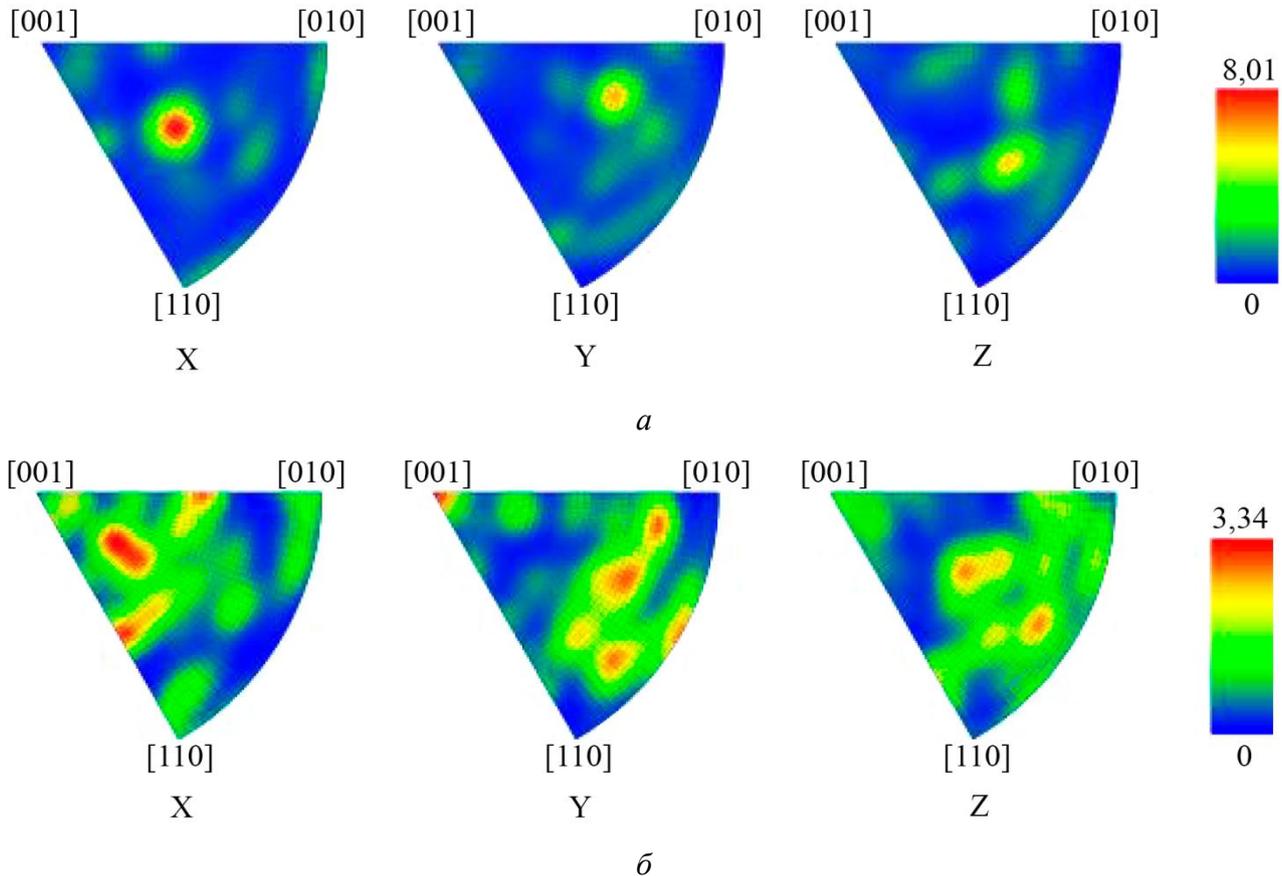


Рис. 6. Обратные полюсные фигуры для материала СШ: *a* – центральная часть шва (зона 5 на рис. 1); *б* – боковая часть шва (зона 4 на рис. 1)

Для боковых участков СШ характерно наличие бóльшего количества преимущественных ориентировок, нежели для центра СШ, но с меньшей почти в 2,5 раза максимальной плотностью (ср. рис. 6 *a* и 6 *б*). Основными преимущественными ориентировками для боковых участков СШ являются:

- вдоль сварного шва – [353] типа  $\langle 178\bar{9} \rangle$  (полюсная плотность максимальна для этого участка анализа, 3,34), [031] и [331] типа  $\langle 11\bar{2}1 \rangle$  ( $\rho = 3,34$  тоже максимальна, причем для каждой из осей), [3.15.1] и [12.15.1] типа  $\langle 36\bar{5}1 \rangle$  ( $\rho \approx 2,5$  для каждой из осей) и [1.5.12] типа  $\langle \bar{1}.3.\bar{2}.12 \rangle$  ( $\rho \approx 2$ );
- вдоль направления тепловода при сварке –  $\langle 0001 \rangle$  (полюсная плотность максимальна для этого участка анализа, 3,34), [120] типа  $\langle 01\bar{1}0 \rangle$  ( $\rho \approx 3,2$ ), [382] типа  $\langle \bar{2}.13.\bar{1}\bar{1}.6 \rangle$  ( $\rho \approx 3,2$ ), [5.25.7] и [20.25.7] типа  $\langle 5.10.15.7 \rangle$  ( $\rho \approx 3$  для каждой из осей) и [10.14.1] типа  $\langle 26\bar{8}1 \rangle$  ( $\rho \approx 3$ );
- в направлении нормали к плоскости прокатки ОМ – ориентировки [362] типа  $\langle 03\bar{3}2 \rangle$  ( $\rho \approx 2,7$ ), [7.14.1] типа  $\langle 07\bar{7}1 \rangle$  ( $\rho \approx 2,7$ ) и [8.20.5] типа  $\langle \bar{4}.32.\bar{2}\bar{8}.15 \rangle$  ( $\rho \approx 2,5$ ).

### 3.3. Зона термического влияния

В зонах термического влияния, которые имеют ширину около 1,2 мм, можно выделить два типа участков. Один из них (например, участок 3 на рис. 2) расположен ближе к СШ и нагревается до более высоких температур. В результате там происходит полиморфное превращение, а также значительно, в 2–3 раза по сравнению с основным металлом, увеличивается размер зерна (см. табл. 1 и рис. 7). При этом образуется своеобразная смешанная структура, представленная пакетами параллельных пластин и полиэдрическими зёрнами  $\alpha$ -фазы, как это описано в работах [27, 28].

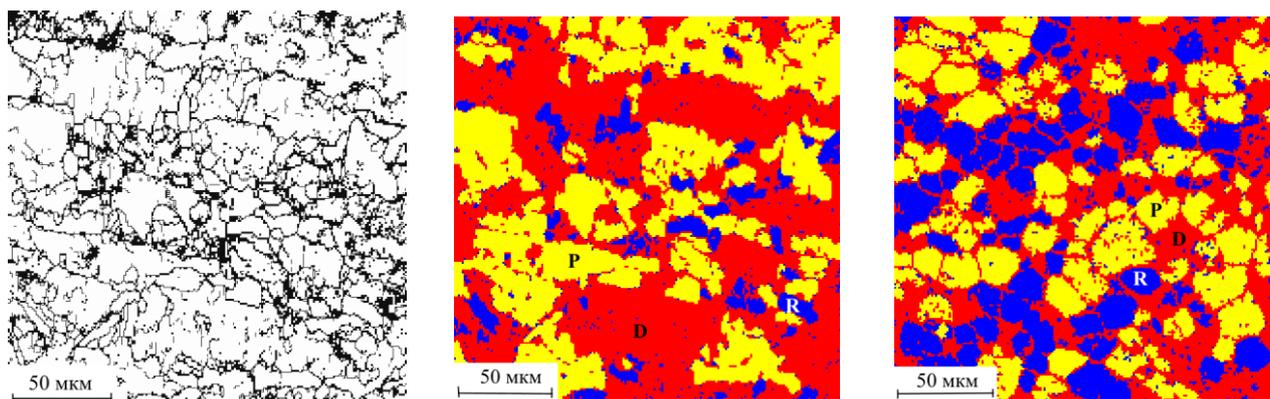


Рис. 7. ДОЭ-карты зоны термического влияния сварного соединения сплава VT1-0: *a* – карта контуров для участка 3 на рис. 1; *б* – карта рекристаллизации для участка 3 на рис. 1; *в* – карта рекристаллизации для участка 2 на рис. 1; D – деформированные зёрна (красный цвет), P – полигонизованные зёрна (желтый цвет), R – рекристаллизованные зёрна (синий цвет)

По мере удаления от СШ уменьшается степень нагрева сплава при сварке, поэтому в области ЗТВ, примыкающей к основному металлу (зона 2 на рис. 1), полиморфное превращение не происходит, при этом в структуре отсутствуют пакеты пластин  $\alpha$ -фазы, а размер полиэдрических зёрен примерно в 2 раза меньше, чем в металле ЗТВ вблизи СШ.

Как видно из рис. 3, 5, 7 и табл. 2, в ЗТВ содержится заметно больше деформированных зёрен, чем в сварном шве и особенно в основном металле. При этом больше всего деформированных зёрен находится в той части ЗТВ, которая прилегает к СШ, что является следствием как полиморфного ( $\beta \rightarrow \alpha$ )-превращения, так и изменения объема при кристаллизации металла сварного шва. Бóльшее содержание деформированных кристаллитов в ЗТВ обуславливает и более высокие остаточные напряжения в этой зоне сварного соединения – примерно –50 МПа. Обратные полюсные фигуры для разных частей зон термического влияния показаны на рис. 8. Как видно, для металла в разных частях ЗТВ характерна принципиально различная кристаллографическая текстура. Для металла, находящегося возле сварного шва и претерпевшего полиморфное превращение при сварке, наблюдаются в основном такие преимущественные ориентировки:

- вдоль СШ и, соответственно, вдоль НП ориентированы в основном оси  $[135]$  типа  $\langle \bar{1}.5.4.15 \rangle$  ( $\rho \approx 4$ ),  $[782]$  типа  $\langle 23 \bar{5} 2 \rangle$  ( $\rho \approx 3,5$ ) и  $[353]$  типа  $\langle 17 \bar{8} 9 \rangle$  ( $\rho \approx 3$ );
- вдоль направления теплоотвода при сварке и, соответственно, вдоль ПН – оси  $[4.16.1]$  типа  $\langle 8.28.20.3 \rangle$  (полюсная плотность максимальна для этого участка анализа – 5,09),  $[6.15.1]$  типа  $\langle \bar{1}8 \bar{7} 1 \rangle$  ( $\rho \approx 4$ ) и  $[461]$  типа  $\langle 2.8.10.3 \rangle$  ( $\rho \approx 3,2$ );
- в направлении нормали к плоскости прокатки ОМ – оси  $[373]$  типа  $\langle \bar{1}.11.10.9 \rangle$  ( $\rho \approx 3,3$ ), оси  $[5.25.3]$  типа  $\langle \bar{5}.15.10.3 \rangle$  ( $\rho \approx 2,2$ ), а также близко расположенные к базисной плоскости (под углом около  $3^\circ$ ) и, соответственно, характеризующиеся большими значениями

индексов оси типа  $\langle 34.85.\bar{1}19.3 \rangle$ , для которых среднее значение  $\rho \approx 4$ . Следует отметить сходство преимущественных кристаллографических ориентировок металла боковой части сварного шва (рис. 6 б) и металла зоны термического влияния возле сварного шва (рис. 8 а).

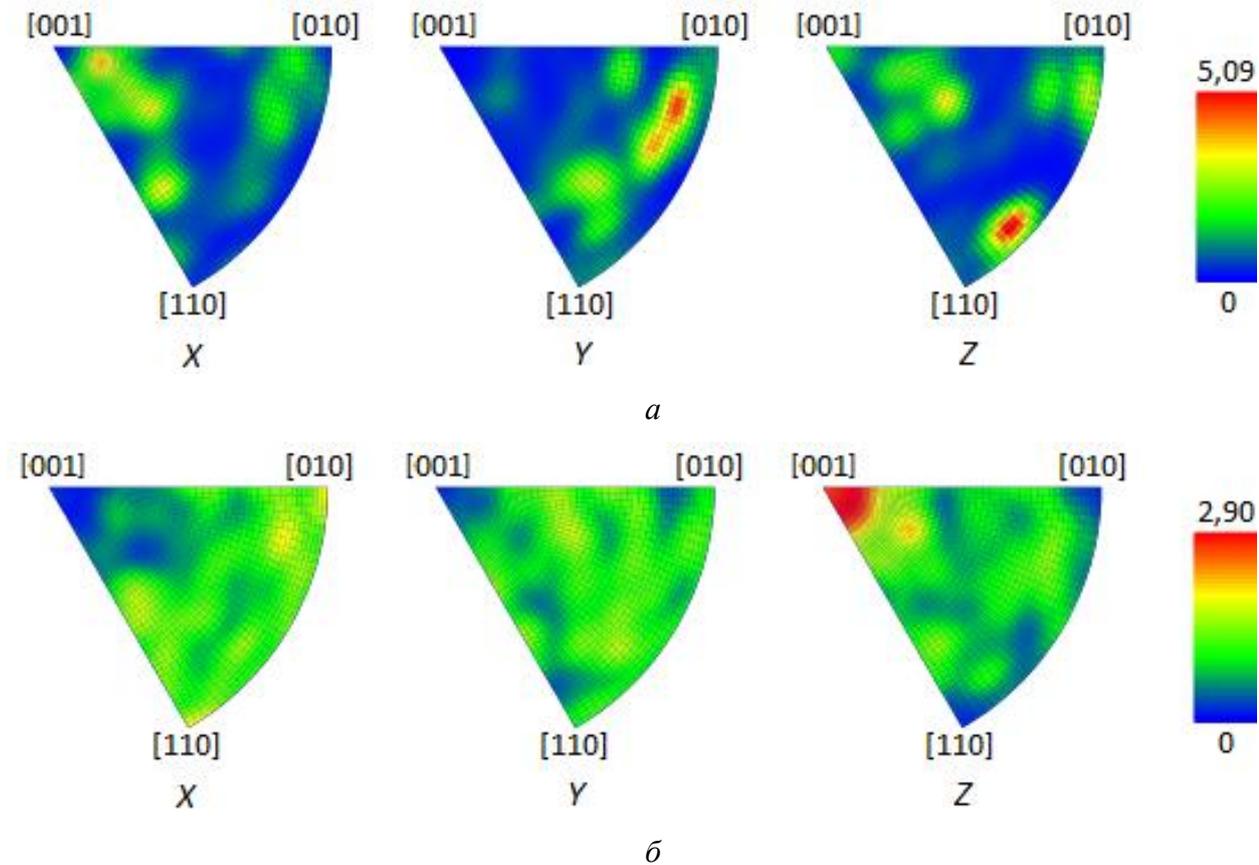


Рис. 8. Обратные полюсные фигуры для металла зоны термического влияния сварного соединения листов сплава VT1-0: а – область ЗТВ с полиморфным превращением (участок 3 на рис. 1); б – область ЗТВ без полиморфного превращения (участок 2 на рис. 1)

В той части ЗТВ, которая граничит с основным металлом и не претерпела полиморфного превращения при сварке, параллельно нормали к плоскости прокатки ОМ расположены преимущественно оси  $\langle 0001 \rangle$  с углом рассеяния текстуры около  $25^\circ$ . Полюсная плотность этой ориентировки максимальна для данного участка анализа и составляет 2,9. Также на обратной полюсной фигуре имеется ориентировка  $[253] \parallel \text{НН}$  ( $\rho \approx 2,2$ ), угол между ней и гексагональной осью составляет около  $38^\circ$ . Ось  $[253]$  относится к семейству  $\langle \bar{1}8\bar{7}9 \rangle$ . Соответственно, плоскости свариваемых листов в основном параллельны кристаллографические плоскости  $(0001)$  и другие с углом отклонения от базисной плоскости до  $25^\circ$ , а также, в гораздо меньшей степени, плоскости типа  $\{\bar{1}.8.\bar{7}.18\}$ . Таким образом, текстура этого участка ЗТВ в данном аспекте аналогична текстуре основного металла (ср. рис. 8 б и рис. 4). В то же время в части ЗТВ, граничащей с ОМ, в направлении теплоотвода при сварке преимущественные ориентировки практически отсутствуют, а вдоль сварного шва преимущественные ориентировки  $\langle 11\bar{2}0 \rangle \parallel \text{НП}$  и  $\langle \bar{2}7\bar{5}0 \rangle \parallel \text{НП}$  имеют сравнительно невысокую полюсную плотность – около 2. Выраженная преимущественная ориентировка плоскости  $(0001)$  поперек СШ может указывать на низкий уровень прочности ЗТВ в направлении, перпендикулярном сварному шву. Однако, как уже было сказано, для исследованного сварного соединения прочность и твердость материала ЗТВ и СШ оказались значительно выше, чем у основного

металла. Такую ситуацию можно объяснить наличием многокомпонентной текстуры в этих зонах сварного соединения, а также влиянием таких факторов, как сравнительно небольшие остаточные растягивающие напряжения поперек сварного шва и обусловленная большой скоростью охлаждения сварочной ванны и ЗТВ повышенная плотность дислокаций в этих зонах сварного соединения.

#### 4. Заключение

При сварке листов толщиной 3 мм из сплава ВТ1-0 (технического титана) с помощью CO<sub>2</sub>-лазера непрерывного действия формируются сварные швы шириной не более 2,3 мм и зоны термического влияния шириной не более 1,2 мм. Структура сварного шва представлена крупными разнонаправленными рейками α-фазы, длина которых равна диаметру исходного β-зерна. Для структуры металла зон термического влияния характерна смешанная структура в виде пакетов пластин вторичной α-фазы вблизи сварного шва, образовавшихся в результате полиморфного превращения, и исходных полиэдрических зерен возле основного металла.

Наиболее деформированной в сварном соединении является зона термического влияния, доля деформированных зерен достигает 44 %. Соответственно, максимальный уровень остаточных напряжений характерен для металла зоны термического влияния: –50 МПа в плоскости вдоль шва и +40 МПа в плоскости поперек шва. Однако эти значения не превышают 10 % от предела текучести. В сварном шве доля деформированных зерен составила около 25 %, а остаточные напряжения несколько ниже: –40 МПа в плоскости вдоль шва и +30 МПа в плоскости поперек шва. Наименее деформирован основной металл: около 10 % деформированных зерен и остаточные напряжения сжатия составили не более 10 МПа.

Во всех зонах сварного соединения зафиксированы многокомпонентные текстуры, отличающиеся в каждой зоне, что создает предпосылки для снижения анизотропии прочностных свойств, характерной для гексагональных кристаллов. Сварное соединение показало прочность, существенно превышающую прочность основного металла: временное сопротивление 660 МПа и предел текучести 536 МПа у СШ, 500 и 454 МПа, соответственно, у основного металла.

#### Благодарность

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 124020700063-3.*

#### Литература

1. Горынин И. В., Чечулин Б. Б. Титан в машиностроении. – М. : Машиностроение, 1990. – 400 с.
2. Колачев Б. А., Ливанов В. А., Буханова А. А. Механические свойства титана и его сплавов. – М. : Металлургия, 1974. – 544 с.
3. Никонов Н. В., Чапала Ю. И. Титан. Свойства, применение, производство, конечная продукция и ее применение. – Москва : Метотехника, 2019. – С. 1–96. – URL: [https://www.metotech.ru/articles/art\\_titan\\_4.pdf](https://www.metotech.ru/articles/art_titan_4.pdf)
4. Бубнов В. А., Князев А. Н. Титан и его сплавы в машиностроении // Вестник КГУ. – 2016. – № 3. – С. 92–96.
5. Колачев Б. А., Елагин В. И., Ливанов В. А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. – М. : МИСИС, 2005. – 432 с.
6. Свойства элементов : справочник в 2 ч. / под ред. Г. В. Самсонова. Ч. 1. Физические свойства. – М. : Металлургия, 1976. – 599 с.
7. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов. – М. : Изд-во МИСИС, 1998. – 400 с.

8. Шоршоров М. Х. *Металловедение сварки стали и сплавов титана.* – М. : Наука, 1965. – 336 с.
9. Прохоров Н. Н. *Физические процессы в металлах при сварке: в двух томах.* – М. : Металлургия, 1976. – Т. 2. Внутренние напряжения, деформации и фазовые превращения. – 599 с.
10. *Лазерная и электронно-лучевая обработка материалов* / Н. Н. Рыкалин, А. А. Углов, И. В. Зуев, А. Н. Кокора. – М. : Машиностроение, 1985. – 496 с.
11. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н. *Лазерная техника и технология : в 7 книгах.* – М : Высшая школа, 1988. – Кн. 5. Лазерная сварка металлов. – 207 с.
12. *Наномодифицирование сварных соединений при лазерной сварке металлов и сплавов* / А. М. Оришич, А. Н. Черепанов, В. П. Шапеев, Н. Б. Пугачева. – Новосибирск : Изд-во СО РАН, 2014. – 252 с.
13. Present state of electron backscatter diffraction and prospective developments / R. A. Schwarzer, D. P. Field, B. L. Adams, M. Kumar, A. J. Schwartz // *Electron Backscatter Diffraction in Materials Science* / ed. by A. Schwartz, M. Kumar, B. Adams, D. Field. – Boston, MA : Springer, 2009. – Ch. 1. – P. 1–20. – DOI: 10.1007/978-0-387-88136-2\_1.
14. Maurice C., Fortunier R. A 3D Hough transform for indexing EBSD and Kossel patterns // *Journal of Microscopy.* – 2008. – Vol. 230 (3). – P. 520–529. – DOI: 10.1111/j.1365-2818.2008.02045.x.
15. Microstructural evolution and hardness response in the laser beam welded joints of pure titanium during recrystallization and grain growth / H. Liu, J. Shui, T. Cai, Q. Chen, X. G. Song, G. J. Yang // *Materials Characterization.* – 2018. – Vol. 145. – P. 87–95. – DOI: 10.1016/j.matchar.2018.08.036.
16. Microstructural evolution of fusion zone in laser beam welds of pure titanium / H. Liu, K. Nakata, J. X. Zhang, N. Yamamoto, J. Liao // *Materials Characterization.* – 2012. – Vol. 65. – P. 1–7. – DOI: 10.1016/j.matchar.2011.12.010.
17. Русаков А. А. *Рентгенография металлов.* – М. : Атомиздат, 1977. – 480 с.
18. Сильникова Е. Ф., Сильников М. В. *Кристаллографическая текстура и текстурообразование.* – СПб. : Наука, 2011. – 560 с.
19. Бородкина М. М., Спектр Э. Н. *Рентгенографический анализ текстуры металлов и сплавов.* – М. : «Металлургия», 1981. – 272 с.
20. Шаскольская М. П. *Кристаллография.* – М. : Высшая школа, 1976. – 391 с.
21. *CRC Handbook of Chemistry and Physics* / ed. by D. R. Lide. – 90th edition. – Boca Raton, FL : CRC Press, 2009–2010. – 2804 p.
22. Khorev A. I. Heat and thermomechanical treatment and textural hardening of weldable titanium alloys // *Welding International.* – 2013. – Vol. 27 (10). – P. 798–805. – DOI: 10.1080/09507116.2013.796630.
23. Wei H. L., Elmer J. W., DebRoy T. Crystal growth during keyhole mode laser welding // *Acta Materialia.* – 2017. – Vol. 133. – P. 10–20. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.04.074.
24. Microstructural manipulation and improved mechanical properties of a near  $\alpha$  titanium alloy / C. J. Zhang, C. X. Guo, S. Z. Zhang, H. Feng, C. Y. Chen, H. Z. Zhang, P. Cao // *Materials Science and Engineering: A.* – 2020 – Vol. 771. – P. 138569. – DOI: 10.1016/j.msea.2019.138569.
25. A review on alpha case formation and modeling of mass transfer during investment casting of titanium alloys / R. S. Uwanyuze, J. E. Kanyo, S. F. Myrick, S. Schafföner // *Journal of Alloys and Compounds.* – 2021. – Vol. 865 (5). – P. 158558. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2020.158558.
26. Deformation behavior of Ti–6Al–4V microstructures under uniaxial loading: equiaxed vs. transformed- $\beta$  microstructures / J. S. Jha, S. P. Toppo, R. Sing, A. Tewari, S. K. Mishra // *Materials Characterization.* – 2021. – Vol. 171. – P. 1107080. – DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110780.
27. Пугачева Н. Б., Трушина Е. Б., Пугачева Е. И. *Лазерная сварка титанового сплава Ti–5Al–2,5Sn* // *Вопросы материаловедения.* – 2013. – Вып. 73 (2). – С. 83–92.

28. Пугачева Н. Б., Вичужанин Д. И., Антенрова Н. П. Прочность и характер разрушения сварных швов сплава ВТ5-1 // Деформация и разрушение материалов. – 2014. – № 3. – С. 33–38.
29. Pugacheva N. B., Zadvorkin S. M., Michurov N. S. EBSD analysis of laser welded joint of austenitic Cr-Ni steel // Physics of Metals and Metallography. – 2022. – Vol. 123. – P. 791–796. – DOI: 10.1134/S0031918X22080087.
30. Чиркин В. С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники: справочник. – М : Атомиздат, 1968. – 484 с.