

Оригинальная статья

УДК 669.295;544.022

DOI: 10.57070/2304-4497-2025-4(54)-122-128

**ВЛИЯНИЕ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И
ЭВОЛЮЦИЮ МИКРОСТРУКТУРЫ СПЛАВА VT20 И КОМПОЗИТОВ НА ЕГО
ОСНОВЕ, АРМИРОВАННЫХ TiB**

© 2025 г. В. С. Соколовский, Е. И. Ноздрачева, М. С. Озеров

Белгородский государственный национальный исследовательский университет (Россия, 308015, Белгород, ул. Победы, 85)

Аннотация. Исследованы микроструктурные изменения и механические свойства титанового сплава VT-20 и композита на его основе, содержащего 3 мас. % TiB_2 в исходной шихте, подвергнутых горячей прокатке при температуре 800 °С с накопленной степенью деформации 80 %. В исходном литом состоянии матрица характеризуется двухфазной структурой ($\alpha + \beta$), а упрочняющая фаза в композите представлена волокнами боридов TiB со средней длиной примерно 25 – 30 мкм и отношением длины к диаметру $L/D \approx 10 - 12$, что обеспечивает более высокую прочность, но в то же время приводит к охрупчиванию. Горячая прокатка влияет на структуру сплава VT-20 и композита на его основе. В композите наблюдается интенсивная фрагментация волокон TiB: средняя длина уменьшается примерно до 4 – 5 мкм, величина L/D снижается до 2 – 3, при этом бориды распределяются более равномерно по всему объему образца. Изменение структуры сопровождается существенными повышением механических свойств: при комнатной температуре прочность прокатанного композита достигает 1130 МПа по сравнению с 1000 МПа у исходного литого сплава, что объясняется измельчением боридов по длине и структуры матрицы, что ведет к упрочнению. При температуре 700 °С сохраняется существенно более высокая прочность композита в ходе испытаний на растяжение (290 МПа против 180 МПа у сплава), тогда как относительное удлинение у композита оказывается ниже, но остается приемлемым для многих высокотемпературных применений (180 % у композита против 320 % у сплава).

Ключевые слова: композит, сплав VT-20, волокна TiB, прокатка, прочность, пластичность

Финансирование. Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (соглашение № 23-49-00108) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ», https://rscf.ru/prjcard_int?23-49-00108.

Для цитирования: Соколовский В.С., Ноздрачева Е.И., Озеров М.С. Влияние горячей прокатки на механические свойства и эволюцию микроструктуры сплава VT20 и композитов на его основе, армированных TiB. *Вестник Сибирского государственного индустриального университета*. 2025;4(54):122–128. [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4\(54\)-122-128](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4(54)-122-128)

Original article

**THE EFFECT OF HOT ROLLING ON THE MECHANICAL PROPERTIES AND
EVOLUTION OF THE MICROSTRUCTURE OF VT20 ALLOY AND TiB-REINFORCED
COMPOSITES BASED ON TiB**

© 2025 V. S. Sokolovsky, E. I. Nozdracheva, M S. Ozerov

Belgorod National Research University (85 Pobedy Str., Belgorod, Belgorod region – 308015, Russian Federation)

Abstract. Microstructural changes and mechanical properties of titanium alloy VT-20 and a composite based on it containing 3 wt are investigated. % TiB_2 in the initial charge subjected to hot rolling at a temperature of 800 °C with an accumulated degree of deformation of 80 %. In the initial cast state, the matrix is characterized by a two-phase structure ($\alpha + \beta$), and the reinforcing phase in the composite is represented by TiB boride fibers with

an average length of about 25 – 30 microns and a length-to-diameter ratio of $L/D \approx 10 - 12$, which provides higher strength, but at the same time leads to embrittlement. Hot rolling leads to the grinding of the structure of the VT-20 alloy and the composite based on it. Intense fragmentation of TiB fibers is observed in the composite: the average length decreases approximately to 4-5 microns, the L/D value decreases to 2 – 3, while the borides are distributed more evenly throughout the sample volume. The change in structure is accompanied by a significant increase in mechanical properties: at room temperature, the strength of the rolled composite reaches 1130 MPa compared to 1000 MPa for the initial alloy, which is explained by the grinding of borides along the length and structure of the matrix, which leads to hardening. At a temperature of 700 °C, the composite retains a significantly higher tensile strength (290 MPa versus 180 MPa for alloy), while the elongation of the composite is lower, but remains acceptable for many high-temperature applications (180 % for composite versus 320 % for alloy).

Acknowledgements. This research was funded by the Russian Science Foundation, Grant Number 23-49-00108. The author is grateful for the financial support of the study through the intra-university grant of the NRU BelSU to support teams of young scientists "Young Leaders in Science", https://rscf.ru/prjcard_int?23-49-00108.

For citation: Sokolovsky V.S., Nozdracheva E.I., Ozerov M.S. The effect of hot rolling on the mechanical properties and evolution of the microstructure of VT20 alloy and TiB-reinforced composites based on TiB. *Bulletin of the Siberian State Industrial University*. 2025;4(54):122–128. (In Russ.). [http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4\(54\)-122-128](http://doi.org/10.57070/2304-4497-2025-4(54)-122-128)

Введение

Титановые сплавы сохраняют ведущую роль в авиационной и энергетической промышленности благодаря хорошему сочетанию прочности и плотности, высокой коррозионной стойкости и технологичности. Однако их использование в узлах, работающих при повышенных температурах (более 500 °C), ограничено отсутствием эффективных механизмов высокотемпературного упрочнения, что стимулирует развитие композитных систем с керамическими упрочняющими фазами (волокнами TiB, обладающими близким к титану коэффициентом теплового расширения и хорошим сопряжением с матрицей) [1; 2].

Введение волокон TiB в титановую матрицу позволяет заметно повышать прочность сплавов при комнатной и повышенной температурах, однако, часто сопровождается снижением пластичности получаемых композитов [3 – 5].

Очень важно, что армирование TiB положительно влияет на высокотемпературные свойства однофазных α -титановых сплавов. Например, композиты, армированные TiB, могут работать при температурах на 100 – 200 °C выше, чем известные промышленные высокотемпературные титановые сплавы, что позволяет достичь диапазона рабочих температур 600 – 800 °C [4 – 7].

Необходимо отметить, что термомеханическая обработка (горячая прокатка и ковка) может смягчать компромисс между прочностью и пластичностью за счет перераспределения, укорачивания и частичной глобуляризации упрочняющей фазы (волокон TiB), а также за счет измельчения матричной структуры в ходе динамической рекристаллизации и глобуляризации α -ламелл, что приводит к улучшению баланса прочность – пластичность композитов [3 – 5].

Экспериментальные исследования сплава VT-20 и композитов на его основе с 3 мас. % TiB₂ в исходной шихте продемонстрировали существенную пользу упрочнения боридными волокнами [1]: введение TiB обеспечивало существенное повышение предела текучести при комнатной температуре, а в ряде испытаний образцы композитов сохраняли в 1,5 – 2,0 раза более высокие значения прочности вплоть до температуры 950 °C по сравнению со сплавом без упрочняющей фазы. При этом в ходе термомеханической обработки, выполняемой в высокотемпературной области (прокатка при 800 °C), наблюдали ускоренную глобуляризацию α -фазы, укорачивание и переориентация TiB-волокон, а также протекание динамической рекристаллизации в матрице (все это коррелировали повышением пластичности при относительно небольших потерях прочности) [6 – 9].

Тем не менее остаются вопросы, критичные для промышленной реализации горячей прокатки: при фиксированной температуре прокатки как именно сочетаются механизмы глобуляризации α -фазы, динамической рекристаллизации и измельчения – поворота TiB-волокон; какие пространственные и масштабные особенности этих преобразований, включая изменение отношения длина/диаметр TiB, и как эти изменения отражаются на балансе прочность – пластичность при комнатной и повышенной температурах испытаний. В частности, важно сопоставить микроструктурные изменения с деформационным поведением композитов [4 – 7; 10 – 11].

В настоящей работе представлены результаты комплексного исследования эволюции структуры и механических свойств сплава VT-20 и композита VT-20 + 3 мас. % TiB₂, подвергнутых горячей прокатке при температуре 800 °C.

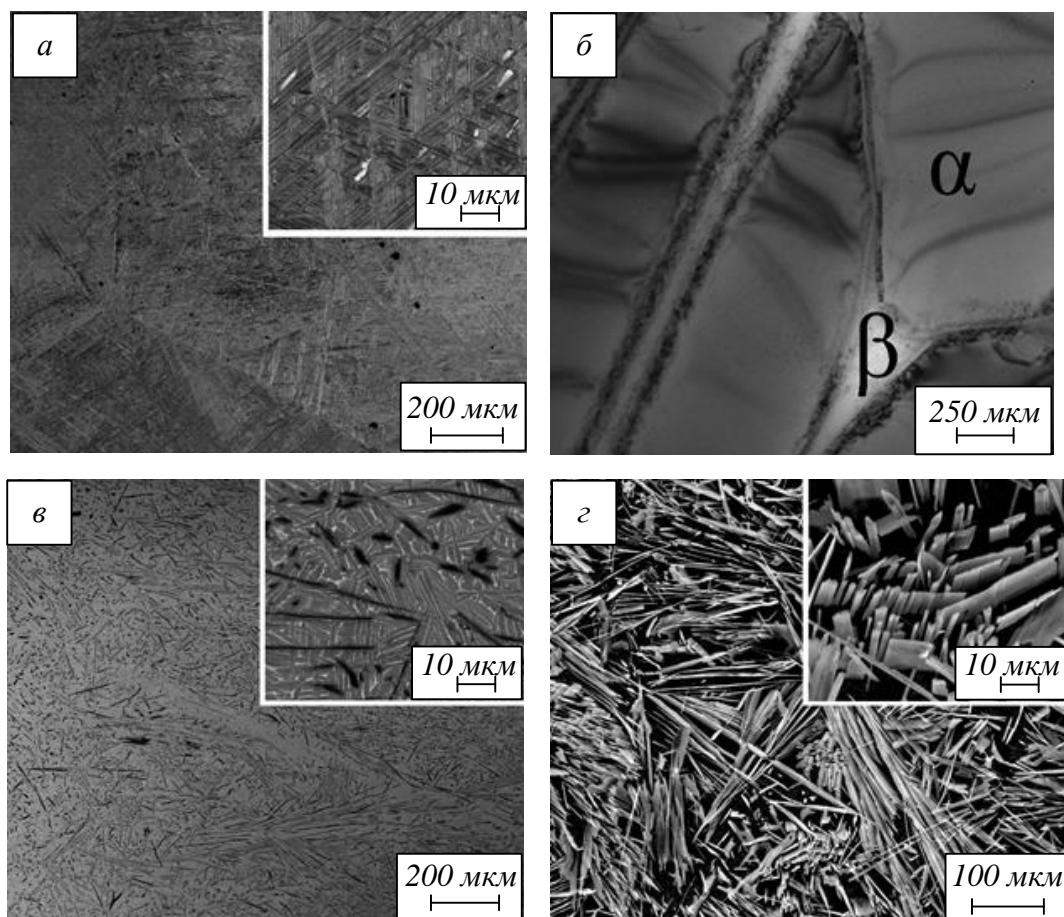


Рис. 1. Исходная микроструктура литого сплава и композита:
 а, в – СЭМ; б – ПЭМ; г – СЭМ травленной поверхности
 Fig. 1. The initial microstructure of the cast alloy and composite:
 а, в – SEM; б – PEM; г – SEM etched surface

Методы исследований

Слитки лабораторного размера (примерно 60 г) сплава Ti – 6,5Al – 2Zr – 1Mo – 1V и его композитов Ti – 6,5Al – 2Zr – 1Mo – 1V/TiB были получены методом вакуумной дуговой плавки из чистых (более 99,9 % чистоты) гранул Ti, Al, Zr, Mo и V и 0,7/3,0 мас. % порошка TiB₂ (чистота 99,9 %).

Образцы размером 4 × 10 × 20 мм были вырезаны из слитков на электроэрозионном станке Sodick AQ300L (Sodick Inc., Шаумбург, Иллинойс, США). Затем полученные после резки образцы нагревали до температуры 800 °С и прокатывали до накопленной степени деформации 80 %. Однонаправленную многопроходную прокатку проводили с обжатию за проход примерно 0,25 мм с выдержкой 10 мин. в печи, нагретой до температуры 800 °С, после каждого из проходов.

Микроструктуру исходных и деформированных образцов исследовали на микроскопе FEI Quanta 600 (Thermo Fisher Scientific, Хиллсборо, Орегон, США) в режиме обратно рассеянных электронов (BSE). Образцы для сканирующей электронной микроскопии (СЭМ) готовили с помощью механической полировки.

Для определения средней длины или диаметра боридов использовали программное обеспечение Digimizer версии 4.3.0 (MedCalc Software Ltd, Остенде, Бельгия). Для каждого состояния было исследовано не менее пяти полей зрения.

Из прокатанных пластин вырезали плоские образцы для испытаний на растяжение с размерами рабочей части 6 × 3 × 1,5 мм таким образом, чтобы направление прокатки совпадало с осью растяжения. Испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине Instron 5882 при комнатной температуре и начальной скорости деформации 10⁻³ с⁻¹, что соответствовало скорости деформирования 0,36 мм/мин.

Полученные результаты

Исходная микроструктура неармированного сплава Ti – 6,5Al – 2Zr – 1Mo – 1V в литом состоянии включала в себя колонии α-пластин в β-матрице (рис. 1). Размер исходных β-зерен и α-пластин составил примерно 2,0 – 2,5 мм и 100 – 150 мкм. Объемная доля β-фазы не превышала 2 %.

В литом состоянии полученный композит имел идентичную двухфазную α + β матрицу с хаотично распределенными в ней волокнами

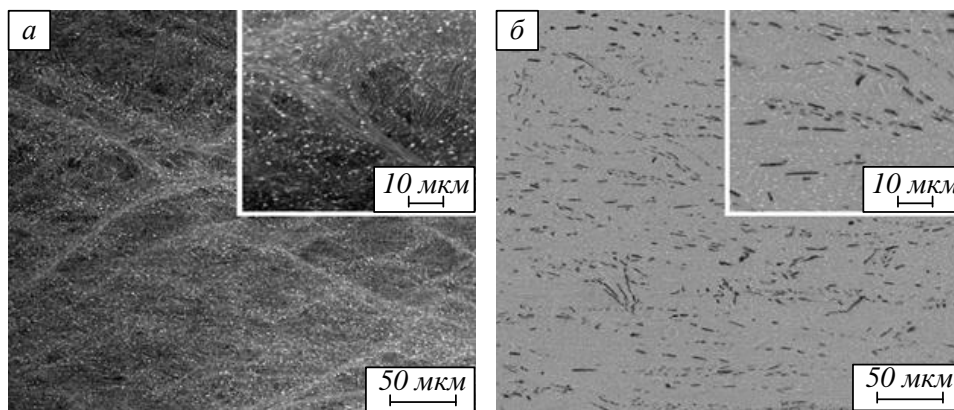


Рис. 2. Микроструктура литого сплава (а) и композита (б) после прокатки 80 %
Fig. 2. Microstructure of cast alloy (a) and composite (b) after rolling 80 %

TiB (рис. 1, в, з). Волокна боридов имели игольчатую форму со средним размером поперечного сечения примерно 2,6 мкм. Средняя кажущаяся длина боридов составила примерно 26 мкм с объемной долей 10,0 %.

На рис. 2 представлена микроструктура сплава и композита на его основе после горячей прокатки при температуре 800 °С и суммарной степени деформации 80 %. Видно, что в случае неармированного сплава прослойки β-фазы сфероидизировались и представлены в виде частиц как сферической, так и вытянутой формы со средним размер частиц составил примерно 1 мкм (рис. 2, а, б). В случае же композита прослойки β-фазы ведут себя похожим образом, длинные волокна боридов были раздроблены и представлены в виде пластин со средней длиной 4 мкм (рис. 2, в, з). Кроме того, очевидно, прошла глобуляризация α-пластин в обоих состояниях.

Далее были исследованы механические свойства сплава и композита при комнатной и повышенной (700 °С) температурах (рис. 3). После прокатки литого сплава при растяжении наблюдается стадия упрочнения с пиком при 1000 МПа и последующая стадия разупрочнения (рис. 3, а). Разрушение образца происходит при достижении относительного удлинения 13 %. Механическое поведение композита было похожим и отличалось разрушением при достижении пиковых напряжений 1130 МПа (рис. 3, б). При температуре 700 °С сплав достигал пиковых напряжений 180 МПа, после чего наблюдали протяженную стадию разупрочнения и разрушения после 320 % относительного удлинения. В случае композита механическое поведение было идентичным; отличались только предел прочности, равный 290 МПа, и относительное удлинение, которое составило 180 %.

Обсуждение результатов

Результаты проведенного исследования подтверждают, что горячая прокатка при темпера-

туре 800 °С существенно повлияла на микроструктуру и механические свойства как базового сплава Ti – 6,5Al – 2Zr – 1Mo – 1V (BT-20), так и композита на его основе, армированного соединением TiB. Наблюдаемая эволюция структуры отражает совместное действие процессов глобуляризации α- и β-фаз, а также фрагментации боридных волокон.

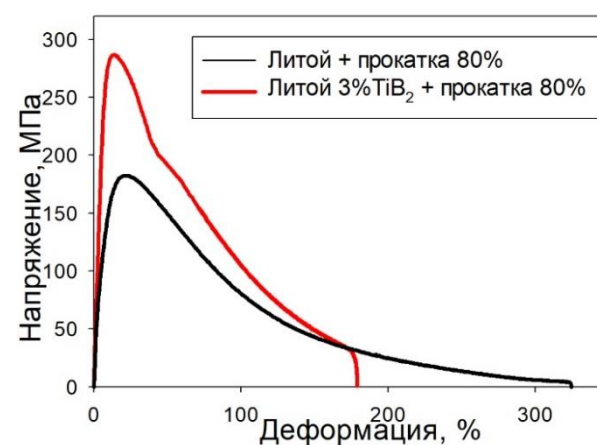
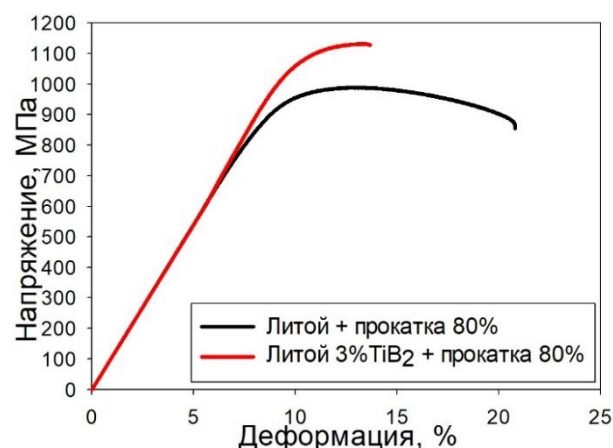


Рис. 3. Кривые напряжение – деформация литого сплава и композита при температурах 20 (а) и 700 °С (б)
Fig. 3. Stress – strain curves of cast alloy and composite at temperatures of 20 (a) and 700 °С (b)

В литом состоянии композиты характеризуются типичной для систем Ti/TiB структурой: бориды имеют игольчатую форму со средним соотношением длина/диаметр (L/D) около 10 – 12, распределены неравномерно и вызывают локальные концентрации напряжений [3; 12; 13]. После горячей прокатки при температуре 800 °С наблюдается заметное укорачивание и переориентация боридных частиц (средняя длина снижается примерно с 26 мкм до 4 – 5 мкм), что связано с их механической фрагментацией и пластической деформацией матрицы. Похожие закономерности отмечали при изотермической ковке и многослойной прокатке Ti/TiB композитов [10; 14]. Изменение морфологии упрочняющей фазы вело к снижению соотношения длины к диаметру с 10 до 2, что положительно повлияло на значения пластичности композита, снижая концентрацию напряжений на конце волокон TiB [15 – 17].

Проведенные механические испытания показывают значительное повышение прочности как у неармированного сплава, так и у композитов после прокатки. При комнатной температуре предел прочности композита, содержащий 3 мас. % TiB, оказался на 13 – 15 % выше, чем у сплава без упрочняющей фазы. Схожие результаты получили для композитов Ti – 6Al – 4V/TiB, где повышение содержания TiB до 3 – 5 об. % обеспечивало рост прочности до 1100 – 1200 МПа при умеренном снижении пластичности [10]. При повышенной температуре (700 °С) композит сохраняет прочность 290 МПа при относительном удлинении 180 %, тогда как сплав без TiB – 180 МПа и 320 %. Такое соотношение подтверждает типичный для подобных систем компромисс: упрочнение за счет армирующей фазы сопровождается снижением пластичности из-за ограниченной способности TiB к пластической деформации [3; 12]. Микроструктурные изменения, вызванные горячей прокаткой, смягчают рассматриваемое соотношение характеристик. Более равномерное распределение и укороченная форма волокон TiB снижают локальную концентрацию напряжений, способствуя повышению пластичности при сохранении высокой прочности. Аналогичные эффекты «смягчения» охрупчивания упрочняющей фазой получены для композитов Ti – 15Mo/TiB и Ti – 6Al – 4V/TiB после изотермическойковки [7]. Рассматриваемый факт подтверждает эффективность горячей прокатки как метода оптимизации соотношения прочность – пластичность в TiB-армированных титановых композитах.

Таким образом, полученные результаты продемонстрировали влияние боридов на изменение структуры и высокотемпературных механических свойств сплава Ti – 6,5Al – 2Zr – 1Mo – 1V и композита на его основе. Наиболее интерес-

ным из них является повышение высокотемпературной прочности композита по сравнению со сплавом. Полученные результаты показывают, что при кратковременных испытаниях (одноосном растяжении) прочностные характеристики композита значительно выше, чем у неармированного сплава. Ранее сообщалось о более высоком сопротивлении ползучести для других титановых сплавов, армированных TiB [18 – 20], однако эти данные были получены для композитов с так называемой сетчатой структурой, в которой TiB равномерно распределен вокруг частиц порошка сплава, в то время как в рассматриваемом композите литая структура сплава состоит из хаотично распределенных волокон боридов. Следует также отметить, что сильного падения пластичности композита по сравнению с неармированным сплавом не наблюдается.

Полученные результаты показывают, что при температуре прокатки 800 °С и степени деформации 80 % достигается оптимальное сочетание диспергирования боридной фазы, глобуляризации α -фазы и рекристаллизации β -матрицы, обеспечивающее повышение прочности без кристического ухудшения пластичности.

Выводы

Показано, что в исходном литом состоянии структура сплава BT-20 представлена колониями ($\alpha + \beta$)-фаз; в композите с 3 мас. % TiB₂ присутствует упрочняющая фаза – игольчатые бориды ($L = 25 - 30$ мкм; $L/D = 10 - 12$).

Горячая прокатка при температуре 800 °С (примерно до 80 % деформации) ведет к глобуляризации α -фазы. В композите наблюдается интенсивная фрагментация волокон TiB ($L/D \approx 2 - 3$) и более равномерное распределение боридов, что снижает локальные напряжения и улучшает согласованность деформации матрицы и частиц.

Прокатка повышает прочность композита при сохранении приемлемой пластичности: при комнатной температуре прочность композита примерно 1130 МПа, а у сплава 1000 МПа; при 700 °С – 290 и 180 МПа, при этом пластичность композита ниже, но остается более чем достаточной для высокотемпературных применений. Улучшение баланса свойств композита связано с комбинированным эффектом дисперсного армирования (измельченные волокна TiB) и измельчением матрицы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ozerov M., Stepanov N., Sokolovsky V., Astakhov I., Klimova M., Galtsev A., Huang L., Zhrebtsov S. Deformation behavior and microstructure evolution of a TiB-reinforced Ti – 6.5Al – 2Zr – 1Mo – 1V matrix composite. *Metals*. 2023;13:1812.

2. Zharebtsov S., Ozerov M., Stepanov N., Klimova M., Ivanisenko Y., Salishchev G. Effect of hot rolling on the microstructure and mechanical properties of a Ti – 15Mo/TiB metal-matrix composite. *Metals*. 2020;10:40.
3. Leyens C., Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. Weinheim: Wiley-VCH, 2003:532.
4. Morsi K., Patel V.V. Processing and properties of titanium – titanium boride (TiBw) matrix composites – a review. *Journal of Materials Science*. 2007;42:2037–2047.
5. Morsi K. Review: Titanium–titanium boride composites. *Journal of Materials Science*. 2019;54:6753–6771.
6. Huang L., Cui X., Geng L., Fu Y. Effects of rolling deformation on microstructure and mechanical properties of network structured TiBw/Ti composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2012;22:79–83.
7. Zhang C.J., Kong F.T., Xu L.J. Temperature dependence of tensile properties and fracture behavior of as-rolled TiB/Ti composite sheet. *Materials Science and Engineering A*. 2012;556:962–969.
8. Ozerov M., Klimova M., Kolesnikov A., Stepanov N., Zharebtsov S. Evolution of microstructure and mechanical properties of Ti/TiB metal matrix composite during isothermal multiaxial forging. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;770:840–848.
9. Gaisin R.A., Imaev V.M., Imaev R.M. Effect of hot forging on microstructure and mechanical properties of near- α titanium alloy/TiB composites produced by casting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017;723:385–394.
10. Huang L.J., Geng L., Wang B., Wu L.Z. Effects of volume fraction on the microstructure and tensile properties of in situ TiBw/Ti6Al4V composites with novel network microstructure. *Materials and Design*. 2013;45:532–538.
11. Attar H., Bönnisch M., Calin M., Zhang L.-C., Scudino S., Eckert J. Selective laser melting of in situ titanium – titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Materialia*. 2014;76:13–22.
12. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford: Pergamon Press, 1982:166.
13. Koo M.Y., Lee J.M., Song I.H., Kim Y.W., Lee C.S. Effect of aspect ratios of in situ formed TiB whiskers on the mechanical properties of TiBw/Ti-6Al – 4V composites. *Scripta Materialia*. 2012;66:487–490.
14. Ryu H.J., Cha S.I., Hong S.H. Generalized shear-lag model for load transfer in SiC/Al metal-matrix composites. *Journal of Materials Research*. 2003;18(12):2851–2858.
15. Chen B., Shen J., Ye X., Jia L., Zhao N., Li Y., Zhao Q. Length effect of carbon nanotubes on the strengthening mechanisms in metal matrix composites. *Acta Materialia*. 2017;140:317–325.
16. Hayat M.D., Singh H., He Z., Cao P. Titanium metal matrix composites: An overview. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2019;121:418–438.
17. Shetty R., Hegde A., Shetty S.V.U.K., Nayak R., Naik N., Nayak M. Processing and mechanical characterisation of titanium metal matrix composites: A literature review. *Journal of Composites Science*. 2022;6:388.
18. Zheng Y., Xu L., Chi D., Liang Z., Han S., Xue X., Xiao S., Tian J., Chen Y. Tensile and creep properties under different temperature conditions of titanium matrix composites reinforced by TiB and TiC. *Materials Science and Engineering A*. 2022;860:144279.
19. Kumar S., Ghosh S., Bhowmik A. Recent advances in processing and characterization of titanium matrix composites. *Materials Today: Proceedings*. 2021;44:4273–4281.
20. Singh R., Pandey A., Mehta N.K. Advances in TiB-reinforced titanium matrix composites for aerospace applications: A review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:1775–1792.

REFERENCES

1. Ozerov M., Stepanov N., Sokolovsky V., Astakhov I., Klimova M., Galtsev A., Huang L., Zharebtsov S. Deformation behavior and microstructure evolution of a TiB-reinforced Ti – 6.5Al – 2Zr – 1Mo – 1V matrix composite. *Metals*. 2023;13:1812.
2. Zharebtsov S., Ozerov M., Stepanov N., Klimova M., Ivanisenko Y., Salishchev G. Effect of hot rolling on the microstructure and mechanical properties of a Ti – 15Mo/TiB metal-matrix composite. *Metals*. 2020;10:40.
3. Leyens C., Peters M. *Titanium and Titanium Alloys: Fundamentals and Applications*. Weinheim: Wiley-VCH, 2003:532.
4. Morsi K., Patel V.V. Processing and properties of titanium – titanium boride (TiBw) matrix composites – a review. *Journal of Materials Science*. 2007;42:2037–2047.
5. Morsi K. Review: Titanium–titanium boride composites. *Journal of Materials Science*. 2019;54:6753–6771.
6. Huang L., Cui X., Geng L., Fu Y. Effects of rolling deformation on microstructure and mechanical properties of network structured TiBw/Ti composites. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*. 2012;22:79–83.

7. Zhang C.J., Kong F.T., Xu L.J. Temperature dependence of tensile properties and fracture behavior of as-rolled TiB/Ti composite sheet. *Materials Science and Engineering A*. 2012;556:962–969.
8. Ozerov M., Klimova M., Kolesnikov A., Stepanov N., Zharebtsov S. Evolution of microstructure and mechanical properties of Ti/TiB metal matrix composite during isothermal multiaxial forging. *Journal of Alloys and Compounds*. 2019;770:840–848.
9. Gaisin R.A., Imayev V.M., Imayev R.M. Effect of hot forging on microstructure and mechanical properties of near- α titanium alloy/TiB composites produced by casting. *Journal of Alloys and Compounds*. 2017;723:385–394.
10. Huang L.J., Geng L., Wang B., Wu L.Z. Effects of volume fraction on the microstructure and tensile properties of in situ TiBw/Ti6Al4V composites with novel network microstructure. *Materials and Design*. 2013;45:532–538.
11. Attar H., Bönisch M., Calin M., Zhang L.-C., Scudino S., Eckert J. Selective laser melting of in situ titanium – titanium boride composites: Processing, microstructure and mechanical properties. *Acta Materialia*. 2014;76:13–22.
12. Frost H.J., Ashby M.F. *Deformation-Mechanism Maps: The Plasticity and Creep of Metals and Ceramics*. Oxford: Pergamon Press, 1982:166.
13. Koo M.Y., Lee J.M., Song I.H., Kim Y.W., Lee C.S. Effect of aspect ratios of in situ formed TiB whiskers on the mechanical properties of TiBw/Ti-6Al – 4V composites. *Scripta Materialia*. 2012;66:487–490.
14. Ryu H.J., Cha S.I., Hong S.H. Generalized shear-lag model for load transfer in SiC/Al metal-matrix composites. *Journal of Materials Research*. 2003;18(12):2851–2858.
15. Chen B., Shen J., Ye X., Jia L., Zhao N., Li Y., Zhao Q. Length effect of carbon nanotubes on the strengthening mechanisms in metal matrix composites. *Acta Materialia*. 2017;140:317–325.
16. Hayat M.D., Singh H., He Z., Cao P. Titanium metal matrix composites: An overview. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*. 2019;121:418–438.
17. Shetty R., Hegde A., Shetty S.V.U.K., Nayak R., Naik N., Nayak M. Processing and mechanical characterisation of titanium metal matrix composites: A literature review. *Journal of Composites Science*. 2022;6:388.
18. Zheng Y., Xu L., Chi D., Liang Z., Han S., Xue X., Xiao S., Tian J., Chen Y. Tensile and creep properties under different temperature conditions of titanium matrix composites reinforced by TiB and TiC. *Materials Science and Engineering A*. 2022;860:144279.
19. Kumar S., Ghosh S., Bhowmik A. Recent advances in processing and characterization of titanium matrix composites. *Materials Today: Proceedings*. 2021;44:4273–4281.
20. Singh R., Pandey A., Mehta N.K. Advances in TiB-reinforced titanium matrix composites for aerospace applications: A review. *Journal of Materials Research and Technology*. 2023;24:1775–1792.

Сведения об авторах:

Виталий Сергеевич Соколовский, к.т.н., с.н.с., Белгородский государственный национальный исследовательский университет

E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0001-5607-2765

SPIN-код: 1692-0527

Елена Ивановна Ноздрачева, м.н.с., Белгородский государственный национальный исследовательский университет

E-mail: nozdracheva@bsu.edu.ru

ORCID: 0000-0001-9554-2651

SPIN-код: 4518-2414

Максим Сергеевич Озеров, к.т.н., с.н.с., Белгородский государственный национальный исследовательский университет

E-mail: ozerov@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0002-2732-0579

SPIN-код: 2497-3501

Information about the authors:

Vitaly S. Sokolovsky, Cand. Sci. (Eng.), Senior Research, Belgorod State National Research University

E-mail: sokolovskiy@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0001-5607-2765

SPIN-код: 1692-0527

Elena Ivanovna Nozdracheva, Junior Researcher, Belgorod State National Research University

E-mail: nozdracheva@bsu.edu.ru

ORCID: 0000-0001-9554-2651

SPIN-код: 4518-2414

Maxim Sergeevich Ozerov, Cand. Sci. (Eng.), Senior Research, Belgorod State National Research University

E-mail: ozerov@bsuedu.ru

ORCID: 0000-0002-2732-0579

SPIN-код: 2497-3501

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.
The authors declare that there is no conflict of interest.*

Поступила в редакцию 15.11.2025

После доработки 07.12.2025

Принята к публикации 13.12.2025

Received 15.11.2025

Revised 07.12.2025

Accepted 13.12.2025