

УДК 669.017.165

<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-1-67-79>

Научная статья

Research article



Влияние режимов горячей деформации и термической обработки на структуру и механические свойства сплава на основе орторомбического алюминид титана ВИТ1

В.С. Соколовский¹, Е.И. Ноздрачева¹, К.А. Кярамян², Ю.Г. Быков²,
Е.Б. Алексеев³, Г.А. Салищев¹

¹ Белгородский государственный национальный исследовательский университет
Россия, 308015, г. Белгород, ул. Победы, 85

² Филиал АО «Объединенная двигателестроительная корпорация»
«Научно-исследовательский институт технологии и организации производства двигателей»
Россия, 105118, г. Москва, пр-т Буденного, 16

³ Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов
Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»
Россия, 105005, г. Москва, ул. Радио, 17

✉ Виталий Сергеевич Соколовский (sokolovskiy@bsu.edu.ru)

Аннотация: Исследовано влияние деформационно-термической обработки на структуру и механические характеристики сплава на основе орторомбического алюминид титана ВИТ1 в горячекатаном состоянии. Проведено изучение эволюции микроструктуры и механического поведения сплава при горячей деформации в температурном интервале 850–1050 °С. Установлено, что при температуре $t = 950$ °С, скорости деформации $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4}$ с⁻¹ и степени деформации $\epsilon = 70$ % в сплаве, вследствие протекания при горячей деформации процессов рекристаллизации и сфероидизации, формируется микроструктура с размером зерен ~1 мкм, состоящая из β -, α_2 - и О-фаз. Показано, что повышение температуры деформации ведет к растворению частиц О-фазы и резкому замедлению развития динамической рекристаллизации. Всесторонней изотермической ковкой получены заготовки с однородной мелкозернистой структурой и исследовано влияние термической обработки (закалки и старения) на структуру и механические свойства сплава. По результатам предварительного изучения влияния температуры нагрева на структуру и свойства сплава определены интервалы температур закалки и старения. Показано, что наиболее сбалансированный уровень прочности, пластичности и жаропрочности получен после термической обработки при следующих условиях: выдержка 4 ч при $t = 1025$ °С с последующей закалкой на воздухе, старение 850 °С в течение 6 ч.

Ключевые слова: орторомбический алюминид титана Ti₂NbAl, сплав ВИТ1, всесторонняя изотермическая ковка, закалка, старение, механические свойства.

Благодарности: Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (соглашение № 19-79-30066) с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и материалы» НИУ «БелГУ», https://rscf.ru/prjcard_int?19-79-30066

Для цитирования: Соколовский В.С., Ноздрачева Е.И., Кярамян К.А., Быков Ю.Г., Алексеев Е.Б., Салищев Г.А. Влияние режимов горячей деформации и термической обработки на структуру и механические свойства сплава на основе орторомбического алюминид титана ВИТ1. *Известия вузов. Цветная металлургия*. 2025;31(1):67–79.
<https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-1-67-79>

Effect of hot deformation and heat treatment conditions on the structure and mechanical properties of the VIT1 alloy based on orthorhombic titanium aluminide

V.S. Sokolovsky¹, E.I. Nozdracheva¹, K.A. Kyaramyan², Yu.G. Bykov²,
E.B. Alekseev³, G.A. Salishchev¹

¹ Belgorod State National Research University
85 Pobedy Str., Belgorod 308015, Russia

² Branch of JSC “United Engine Corporation”
“Research Institute of Technology and Organization of Engine Production”
16 Budyonny Pros., Moscow 105118, Russia

³ All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials
of the National Research Centre “Kurchatov Institute”
17 Radio Str., Moscow 105005, Russia

✉ Vitaly S. Sokolovsky (sokolovskiy@bsu.edu.ru)

Abstract: The effect of thermo-mechanical treatment on the structure and mechanical properties of the hot-rolled orthorhombic titanium aluminide alloy VIT1 was investigated. The evolution of the microstructure and mechanical behavior of the alloy during hot deformation in the temperature range of 850–1050 °C was studied. It was established that at a temperature of 950 °C, a strain rate of $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ and a strain of $\epsilon = 70 \%$, the microstructure formed during hot deformation, due to the processes of recrystallization and spheroidization, consisted of grains $\sim 1 \text{ }\mu\text{m}$ in size, comprising β -, α_2 -, and O-phases. It was shown that increasing the deformation temperature led to the dissolution of O-phase particles and a significant deceleration in the development of dynamic recrystallization. Homogeneous fine-grained billets were obtained via multi-directional isothermal forging, and the effect of heat treatment (quenching and aging) on the structure and mechanical properties of the alloy was examined. Based on a preliminary study of the influence of heating temperature on the alloy's structure and properties, the temperature ranges for quenching and aging were determined. It was demonstrated that the most balanced levels of strength, ductility, and heat resistance were achieved after heat treatment under the following conditions: holding for 4 h at 1025 °C followed by air cooling, and aging at 850 °C for 6 h.

Keywords: orthorhombic titanium aluminide Ti_2NbAl , VIT1 alloy, multi-directional isothermal forging, quenching, aging, mechanical properties.

Acknowledgements: The authors gratefully acknowledge the financial support from the Russian Science Foundation (Grant No. 19-79-30066). The authors are grateful to the personnel of the Joint Research Center “Technology and Materials” of Belgorod State National Research University, for their assistance. https://rscf.ru/prjcard_int?19-79-30066

For citation: Sokolovsky V.S., Nozdracheva E.I., Kyaramyan K.A., Bykov Yu.G., Alekseev E.B., Salishchev G.A. Effect of hot deformation and heat treatment conditions on the structure and mechanical properties of the VIT1 alloy based on orthorhombic titanium aluminide. *Izvestiya. Non-Ferrous Metallurgy*. 2025;31(1):67–79. <https://doi.org/10.17073/0021-3438-2025-1-67-79>

Введение

Интерметаллидный сплав ВИТ1 (плотность $\rho \sim 5,3 \text{ г/см}^3$) на основе орторомбического алюминид титана Ti_2NbAl разработан в ФГУП «ВИАМ» (г. Москва) [1]. Он отличается высокими удельными характеристиками, рабочей температурой до 700 °C и наиболее перспективен для материала рабочих лопаток компрессора высокого давления (КВД) современных газотурбинных двигателей [1; 2]. Сплавы на основе Ti_2NbAl являются деформируемыми и подвергаются горячей ковке и/или прокатке в однофазной β -области [3–7]. В литом состоянии сплав демонстрирует крайне низкие значения пластичности [1]. Горячая ковка

или прокатка в β -, затем в $(\beta + \alpha_2)$ -фазовых областях существенно измельчают структуру, что ведет к одновременному повышению пластичности и прочности [3]. Так, например, заметный рост этих показателей был достигнут на сплаве $\text{Ti}-20,3\text{Al}-22,1\text{Nb}-1,2\text{Zr}-1,3\text{V}-0,9\text{Mo}-0,3\text{Si}$ при применении всесторонней изотермическойковки — был сформирован субмикронный размер зерен/частиц 0,3 мкм и достигнуты $\sigma_b = 1400 \text{ МПа}$, $\delta = 25 \%$ [8]. При термической обработке наследуется эффект измельчения структуры. В сплаве ВТИ-4 послековки и прокатки в $(\beta + \alpha_2)$ -фазовой области с последующей двухступенчатой термической обра-

боткой: $t = 1025\text{ }^{\circ}\text{C}$ (закалка в масло) + $t = 750\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 3\text{ ч}$ (охлаждение на воздухе) — были получены удовлетворительные значения $\sigma_B = 1081\text{ МПа}$ и $\delta = 7,2\text{ \%}$ [9]. В сплаве Ti–22Al–27Nb снижение размера β -зерен с 200 до 5 мкм с помощью горячей прокатки в $(\beta + \alpha_2)$ -фазовой области и последующей термической обработки (нагрев в $(\beta + \alpha_2)$ -фазовую область и охлаждение с печью) позволяет повысить σ_B сплава с 900 до 1050 МПа, а δ — с 5 до 15 % [5].

Важно подчеркнуть, что измельчение структуры в сплавах на основе орторомбического алюминид титана приводит к снижению сопротивления ползучести [9], поэтому при определении их механических свойств необходимо учитывать баланс прочности, пластичности и жаропрочности, однако систематические исследования в этом направлении практически отсутствуют. Формирование мелкозернистой структуры также повышает в значительной мере горячую пластичность этих сплавов, что может быть использовано при изготовлении деталей сложной формы.

Другим не менее важным микроструктурным параметром является размер частиц О-фазы, образующихся при старении закаленных сплавов и существенно влияющих на их механические характеристики [10–13]. Так, например, в работе [11] показано, что повышение температуры старения с 750 до 850 $^{\circ}\text{C}$ ведет к росту относительного удлинения с 0,4 до 5,0 %, при этом условный предел текучести снижается с 1295 до 960 МПа. Однако системных данных, позволяющих рекомендовать определенные режимы деформационной и термической обработки сплавов на основе орторомбического алюминид титана с целью обеспечения в них высокого комплекса механических характеристик, в литературе недостаточно. В связи с этим цель данной работы заключалась в разработке на примере сплава ВИТ1 режимов измельчения структуры изотермической ковкой и термической обработки для обеспечения в нем баланса прочности, пластичности и жаропрочности.

Материал и методика

В качестве исследуемого материала была использована горячекатаная плита сплава ВИТ1 на основе орторомбического алюминид титана толщиной 35 мм. Изотермическое одноосное сжатие образцов было проведено при температурах 850, 900, 950, 1000, 1050 $^{\circ}\text{C}$ и скорости деформации $\dot{\epsilon} = 5 \cdot 10^{-4}\text{ с}^{-1}$. Для этого из плиты параллельно на-

правлению прокатки с помощью электроэрозионной резки были вырезаны образцы диаметром 10 мм и высотой 15 мм. Испытания проводились на универсальной машине «Instron 300LX». Образцы помещали в нагретую до температуры деформации печь, выдерживали в течение 10 мин, деформировали до степени деформации $\epsilon = 70\text{ \%}$, после чего закаливали в воду.

Заготовки размером 35×40×100 мм, вырезанные из плиты в направлении прокатки, были подвержены отжигу при $t = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 0,5\text{ ч}$. После этого при $t = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$ проведена всесторонняя изотермическая ковка на прессе DEVR 400, оборудованном штамповым блоком, с осадкой заготовки на финальной стадии [14]. Начальная скорость деформации составляла $\sim 10^{-3}\text{ с}^{-1}$, суммарная степень деформации — $\epsilon_{\Sigma} = 750\text{ \%}$. В результате были получены штамповки размером 120×120×14 мм.

Затем для проведения термической обработки были вырезаны образцы размером 5×5×5 мм. Закалка осуществлялась после выдержки 2 ч при $t = 950\div 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ с охлаждением в воду. Старение проводили при $t = 750, 800, 820\text{ и }850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и времени выдержки 0,5, 1, 2, 4, 6, 8, 12, 24, 48, 96 и 192 ч.

Микроструктуру оценивали с помощью сканирующего электронного микроскопа (СЭМ) «FEI Quanta 600» и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ) «Jeol JEM-2100». Съемка EBSD (Electron backscatter diffraction) карт производилась с использованием программного обеспечения «TSL Data Collection version 6.2», шаг сканирования составлял 100 нм. Для обработки данных применялось программное обеспечение «TSL OIM Analysis version 6». Объемная доля фаз определялась по СЭМ-изображениям в соответствии со стандартом ASTM E562-11, объемная доля рекристаллизованного зерен — по данным EBSD. Фольги для ПЭМ готовили при $t = -35\text{ }^{\circ}\text{C}$ с использованием электролита, состоящего из метанола (60 %), бутанола (34 %) и хлорной кислоты (6 %). Микротвердость по Виккерсу измеряли на твердомере «Wolpert 402MVD» в соответствии с ГОСТ 9450-76. Измерение проводилось с помощью алмазной пирамидки с углом у основания 136° при нагрузке 500 г и времени выдержки 10 с.

Для механических испытаний на растяжение были изготовлены цилиндрические образцы в соответствии с ГОСТ 1497-84 с диаметром рабочей части 3 мм и длиной 15,35 мм, которые испытывали на машине «Instron 5882» с начальной скоростью деформации 10^{-3} с^{-1} . Испытания на ползучесть проводили на цилиндрических образцах, изготов-

ленных в соответствии с ГОСТ 10145-81, с рабочей частью $\varnothing 5$ мм и длиной 27 мм с использованием машины «ATS Creep Tester 2330». Для контроля температуры на образце закрепляли 3 термопары, а для регистрации удлинения устанавливали экстензометр. Образцы нагревали со скоростью 550 °С/ч до $t = 650$ °С, после чего выдерживали 30 мин, а затем в автоматическом режиме плавно нагружали до $\sigma = 380$ МПа.

Результаты и их обсуждение

На рис. 1 приведена исходная структура горячекатаной плиты сплава ВИТ1. Видно, что микроструктура представлена вытянутыми вдоль направления прокатки β -зернами со средней длиной и шириной ~ 500 и 150 мкм соответственно (рис. 1, а, в). Преимущественно по границам зерен располагаются частицы α_2 -фазы со средним размером 3 мкм (рис. 1, а, б). Анализ электронных дифракционных картин, полученных с помощью ПЭМ, выявил также присутствие частиц О-фаз игольча-

той формы со средним диаметром 200 нм и длиной от 0,2 до 3 мкм (рис. 1, з).

Для выбора режимов изотермическойковки было исследовано влияние температуры деформации на механическое поведение и эволюцию структуры при одноосном сжатии. В вырезанных из плиты образцах вытянутые при прокатке зерна были ориентированы параллельно оси деформации (рис. 1, в). При $t = 850$ °С на кривой σ – ϵ можно видеть пик с резким последующим разупрочнением (рис. 2), что свидетельствует о развитии динамической рекристаллизации (рис. 3) и, вероятно, локализации пластической деформации. При дальнейшем повышении температуры до 950 °С снижаются пиковые напряжения и увеличивается протяженность установившейся стадии пластической деформации. При $t = 975$ – 1050 °С наблюдаются кривые без упрочнения на начальной стадии течения, некоторый рост напряжения с увеличением деформации обусловлен вкладом силы трения поверхности образца.

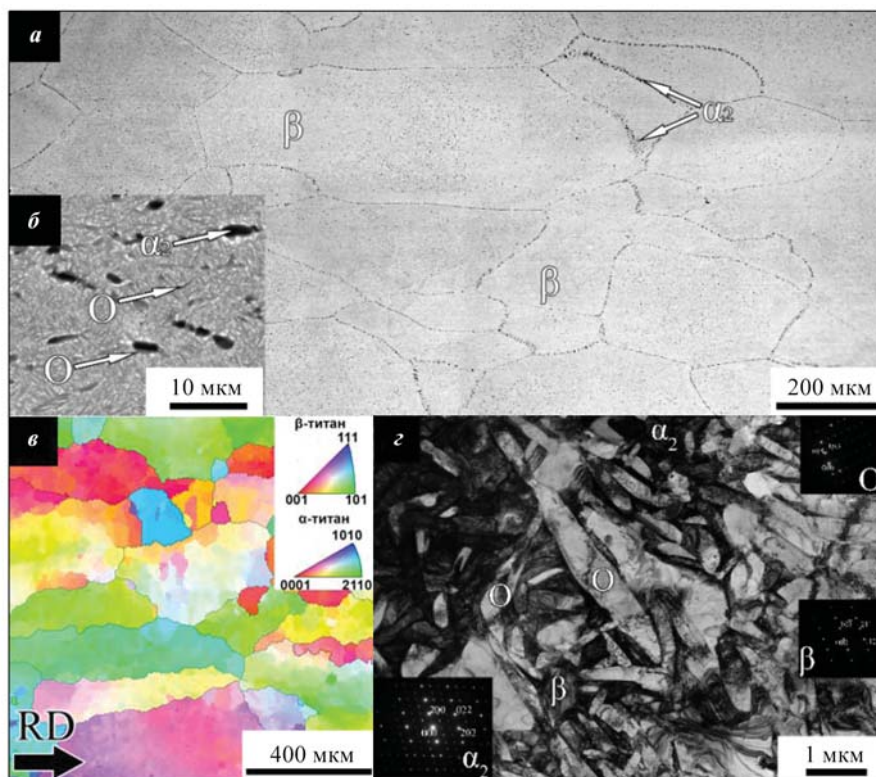


Рис. 1. Микроструктура горячекатаной плиты сплава ВИТ1

а – обзорный снимок СЭМ; б – увеличенный участок структуры СЭМ; в – карта обратных полюсных фигур, стрелкой показано направление прокатки; з – ПЭМ-картины электронной дифракции β -, α_2 - и О-фаз

Fig. 1. Microstructure of the hot-rolled VIT1 alloy plate

а – overview SEM image; б – magnified SEM section; в – inverse pole figure map, with the rolling direction indicated by an arrow; з – electron diffraction patterns of the β -, α_2 -, and O-phases

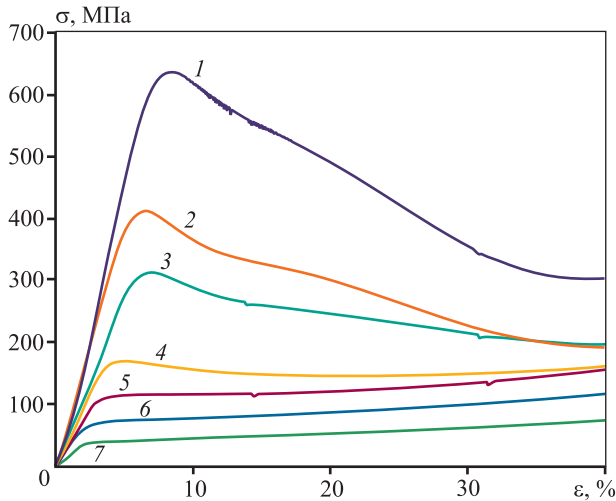


Рис. 2. Кривые σ – ε сплава ВИТ1 при $t = 850 \div 1050$ °C и $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$
 t , °C: 1 – 850, 2 – 900, 3 – 925, 4 – 950, 5 – 975, 6 – 1000, 7 – 1050

Fig. 2. σ – ε curves of the VIT1 alloy at $t = 850 \div 1050$ °C and $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$
 t , °C: 1 – 850, 2 – 900, 3 – 925, 4 – 950, 5 – 975, 6 – 1000, 7 – 1050

После проведенных испытаний образцы были разрезаны вдоль оси деформации для дальнейшего исследования микроструктуры. На рис. 3, *a* представлена микроструктура деформированного сплава при $t = 850$ °C. В ходе деформации происходят процессы рекристаллизации, протекающие в β -фазе, и сфероидизации частиц О- и α_2 -фаз [15], приводящие к образованию мелкозернистой структуры в центральной части образца (рис. 3, *a*). Средний размер зерен/частиц составил 0,5 мкм. Повышение температуры деформации до 900 °C ведет к росту размера зерен/частиц до 0,6 мкм (рис. 3, *б*).

Важным фактором, влияющим на эволюцию структуры, являются фазовый состав сплава и его изменение при нагреве (рис. 4). Соотношение объемных долей О- и β -фаз при повышении температуры с 850 до 900 °C несколько изменяется: доля О-фазы снижается с 86 до 73 об. %, а доли β - и α_2 -фаз увеличиваются с 13 до 24 и с 1 до 3 об. % соответственно. Микроструктура сплава после

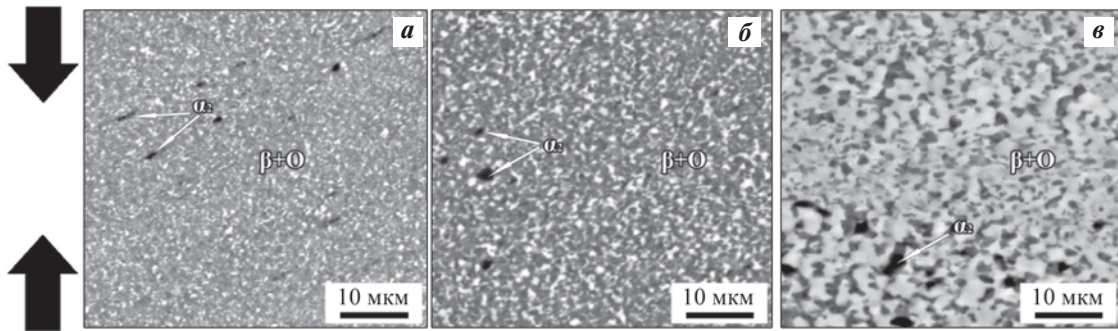


Рис. 3. Микроструктура после деформации сплава ВИТ1 (СЭМ)
 t , °C: *a* – 850, *б* – 900, *в* – 950; $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$; $\varepsilon = 70$ %. Ось деформации ориентирована вертикально

Fig. 3. Microstructure of the VIT1 alloy after deformation (SEM)
 t , °C: *a* – 850, *б* – 900, *в* – 950; $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; $\varepsilon = 70$ %. The deformation axis is oriented vertically

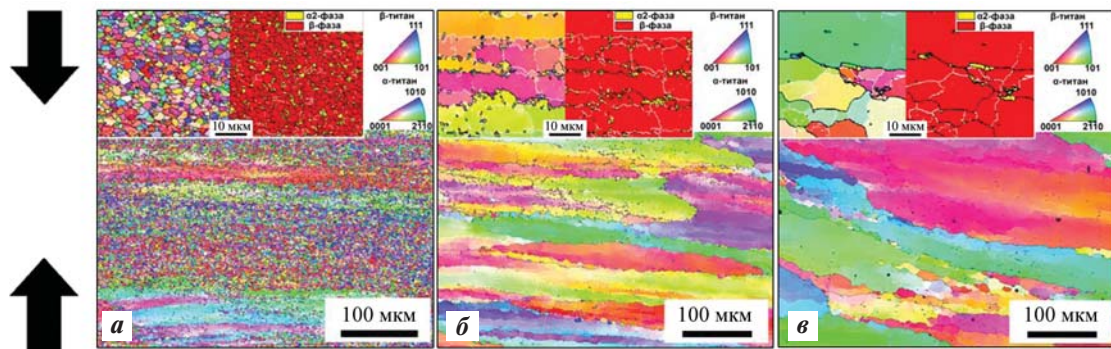


Рис. 4. Микроструктура после деформации сплава ВИТ1 (EBSD IPF-карты)
 t , °C: *a* – 950, *б* – 975, *в* – 1000; $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$; $\varepsilon = 70$ %. Ось деформации ориентирована вертикально

Fig. 4. Microstructure of the VIT1 alloy after deformation (EBSD IPF maps)
 t , °C: *a* – 950, *б* – 975, *в* – 1000; $\dot{\varepsilon} = 5 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$; $\varepsilon = 70$ %. The deformation axis is oriented vertically

деформации при $t = 950$ °С отличается заметно более крупными зернами β -фазы (2 мкм) и расположенными в их теле и по границам частицами О- (1 мкм) и α_2 -фазы (1,5 мкм) (рис. 3, в). Объемная доля О-фазы заметно уменьшается (22 об. %) и сопровождается ростом доли как β -фазы (75 об. %), так и α_2 -фазы (13 об. %) (рис. 4).

Исследование микроструктуры с помощью EBSD-анализа позволило установить, что исходные зерна в ходе деформации разворачиваются в направлении течения металла, формируя текстуру, которая наиболее острая при пониженных температурах. (рис. 4). Видно, что при $t = 950$ °С основные структурные изменения протекают преимущественно внутри исходных β -зерен с сильно искривленными границами в результате их миграции (рис. 4, а).

Дальнейшее повышение температуры деформации до 975 °С приводит к полному растворению частиц О-фазы, росту доли β -фазы (89 об. %) и снижению доли α_2 -фазы (11 об. %) (рис. 4, б). В результате этого при деформации превалирует динамический возврат и только на отдельных границах видно их искривление, встречаются новые рекристаллизованные зерна размером около 10 мкм. Средний размер крупных вытянутых зерен β -фазы составляет 160×30 мкм, что заметно меньше, чем в исходном состоянии. Размер частиц α_2 -фазы не изменяется и составляет 1,5 мкм. Таким образом, растворение частиц О-фазы, уменьшение количества α_2 -фазы и рост температуры ведут к существенному подавлению динамической рекристаллизации в β -фазе, которое выражается в малом количестве новых зерен, и формированию внутри исходных β -зерен преимущественно

но малоугловых границ (рис. 4, б). В результате деформации при $t = 1000$ °С микроструктура сплава представлена достаточно крупными вытянутыми зернами β -фазы со средним размером 200×70 мкм и небольшим количеством равноосных зерен α_2 -фазы с размером 2 мкм (4 об. %) (рис. 4, в). Дальнейшее увеличение температуры ведет к заметному росту β -зерен.

Таким образом, результаты проведенных испытаний показывают, что деформация сплава одноосным сжатием в изотермических условиях может обеспечить формирование мелкозернистой структуры при температуре 950 °С. Уменьшение температуры деформации ниже 950 °С ведет к сильной локализации пластической деформации, а ее повышение приводит к полному растворению О-фазы, что сильно замедляет кинетику динамической рекристаллизации и не позволяет измельчить структуру. Для получения однородной мелкозернистой структуры во всем объеме образца необходимо увеличить степень деформации при обработке, что возможно при использовании всесторонней изотермическойковки [8; 14; 16].

Дополнительный эффект может быть обеспечен отжигом заготовок выше температуры полиморфного превращения, который позволит ослабить наследование текстуры прокатки при последующей ковке. Видно, что нагрев до $t = 1100$ °С и выдержка 0,5 ч приводят к образованию зерен полигональной формы со средним размером 200 мкм (рис. 5, а). Отожженные заготовки были подвергнуты всесторонней изотермической ковке при $t = 950$ °С [17–19], в результате чего в них была сформирована однородная микроструктура со средним размером зерен/частиц ~ 1 мкм (рис. 5, б).

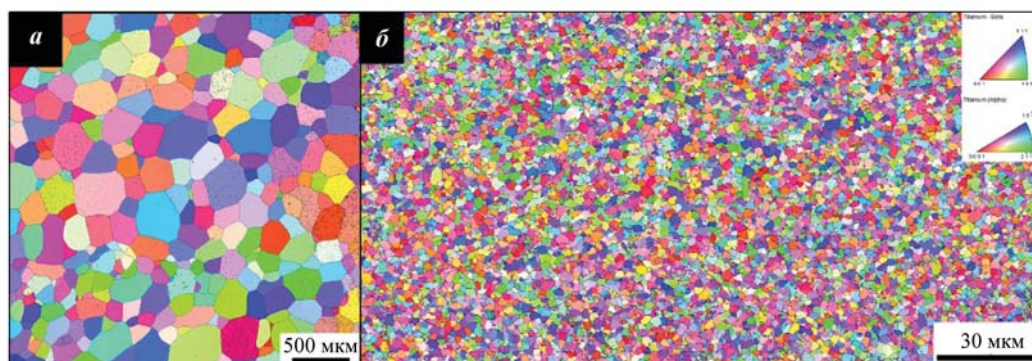


Рис. 5. Микроструктура сплава ВИТ1 после отжига при $t = 1100$ °С, $\tau = 0,5$ ч (EBSD IPF-карта) (а) и после всесторонней изотермическойковки при $t = 950$ °С, скорости деформации 10^{-3} с^{-1} , накопленной степени деформации 750 % (б)

Fig. 5. Microstructure of epy VIT1 alloy after annealing at $t = 1100$ °C for 0.5 h (EBSD IPF map) (а) and after multi-directional isothermal forging at $t = 950$ °C, strain rate of 10^{-3} s^{-1} , and accumulative strain of 750 % (б)

Как отмечалось выше, баланс прочности, пластичности и жаропрочности в сплавах на основе орторомбического алюминиды титана обеспечивается совокупностью микроструктурных факторов: размером β -зерна, дисперсностью и объемной долей упрочняющих частиц α_2 - и О-фаз. Дисперсность и объемная доля О-фазы определяются пересыщенностью легирующими элементами β -фазы, которая существенно зависит от выбранной температуры закалки. Из полученных результатов видно, что полное растворение О-фазы в этом сплаве имеет место при температурах выше 950 °С, поэтому возможные температуры закалки находятся в интервале от 975 °С и выше. Ограничение в температуре очевидно связано с ростом β -зерен, что требует проведения исследования его температурной зависимости.

Для выбора температур закалки сплав послековки подвергали нагреву в интервале температур 950–1100 °С с временем выдержки 2 ч. Видно, что при $t = 950$ °С наблюдается рост размера зерен β -фазы до 2 мкм, размер частиц равен 1 мкм (рис. 6, а). Нагрев до $t = 975$ °С привел к полному растворению О-фазы и снижению объемной доли α_2 -фазы с 13 до 11 об. % (рис. 6, б). Размер зерен β -фазы увеличился до 4 мкм, а частиц α_2 -фазы — остался прежним. После нагрева до $t = 1000$ °С раз-

мер зерен β -фазы повысился до 6 мкм (рис. 6, в), а при $t = 1025$ °С — до 8 мкм (рис. 6, г). При этом доля α_2 -фазы снизилась до 5 и 3 об. % соответственно. Увеличение температуры до 1050 и 1075 °С привело к резкому росту зерен β -фазы до 50 и 100 мкм соответственно при уменьшении объемной доли частиц α_2 -фазы до 1–2 об. % (рис. 6, д, е). Полное растворение частиц α_2 -фазы наблюдается после нагрева и выдержки при температуре 1100 °С, а средний размер β -фазы достигает 200 мкм (рис. 6, е).

Таким образом, с повышением температуры нагрева под закалку в интервале 950–1025 °С происходит сначала постепенное увеличение размера β -зерен от 4 до 8 мкм, а при нагреве до 1050–1100 °С имеет место его резкий рост из-за уменьшения количества α_2 -фазы. Для подбора режима старения предварительно была взята температура закалки 975 °С.

На рис. 7 представлена эволюция микроструктуры закаленного сплава ВИТ1 в процессе старения при $t = 750, 800$ и 850 °С в течение 0,5, 6, 48 и 192 ч. Видно, что с увеличением времени старения в β -фазе выделяются частицы О-фазы игольчатой формы и образуются их прослойки по границам зерен. Чем ниже температура старения, тем меньше толщина частиц О-фазы при всех временах вы-

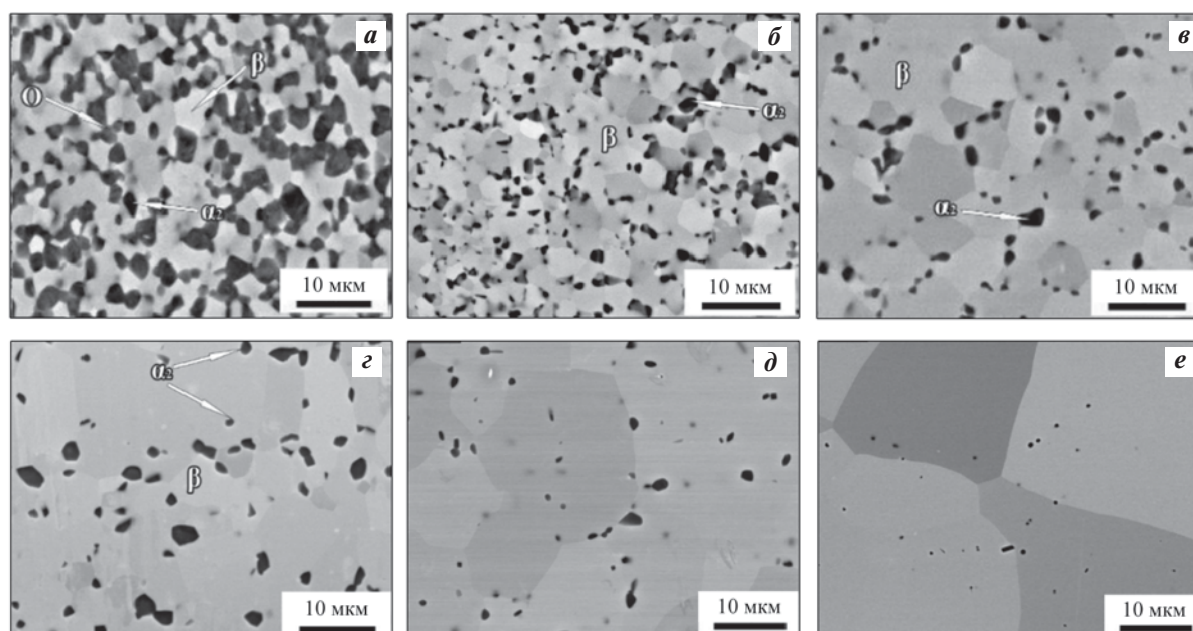


Рис. 6. Микроструктура ковального в изотермических условиях сплава ВИТ1 после закалки при различных температурах (СЭМ)

t , °С: а – 950, б – 975, в – 1000, г – 1025, д – 1050, е – 1075

Fig. 6. Microstructure of the VIT1 alloy forged under isothermal conditions and quenched at various temperatures (SEM)

t , °С: а – 950, б – 975, в – 1000, г – 1025, д – 1050, е – 1075

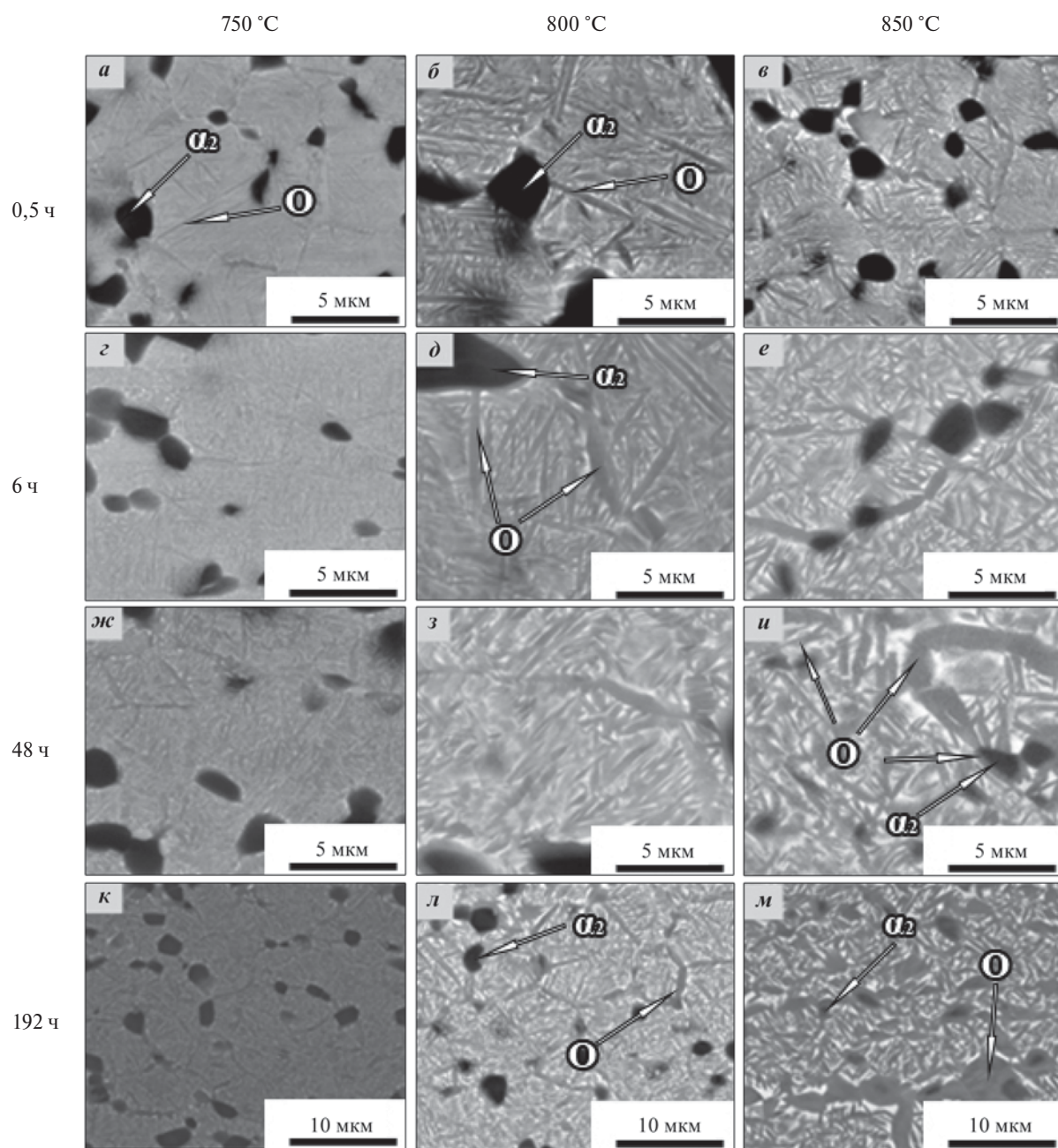


Рис. 7. Микроструктура сплава ВИТ1 после закалки с $t = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$ и старения (СЭМ)

Fig. 7. Microstructure of the VIT1 alloy after quenching at $t = 975\text{ }^{\circ}\text{C}$ and aging (SEM)

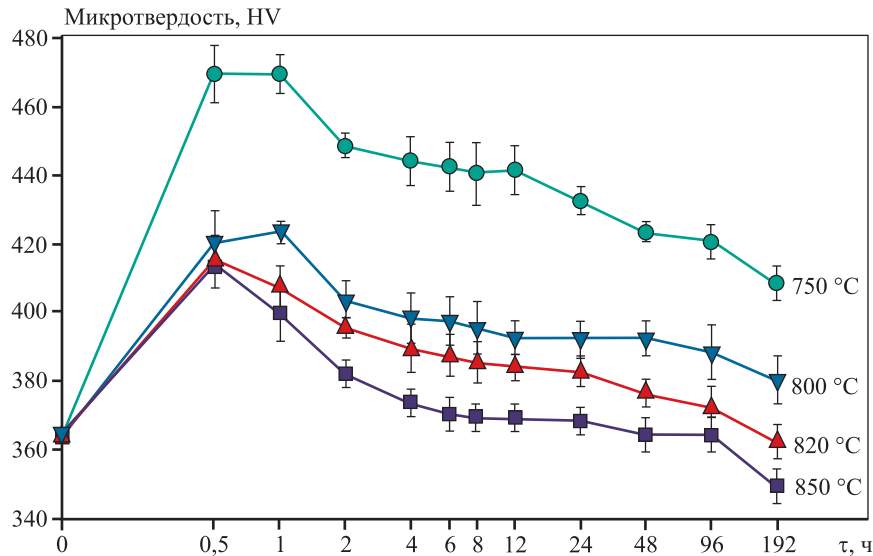
держки (табл. 1, рис. 7). С увеличением времени выдержки наблюдаются огрубление и сфероидизация частиц О-фазы, а при больших выдержках в нее трансформируются частицы α_2 -фазы [20; 21] (рис. 7, ж—м). Таким образом, установлено, что в ходе старения наблюдается выделение частиц О-фазы различной дисперсности, которая снижается с ростом температуры и времени выдержки.

Изменение микротвердости сплава коррелирует с эволюцией его микроструктуры в ходе

старения (рис. 8). Образование на начальной стадии старения ($\tau = 0,5\text{ ч}$) тонкоигольчатых частиц О-фазы ведет к резкому упрочнению закаленного сплава — тем большему, чем ниже температура. С дальнейшим увеличением времени старения ($\tau > 1\text{ ч}$) наблюдается разупрочнение, вызванное укрупнением частиц О-фазы, но уже при $\tau > 4\text{ ч}$ микротвердость изменяется незначительно. Наиболее заметное ее снижение имеет место при выдержках более 48 ч при всех температурах, когда,

Таблица 1. Толщина частиц О-фазы после закалки с $t = 975^\circ\text{C}$ и старенияTable. 1. Thickness of O-phase particles after quenching at $t = 975^\circ\text{C}$ and aging

$t, ^\circ\text{C}$	Толщина частиц О-фазы, нм, при τ , ч					
	0,5	6	12	48	96	192
750	65 ± 15	68 ± 25	70 ± 30	95 ± 35	100 ± 30	120 ± 50
800	70 ± 20	100 ± 30	130 ± 40	150 ± 40	180 ± 50	230 ± 100
850	75 ± 35	120 ± 70	160 ± 75	190 ± 20	240 ± 111	310 ± 120

Рис. 8. Зависимость микротвердости сплава ВИТ1 после закалки ($t = 975^\circ\text{C}$) и старения ($t = 750\div 850^\circ\text{C}$) от времени выдержкиFig. 8. Dependence of the microhardness of the VIT1 alloy after quenching ($t = 975^\circ\text{C}$) and aging ($t = 750\div 850^\circ\text{C}$) on holding time

по-видимому, помимо продолжающегося укрупнения и сфероидизации частиц дополнительный вклад вносит превращение $\alpha_2 \rightarrow \text{O}$. Тот факт, что микротвердость сплава после разупрочнения слабо изменяется, свидетельствует об определенной стабилизации структуры на этой стадии старения. В связи с этим для дальнейших исследований было выбрано время старения 6 ч.

Результаты исследования механических свойств сплава на растяжение после термической обработки (закалка с $t = 975^\circ\text{C}$, выдержка 2 ч, старение при $t = 750, 800, 850^\circ\text{C}$, выдержка 6 ч [22]) представлены в табл. 2. Видно, что минимальной температуре старения соответствуют максимальная прочность ($\sigma_b = 1450$ МПа) и минимальная пластичность ($\delta = 2\%$). Повышение температуры старения до 800°C несколько снижает предел текучести, но заметно увеличивает пластичность — до $6,2\%$, а при росте температуры старения до 850°C σ_b уменьшается до 1200 МПа, а δ достигает

$8,0\%$. Между тем оценка времени до разрушения при испытании на ползучесть при $t = 650^\circ\text{C}$ и $\sigma = 380$ МПа сплава, состаренного при $t = 800^\circ\text{C}$, показала лишь $\tau = 40$ ч. Очевидно, что такое небольшое значение времени до разрушения связано с малой величиной размера β -зерен (4 мкм) в этом состоянии сплава (табл. 2).

В связи с этим было проведено дополнительное изучение механических характеристик сплава с большим размером β -зерен. Для получения состояний с более крупным зерном температура закалки была повышена до 1000 и 1025°C , а старения — до 850°C с целью компенсации потери пластичности (табл. 2). Видно, что наиболее сбалансированный уровень прочности ($\sigma_b = 1260$ МПа), пластичности ($\delta = 5,8\%$) и времени до разрушения (299 ч) наблюдается при размере β -зерна 12 мкм, формирующемся после термической обработки в следующем режиме: закалка с $t = 1025^\circ\text{C}$, время выдержки 4 ч и старение $t = 850^\circ\text{C}$, $\tau = 6$ ч. Полученные меха-

Таблица 2. Механические свойства сплава ВИТ1 послековки и термической обработки

Table. 2. Mechanical properties of the VIT1 alloy after forging and heat treatment

Термическая обработка			Размер β -зерен, мкм	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Время до разрушения, ч, при $t = 650^\circ\text{C}$ и $\sigma = 380$ МПа
$t_{\text{зак}}, ^\circ\text{C}$	$t_{\text{стар}}, ^\circ\text{C}$	τ , ч					
975	750	2 6	4	1340 ± 25	1450 ± 30	$2,0 \pm 0,2$	—
975	800	2 6	4	1280 ± 20	1420 ± 30	$6,2 \pm 0,3$	40
975	850	2 6	4	1020 ± 20	1200 ± 25	$8,0 \pm 0,5$	—
1000	800	2 6	6	1230 ± 30	1350 ± 35	$6,0 \pm 0,4$	100
1025	800	2 6	8	1200 ± 30	1300 ± 30	$5,9 \pm 0,4$	170
1025	850	4 6	12	1180 ± 30	1260 ± 30	$5,8 \pm 0,3$	299

нические характеристики выше данных [1; 2], где сплав ВИТ1, подвергнутый многостадийной ковке и прокатке с последующей термической обработкой, показал следующие механические свойства: $\sigma_B = 1150$ МПа, $\delta = 4$ %. При этом очевидным преимуществом использования в качестве предварительного этапа обработки всесторонней изотермическойковки является существенно повышение горячей пластичности, свойственной мелкозернистым сплавам [23–26].

Выводы

1. Проведено исследование влияния горячей деформации одноосным сжатием в интервале температур $850\text{--}1050^\circ\text{C}$ на механическое поведение и эволюцию структуры сплава ВИТ1 в горячекатаном крупнозернистом состоянии. Показано, что наиболее интенсивное измельчение микроструктуры (средний размер зерен ~ 1 мкм) имеет место в $(\alpha_2 + \beta + \text{O})$ -фазовой области при $t = 950^\circ\text{C}$ вследствие активного протекания процессов динамической рекристаллизации и сфероидизации. При повышении температуры и переходе в $(\alpha_2 + \beta)$ -фазовую область активизация динамического возврата из-за растворения частиц О-фазы ведет к ослаблению в измельчении структуры.

2. Всесторонней изотермической ковкой горячекатаных заготовок сплава ВИТ1 при $t = 950^\circ\text{C}$ и суммарной степени деформации 750 % получены штамповки с однородной мелкозернистой структурой с размером зерен ~ 1 мкм. Показано, что

однородность микроструктуры может быть повышена предварительным отжигом при $t = 1100^\circ\text{C}$. Изучение температурной зависимости размеров зерен в мелкозернистых заготовках сплава выявило постепенный их рост с 4 до 8 мкм в интервале $t = 950\text{--}1025^\circ\text{C}$ (выдержка 2 ч), а начиная с $t = 1050^\circ\text{C}$ — резкое увеличение до 50 мкм и далее до 200 мкм при $t = 1100^\circ\text{C}$, вызванное уменьшением объемной доли частиц α_2 -фазы.

3. Проведено исследование изменения микротвердости и эволюции микроструктуры в ходе старения закаленного сплава. Установлено, что образование на начальной стадии тонкоиглообразных частиц О-фазы ведет к резкому упрочнению закаленного сплава — тем большому, чем ниже температура. Увеличение времени старения обуславливает разупрочнение, вызванное укрупнением и сфероидизацией частиц О-фазы, а также деградацией α_2 -фазы вследствие превращения $\alpha_2 \rightarrow \text{O}$.

4. На основании проведенных исследований выбраны интервалы температур закалки ($975\text{--}1025^\circ\text{C}$) и старения ($750\text{--}850^\circ\text{C}$) для обеспечения в обработанном всесторонней изотермической ковкой сплаве баланса характеристик прочности, пластичности и жаропрочности. По результатам механических испытаний установлено, что закалка с $t = 1025^\circ\text{C}$, выдержка 4 ч, и старение при $t = 850^\circ\text{C}$, выдержка 6 ч, позволяют получить наиболее сбалансированный комплекс прочности ($\sigma_{0,2} = 1180$ МПа, $\sigma_B = 1260$ МПа), пластичности ($\delta = 5,8$ %) и жаропрочности (время до разрушения составляет 299 ч при $t = 650^\circ\text{C}$ и $\sigma = 380$ МПа).

Список литературы/References

1. НИЦ «Курчатовский институт». Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов. Плиты из интерметаллидного титанового сплава марки ВИТ1. URL: <https://catalog.viam.ru/catalog/vit1/plity-iz-intermetallidnogo-titanovogo-splava-marki-vit1/> (дата обращения: 28.02.2024).
2. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В. Исследование структуры и фазового состава опытного жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb в деформированном состоянии. *Титан*. 2014;(4):12–17.
Alekseev E.B., Nochovnaya N.A., Panin P.V. Investigation of structure and phase composition of experimental heat resistant alloy based on Ti_2AlNb intermetallide in deformed state. *Titan*. 2014;(4):12–17. (In Russ.).
3. Каблов Е.Н., Иванов В.И., Анташев В.Г., Савельева Ю.Г. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: Патент 2001125968/02 (РФ). 2003.
4. Sui X., Wang G., Liu Q., Liu Y., Chen Y. Fabricating Ti_2AlNb sheet with tensile strength higher than 1500 MPa by hot packed rolling spark-plasma-sintered pre-alloyed Ti_2AlNb powder at the B2 + O phase field. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021;876:160110.
<https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2021.160110>
5. Sui X.C., Liu Q., Luo S.Y., Liu Y.K., Li Z.L., Kang Q.X., Wang G.F. Achieving high ductility of Ti_2AlNb sheet without sacrificing the tensile strength without post heat treatment. *Materials Science & Engineering A*. 2022;840:142897.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2022.142897>
6. Yang Z., Liu H., Cui Z., Zhang H., Chen F. Refinement mechanism of centimeter-grade coarse grains in as-cast Ti_2AlNb -based alloy during multi-directional forging. *Materials & Design*. 2022;225(5):111508.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2022.111508>
7. Wei J.-X., Jia Y., Zhang Y.-Y., Luo X.-Y., Zhao X.-X., Zhang C.-J., Cao S.-Z., Du Z.-H., Han J.-C. Effect of hot rolling process on the evolution of microstructure and mechanical properties of Ti_2AlNb -based alloy foil during cold rolling. *Materials Characterization*. 2024;210:113784.
<https://doi.org/10.1016/j.matchar.2024.113784>
8. Shagiev M.R., Salishchev G.A. Microstructure and mechanical properties of nanostructured intermetallic alloy based on Ti_2AlNb . *Materials Science Forum*. 2008; 584–586(1):153–158.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.584-586.153>
9. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана. *Авиационные материалы и технологии*. 2012;S: 196–206.
Nochovnaya N.A., Ivanov V.I., Alekseev E.B., Kochetkov A.S. Ways of optimizing the properties of alloys based on titanium intermetallides. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*. 2012;S:196–206. (In Russ.).
10. Boehlert C.J., Miracle D.B. Part II. The creep behavior of $Ti-Al-Nb$ O + bcc orthorhombic alloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 1999;30:2349–2367.
<https://doi.org/10.1007/s11661-999-0244-0>
11. Skvortsova S.V., Il'in A.A., Mamonov A.M., Nochovnaya N.A., Umarova O.Z. Structure and properties of semifinished sheet products made of an intermetallic refractory alloy based on Ti_2AlNb . *Materials Science*. 2016;51(6):821–826.
<https://doi.org/10.1007/s11003-016-9907-3>
12. Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Водолазский Ф.В., Степанов С.И., Илларионова С.М., Шабанов М.А., Попов А.А. Сплавы на основе орторомбического интерметаллида титана Ti_2AlNb : фазовый состав, легирование, структура, свойства. *Металлург*. 2023;(3): 42–54.
https://doi.org/10.52351/00260827_2023_03_42
13. Illarionov A.G., Demakov S.L., Vodolazsky F.V., Stepanov S.I., Illarionova S.M., Shabanov M.A., Popov A.A. Alloys based on orthorhombic titanium intermetallic compound Ti_2AlNb : phase composition, alloying, structure, properties. *Metallurgist*. 2023;(3):42–54 (In Russ.).
14. Goyal K., Sardana N. Mechanical properties of the Ti_2AlNb intermetallic: A review. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2021;74(8):1839–1853.
<https://doi.org/10.1007/s12666-021-02307-5>
15. Zharebtsov S., Kudryavtsev E., Kostjuchenko S., Malyshcheva S., Salishchev G.. Strength and ductility-related properties of ultrafine grained two-phase titanium alloy produced by warm multiaxial forging. *Materials Science and Engineering A*. 2012;536:190–196.
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2011.12.102>
16. Zhang Y., Tian S., Jiang H., Zhang G., Zhang S., Lin H., Wang J. Research on hot deformation behavior of Mo-containing Ti_2AlNb -based alloy. *Advanced Engineering Materials*. 2021;23(10):2100.
<https://doi.org/10.1002/adem.202100449>
17. Wang W., Zeng W., Liu Y., Xie G., Liang X. Microstructural evolution and mechanical properties of $Ti-22Al-25Nb$ (at. %) orthorhombic alloy with three typical microstructures. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2018;27:293–303.
<https://doi.org/10.1007/s11665-017-3040-9>
17. Соколовский В.С., Волокитина Е.И., Салищев Г.А., Быков Ю.Г., Кярамян К.А. Способ изготовления

- лопаток газотурбинных двигателей из интерметаллидного сплава на основе орторомбического алюминид титана: Патент 2800270 (РФ). 2023.
18. Соколовский В.С., Волокитина Е.И., Салищев Г.А., Быков Ю.Г., Кярамян К.А. Способ изготовления лопаток газотурбинных двигателей из сплава на основе орторомбического алюминид титана: Патент 2790704 (РФ). 2023.
 19. Соколовский В.С., Волокитина Е.И., Салищев Г.А., Быков Ю.Г., Кярамян К.А. Способ изготовления лопаток газотурбинных двигателей из деформированных заготовок сплава на основе орторомбического алюминид титана: Патент 2790711 (РФ). 2023.
 20. Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А. Влияние старения на структуру и свойства закаленного сплава на основе орторомбического алюминид титана (Ti_2AlNb). *Физика металлов и металловедение*. 2014;115(1):14–22.
Khadzhieva O.G., Illarionov A.G., Popov A.A. Effect of aging on structure and properties of quenched alloy based on orthorhombic titanium aluminide Ti_2AlNb . *The Physics of Metals and Metallography*. 2014;115:12–20.
<https://doi.org/10.7868/S0015323014010094>
 21. He D., Li L., Chi J., Zhang H., Zhang G., He G., Yan J., Zhang H., Guo W. Promoted phase transformation of α_2 to O in Ti_2AlNb alloy with improved mechanical performance via laser shock peening. *Materials & Design*. 2023;229:111900.
<https://doi.org/10.1016/j.matdes.2023.111900>
 22. Соколовский В.С., Волокитина Е.И., Салищев Г.А., Быков Ю.Г., Кярамян К.А. Способ изготовления лопаток газотурбинных двигателей из сплава на основе алюминид Ti_2AlNb : Патент 2801383 (РФ). 2023.
 23. Kaibyshev O.A. Superplasticity of alloys, intermetallics and ceramics. Berlin: Springer-Verlag, 1992. 317 p.
 24. Qu S.J., Feng A.H., Shagiev M.R., Xie H., Li B.B., Shen J. Superplastic behavior of the fine-grained $Ti-21Al-18Nb-1Mo-2V-0.3Si$ intermetallic alloy. *Letters on Materials*. 2018;8(4s):567–571.
<https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-4-567-571>
 25. Wang W., Zeng W., Xue C., Liang X., Zhang J. Microstructure control and mechanical properties from isothermal forging and heat treatment of $Ti-22Al-25Nb$ (at.%) orthorhombic alloy. *Intermetallics*. 2015;56:79–86.
<http://dx.doi.org/10.1016/j.intermet.2014.07.011>
 26. Wu Y., Fan R.-L., Zhou X.-J., Chen M.-H. Microstructure and hot flow stress at 970 °C of various heat-treated Ti_2AlNb sheets. *Rare Metals*. 2020;39(6):695–706.
<https://doi.org/10.1007/s12598-020-01408-2>

Информация об авторах

Виталий Сергеевич Соколовский — к.т.н., науч. сотрудник лаборатории объемных наноструктурных материалов Белгородского государственного национального университета (НИУ «БелГУ»);
<https://orcid.org/0000-0002-4363-3604>
E-mail: sokolovskiy@bsu.edu.ru

Елена Ивановна Ноздрачева — мл. науч. сотрудник лаборатории объемных наноструктурных материалов НИУ «БелГУ»;
<https://orcid.org/0000-0001-9554-2651>
E-mail: nozdracheva@bsu.edu.ru

Карен Абовович Кярамян — начальник отдела металлургического производства филиала АО «Объединенная двигателестроительная корпорация» «Научно-исследовательский институт технологии и организации производства двигателей» (филиал АО «ОДК» «НИИД»);
E-mail: om-niid@uecrus.com

Юрий Геннадьевич Быков — к.т.н., гл. специалист отдела металлургического производства филиала АО «ОДК» «НИИД»;
E-mail: om-niid@uecrus.com

Information about the authors

Vitaly S. Sokolovsky — Cand. Sci. (Eng.), Researcher of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials, Belgorod State National University.
<https://orcid.org/0000-0002-4363-3604>
E-mail: sokolovskiy@bsu.edu.ru

Elena I. Nozdracheva — Junior Researcher of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials, Belgorod State National University.
<https://orcid.org/0000-0001-9554-2651>
E-mail: nozdracheva@bsu.edu.ru

Karen A. Kyaramyan — Head of the Metallurgical Production Department of the Branch of JSC “United Engine Corporation” “Research Institute of Technology and Organization of Engine Production”;
E-mail: om-niid@uecrus.com

Yuri G. Bykov — Cand. Sci. (Eng.), Chief Specialist of the Metallurgical Production Department of the Branch of JSC “United Engine Corporation” “Research Institute of Technology and Organization of Engine Production”;
E-mail: om-niid@uecrus.com

Евгений Борисович Алексеев — к.т.н., начальник сектора научно-исследовательского отдела «Титановые, магниевые, бериллиевые и алюминиевые сплавы» лаборатории № 8 Всероссийского научно-исследовательского института авиационных материалов Национального исследовательского центра «Курчатовский институт». E-mail: hiten_@mail.ru

Геннадий Алексеевич Салищев — д.т.н., профессор, заведующий лабораторией объемных наноструктурных материалов НИУ «БелГУ». <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>
E-mail: salishchev_g@bsu.edu.ru

Evgeny B. Alekseev — Cand. Sci. (Eng.), Head of Sector of the Department “Titanium, magnesium, beryllium and aluminum alloys” of the Laboratory No. 8, All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials of the National Research Centre “Kurchatov Institute”. E-mail: hiten_@mail.ru

Gennady A. Salishchev — Dr. Sci. (Eng.), Professor, Head of the Laboratory of Bulk Nanostructured Materials, Belgorod State National University. <https://orcid.org/0000-0002-0815-3525>
E-mail: salishchev_g@bsu.edu.ru

Вклад авторов

В.С. Соколовский — проведение микроструктурных исследований и механических испытаний, написание статьи.

Е.И. Ноздрачева — проведение исследований по определению химического состава сплава и механических испытаний.

К.А. Кярамян — анализ результатов влияния режимов обработки на микротвердость сплава, обсуждение результатов.

Ю.Г. Быков — анализ результатов влияния режимов обработки на механические свойства сплавов, обсуждение результатов.

Е.Б. Алексеев — анализ микроструктурных исследований, обсуждение результатов.

Г.А. Салищев — определение цели работы и концепции исследований, написание статьи, обсуждение результатов.

Contribution of the authors

V.S. Sokolovsky — conducted microstructural examinations and mechanical tests, wrote the paper.

E.I. Nozdracheva — conducted studies to determine the chemical composition of the alloy and performed mechanical tests.

K.A. Kyaramyan — analyzed the effect of processing conditions on the alloy’s microhardness, participated in result discussions.

Yu.G. Bykov — analyzed the effect of processing conditions on the mechanical properties of the alloys, participated in result discussions.

E.B. Alekseev — analyzed microstructural studies, participated in result discussions.

G.A. Salishchev — defined the aim of the study and the research concept, wrote the paper, and participated in result discussions.

Статья поступила в редакцию 29.02.2024, доработана 03.05.2024, подписана в печать 23.05.2024

The article was submitted 29.02.2024, revised 03.05.2024, accepted for publication 23.05.2024