

**TWO-STAGE DEFORMATION OF TITANIUM ALLOY VT8M-1
WITH THE FORMATION OF AN ULTRAFINE-GRAINED STRUCTURE
IN AVIATION PARTS***Andrey Gennadievich Stotskiy*

Ufa University of Science and Technology, 32 Zaki Validi st., 450076 Ufa, Russia

^a stockii_andrei@mail.ru**ABSTRACT**

This article presents an analysis of the evolution of the microstructure, texture, and mechanical properties of the VT8M-1 heat-resistant titanium alloy during two-stage deformation. This allows for the formation and preservation of an ultrafine-grained (UFG) structure in the finished part. VT8M-1 is used to manufacture aircraft components. The initial deformation of the alloy was performed by rotary swaging at 750 °C. Application of rotary swaging, as an industrial method, facilitates the formation of a long semi-finished product for further processing. Subsequent deformation to form the finished part was carried out by isothermal stamping at a decreased temperature compared to the standard mode. The first stage of deformation leads to refinement of the bimodal structure of the VT8M-1 alloy while preserving large primary α -grains and the formation of strong metallographic and crystallographic textures. In the second stage of deformation the alloy undergoes partial recrystallization, but the structure is retained in the UFG range. The metallographic texture becomes less sharp due to the change in the deformation scheme. The crystallographic texture also partially weakens, but shows a lattice rotation toward the compression axis during stamping, which facilitates deformation via basal slip systems. The analysis of the mechanical properties reveals that the application of rotary swaging and subsequent stamping enables the retention of enhanced strength characteristics compared to the coarse-grained state. The use of this method for the fabrication of components with enhanced mechanical properties is promising in the production of aircraft parts and constructions.

KEYWORDS

VT8M-1; UFG structure; rotary swaging; isothermal stamping; increased strength.

**ДВУХЭТАПНАЯ ДЕФОРМАЦИЯ ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT8M-1
С ФОРМИРОВАНИЕМ УЛЬТРАМЕЛКОЗЕРНИСТОЙ СТРУКТУРЫ
В ДЕТАЛЯХ ДЛЯ АВИАЦИИ***Андрей Геннадиевич Стоцкий*

Уфимский университет науки и технологий, Россия, 450076 Уфа, ул. Заки Валиди, 32

^a stockii_andrei@mail.ru

АННОТАЦИЯ

В статье представлен анализ эволюции микроструктуры, текстуры и механических свойств жаропрочного титанового сплава ВТ8М-1, применяемого для изготовления деталей в авиации, при двухэтапной деформации, позволяющей сформировать и сохранить ультрамелкозернистую (УМЗ) структуру в готовом изделии. Первоначальная деформация сплава проводилась методом ротационнойковки (РК) при 750 °С. Применение РК как промышленного метода способствует формированию длинномерного полуфабриката для дальнейшего применения. Последующая деформация для создания готового изделия проводилась методом изотермической штамповки при пониженной температуре по сравнению со стандартным режимом. Первый этап деформации приводит к измельчению бимодальной структуры сплава ВТ8М-1 с сохранением крупных первичных α -зерен и образованию сильной металлографической и кристаллографической текстур. На втором этапе деформации в сплаве проходит частичная рекристаллизация, но структура сохраняется в УМЗ диапазоне. Металлографическая текстура становится менее острой из-за смены схемы деформации. Кристаллографическая текстура также частично ослабевает, но показывает разворот решетки в сторону оси сжатия при штамповке для облегчения деформации за счет базисных систем скольжения. Анализ механических свойств показывает, что применение ротационнойковки и последующей штамповки позволяет сохранить повышенные прочностные характеристики по сравнению с крупнозернистым состоянием. Применение представленного метода формирования изделий с повышенными механическими свойствами является перспективным в производстве авиационных деталей и конструкций.

КЛЮЧЕВЫЕ СЛОВА

ВТ8М-1; УМЗ структура; ротационнаяковка; изотермическая штамповка; повышенная прочность.

Введение

Жаропрочные титановые сплавы обладают исключительными свойствами, такими как повышенная удельная прочность, усталостная прочность и высокое сопротивление ползучести при температурах 300–550 °С. Они являются основными материалами в авиации для дисков и лопаток газотурбинных двигателей. При этом для формирования изделий и достижения заданных механических свойств применяют традиционные подходы в виде деформации методами штамповки при температурах не ниже 900 °С, что связано с низкой деформируемостью титановых сплавов [1–3]. В результате после штамповки в деталях формируется стандартная крупнозернистая структура.

Для повышения механических характеристик будущих изделий заготовки могут предварительно подвергать каким-либо термомеханическим обработкам, либо многоступенчатым отжигам [2, 4–11]. Другим

направлением формирования заготовок с повышенными прочностными свойствами выступает интенсивная пластическая деформация (ИПД) металлов и сплавов. Многочисленные исследования в данной области показывают, что сформированная ультрамелкозернистая (УМЗ) или наноструктура имеет повышенные прочностные и усталостные характеристики как при комнатной, так и повышенной температуре, проявляет низкотемпературную сверхпластичность [12–17]. Так подробно исследованный УМЗ титановый сплав ВТ6/Ti-6Al-4V показывает, что сопротивление усталости повышается вместе с прочностью, а ударная вязкость и вязкость разрушения сохраняются на необходимом уровне для применения в авиации [18]. К тому же на примере УМЗ ВТ6 в исследованиях [19, 20] уже были успешные попытки изготовить лопатки при пониженной температуре с целью сохранить микроструктуру в УМЗ диапазоне. Таким образом создание изделий с повышенными механически-

ми свойствами за счет формирования УМЗ структуры в жаропрочных сплавах может говорить об перспективном применении в авиации такого рода технологий.

В данной работе использовался титановый сплав ВТ8М-1, который выступает как замена сплаву ВТ6 из-за более высокой прочности и жаропрочности [6, 21]. Его максимальная температура эксплуатации достигает 450 °С. Из него изготавливаются лопатки компрессора газотурбинных двигателей. Для создания лопаток с повышенными механическими характеристиками сплав ВТ8М-1 подвергался промышленному методу деформации – ротационной ковке (РК), а для формирования профиля лопатки применялась изотермическая штамповка (ИШ). Таким образом целью данной работы является исследование влияния деформационных переходов в виде РК и ИШ на микроструктуру, текстуру и механические свойства сплава ВТ8М-1.

1. Материал и методика исследований

Материалом исследования являлся титановый сплав ВТ8М-1 (Ti-5,3Al-4,0Mo-1,2Zr-1,3Sn-0,2Si). В состоянии поставки материал представлял собой горячекатаные прутки диаметром 70 мм. Материал изготовлен корпорацией «VSMPO-AVISMA».

Ротационная ковка проводилась при температуре 750 °С с постепенным обжатием по диаметру с 70 до 32 мм. Это позволило обеспечить истинную деформацию материала

равную 1,56. Последующая изотермическая штамповка РК-прутков проводилась при температуре 750 °С.

Микроструктура образцов была исследована в трех сечениях с помощью сканирующего электронного микроскопа Tescan Mira 3.

Анализ кристаллографической текстуры осуществлялся путем съемки неполных прямых полюсных фигур (ППФ) методом наклона с использованием отражений для α -фазы. Съемку проводили на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 с медным излучением.

Механические испытания растяжением проводились на универсальной испытательной машине фирмы «Instron» при комнатной температуре со скоростью деформации $1 \times 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Для испытаний использовались цилиндрические образцы с диаметром базы 3 мм из РК-заготовки и плоские образцы из лопатки с поперечным сечением 3×2 мм.

2. Результаты и обсуждение

Микроструктура сплава в исходном состоянии представляет собой глобулярно-пластинчатую структуру с α -глобулами с размерами около 3 мкм и их объемной долей около 60–65% (рис. 1). Анализ прямых полюсных фигур (ПФ) не показал в исходном состоянии острой кристаллографической текстуры. Наблюдается несколько пиков нормалей базиса $\{0001\}$ в разных квадрантах ПФ в диапазоне 30–70° от осевого направления (ОН) исходной заготовки. Наиболее яркий пик приходится на 40° от ОН.

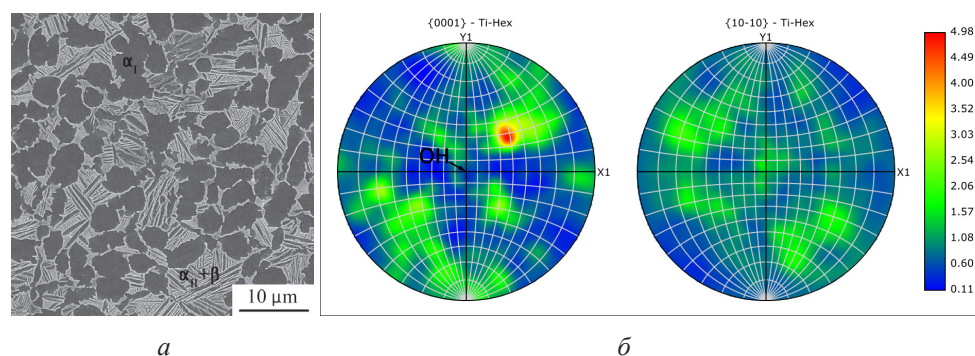


Рис. 1. Микроструктура титанового сплава ВТ8М-1 в исходном состоянии (а) и его кристаллографическая текстура (б)

Fig. 1. Microstructure in initial state of the titanium alloy VT8M-1 (a) and its crystallographic texture (b)

Применение ротационной ковки к сплаву VT8M-1 с глобулярно-пластинчатой структурой позволяет значительно трансформировать микроструктуру. Наблюдается неравномерность деформации и измельчения бимодальной микроструктуры сплава. Так первичные α -глобули сильно вытягиваются вдоль направления деформации, а в поперечном сечении сплющиваются и искривляются (рис. 2, *a*). В результате первичная α -фаза в объеме материала начинает представлять собой сплюснутый эллипсоид, случайным образом повернутый относительно оси прутка. Пластины ($\alpha+\beta$) в структуре вытягиваются и фрагментируются с образованием равноосных или вытянутых мелких зерен со средним размером около 0,25 мкм. Таким образом, за счет деформации методом РК происходит формирование острой металлографической текстуры.

После ИШ сохраняется бимодальность структуры. Первичная α -фаза также имеет форму вытянутого расплющенного эллипсо-

ида, однако в силу изменения схемы деформации с обжатия по радиусу при РК к одноосевому сжатию при ИШ крупная α -фаза в одном продольном сечении также остается сильно вытянутой в форме волокна как и после РК, а в другом продольном сечении зерна первичной α -фазы приобретают эллипсную форму с уширением вдоль малой оси эллипса. В поперечном сечении наблюдается частичное переориентирование первичной α -фазы вдоль направления течения сплава при ИШ. Фрагменты мелкой вытянутой и глобулярной формы α - и β -фазы подрастают в результате собирательной рекристаллизации до размеров ~0,55 мкм. К тому же после ИШ мелкая ($\alpha+\beta$)-составляющая становится более равноосной и ее количество превалирует над вытянутыми мелкими зернами. Таким образом, ИШ приводит к частичному размытию острой металлографической текстуры, вызванной РК, и формированию более равноосной структуры сплава.

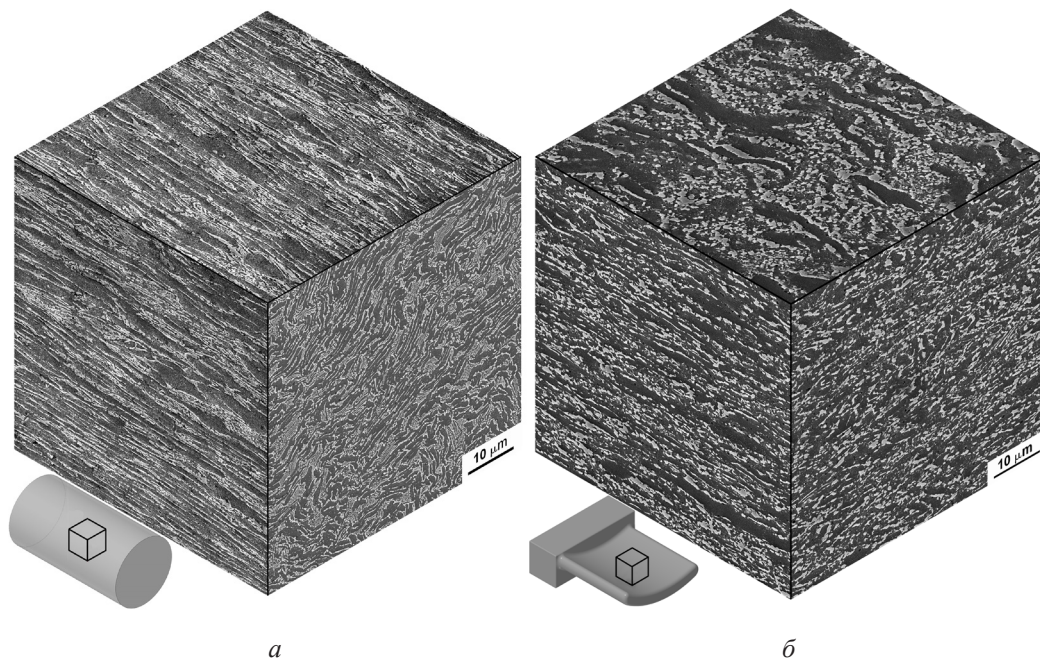


Рис. 2. Микроструктура в трех сечениях титанового сплава VT8M-1 после ротационной ковки (*a*) и последующей штамповки (*б*)

Fig. 2. Microstructure in three sections of titanium alloy VT8M-1 after rotary swaging (*a*) and subsequent stamping (*b*)

Анализ кристаллографической текстуры показал, что после РК в структуре формируется текстура близкая к аксиальному типу (рис. 3, *а*). Базисные нормали ориентируются в плоскости, перпендикулярной оси цилиндрической заготовки, а направление $\langle 210 \rangle$ остается параллельным оси прутка. На рис. 3, *б* отображено схематичное представление образованной текстуры в РК-прутке. В титановом сплаве ВТ6, который близок по деформационной способности к ВТ8М-1, при одноосной осадке происходит формирование базисно-поперечной текстуры, при которой нормали базиса поперечны оси деформации, либо радиальной текстуры, где нормали базиса выстраиваются под углом $30\text{--}70^\circ$ к оси деформации [5, 22, 23]. При таких типах текстур призматическое скольжение является доминирующим, что, видимо, обеспечивает облегченное пластическое течение материа-

ла. В сплаве ВТ8М-1 при РК формирующаяся аксиальная текстура показывает, что при сжатии по радиусу вращающегося прутка для сохранения его деформационной способности призматическая и базисная системы скольжения, вероятно, равнозначны. Для вытягивания зерен вдоль оси деформации призматическое скольжение является наиболее активным. ПФ по плоскостям $\{10.0\}$ показывает, что нормали плоскостей с углами $50\text{--}70^\circ$ к ОН имеют высокий фактор Шмидта (ФС) $\sim 0,4$. Красная штриховая линия показывает идеальную область в 60° , где для плоскостей $\{10.0\}$ ФС составляет 0,43. В поперечном сечении для формоизменения зерен доминирующим становится базисная система скольжения, поскольку при такой ориентации ГПУ решетки призматические системы скольжения не способны обеспечить достаточную пластическую деформацию.

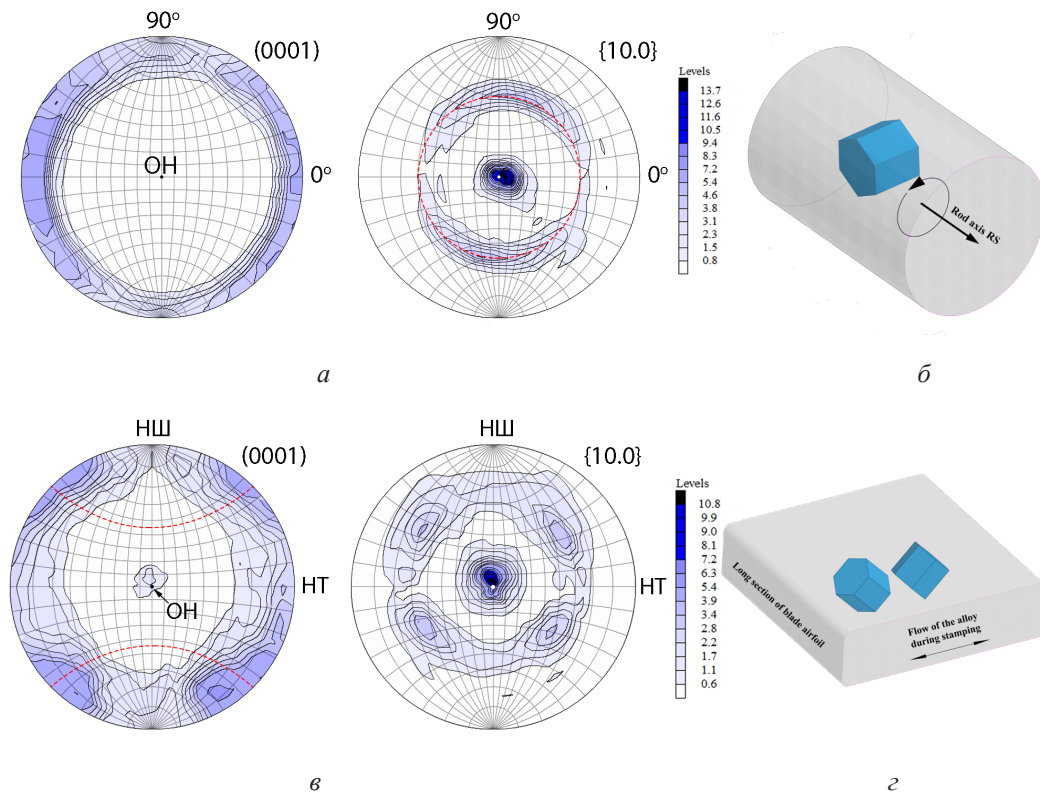


Рис. 3. Кристаллографическая текстура сплава ВТ8М-1 после ротационнойковки (*а*, *б*) и дополнительной штамповки (*в*, *г*)

Fig. 3. Crystallographic texture of the titanium alloy VT8M-1 after rotary swaging (*a*, *b*) and additional stamping (*c*, *d*)

В случае штамповки наблюдается переориентация базисных нормалей в направлении сжимающих усилий (рис. 3, *в*). Видно, что образуется подобие креста в диапазоне $30\text{--}60^\circ$ от сжимающего направления при штамповке (обозначение НШ на полюсной фигуре), что связано с деформацией по базисным системам скольжения. Красная штриховая линия показывает идеальную область в 45° , где для плоскостей $\{0001\}$ ФШ составляет 0,5. Одноосное сжатие в виде ИШ приводит к расплющиванию зерен вдоль направления течения материала и тем самым повороту нормалей $\{0001\}$ ГПУ решетки в направлении осадки. На рис. 3, *г* отображено схематичное представление преимущественной сформированной текстуры в сплаве после ИШ.

Сравнение ПФ для плоскостей $\{0001\}$ после РК и РК+ИШ показывает, что происходит ослабление сформированной аксиальной текстуры. Если после РК аксиальная текстура находилась в диапазоне $75\text{--}90^\circ$ от ОН, то после ИШ – $65\text{--}90^\circ$ от ОН. Проходящая в сплаве частичная рекристаллизация не стирает образованную кристаллографическую текстуру после РК. В области кре-

ста текстура усиливается, что может быть связано как с переориентацией ГПУ решетки, так и уменьшения разброса ориентаций внутри зерен при рекристаллизации. Также в других исследованиях отмечается [5, 23], что в титановых сплавах после рекристаллизации может происходить сохранение кристаллографической текстуры, а также уменьшение ее разброса. К тому же на полюсной фигуре наблюдается появление слабого пика в области ОН после штамповки, что указывает на процесс рекристаллизации в сплаве, так как это приводит к появлению зерен с ориентацией, отличной от остальных зерен.

Механические испытания на растяжение показывают для КЗ состояния предел прочности в 1020 МПа, предел текучести – 950 МПа, а пластичность $\sim 16\%$. После ротационнойковки и штамповки наблюдаются более высокие прочностные свойства по сравнению с КЗ аналогом (рис. 4, *а*). При этом если сравнивать ротационнуюковку с РК+ИШ, то последующая операция в виде штамповки приводит к разупрочнению на 10%, что связано с укрупнением измельченной структурной составляющей.

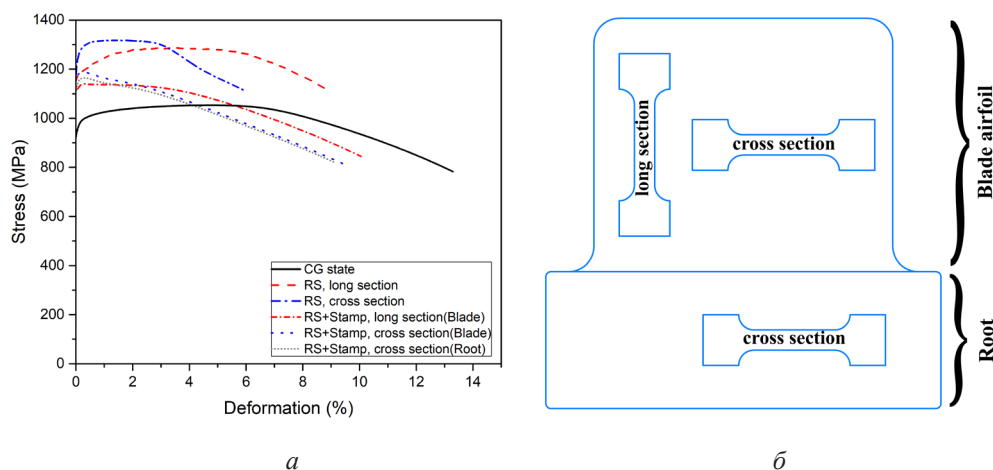


Рис. 4. Механические свойства сплава VT8M-1 в исходном состоянии, после ротационнойковки и дополнительной штамповки (*а*); схема лопатки с образцами для испытаний на растяжение (*б*)

Fig. 4. Mechanical properties of the VT8M-1 alloy in the initial state, after rotary swaging and additional stamping (*a*); scheme of a blade with samples for tensile testing (*b*)

После ротационной ковки наблюдается выраженная анизотропия как по прочности, так и по пластичности, в частности в значениях относительного удлинения образцов на 6 и 9% (в поперечном и продольном сечении соответственно). Разница в механическом поведении сплава после РК в двух сечениях может быть связана как с формированием ярко выраженной металлографической текстуры, так и кристаллографической текстуры близкой к текстуре аксиального типа. В результате чего в поперечном сечении сформированная структура, вероятно, сложнее деформируется, во-первых, из-за меньшего среднего размера структурных элементов, то есть большей плотности границ зерен и соответственно затруднения для движения дислокаций, во-вторых, влияния образованной кристаллографической текстуры.

Механические свойства лопатки оценивались в пере в продольном и поперечном сечениях и в замке в поперечном сечении согласно схеме на рис. 4, б. Оценка кривых растяжения показывает, что проведение дополнительной операции формообразования штамповкой позволяет почти выровнять уровень механических свойств по сечениям (рис. 4, а). Прочность в поперечном сечении в пере осталась немного выше по сравнению с продольным сечением. Пластичность сплава после ИШ повышается на 1,5–2% по сравнению с РК состоянием.

Таким образом, результаты данного исследования показывают, что формирование УМЗ структуры методом ротационной ковки, который позволяет изготавливать длинномерные прутки, при пониженной температуре приводит к значительному повышению прочностных характеристик титанового сплава ВТ8М-1. При дальнейшем изготовлении из РК-прутка лопаток применение методов штамповки с понижением температуры позволяет сохранить структуру в УМЗ диапазоне и добиться сохранения повышенных механических свойств сплава по сравнению с КЗ состоянием. Данные результаты показы-

вают перспективность применения ультрамелкозернистых материалов в производстве авиационных деталей и конструкций.

Выводы

1. Ротационная ковка приводит к измельчению структуры сплава ВТ8М-1 с формированием мелких глобулярных и вытянутых зерен α и β фаз. Первичная α -фаза сохраняет свою целостность и сильно деформируется в виде вытянутого сплюсненного эллипсоида. После РК в сплаве образуются как кристаллографическая, так и металлографическая текстуры.

2. Штамповка УМЗ сплава ВТ8М-1 позволяет сформировать изделия при пониженной температуре с сохранением структурных составляющих в УМЗ диапазоне. После ИШ металлографическая и кристаллографическая текстуры частично размываются. Также оценка прямых ПФ показывает небольшое переориентирование ГПУ решетки с поворотом базисных нормалей в сторону оси сжатия ИШ.

3. Механические свойства на растяжение показывают, что применение РК и последующей штамповки позволяет сохранить более высокие прочностные свойства для сплава ВТ8М-1 по сравнению с крупнозернистым состоянием.

Благодарности / Acknowledgments

Исследование выполнено при финансовой поддержке государственного задания № FRRR-2026-0005 «Исследование новых материалов покрытий, полученных методом ассистированного вакуумно-дугового осаждения, для упрочнения металлорежущих инструментов из твердого сплава применяемых для обработки материалов авиационно-космической отрасли».

The study was carried out with the financial support of state assignment № FRRR-2026-0005 “Study of new coating materials obtained by the method of assisted vacuum-arc deposition

for strengthening metal-cutting tools made of hard alloy used for processing materials in the aircraft engine-building industry.”

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Anoshkin N.F. Titanium alloys. Metallography of titanium alloys Moscow: Metallurgy, 1980. 464 p. (In Russian) [Аношкин Н.Ф. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов М.: Metallurgy, 1980. 464 с.].
2. Boguslaev V.A., Kachan A.Ya., Kalinina N.E., et al. Aerospace materials and technologies Zaporozhie: “Motor Sich”, 2009. 383 p. (In Russian) [Богуслаев В.А., Качан А.Я., Калинина Н.Е. и др. Авиационно-космические материалы и технологии. Запорожье: ОАО «Мотор Сич», 2009. 383 с.].
3. Leyens C., Peters M., Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, GmbH, 2003. 513 p.
4. Illarionov A.G., Popov A.A. Technological and operational properties of titanium alloys. Yekaterinburg: Ural University Press, 2014. 137 p. (In Russian) [Илларионов А.Г., Попов А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов. Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. 137 с.].
5. Boyer R., Welsch G., Collings E. W. Materials properties handbook: Titanium alloys. Materials Park (Ohio): ASM International, 1994. 1176 p.
6. Pavlova T.V., Kashapov O.S., Nochovnaya N.A. Titanium alloys for gas turbine engines // All Materials. Encyclopedic Reference Guide. 5, 8–14 (2012). (In Russian) [Павлова Т.В., Кашапов О.С., Ночовная Н.А. Титановые сплавы для газотурбинных двигателей // Все материалы. Энциклопедический справочник. 5, 8–14 (2012)].
7. Kablov E.N. Modern titanium alloys and problems of their development. Moscow: VIAM, 2010. 106 p. (In Russian) [Каблов Е.Н. Современные титановые сплавы и проблемы их развития. М.: ВИАМ, 2010. 106 с.].
8. Shiryaev A. A., Nochovnaya N. A. Modern trends in thermal and thermomechanical processing of titanium pseudo- β -alloys // Trudy VIAM. 8(126), 35–49 (2023). (In Russian) [Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Современные тенденции в области технологий термической и термомеханической обработки титановых псевдо- β -сплавов // Труды ВИАМ. 8(126), 35–49 (2023)]. DOI: <https://doi.org/10.18577/2307-6046-2023-0-8-35-51>.
9. Hu Z., Zhou X., Liu H., Yi D. The formation of microtextured region during thermo-mechanical processing in a near- β titanium alloy Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe // Journal of Alloys and Compounds. 853, 156964 (2021). DOI: <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2020.156964>.
10. Sauer C., Luetjering G. Thermo-mechanical processing of high strength β -titanium alloys and effects on microstructure and properties // Journal of Materials Processing Technology. 117, 311–317 (2001). DOI: [https://doi.org/10.1016/S0924-0136\(01\)00788-9](https://doi.org/10.1016/S0924-0136(01)00788-9).
11. Yashin M.S., Kapitanenko D.V. Study of the structure and properties of the VT3-1 alloy as applied to the technology of producing stampings of disks and blades // Trudy VIAM. 8(126), 52–63 (2023). (In Russian) [Яшин М.С., Капитаненко Д.В. Исследование структуры и свойств сплава ВТ3-1 применительно к технологии получения штамповок дисков и лопаток // Труды ВИАМ. 8(126), 52–63 (2023)].
12. Semenova I.P., Modina Yu.M., Stotskiy A.G., et al. Fatigue properties of Ti alloys with an ultrafine grained structure: challenges and achievements // Metals. 12, 312 (2022). DOI: <https://doi.org/10.3390/met12020312>.
13. Semenova I.P., Polyakov A.V., Pesin M.V., et al. Strength and fatigue life at 625 K of the ultrafine-grained Ti-6Al-4V alloy produced by equal-channel angular pressing // Metals. 12(8), 1345 (2022). DOI: <https://doi.org/10.3390/met12081345>.
14. Valiev R.Z., Zhilyaev A.P., Langdon T.G. Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. New Jersey: John Wiley & Sons, 2014. 435 p.
15. Cavaliere P. Fatigue and fracture of nanostructured materials. Cham: Springer Cham, 2021. 425 p. DOI: <https://doi.org/10.1007/978-3-030-58088-9>.
16. Estrin Y., Vinogradov A. Fatigue behaviour of light alloys with ultrafine grain structure produced by severe plastic deformation: An overview // International Journal of Fatigue. 32(6), 898–907 (2010). DOI: <https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2009.06.022>.
17. Zherebtsov S., Salishchev G. Production, properties and application of ultrafine-grained titanium alloys // MSF. 838–839, 294–301 (2016). DOI: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/MSF.838-839.294>.
18. Modina I.M., Dyakonov G.S., Polyakov A.V., et al. Effect of texture on the ductile-brittle transition range and fracture mechanisms of the ultrafine-grained two-phase Ti-6Al-4V titanium alloy // Metals. 14, 36 (2023). <https://doi.org/10.3390/met14010036>.
19. Semenova I.P. Formation of ultrafine-grained structures and improved mechanical properties in low-alloy titanium alloys by combined methods of severe plastic deformation: Abstract of PhD thesis. Ufa, 2011, 40 p. (In Russian) [Семенова И.П. Формирование ультрамелкозернистых структур и повышенных механических свойств в малолегированных титановых сплавах комбинированными методами интенсивной пластической деформации: автореф. дис. докт. тех. наук: 05.16.01. Уфа., 2011, 40 с.].
20. Zherebtsov S.V. Structural changes during large plastic deformation and development of methods for obtaining ultrafine-grained structure in semi-finished products from titanium-based alloys: Abstract of PhD thesis. Ekaterinburg, 2013, 43 p. (In Russian) [Жеребцов С.В. Структурные изменения в ходе

большой пластической деформации и развитие методов получения ультрамелкозернистой структуры в полуфабрикатах из сплавов на основе титана: автореф. дис. докт. тех. наук: 05.16.01. Екатеринбург, 2013, 43 с.].

21. Moiseyev V. N. Titanium alloys in Russia. Boca Raton: Taylor & Francis Group, 2006. 206 p.

22. Roy S., Madhavan R., Suwas S. Crystallographic texture and microstructure evolution during hot

compression of Ti–6Al–4V–0.1B alloy in the ($\alpha + \beta$)-regime // *Philosophical Magazine*. 94(4), 358–380 (2014). DOI: <https://doi.org/10.1080/14786435.2013.853141>.

23. Lim S.C.V., Yang K.V., Yang Y., et al. Tracking microstructure, texture and boundary misorientation evolution of hot deformed and post-deformation annealed Ti–6Al–4V alloy // *Materials Science and Engineering: A*. 651, 524–534 (2016). <http://dx.doi.org/10.1016/j.msea.2015.09.060>.