

Гладковский С.В., Веселова В.Е., Пацелов А.М., Хотинов В.А. Влияние деформационной стабильности β -фазы в титановом сплаве BT23 на фазовый состав, структуру и механические свойства при растяжении и ударном изгибе // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 26–33. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.03

Gladkovsky S.V., Veselova V.E., Patselov A.M., Khotinov V.A. The influence of deformation stability of β -phase in titanium alloy BT23 on the phase composition, microstructure and mechanical properties after tension test and impact test. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 26–33. DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.03

ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение
Т. 21, № 4, 2019
Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

DOI: 10.15593/2224-9877/2019.4.03

УДК 669-1; 620.178.7; 620.172

С.В. Гладковский¹, В.Е. Веселова¹, А.М. Пацелов², В.А. Хотинов³

¹ Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

² Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург, Россия

³ Уральский федеральный университет им. первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург, Россия

**ВЛИЯНИЕ ДЕФОРМАЦИОННОЙ СТАБИЛЬНОСТИ β -ФАЗЫ В ТИТАНОВОМ СПЛАВЕ BT23
НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ПРИ РАСТЯЖЕНИИ И УДАРНОМ ИЗГИБЕ**

В качестве объекта исследования в данной работе использовали двухфазный ($\alpha + \beta$)-титановый сплав BT23 в состоянии поставки. Была проведена предварительная термическая обработка образцов при разных значениях температуры, включающая в себя отжиг, закалку при различных значениях температуры и последующее охлаждение в воде, с целью получения различной стабильности β -фазы. Методами оптической микроскопии, рентгенофазового анализа, механических испытаний изучена структура, фазовый состав и механические свойства образцов двухфазного титанового сплава BT23 с различной стабильностью β -фазы. Определены параметры кубической решетки β -фазы после различных режимов термической обработки, установлена зависимость периода решетки от температуры закалки из-за изменения системы легирования. Результаты проведенных при комнатной температуре испытаний образцов данного сплава на одноосное растяжение и ударный изгиб показали, что повышение температуры закалки с 800 до 860 °С приводит к росту характеристик прочности, пластичности, ударной вязкости и работы распространения трещины. Методами инструментированных ударных испытаний показано влияние повышения температуры закалки на вид диаграммы нагружения и характеристики значений ударной вязкости. Фрактрографическое исследование поверхности изломов образцов сплава BT23 после ударных испытаний показало, что наблюдаемое изменение вида диаграмм нагружения хорошо согласуется со сменой механизма разрушения и, в частности, с устранением межзеренного строения излома ударных образцов после повышения температуры закалки до 860 °С, способствующего дестабилизации β -фазы по отношению к деформационному мартенситному превращению. Установлено, что рост трещины в образцах с метастабильной β -фазой происходит по границам мартенситных пластин и их пачек.

Ключевые слова: титановый сплав, фазовый состав, прочность, пластичность, ударная вязкость, работа распространения трещины, параметры решетки, деформационно-индуцированный мартенсит, строение излома, метастабильные фазы.

S.V. Gladkovsky^{1,3}, V.E. Veselova¹, A.M. Patselov², V.A. Khotinov³

¹ The Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russian Federation

² Institute of Metal Physics named after M.N. Miheev of the Ural Branch of RAS, Ekaterinburg, Russian Federation

³ Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Eltsin, Ekaterinburg, Russian Federation

**THE INFLUENCE OF DEFORMATION STABILITY OF β -PHASE IN TITANIUM ALLOY BT23
ON THE PHASE COMPOSITION, MICROSTRUCTURE AND MECHANICAL PROPERTIES
AFTER TENSION TEST AND IMPACT TEST**

As the object of study in this work, we used the two-phase ($\alpha + \beta$)-titanium alloy VT23 in the delivery state. A preliminary heat treatment of the samples was carried out at different temperatures, including annealing, quenching at various temperatures, and subsequent cooling in water in order to obtain different stability of the β -phase. Using the methods of optical microscopy, X-ray phase analysis and mechanical tests, microstructure, phase composition and mechanical properties of samples of the VT23 two-phase titanium alloy with different β -phase stability were studied. The parameters of the cubic lattice of the β phase after various heat treatment modes are determined, the dependence of the lattice

period on the quenching temperature due to the change in alloying system is established. The results of uniaxial tensile and impact bending tests of samples of this alloy at room temperature showed that an increase in quenching temperature from 800 to 860 °C gives a rise in strength, ductility, impact strength and crack propagation characteristics. Methods of instrumental impact tests revealed the effect of quenching temperature increasing on the type of loading diagram and characteristics of impact strength. A fractographic study of the fracture surface of VT23 alloy specimens after impact tests showed that the observed change in the type of loading diagrams is in good agreement with the change in the fracture mechanism and, in particular, with the elimination of intergranular structure on impact specimens fracture surface after increasing the quenching temperature to 860 °C, which contributes to the destabilization of the β phase in relation to stress-induced martensitic transformation. It was found that crack growth in samples with a metastable β -phase occurs along the boundaries of martensitic plates and their packs.

Keywords: titanium alloy, phase composition, strength, ductility, impact strength, crack propagation energy, lattice parameters, stress-strain induced martensite, fracture surface, metastable phases.

Явление деформационной метастабильности впервые было описано Е. Шайлем в аустенитных сталях на Fe–Cr–Ni-основе [1]. Позднее в работах многих авторов было показано [2–5], что образование мартенсита напряжения (stress-assisted) и мартенсита деформации (strain-induced) в широкой группе сталей и сплавов различных систем легирования может способствовать проявлению аномальных эффектов механического поведения (релаксации напряжений, эффекты памяти формы (ЭПФ) и прерывистой текучести, аномалии на температурных зависимостях относительного удлинения и статической трещиностойкости) и улучшению ряда физико-механических и служебных свойств (сопротивление изнашиванию и кавитационная стойкость) изделий и конструкций из деформационно-метастабильных материалов. Вызванные холодной пластической деформацией мартенситные превращения в титановых сплавах с двухфазной ($\alpha + \beta$)-структурой (VT23, VT33, VT16 и др.) и их влияние на механические характеристики подробно изучены в работах [6–11].

К механическим аномалиям, проявляющимся в метастабильных титановых сплавах, можно отнести снижение условного предела текучести при понижении температуры испытаний, а также ЭПФ, связанный с развитием при нагреве и охлаждении обратимых мартенситных превращений. В общем случае мартенситные превращения при деформации двухфазных титановых сплавов могут иметь несколько последовательных стадий ($\beta \rightarrow \tau \rightarrow \alpha'' \rightarrow \alpha'$), реализация которых зависит от степени пластической деформации и температуры нагрева под закалку. Характеристики сопротивления хрупкому разрушению титановых сплавов и, в частности, сплавов с двухфазной ($\alpha + \beta$)-структурой изучены достаточно подробно [12–15], однако данные о влиянии деформационных мартенситных превращений на характеристики сопротивления разрушению этих материалов в литературе отсутствуют. В связи с этим в настоящей работе на примере титанового сплава VT23 было изучено влияние стабильности β -фазы по отношению к образованию деформационного α'' -мартенсита, регулируемой изменением температуры закалки. Известно [7], что после закалки от температуры 800 °C и ниже образование α'' -мартенсита деформации в сплавах

этого типа не происходит, а наблюдается лишь незначительное уширение дифракционных линий механически стабильной β -фазы. Закалка от более высокой температуры (860 °C) приводит к формированию метастабильной ($\alpha + \alpha'' + \beta_{\text{ост}}$)-структуры, а с ростом степени последующей холодной деформации в сплаве VT23 возможно развитие двух типов мартенситных превращений ($\beta \rightarrow \alpha''$ и $\alpha'' \rightarrow \alpha'$).

Химический состав изученного сплава VT23 соответствовал ОСТ 1-90013–81: 0,4–0,8 Fe, 0,8–1,4 Cr, 1,5–2,5 Mo, 4–5 V, 84–89,3 Ti (мас. %). Заготовки из титанового сплава подвергли отжигу при температуре 750 °C с последующим охлаждением на воздухе. Затем заготовки нагревались до значений температуры 800 и 860 °C и закалывались в воду.

Металлографические исследования проводились на встроенном в микротвердомер Shumadzu HNV-G21DT оптическом микроскопе после травления в реактиве 20 мл HF + 20 мл HNO₃ + 60 мл воды погружением на 15 с. Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на дифрактометре ДРОН-3, в медном $K\alpha$ -излучении, в диапазоне углов 25°–100° с шагом 0,05° при комнатной температуре для определения фазового состава образцов после закалки от значений температуры 800 и 860 °C.

Индексирование рентгенограмм проведено с помощью квадратичных форм по формуле (1) из работы [16] – соотношение между $\sin^2\theta_{(hkl)}$, длиной волны рентгеновского излучения λ , периодами решетки a, b, c и индексами h, k, l :

для кубической системы (β -фаза)

$$\sin^2 \theta = \frac{\lambda^2}{4a^2} (h^2 + k^2 + l^2).$$

Погрешность рассчитана по формуле

$$\Delta a = \sqrt{\sum_{i=1}^n \frac{(a_i - a_0)^2}{n(n-1)}},$$

где n – число рефлексов, i – номер линии, $\Delta a = 0,000\,953$ нм.

Расчет параметров решетки после закалки от 800 °C для β -фазы проводился по линиям (110), (200), (211). После закалки от температуры 860 °C – по линиям (220), (310).

Для испытаний на растяжение использовали плоские пропорциональные образцы типа III тол-

щиной 5 мм в соответствии с требованиями ГОСТ 1497–84. Испытания на одноосное растяжение проводили при комнатной температуре на сервогидравлической универсальной испытательной машине INSTRON 8801 при скорости перемещения подвижного захвата 1 мм/мин. Испытания на ударный изгиб проводили при 20 °С на стандартных образцах с V-образным надрезом тип 11 по ГОСТ 9454 с использованием инструментированного копра вертикального удара Instron CEAST 9350, обеспечивающего запись диаграмм ударного нагружения в координатах «нагрузка – перемещение». Разделение общей работы разрушения (A) при ударных испытаниях на составляющие ударной вязкости: работу зарождения (A_3) и работу распространения трещины (A_p) – было выполнено на основе изучения экспериментальных диаграмм ударного нагружения в соответствии с рекомендациями ГОСТ 22848–77. Значения механических характеристик усреднялись по результатам испытаний не менее 3 идентичных образцов. Разброс экспериментальных данных не превышал 5%. Фрактографический анализ строения изломов ударных образцов проводился с использованием сканирующего электронного микроскопа Tescan VEGA II XMU с детектором EDX при ускоряющем напряжении 15 кВ. При проведении исследований использовалось оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Согласно приведенным дифрактограммам рис. 1, при закалке от 800 °С в сплаве наряду с α -фазой фиксируется мартенситная α'' -фаза. С повышением температуры закалки до 860 °С интенсивность пиков α -фазы уменьшается, а α'' -фаз увеличивается.

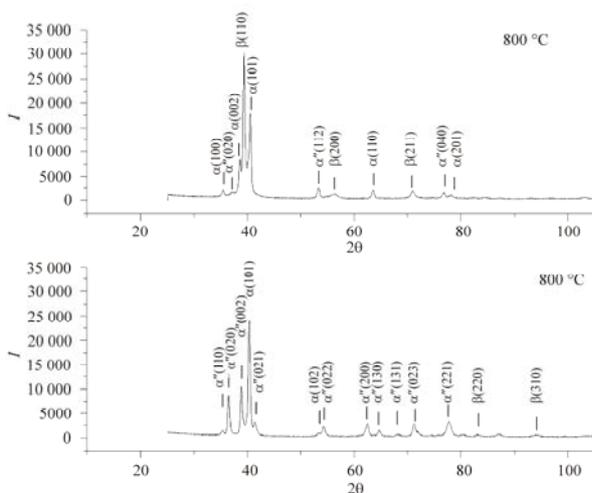


Рис. 1. Участки дифрактограмм сплава VT23 после закалки от значений температуры 800 и 860 °С

Согласно анализу участков дифрактограмм сплава VT23 (см. рис. 1) и результатов работ [10, 17],

изменение фазового состава сплава с повышением температуры закалки соответствует данным, представленным в табл. 1.

Таблица 1

Фазовый состав и параметры решетки сплава VT23

Температура закалки, °С	Фазовый состав	Параметр решетки β -фазы a , нм
800	$\alpha + \beta + (\alpha'')$	0,321
860	$\alpha + \alpha'' + (\beta_m)$	0,328

Из приведенных в табл. 1 параметров решетки видно, что период решетки β -фазы a увеличивается с повышением температуры закалки.

Известно [17], что в стабильном состоянии β -фаза имеет период решетки 0,321 нм. При закалке от 860 °С в сплаве фиксируется некоторое количество метастабильной β_m -фазы с увеличенным параметром ячейки ($a = 0,328$, см. табл. 1). Известно, что в твердых растворах замещения период решетки может уменьшаться или увеличиваться в зависимости от размера растворенного компонента. Радиус атомов ванадия и молибдена, являющихся β -стабилизаторами, составляет 134 и 139 пм соответственно, что меньше радиуса атома титана, равного 147 пм. При повышении температуры закалки в результате активизации диффузионных процессов происходит обеднение β -фазы β -стабилизаторами (Mo, V), в результате чего параметр решетки увеличивается и β -фаза приобретает деформационно-метастабильное состояние.

Металлографический анализ закаленных образцов подтвердил, что в структуре исследованного сплава после закалки от 800 °С присутствует три фазы: мартенситная α'' , первичные β - и α -фазы. При этом первичная α -фаза находится в виде оставшегося от отожженного состояния участков так называемого корзиночного плетения и участков сетки вокруг первичных β -зерен, α -фаза имеет пластинчатую форму, причем размер пластин различается (рис. 2, а).

После закалки от температуры 860 °С в структуре сплава также присутствуют мартенситная α'' -фаза, метастабильная β_m -фаза и остаточная первичная α -фаза, однако структура становится практически равномерной, размер β -зерна увеличивается, объемная доля первичной α -фазы уменьшается, а пластины мартенсита становятся крупнее (рис. 2, б).

Согласно результатам испытаний на растяжение, приведенным в табл. 2, повышение температуры закалки с 800 до 860 °С приводит к заметному снижению условного предела текучести с 925 до 795 МПа при некотором увеличении временного сопротивления разрыву с 995 до 1025 МПа.

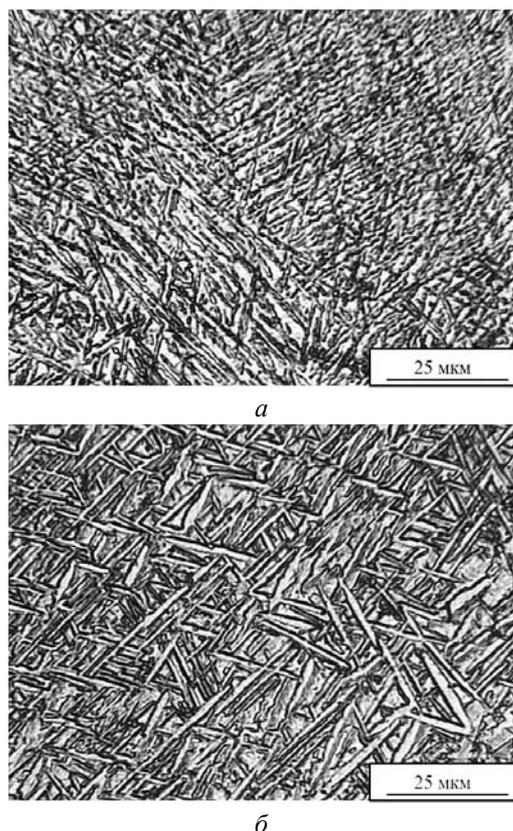


Рис. 2. Микроструктура образцов ВТ23 после закалки от 800 (а) и 860 (б) °С

Таблица 2

Механические свойства сплава ВТ23 при комнатной температуре испытаний

Температура закалки, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
800	925	995	13	18
860	795	1025	18	23

Уменьшение сопротивления пластической деформации сплава после закалки от более высокой температуры 860 °С можно связать с деформационным распадом β -фазы при достижении напряжения, соответствующего началу деформационного мартенситного превращения (триггерного напряжения) [18–20]. Переход к метастабильному состоянию сплава в результате повышения температуры закалки до 860 °С приводит к увеличению различия между значениями $\sigma_{0,2}$ и σ_B , что указывает на повышение интенсивности деформационного упрочнения. Повышение температуры закалки способствует также росту относительного удлинения и сужения титанового сплава на 38 %.

По данным инструментированных ударных испытаний образцов из сплава ВТ23, представленным на рис. 3 и в табл. 3, повышение температуры закалки от 800 до 860 °С существенно меняет как

вид диаграмм ударного нагружения, так и значения характеристик ударной вязкости.

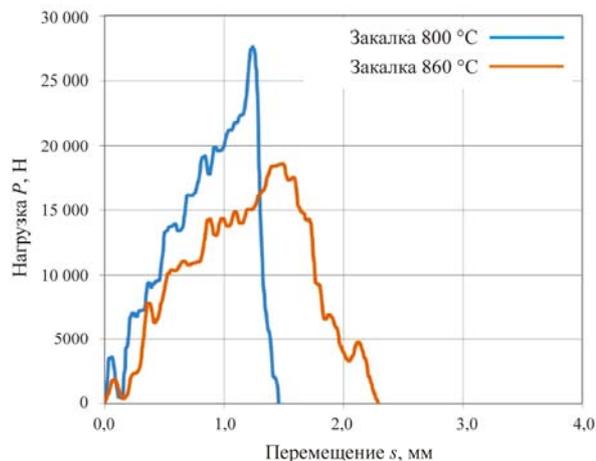


Рис. 3. Диаграммы ударного нагружения закаленного сплава ВТ23 в координатах «нагрузка – перемещение»

В метастабильном состоянии после закалки от 860 °С диаграмма «нагрузка – перемещение» характеризуется плавным снижением величины P после достижения ее максимума, что указывает на вязкий характер распространения трещины. Напротив, после закалки от 800 °С нагрузка при ударных испытаниях падает резко в результате хрупкого проскока трещины [21, 22].

Дестабилизация β -фазы по отношению к деформационному мартенситному превращению в результате повышения температуры закалки от 800 до 860 °С приводит к повышению значений ударной вязкости (KCV) на 16 % и особенно – определяющей запас конструкционной прочности материалов работы распространения трещины (A_p) на 146 %.

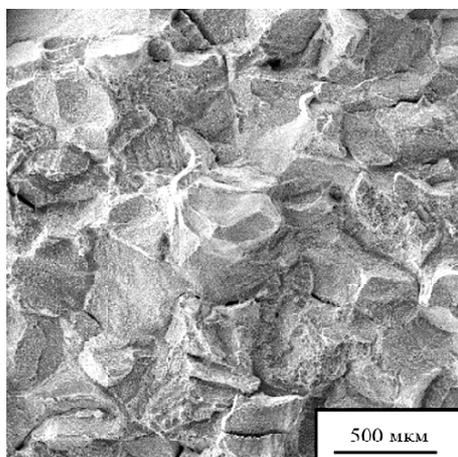
Таблица 3

Характеристики ударной вязкости сплава ВТ23

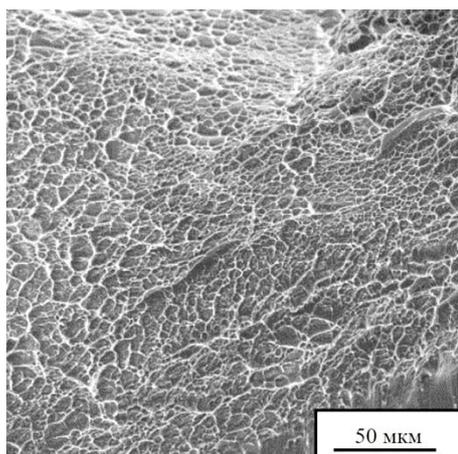
Температура закалки, °С	KCV, кДж/м ²	A_z , Дж	A_p , Дж
800	238	16,3	2,8
860	276	15,3	6,8

Излом ударного образца после закалки от 800 °С имеет межкристаллитный вид (рис. 4). Разрушение произошло по межфазным границам. При этом трещина развивалась, меняя свою ориентацию от зерна к зерну (см. рис. 4, а). Размер фасеток соответствует размеру β -зерна, выявленного оптической микроскопией. Поверхность фасеток представляет собой неглубокие вязкие ямки (см. рис. 4, б), что свидетельствует о развитии процесса разрушения путем образования и слияния микропор [23].

В изломе образца, закаленного от температуры 800 °С, присутствуют небольшие участки внутризеренного разрушения (см. рис. 4, а). Очевидно, что в данном случае β -фаза является механически стабильной и при разрушении образца не происходит деформационного мартенситного превращения.



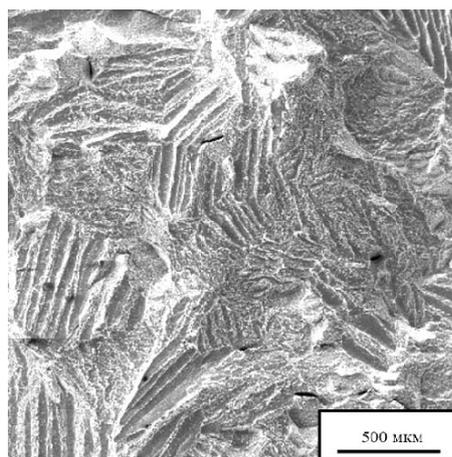
а



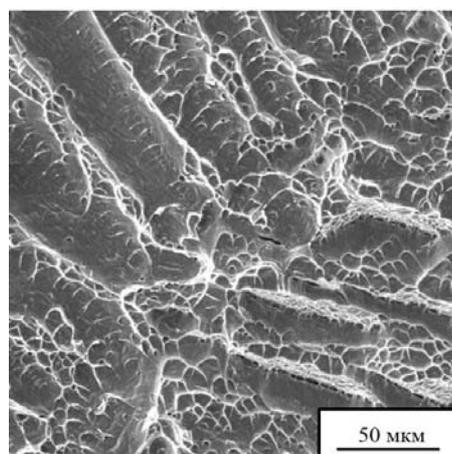
б

Рис. 4. Микрофрактограммы сплава VT23 после ударных испытаний, закалка 800 °С

Излом образца после закалки от 860 °С соответствует внутризеренному типу и представляет собой чередование полос вязких с равноосными ямками размером около 5 мкм и бесструктурных площадок. Наблюдаемое строение излома связано с реализацией процесса разрушения образца по границам мартенситных пластин и их пачек вследствие механической нестабильности β -фазы, приобретенной в результате закалки сплава от температуры 860 °С. Данная фаза при механических испытаниях претерпевает мартенситное $\beta_m \rightarrow \alpha''$ -превращение, которое сопровождается релаксацией напряжений в вершине развивающейся трещины [24, 25].



а



б

Рис. 5. Микрофрактограммы сплава VT23 после ударных испытаний, закалка 860 °С

На основании проведенных исследований образцов двухфазного ($\alpha + \beta$)-титанового сплава VT23 установлено, что с повышением температуры закалки от 800 до 860 °С изменяется интенсивность дифракционных линий исходной α -фазы, увеличивается количество мартенситной α'' -фазы, происходит укрупнение β -зерна. При повышении температуры закалки β -фаза не успевает достигнуть стабильного состояния, в результате чего фиксируется метастабильная β_m -фаза с увеличенным параметром ячейки $a = 0,328$ нм, обедненная β -стабилизаторами. При испытаниях на растяжение выявлено, что повышение температуры закалки от 800 до 860 °С приводит к заметному снижению условного предела текучести с 925 до 795 МПа при некотором увеличении временного сопротивления разрыву с 995 до 1025 МПа. Повышение температуры закалки способствует также росту относительного удлинения и сужения титанового сплава на 38 %. Показано, что дестабилизация β -фазы с повышением температуры закалки вызывает рост значения ударной вязкости (KCV) на 16 %, а также

работы по распространению трещины (A_p) на 146 %. Методом электронной фрактографии установлено, что ударные образцы после закалки от температуры 800 °С разрушаются по межкристаллитному типу. После закалки от 860 °С в образцах сплава VT23 реализуется внутризеренный процесс разрушения мартенситных пластин α'' -фазы и их пачек, образующихся в результате развития мартенситного превращения метастабильной β_M -фазы в пластической зоне в вершине концентратора напряжений. Проведенные исследования структуры и механических характеристик титанового сплава VT23 показали, что перевод β -фазы в деформационно-метастабильное состояние при повышении температуры закалки от 800 до 860° С позволяет повысить важнейшие механические свойства (прочность, пластичность, ударную вязкость, работу распространения трещины), а также способствует смене типа излома при испытаниях на ударный изгиб от межзеренного к внутризеренному, развивающегося по границам пластин и пачек деформационно-индуцированного α'' -мартенсита.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4. Механические испытания, электронная сканирующая и оптическая микроскопия выполнены в ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Список литературы

1. Scheil E.Z. Anorg. Un Allg. Chem. – 1932. – Vol. 07, no. 1. – P. 21–31.
2. Филиппов М.А., Литвинов В.С., Немировский Ю.Р. Стали с метастабильным аустенитом. – М.: Metallurgia, 1988. – 256 с.
3. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей / УрО РАН. – Екатеринбург, 2013. – 720 с.
4. Tamura I. Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels // Metal Sci. – 1982. – Vol. 16. – P. 245–253.
5. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti–10V–2Fe–3Al / T.W. Duerig, J. Albrecht, D. Richter and P. Fischer // Acta Metal. – 1982. – P. 2161–2172.
6. Tuning the stress induced martensitic formation in titanium alloys by alloy design / C. Li, J.H. Chen, X. Wu, W. Wang, S. van der Zwaag // J. Mater Sci. – 2012. – Vol. 47. – P. 4093–4100. DOI: 10.1007/s10853-012-6263-z
7. Дьякова М.А., Львова Е.А., Черемных В.Г. Фазовые превращения, происходящие под действием пластической деформации в титановых сплавах // Термическая и химико-термическая обработка сталей и титановых сплавов: межвуз. сб. науч. тр. – Пермь, 1987. – С. 73–80.
8. Влияние деформации на фазовые и структурные превращения в титановом сплаве VT23 / О.М. Ивасишин, В.В. Мартынов, А.В. Теруков [и др.] // ФММ. – 1994. – Т. 77, вып. 5. – С. 83–88.
9. Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Матыцин А.В. Эффекты запоминая формы (ЭЗФ) в сплавах на основе титана // Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов: тез. докл. XV Урал. шк. металлургов-термистов. – Екатеринбург, 2000. – С. 241.
10. Зависимости изменения периодов орторомбической решетки мартенсита в титановом сплаве VT23 / С.Л. Демаков, Я.А. Семкина, С.И. Степанов, Е.Н. Попова // XVII Междунар. науч.-техн. Урал. шк.-семинара металлургов – молодых ученых, г. Екатеринбург, 5–9 декабря 2016. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2016. – Ч. 1. – С. 219–223.
11. Transformation induced crack deflection in a metastable titanium alloy and implications on transformation toughening / M. Song, S.Y. He, K. Du, Z.Y. Huang, T.T. Yao, Y.L. Hao, S.J. Li, R. Yang, H.Q. Ye // Acta Materialia. – 2016. – P. 120–128.
12. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы: состав, структура, свойства: справ. / ВИЛС-МАТИ. – М., 2009. – 519 с.
13. Микляев П.Г., Нешпор Г.С., Кудряшов В.Г. Кинетика разрушения. – М.: Metallurgia, 1979. – 279 с.
14. Дроздовский Б.А., Проходцева Л.В., Новосильцева Н.И. Трещиностойкость титановых сплавов. – М.: Metallurgia, 1983. – 192 с.
15. Томсинский В.С. Упрочняющая термическая обработка некоторых титановых сплавов // Прогрессивная технология обработки стали и титановых сплавов: межвуз. сб. науч. тр. – Пермь, 1983. – С. 90–99.
16. Миркин Л.И. Рентгеноструктурный контроль машиностроительных материалов: справ. – М.: Машиностроение, 1979. – 134 с.
17. Хорев А.И. Теория легирования и термической обработки конструкционных ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов высокой и сверхвысокой прочности // Вестник машиностроения. – 2010. – № 7. – С. 32–39.
18. Trigger stress for stress-induced martensitic transformation during tensile deformation in ti-al-nb alloys: effect of grain size / Archana Paradkar, S.V. Kamat, A.K. Gogia, B.P. Kashyap // The Minerals, Met. & Materials Soc. and ASM Int. – 2008. – P. 551–558.
19. The effect of microalloying with chromium, hafnium and yttrium on the structure and mechanical properties of the structure and mechanical properties of the VT18U high-temperature titanium alloy / A.G. Illarionov, A.A. Popov, S.M. Illarionova, D.V. Gadeev, O.A. Elkina // Diagnostics, Resource and Mech. of Materials and Struct. – 2017. – Iss. 3. – P. 15–22.
20. Archana Paradkar, Kamat S.V. The effect of strain rate on trigger stress for stress-induced martensitic transformation and yield strength in Ti–18Al–8Nb alloy // J. of Alloys and Comp. – 2010. – P. 178–182.
21. Ботвина Л.П. Разрушение: кинетика, механизмы, общие закономерности. – М.: Наука, 2008. – 334 с.
22. Terlinde G.T., Duerig T.W., Williams J.C. Microstructure and fracture toughness of the aged β -Ti alloy Ti–10V–2Fe–3Al // Metallurgical Transact. A. – 1983. – Vol. 14, iss. 10. – P. 2101–2115.

23. Фрактография и атлас фрактограмм: пер. с англ. / под ред. Дж. Феллоуза. – М.: Металлургия, 1982. – 489 с.

24. Хорев А.И. Титановые сплавы для авиакосмической техники и перспективы их развития // Авиационные материалы и технологии. Вып. Перспективные алюминиевые, магниевые и титановые сплавы для авиакосмической техники / ВИАМ. – М., 2002. – Р. 11–32.

25. Duerig T.W., Terlinde G.T., Williams J.C. Phase transformations and tensile properties of Ti–10V–2Fe–3Al // Metall. Transact. A. – 1980. – Vol. 11, iss. 12. – P. 87–98.

References

1. Scheil E.Z. Anorg. Un Allg. Chem. 1932. Vol. 207. N 1. P. 21–31.

2. Filippov M.A., Litvinov V.S., Nemirovskii Iu.R. Stali s metastabil'nym austenitom [Steel with metastable austenite]. Moscow: Metallurgiya, 1988, 256 p.

3. Sagaradze V.V., Uvarov A.I. Uprochnenie i svoystva austenitnykh staley [Hardening and properties of austenitic steels]. Ekaterinburg: RIO UrO RAN, 2013, 720 p.

4. Tamura I. Deformation-induced martensitic transformation and transformation-induced plasticity in steels. *Metal Science*, 1982, vol. 16, pp. 245–253.

5. Duerig T. W., Albrecht J., Richter D., Fischer P. Formation and reversion of stress induced martensite in Ti–10V–2Fe–3Al. *Acta metal*, 1982, pp. 2161–2172.

6. Li C., Chen J. H., Wu X., Wang W., van der Zwaag S. Tuning the stress induced martensitic formation in titanium alloys by alloy design. *Journal Materials Science*, 2012, 47, pp. 4093–4100, DOI 10.1007/s10853-012-6263-z

7. D'iakova M.A., L'vova E.A., Cheremnykh V.G. Fazovye prevrashcheniia, proiskhodiashchie pod deistviem plasticheskoi deformatsii v titanovykh splavakh [Phase transformations occurring under the influence of plastic deformation in titanium alloys]. *V mezhvuz. sb. nauchn. tr. Termicheskaiia i khimiko-termicheskaiia obrabotka staley i titanovykh splavov*. Perm': PPI, 1987, pp. 73–80.

8. Ivasishin O.M., Martynov V.V., Terukov A.V. et al. Vliianie deformatsii na fazovye i strukturnye prevrashcheniia v titanovom splave VT23 [Influence of deformation on phase and structural transformations in BT23 titanium alloy]. *FMM*, 1994, vol. 77, iss.5, pp. 83–88.

9. Kollerov M.Iu., Il'in A.A., Matytsin A.V. Effekty zapominaia formy (EZF) v splavakh na osnove titana [Effects of remembering forms (EPP) in titanium-based alloys]. *Tez. dokl. XV Ural'skoi shkoly metallovedov-termistov «Aktual'nye problemy fizicheskogo metallovedeniia staley i splavov»*. Ekaterinburg, 2000, pp. 241.

10. Demakov S.L., Semkina Ia.A., Stepanov S.I., Popova E.N. Zavisimosti izmeneniia periodov ortorombicheskoi reshetki martensita v titanovom splave VT23 [Dependence of change of martensite orthorhombic lattice periods in BT23 titanium alloy]. *XVII mezhdunarodnaia nauchno-tekhnicheskaiia Ural'skaiia shkola-seminar metallovedov-molodykh uchennykh*. Ekaterinburg: Izdatel'stvo Ural'skogo universiteta, 2016, Ch. 1, pp. 219–223.

11. Song M., He S.Y., Du K., Huang Z.Y., Yao T.T., Hao Y.L., Li S.J., Yang R., Ye H.Q. Transformation induced crack deflection in a metastable titanium alloy and implications on transformation toughening. *Acta Materialia*, 2016, pp. 120–128.

12. Il'in A.A., Kolachev B. A., Pol'kin I. S. Titanovye splavy: sostav, struktura, svoystva: spravochnik [Titanium alloys: composition, structure, properties]. Moskva: VILS-MATI, 2009, 519 p.

13. Mikliaev P.G., Neshpor G.S., Kudriashov V.G. Kinetika razrusheniia [Kinetics of destruction]. Moscow: Metallurgiya, 1979, 279 p.

14. Drozdovskii B.A., Prokhodtseva L.V., Novosil'tseva N.I. Treshchinostoičnost' titanovykh splavov [Crack resistance of titanium alloys]. Moscow: Metallurgiya, 1983, 192 p.

15. Tomsinskii V.S. Uprochniaushchaia termicheskaiia obrabotka nekotorykh titanovykh splavov [Hardening heat treatment of some titanium alloys]. *Mezhvuz. sb. nauchn. tr. Progressivnaia tekhnologiia obrabotki stali i titanovykh splavov*, Perm', 1983, pp. 90–99.

16. Mirkin L.I. Rentgenostrukturnyi kontrol' mashinostroitel'nykh materialov: Spravochnik [X-ray structural control of machine-building materials]. Moscow: Mashinostroenie, 1979, 134 p.

17. Khorev A.I. Alloying and Heat Treatment of Structural ($\alpha + \beta$) Titanium Alloys of High and Superhigh Strength [Theory of alloying and heat treatment of structural ($\alpha + \beta$)-titanium alloys of high and ultrahigh strength]. *Russian Engineering Research*, 2010, vol. 30, no. 7, pp. 682–688.

18. Archana Paradkar, Kamat S.V., Gogia A.K., Kashyap B.P. Trigger stress for stress-induced martensitic transformation during tensile deformation in ti-al-nb alloys: effect of grain size. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International, 2008, pp. 551–558.

19. Illarionov A.G., Popov A.A., Illarionova S.M., Gadeev D.V., Elkina O.A. The effect of microalloying with chromium, hafnium and yttrium on the structure and mechanical properties of the structure and mechanical properties of the VT18U high-temperature titanium alloy. *Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures*, 2017, iss. 3, pp. 15–22.

20. Archana Paradkar, Kamat S.V. The effect of strain rate on trigger stress for stress-induced martensitic transformation and yield strength in Ti–18Al–8Nb alloy. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, pp. 178–182.

21. Botvina L.R. Razrushenie: Kinetika, mekhanizmy, obshchie zakonomernosti [Destruction: kinetics, mechanisms, general patterns]. Moscow: Nauka, 2008, 334 p.

22. Terlinde G.T., Duerig T.W., Williams J.C. Microstructure and Fracture Toughness of the Aged/3-Ti Alloy Ti–10V–2Fe–3Al. *Metallurgical Transactions A*, 1983, vol. 14, iss. 10, pp. 2101–2115.

23. Fraktografiia i atlas fraktogramm [Fractography and atlas of fractograms]. Ed. Dzh. Fellouza. Moscow: Metallurgiya, 1982, 489 p.

24. Khorev A.I. Fundamental'nye i prikladnye raboty po konstruksionnym titanovym splavam i perspektivnye napravleniia iz razvitiia [Titanium alloys for aerospace engineering and their development prospects]. *Trudy VIAM*, 2013, no. 2. St. 04 (viam-works.ru).

25. Duerig T.W., Terlinde G.T., Williams J.C. Phase Transformations and Tensile Properties of Ti–10V–2Fe–3Al. *Metallurgical Transactions A*, 1980, vol. 11, iss. 12, pp. 1987–1998.

Получено 18.07.19

Опубликовано 26.11.19

Сведения об авторах

Гладковский Сергей Викторович (Екатеринбург, Россия) – доктор технических наук, главный научный сотрудник, завлабораторией деформирования и разрушения Института машиностроения УрО РАН; e-mail: gsv@imach.uran.ru.

Веселова Валерия Евгеньевна (Екатеринбург, Россия) – инженер лаборатории деформирования и разрушения Института машиностроения УрО РАН; e-mail: veselova@imach.uran.ru.

Пацелов Александр Михайлович (Екатеринбург, Россия) – кандидат физико-математических наук, старший научный сотрудник лаборатории физики высоких давлений Института физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН; e-mail: patselov@imp.uran.ru.

Хотинов Владислав Альфредович (Екатеринбург, Россия) – кандидат технических наук, доцент, доцент кафедры термообработки и физики металлов Уральского федерального университета им. первого Президента России Б.Н. Ельцина; e-mail: v.a.khotinov@urfu.ru.

About the authors

Sergey V. Gladkovsky (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Chief Researcher, Head of the Laboratory of Deformation and Fracture, Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS; e-mail: gsv@imach.uran.ru.

Valeria E. Veselova (Ekaterinburg, Russian Federation) – Engineer, Laboratory of Deformation and Destruction, Institute of Engineering Science of the Ural Branch of RAS; e-mail: veselova@imach.uran.ru.

Alexander M. Patselov (Ekaterinburg, Russian Federation) – Ph.D. in Physical and Mathematical Sciences, Senior Researcher, High Pressure Physics Laboratory, Institute of Metal Physics named after M.N. Mikheev of the Ural Branch of RAS; e-mail: patselov@imp.uran.ru.

Vladislav A. Khotinov (Ekaterinburg, Russian Federation) – Ph.D. in Technical Sciences, Associate Professor, Department of Heat Treatment and Metal Physics, Ural Federal University named after the first President of Russia B.N. Eltsin; e-mail: v.a.khotinov@urfu.ru.