

Веселова В.Е., Гладковский С.В., Ковалев Н.И. Влияние режимов термической обработки на структуру и механические свойства метастабильного титанового сплава VT23 // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2021. – Т. 23, № 4. – С. 31–39. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04

Veselova V.E., Gladkovsky S.V., Kovalev N.I. Influence of heat treatment modes on the microstructure and mechanical properties of the metastable titanium alloy VT23. *Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science*, 2021, vol. 23, no. 4, pp. 31–39. DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04

---

**ВЕСТНИК ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение**  
**Т. 23, № 4, 2021**  
**Bulletin PNRPU. Mechanical engineering, materials science**  
<http://vestnik.pstu.ru/mm/about/inf/>

---

DOI: 10.15593/2224-9877/2021.4.04

УДК 669-1; 620.178.7; 620.172; 620.186.12

**В.Е. Веселова<sup>1</sup>, С.В. Гладковский<sup>1</sup>, Н.И. Ковалев<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Институт машиноведения УрО РАН, Екатеринбург, Россия

<sup>2</sup>Центральный аэрогидродинамический институт им. проф. Н.Е. Жуковского, Жуковский, Россия

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ  
СВОЙСТВА МЕТАСТАБИЛЬНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23**

В качестве объекта исследования в работе использовали двухфазный ( $\alpha + \beta$ )-титановый сплав VT23 в исходном состоянии после отжига при температуре 750 °С. Термическая обработка отожженных заготовок с целью регулирования стабильности  $\beta$ -фазы включала закалку от температур 800 и 860 °С. С целью повышения прочностных свойств проводилось дополнительное старение части образцов при температуре 500 °С. Методами рентгеноструктурного анализа, оптической и электронной микроскопии (EBSD-анализ) была изучена структура и проведен количественный фазовый анализ сплава после различных режимов термической обработки, выявлены особенности фазовых превращений при закалке и последующем старении. Приведены результаты механических испытаний при комнатной температуре образцов, обработанных по различным режимам, на одноосное растяжение и ударный изгиб. При испытании разрывных образцов, закаленных от температуры 860 °С, определено значение триггерного напряжения, необходимого для начала развития мартенситного превращения  $\beta_m \rightarrow \alpha$ , инициированного упругими напряжениями. Определена роль стабильности  $\beta$ -фазы в развитии фазовых и структурных превращений при старении сплава. Результаты механических испытаний показали, что повышение температуры закалки с 800 до 860 °С приводит к росту характеристик прочности, ударной вязкости. Показано, что последующее старение образцов, закаленных от температуры 800 °С и особенно от 860 °С, за счет выделения упрочняющих частиц  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -матрице вызывает существенный прирост прочностных свойств сплава VT23 при снижении значений относительного удлинения и ударной вязкости. Методом фрактографического анализа изучены особенности строения поверхности разрушения закаленных и состаренных образцов после испытаний на ударный изгиб.

**Ключевые слова:** титановый сплав, закалка, старение, фазовый состав, прочность, пластичность, ударная вязкость, строение излома, метастабильные фазы, микроструктура.

**V.E. Veselova<sup>1</sup>, S.V. Gladkovsky<sup>1</sup>, N.I. Kovalev<sup>2</sup>**

<sup>1</sup>Institute of Engineering Science, Ural Branch of the Russian Academy of Sciences,  
Ekaterinburg, Russian Federation

<sup>2</sup>The Central Aerohydrodynamic Institute named after N.E. Zhukovsky, Zhukovsky, Russian Federation

**INFLUENCE OF HEAT TREATMENT MODES ON THE MICROSTRUCTURE  
AND MECHANICAL PROPERTIES OF THE METASTABLE TITANIUM ALLOY VT23**

The two-phase ( $\alpha + \beta$ )-titanium alloy VT23 in the initial state after annealing at a temperature of 750 °C was used as the object of research. The heat treatment of annealed samples included quenching from temperatures of 800 and 860 °C in order to regulate the stability of the  $\beta$ -phase. In order to increase the strength properties, an additional aging of a part of the samples was carried out at a temperature of 500 °C. X-ray diffraction analysis, optical and electron microscopy (EBSD analysis) were used to study the structure and quantitative phase composition of the alloy after various heat treatment modes, and the features of phase transformations during quenching and subsequent aging were revealed. The results of mechanical tests at room temperature of samples processed according to various modes for uniaxial tension and impact bending are presented. When testing discontinuous samples hardened from a temperature of 860 °C, the value of the trigger stress necessary for the beginning of the development of the martensitic transformation  $\beta_m \rightarrow \alpha$ , initiated by tensile stresses, was determined. The role of  $\beta$ -phase stability in the development of phase and microstructural transformations during aging is determined. The morphology of the fracture surface of hardened and aged samples after impact bending tests was studied by the method of electronic fractography. The results of mechanical tests showed that an increase in the quenching temperature from 800 to 860 °C leads to an increase in the characteristics of strength and impact strength. The subsequent aging of samples hardened from a temperature of 800 °C and, especially, from 860 °C leads to the release of particulate of the  $\alpha$ -phase in the  $\beta$ -matrix, which causes a significant with a decrease in the values of elongation and impact strength.

**Keywords:** titanium alloy, quenching, aging, phase composition, strength, ductility, impact strength, fracture surface, metastable phases, microstructure.

Благодаря сочетанию высоких показателей удельной прочности сопротивления усталости, вязкости разрушения, коррозионно-механической стойкости, широкому температурному диапазону эксплуатации титановые сплавы находят все более широкое применение в авиационно-космической технике, судостроении, химическом машиностроении и медицине. К достоинствам данных материалов можно отнести пониженную массу изделий и конструкций и повышенную надежность работы в сложных эксплуатационных условиях. Так, титановые сплавы могут эффективно применяться для изготовления высоконагруженных деталей и узлов конструкций, в том числе для работы в условиях фрикционного и кавитационного воздействия [1–3]. Известно [3–5], что механические свойства титановых сплавов определяются содержанием легирующих элементов и их фазовым составом. При этом наиболее высокой прочностью, соизмеримой по уровню с легированными конструкционными сталями ( $\sigma_B = 1450 \dots 1600$  МПа), при удовлетворительных характеристиках пластичности обладают двухфазные ( $\alpha + \beta$ )-титановые сплавы [2, 6]. Отечественные сплавы данного структурного класса группы превосходят упрочняемые закалкой и старением ( $\alpha + \beta$ ) и  $\beta$  зарубежные титановые сплавы IMI318, IMI680, Бета III, ETimetal 21S ( $\sigma_B = 945 \dots 1390$  МПа) и содержат меньшее количество дорогостоящих легирующих элементов [7–9].

Установлено [10–12], что ряд титановых сплавов относится к метастабильным вследствие возможности распада  $\beta$ -фазы под напряжением или при нагреве. Индуцированное упругими напряжениями мартенситное  $\beta_M \rightarrow \alpha''$  способствует реализации в метастабильных титановых сплавах эффектов двойной текучести и сверхупругости [13, 14]. Одним из востребованных материалов в современном отечественном авиастроении является двухфазный ( $\alpha + \beta$ )-сплав мартенситного класса VT23, применяемый как в отожженном состоянии, так и после упрочняющей термической обработки (закалка с последующим старением) [15]. Согласно данным работы [16], соотношение фиксируемых метастабильных фаз  $\beta_M, \alpha''$  в значительной мере зависит от температуры нагрева под закалку, времени выдержки и скорости охлаждения. Изменение фазового состава сплава в зависимости от режима закалки, в свою очередь, оказывает существенное влияние на уровень механических свойств титановых сплавов при последующем старении. Ранние исследования двухфазных титановых сплавов выявили взаимосвязь между фазовым составом после закалки и механическими и физическими характеристиками [17, 18]. На уровень прочностных и пластических

свойств, кроме фазового состава, большое влияние оказывает количество и морфология выделяющихся при старении упрочняющих фаз и в первую очередь  $\alpha$ -фазы [19]. В работе [20] для двухфазных титановых сплавов была выявлена взаимосвязь между временным сопротивлением, относительным удлинением и сужением, а также такими параметрами структуры, как размер пластин  $\alpha$ -фазы и их колоний. Ранее авторами работы [21] установлено влияние регулируемой температурой закалки стабильности  $\beta$ -фазы индуцированного ( $\beta_M \rightarrow \alpha''$ )-превращения на механические характеристики двухфазного сплава VT23.

Учитывая сложный характер развития фазовых превращений в комплексно легированном сплаве VT23 в процессе термической обработки, можно предположить, что проведение последующего старения позволит существенно повысить его прочностные свойства до уровня требований современной авиакосмической техники при сохранении достаточной пластичности. В связи с этим целью настоящей работы было изучение качественного и количественного фазового состава и механических характеристик при испытаниях на растяжение и ударный изгиб, а также анализ микростроения поверхности изломов ударных образцов двухфазного ( $\alpha + \beta$ )-метастабильного титанового сплава после различных режимов закалки и упрочняющего старения.

В качестве материала исследований были использованы предварительно отожженные при температуре 750 °С прутки титанового сплава VT23 производства корпорации «ВСМПО-АВИСМА», химический состав которого, определенный с помощью рентгено-флуоресцентного спектрометра NITON XL 2 980 GOLDD (табл. 1), соответствовал ОСТ1-90013–81<sup>1</sup>.

Таблица 1

Химический состав сплава VT23

Ti	V	Al	Mo	Cr	Fe	Si	Zr
85,87	4,78	4,855	1,865	1,305	0,80	0,15	0,025

Заготовки нагревались до температур 800 и 860 °С в печи и закачивались в воду. Затем проводилось старение части образцов при температуре 500 °С в течение 8 ч.

Рентгенофазовый анализ образцов выполнен на дифрактометре ДРОН-3 в кобальтовом  $K\alpha$ -излучении в диапазоне углов 25°–100° с шагом 0,05, при комнатной температуре для определения фазового состава образцов после закалки и старения.

Металлографические исследования проводились на оптическом микроскопе НЕОРНОТ-21 по-

<sup>1</sup> ОСТ 1-90013–81. Сплавы титановые. Марки / ФГУП «ВИАМ». М., 2009. 7 с.

сле травления в реактиве «20 мл HF + 20 мл HNO<sub>3</sub> + 60 мл воды» погружением на 15 с.

Фрактографический и микрорентгеноспектральный анализ изломов и полированной поверхности образцов сплава проводился на растровом электронном микроскопе TESCAN VEGA II XMU при величине ускоряющего напряжения 15 и 30 кВ соответственно. Для получения картин дифракции обратно отраженных электронов (EBSD) использовался программный комплекс Aztec с приставкой Oxford NKLNordlysF+.

Прецизионные испытания на одноосное растяжение проводились при комнатной температуре на универсальной испытательной машине INSTRON 8801 на стандартных образцах диаметром 4 мм, тип IV, по ГОСТ 1497–84 с использованием экстензометра (датчика деформации), номер по каталогу 2620-601, фирмы INSTRON. Определение значения триггерного напряжения при испытаниях на растяжение образцов после закалки от 860 °С с метастабильной β-фазой проводилось по методике, описанной в работе [22]. Величина триггерного напряжения ( $\sigma_{\text{trigger}}$ ) определялась как точка пересечения касательной к кривой нагружения в упругой области на стадии I и касательной к кривой нагружения образца на стадии II, соответствующей развитию инициированного напряжением ( $\beta_m \rightarrow \alpha''$ )-мартенситного превращения (рис. 1). Испытания на ударный изгиб проводили при температуре 20 °С на стандартных образцах с V-образным надрезом, тип 11, по ГОСТ 9454 с использованием инструментированного маятникового копра Tinius Olsen IT542M. Значения механических характеристик усреднялись по результатам испытаний не менее трех идентичных образцов. Разброс экспериментальных данных не превышал 5 %.

При проведении исследований использовалось оборудование ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.

Согласно источнику [21], титановый сплав ВТ23 после закалки от температур 800 и 860 °С состоит из трех фаз: β-фаза с ОЦК-решеткой, α-фаза с ГЦК-решеткой и мартенситная α''-фаза с орторомбической решеткой. На дифрактограмме образцов после старения (рис. 2) зафиксированы также три фазы. В образце, предварительно закаленном от температуры 860 °С, интенсивность рефлексов α-фазы выше, чем у образца, закаленного от температуры 800 °С.

Сплав ВТ23 после отжига при температуре 750 °С имел (α + β)-структуру «корзиночного плетения» (рис. 3), типичную для отожженных двухфазных титановых сплавов [20]: пачки пластин α-фазы (белый цвет) расположены в β-матрице (чер-

ный цвет) под углом друг к другу, размер β-зерна – 200–500 мкм, толщина α-пластин составляет 1–3 мкм, длина 5–25 мкм

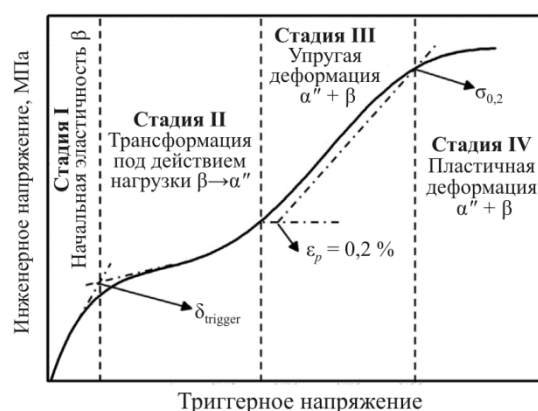


Рис. 1. Методика определения величины триггерного напряжения в метастабильных титановых сплавах [22]

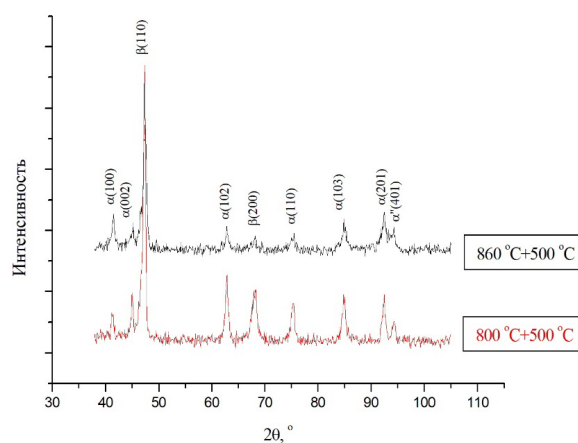


Рис. 2. Дифрактограммы образцов сплава ВТ23 после закалки от температур 800 и 860 °С и последующего старения

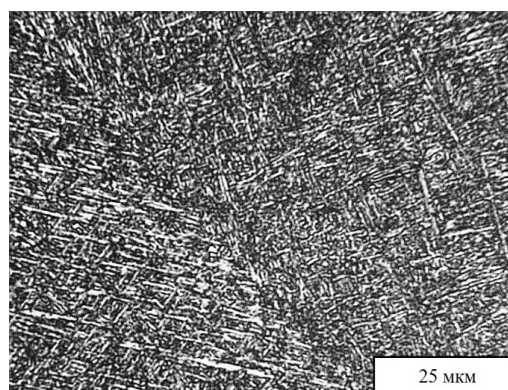


Рис. 3. Микроструктура сплава ВТ23 в состоянии поставки

По результатам проведенного металлографического анализа и данным работы [21] в структуре исследованного сплава ВТ23 после закалки от



800 °С присутствуют три фазы: мартенситная  $\alpha''$ -фаза,  $\beta$ -фаза и остаточная первичная  $\alpha$ -фаза (рис. 4, *а*). При этом первичная  $\alpha$ -фаза находится в виде оставшихся от отожженного состояния участков так называемого корзиночного плетения и участков сетки вокруг первичных  $\beta$ -зерен. Структура сплава после закалки от температуры 860 °С (рис. 4, *б*) содержит мартенситную  $\alpha''$ -фазу,  $\beta_m$ -фазу и остаточную первичную  $\alpha$ -фазу. После закалки и последующего старения структура сплава содержит матричную  $\beta$ -фазу и равномерно распределенные в ней глобулярные вытянутые частицы  $\alpha$ -фазы. При этом в состаренных образцах после

предварительной закалки от температуры 800 °С (рис. 4, *в*) ширина частиц  $\alpha$ -фазы составляет 1–2 мкм, длина 2–10 мкм. После закалки от более высокой температуры 860 °С (рис. 4, *г*) длина частиц не меняется, а ширина уменьшается в 2 раза, до 0,5–1 мкм.

Микрорентгеноспектральный анализ (рис. 5) подтвердил наличие в титановом сплаве ВТ23 трехфазного состава после закалки от температур 800 и 860 °С, а также старения. После старения при температуре 500 °С вытянутые частицы  $\alpha$ -фазы (см. рис. 4, *в, г*) на снимках разделены малоугловыми и высокоугловыми границами.

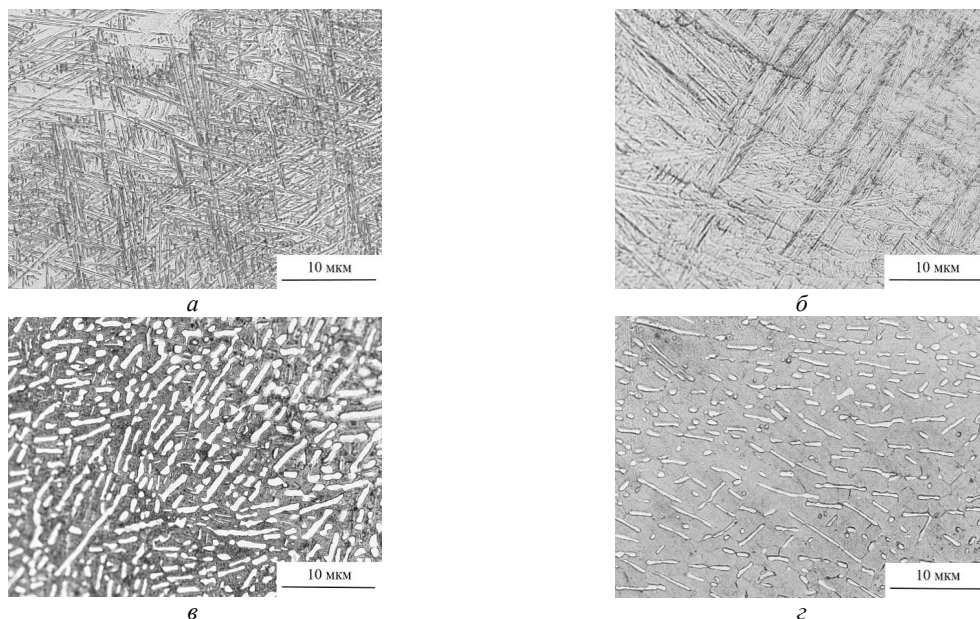


Рис. 4. Микроструктура сплава ВТ23: *а* – закалка 800 °С, *б* – закалка 860 °С, *в* – закалка 800 °С + старение 500 °С, *г* – закалка 860 °С + старение 500 °С

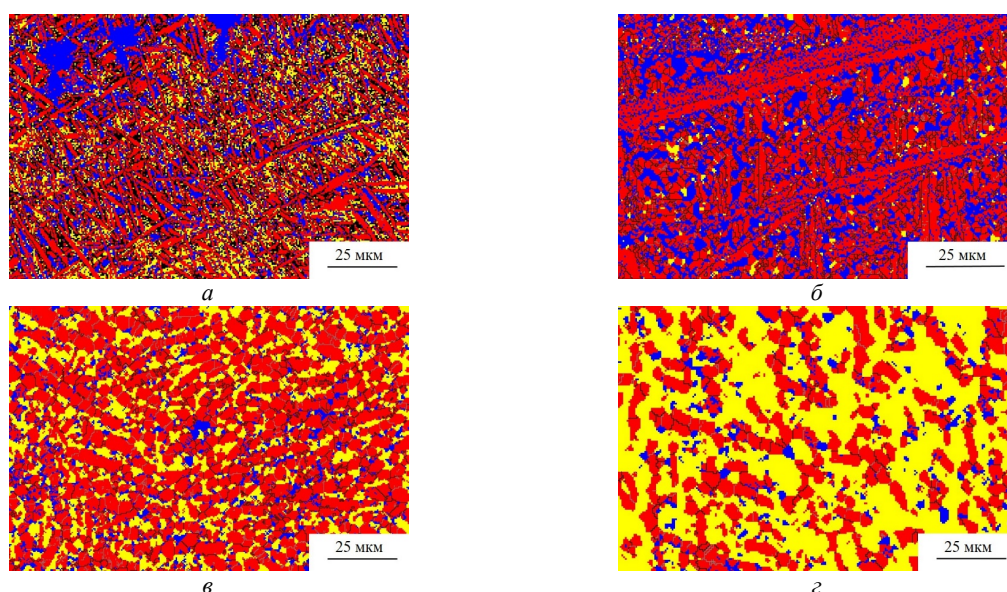


Рис. 5. EBSD-карты фаз сплава ВТ23 ( $\alpha$ -фаза – красный цвет,  $\beta$ -фаза – желтый цвет,  $\alpha''$ -фаза – синий цвет): *а* – закалка 800 °С, *б* – закалка 860 °С, *в* – закалка 800 °С + старение 500 °С, *г* – закалка 860 °С + старение 500 °С

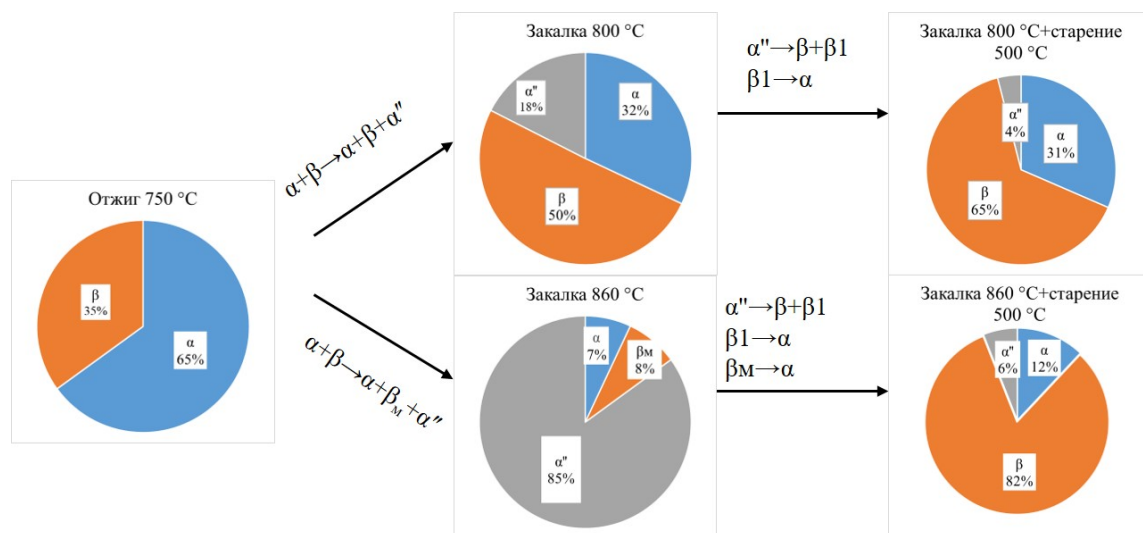


Рис. 6. Общая схема фазовых превращений при термической обработке сплава VT23

Таблица 2

Результаты испытаний на растяжение и ударный изгиб\*

$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	KCV, кДж/м <sup>2</sup>
Закалка от 800 °C / старение 500 °C			
870/1130	990/1150	17/5	190/150
Закалка от 860 °C / старение 500 °C			
970**/1410	1050/1575	11/1,5	220/35

Примечание:

\* В числителе приведены значения после закалки, а в знаменателе – после дополнительного старения.

\*\* Приведенное значение условного предела текучести было зафиксировано в сплаве VT23 после закалки от 860 °C, уже претерпевшем мартенситное ( $\beta_M \rightarrow \alpha''$ )-превращение при достижении триггерного напряжения, определенного по результатам прецизионных механических испытаний и соответствующего величине  $\sigma_{\text{trigger}} = 350$  МПа.

На основе обобщения полученных результатов количественного EBSD-анализа с привлечением литературных данных [8, 10, 11, 16] была предложена единая схема фазовых превращений, последовательно развивающихся в сплаве VT23 после исходного отжига, закалки от температур 800 и 860 °C и упрочняющего старения при 500 °C (рис. 6).

Согласно данной схеме, при нагреве под закалку образцов происходит частичное растворение  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -матрице с сохранением исходных пластин  $\alpha$ -фазы. При закалке сплава в воду происходит распад  $\beta$ -фазы:  $\beta_M \rightarrow \alpha''$  с частичным сохранением исходной  $\beta$ -фазы. При повышении температуры закалки до 860 °C количество  $\beta$ -фазы снижается с 50 до 8 %, однако она приобретает метастабильное состояние [21] вследствие диффузионного перераспределения легирующих элементов. Количество  $\alpha''$ -мартенсита при закалке от температуры 860 °C было выше в 4 раза по сравнению с образцом, закаленным от температуры 800 °C. Согласно источнику [8], присутствие в структуре сплава  $\alpha''$ -мартенсита обеспечивает более однородное распределение частиц  $\alpha$ -фазы при последующем старении.

Процессы при старении связаны с распадом метастабильных  $\beta_M$ - и  $\alpha''$ -фаз, зафиксированных за-

калкой [23]. Так, в образце, закаленном от температуры 860 °C, с метастабильной  $\beta$ -фазой в результате развития диффузионных процессов при старении сначала происходит субмикрорасслоение пересыщенного твердого  $\beta$ -раствора, и в нем появляется концентрационная субмикронеоднородность [24]. Далее происходит распад  $\beta$ -фазы с выделением дисперсных  $\alpha$ -частиц по границам субзерен или внутри зерен. В процессе старения закаленных образцов от температуры 800 и 860 °C развивается обратное ( $\alpha'' \rightarrow \beta + \beta_1$ )-мартенситное превращение. В результате такого превращения  $\beta$ -фаза расслаивается на  $\beta$ -матрицу и  $\beta_1$ -рассеянное когерентное выделение, которое в дальнейшем превращается в  $\alpha$ -фазу по реакции  $\beta_1 \rightarrow \alpha$ . В образцах, закаленных от температуры 860 °C,  $\beta_M$ -фаза превращается в  $\alpha$ -фазу. Таким образом, сплав VT23 после закалки от выбранных температур и последующего старения состоит из следующих фаз:  $\alpha''$  (в небольшом количестве),  $\beta$  и  $\alpha$ .

Как видно из табл. 2, повышение температуры закалки приводит к росту значений прочностных свойств сплава при заметном снижении величины относительного удлинения.

Наблюдаемый рост условного предела текучести от 870 до 970 МПа с ростом температуры



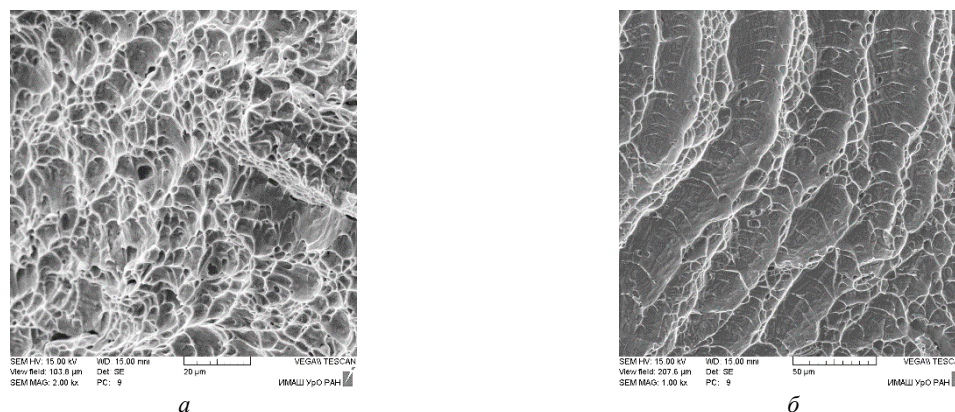


Рис. 7. Фрактограммы образцов сплава ВТ23 после испытаний на ударный изгиб: *а* – закалка 800 °С; *б* – закалка 860 °С

нагрева под закалку (см. табл. 2) связан с изменением фазового состава сплава. При нагреве под закалку до 860 °С, по сравнению с нагревом до температуры 800 °С, происходит более полное растворение первичной  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -матрице, насыщение  $\beta$ -фазы стабилизаторами и выравнивание ее по химическому составу. Это обеспечивает при последующем старении более однородную глобулярную структуру и усиливает эффект упрочнения [24]. Как отмечалось в работах [18, 21], при закалке от более высокой температуры 860 °С снижается легированность  $\beta$ -фазы по  $\beta$ -стабилизаторам в результате перераспределения легирующих элементов между образовавшейся мартенситной фазой  $\alpha''$  и остаточной  $\beta$ -фазой. Вследствие этого остаточная  $\beta$ -фаза после закалки становится метастабильной по отношению к деформационно-индуцированному мартенситному превращению  $\beta_m \rightarrow \alpha''$  и процессам диффузионного распада при нагреве и охлаждении. Последующая упрочняющая термическая обработка увеличивает значение условного предела текучести с 1130 до 1410 МПа, при увеличении температуры закалки с 800 до 860 °С соответственно, благодаря формированию однородной глобулярной волокнистой структуры  $\alpha$ -фазы после старения.

Установлено, что временное сопротивление разрыву с повышением температуры закалки увеличивается не очень значительно – с 990 до 1050 МПа, а после старения наблюдается более интенсивный прирост прочности образцов от значений  $\sigma_B = 1150$  МПа до  $\sigma_B = 1575$  МПа (см. табл. 2) с повышением температуры закалки. Такой рост временного сопротивления разрыву объясняется повышенным содержанием большого количества мелкодисперсных частиц  $\alpha$ -фазы, сформировавшихся в результате распада  $\alpha''$ -мартенсита и  $\beta_m$ -фазы при старении сплава, предварительно закаленного от более высокой температуры. Относительное удлинение с повышением температуры закалки снижается с 17 до

11 %, что связано с более низким содержанием исходной  $\alpha$ -фазы. Последующее старение снижает значения  $\delta$  с 5 до 1,5 % в результате выделения мелкодисперсной  $\alpha$ -фазы.

Из сравнения значений ударной вязкости (см. табл. 2) видно, что повышение температуры закалки увеличивает этот показатель с 190 до 220 кДж/м<sup>2</sup>, а последующее старение, наоборот, снижает его с 150 до 35 кДж/м<sup>2</sup>.

Противоположный характер изменения относительного удлинения и ударной вязкости с повышением температуры закалки, вероятно, определяется различием в развитии деформационно-индуцированного мартенситного ( $\beta \rightarrow \alpha''$ )-превращения в сплаве при статическом и динамическом нагружении. При этом снижение ударной вязкости состаренного сплава с повышением температуры предварительной закалки до 860 °С связано с достижением более высоких прочностных свойств вследствие диспергирования  $\alpha$ -фазы.

Разрушение ударных образцов, закаленных от температуры 800 °С, происходит по механизму образования, роста и слияния микропор по границам  $\alpha$ -пластин (рис. 7, *а*). С повышением температуры закалки поверхность разрушения достаточно точно повторяет металлографическую структуру сплава (рис. 4, *б*). На рис. 7, *б* отчетливо видны бесструктурные полосы толщиной 1 мкм, которые чередуются с вязкими участками, что говорит о реализации процесса разрушения по границам пакетов  $\alpha''$ -мартенсита.

Поверхность излома образца после закалки от температуры 800 °С и последующего старения состоит из вязких ямок, размер которых составляет 4–5 мкм, что в 2–4 раза больше ширины  $\alpha$ -зерна (рис. 8, *а*). Ямки имеют меньшую глубину по сравнению с закаленным состоянием (см. рис. 7, *а*) вследствие снижения энергоемкости вязкого разрушения. Следы пластической деформации на стенках ямок выражены слабее, чем в закаленном

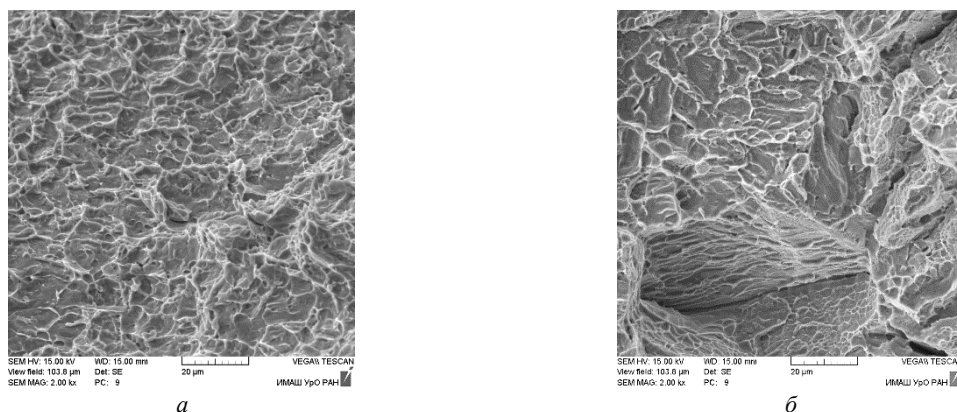


Рис. 8. Фрактограммы образцов сплава BT23 после испытаний на ударный изгиб:  
 а – закалка 800 °С + старение 500 °С; б – закалка 860 °С + старение 500 °С

состоянии. Поверхность разрушения образца после закалки от температуры 860 °С и старения содержит небольшие участки, представляющие собой параллельные вытянутые гребни (рис. 8, б). Поскольку содержание  $\alpha''$ -мартенсита в сплаве при данном виде обработки было выше, чем после предварительной закалки от 800 °С (см. рис. 6), распространение трещины осуществлялось как по  $\alpha$ -частицам, так и по границам пакетов  $\alpha''$ -мартенсита.

Таким образом, на основании проведенных исследований установлено, что закалка от температур вблизи границы с однофазной  $\beta$ -областью создает возможность формирования в сплаве BT23 метастабильных состояний (только  $\alpha''$ -фазы при закалке от температуры 800 °С;  $\beta_m$  и  $\alpha''$  при закалке от температуры 860 °С), оказывающих существенное влияние на уровень механических свойств после закалки и последующего старения.

Закалка сплава BT23 от температуры 800 °С существенно меняет структуру сплава и приводит к формированию мартенситной  $\alpha''$ -фазы с сохранением некоторого количества исходных  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз. Повышение температуры закалки с 800 до 860 °С вызывает уменьшение количества исходных  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, а также способствует дестабилизации  $\beta$ -фазы по отношению к фазовым превращениям при деформации и упрочняющем старении вследствие перераспределения легирующих элементов при нагреве. Последующее старение сплава при температуре 500 °С вызывает распад  $\alpha''$ -фазы с образованием мелкодисперсной  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -матрице с сохранением незначительного количества исходных  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз, а также мартенситной  $\alpha''$ -фазы, образовавшейся при закалке. Применение метода EBSD позволило выявить последовательность развития фазовых превращений при закалке и старении сплава, а также количественно оценить фазовый состав сплава. В сплаве со структурой метастабильной  $\beta_m$ -фазы после закалки от 860 °С определено значение триггерного напряжения ( $\sigma_{\text{trigger}} = 350$  МПа)

начала мартенситного  $\beta_m \rightarrow \alpha''$ -превращения в условиях механического нагружения. Повышение температуры закалки от 800 до 860 °С, вызывающее дестабилизацию  $\beta$ -фазы, приводит к заметному росту прочностных свойств и ударной вязкости сплава при снижении относительного удлинения. Максимальный прирост прочностных свойств сплава после дополнительного старения ( $\Delta\sigma_{0.2} = 440$  МПа и  $\Delta\sigma_B = 525$  МПа) наблюдался на образцах, закаленных от температуры 860 °С. При этом в состаренном сплаве BT23 после закалки от температуры 860 °С достигается высокопрочное для титановых сплавов состояние ( $\sigma_{0.2} = 1470$  МПа и  $\sigma_B = 1575$  МПа), что связано с более равномерным распределением упрочняющей  $\alpha$ -фазы в  $\beta$ -матрице.

*Авторы выражают большую благодарность канд. техн. наук Д.И. Вичужанину и канд. физ.-мат. наук А.М. Пацелову за помощь в проведении механических испытаний и рентгеноструктурного анализа.*

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № АААА-А18-118020790147-4.*

*Авторы заявляют об отсутствии конфликта интересов.*

### Список литературы

1. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Авиационные материалы и технологии. – 2013. – № 2. – С. 10–14.
2. Иноземцев А.А., Башкатов И.Г., Коряковцев А.С. Титановые сплавы в изделиях разработки ОАО «Авиадвигатель» // Современные титановые сплавы и проблемы их развития: сб. / ВИАМ. – М., 2010. – С. 43–46.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справ. / ВИЛС-МАТИ. – М., 2009. – 520 с.
4. Капырин Г.И. Титановые сплавы в машиностроении. – Л.: Машиностроение, 1977. – 248 с.

5. Илларионов А.Г., Попов А.А. Технологические и эксплуатационные свойства титановых сплавов: учеб. пособие. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2014. – 137 с.

6. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // *Авиационные материалы и технологии: юбил. науч.-техн. сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии»)* / ВИАМ. – М., 2012. – С. 157–166.

7. Хорев А.И., Хорев М.А. Титановые сплавы, их применение и перспективы развития // *Материаловедение*. – 2005. – № 7. – С. 25–34.

8. Полмеар Я. Легкие сплавы: от традиционных до нанокристаллов. – М.: Техносфера, 2008. – 464 с.

9. Prakash Kolli R., Devaraj A. A Review of metastable beta titanium alloys // *Metals*. – 2018. – № 8 (7). – P. 1–42. DOI: 10.3390/met8070506

10. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. – М.: Наука, 1994. – 304 с.

11. Илларионов А.Г. Фазовые и структурные превращения при холодной пластической деформации сплавов титана с метастабильной  $\beta$ -фазой // *Прочность неоднородных структур: материалы 1-й Евраз. науч.-практ. конф., г. Москва, 20–23 апреля 2002 г.* – М., 2002. – С. 190.

12. McQuillan M.K. Phase transformations in titanium and its alloys // *Metallurgical Reviews*. – 1963. – No. 8. – P. 41–104. DOI: 10.1179/mtr.1963.8.1.41

13. Besse M., Castany Ph., Gloriant T. Mechanisms of deformation in gum metal TNTZ-O and TNTZ titanium alloys: A comparative study on the oxygen influence // *Acta Materialia*. – 2011. – № 59 (15). – P. 5982–5988. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.06.006

14. Features of low-temperature crystallization of  $Ti_2NiCu$  amorphized by the method of spinning from melt / A.V. Pushin, E.S. Belosludtseva, N.N. Kuranova, V.G. Pushin // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. – 2018. – No. 6. – P. 51–58.

15. Хорев А.И., Федулов В.Н., Мартынова М.М. Разработка режимов термической обработки крупногабаритных деталей из сплава ВТ23 и их промышленное использование // *Авиационная промышленность*. – 1988. – № 11. – С. 53–55.

16. Полькин И.С. Упрочняющая термическая обработка титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1984. – 96 с.

17. Титан: металловедение и технология: тр. III Международ. конф. по титану, г. Москва, 18–21 мая 1976 г. / под ред. А.Ф. Беловой; ВИЛС. – М., 1978. – Т. 1. – 484 с.; Т. 2. – 738 с.; Т. 3. – 590 с.

18. Влияние температуры закалки на структуру и свойства титанового сплава. Физико-механические свойства / А.А. Попов, И.Г. Илларионов, С.И. Степанов, О.М. Ивасишин // *ФММ*. – 2014. – Т. 115, № 5. – С. 549–554.

19. Федулов В.Н. Обсуждение состояния и перспектив развития термической обработки ( $\alpha + \beta$ )-титановых сплавов // *Литье и металлургия*. – 2011. – № 3 (61). – С. 152–158.

20. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / Е.А. Борисова, Г.А. Бочвар, М.Я. Брун [и др.]; отв. ред. С.Г. Глазунов, Б.А. Колачев. – М.: Металлургия, 1980. – 464 с.

21. Влияние деформационной стабильности  $\beta$ -фазы в титановом сплаве ВТ23 на фазовый состав, структуру и механические свойства при растяжении и ударном изгибе / С.В. Гладковский, В.Е. Веселова, А.М. Пацелов, В.А. Хотинов // *Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение*. – 2019. – Т. 21, № 4. – С. 26–33.

22. Trigger stress for stress-induced martensitic transformation during tensile deformation in ti-al-nb alloys: effect of grain size / A. Paradkar, S.V. Kamat, A.K. Gogia, B.P. Kashyap // *The Minerals, Met. & Materials Soc. and ASM Int*. – 2008. – P. 551–558.

23. Вульф Б.К. Термическая обработка титановых сплавов. – М.: Металлургия, 1969. – 376 с.

24. Швецов О.В., Кондратьев С.Ю. Влияние режимов закалки и старения на эксплуатационные свойства сплава ВТ23 // *Научно-технические ведомости СПбПУ. Естественные и инженерные науки*. – 2018. – Т. 24, № 2. – С. 119–133. DOI: 10.18721/JEST.240210

## References

1. Khorev A.I. Fundamental'nye i prikladnye raboty po konstruksionnym titanovym splavam i perspektivnye napravleniia ikh razvitiia [Fundamental and applied works on structural titanium alloys and promising directions of their development]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii*, 2013, no. 2, pp. 10–14.

2. Inozemtsev A.A., Bashkatov I.G., Koriakovtsev A.S. Titanovye splavy v izdeliakh razrabotki OAO «Aviadvigatel'» [Titanium alloys in products developed by Aviadvigatel]. *Sovremennye titanovye splavy i problemy ikh razvitiia: sbornik VIAM*. Moscow, 2010, pp. 43–46.

3. Il'in A.A., Kolachev B.A., Pol'kin I.S. Tita-novye splavy. Sostav, struktura, svoistva: sprav [Titanium alloys. Composition, structure, properties]. *VLS-MATI*. Moscow, 2009, 520 p.

4. Kapyrin G.I. Titanovye splavy v mashinostroenii [Titanium alloys in mechanical engineering]. Leningrad: Mashinostroenie, 1977, 248 p.

5. Illarionov A.G, Popov A.A. Tekhnologicheskie i ekspluatatsionnye svoistva titanovykh splavov [Technological and performance properties of titanium alloys]. Ekaterinburg: Izdatelstvo Uralskogo universiteta, 2014, 137 p.

6. Antipov V.V. Strategiia razvitiia titanovykh, magnievyykh, berillievyykh i aliuminievykh splavov [Development strategy for titanium, magnesium, beryllium and aluminum alloys]. *Aviatsionnye materialy i tekhnologii: iubileinyi nauchno-tekhnicheskii sbornik (prilozhenie k zhurnalu «Aviatsionnye materialy i tekhnologii»)*. VIAM, Moscow, 2012, pp. 157–166.

7. Khorev A.I., Khorev M.A. Titanovye splavy, ikh primeneniye i perspektivy razvitiia [Titanium alloys, their application and development prospects]. *Materialovedenie*, 2005, no. 7, pp. 25–34.

8. Polmeiar Ia. Legkie splavy: ot traditsionnykh do nanokristallov [Light alloys: from traditional to nanocrystalline]. Moscow: Tekhnosfera, 2008, 464 p.

9. Prakash Kolli R., Devaraj A. A Review of metastable beta titanium alloys. *Metals*, 2018, no. 8 (7), pp. 1–42. DOI: 10.3390/met8070506

10. Il'in A.A. Mekhanizm i kinetika fazovykh i strukturnykh prevrashchenii v titanovykh splavakh [Mechanism



and kinetics of phase and structural transformations in titanium alloys]. Moscow: Izdatelstvo Nauka, 1994, 304 p.

11. Illarionov A.G. Fazovye i strukturnye prevrashcheniia pri kholodnoi plasticheskoi deformatsii splavov titana s metastabil'noi  $\beta$ -fazoi [Phase and structural transformations during cold plastic deformation of titanium alloys with metastable  $\beta$ -phase]. *Prochnost' neodnorodnykh struktur: materialy 1-i Evraziiskoi nauchno-prakticheskoi konferentsii*. Moscow, 2002, p. 190.

12. McQuillan M.K. Phase transformations in titanium and its alloys. *Metallurgical Reviews*, 1963, no. 8, pp. 41–104. DOI: 10.1179/mtlr.1963.8.1.41

13. Besse M., Castany Ph., Gloriant T. Mechanisms of deformation in gum metal TNTZ-O and TNTZ titanium alloys: A comparative study on the oxygen influence. *Acta Materialia*, 2011, no. 59 (15), pp. 5982–5988. DOI: 10.1016/j.actamat.2011.06.006

14. Pushin A.V., Belosludtseva E.S., Kuranova N.N., Pushin V.G. Features of low-temperature crystallization of Ti2NiCu amorphized by the method of spinning from melt. *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*, 2018, no. 6, pp. 51–58.

15. Khorev A.I., Fedulov V.N., Martynova M.M. Razrabotka rezhimov termicheskoi obrabotki krupnogabaritnykh detalei iz splava VT23 i ikh promyshlennoe ispol'zovanie [Development of heat treatment regimes for large-size parts made of VT23 alloy and their industrial use]. *Aviatsionnaia promyshlennost'*, 1988, no. 11, pp. 53–55.

16. Pol'kin I.S. Uprochniushchaia termicheskaiia obrabotka titanovykh [Reinforcing heat treatment of titanium]. Moscow: Metallurgiiia, 1984, 96 p.

17. Titan: metallovedenie i tekhnologiiia: trudy III Mezhdunarodnoi konferentsii po titanu [Titanium: Metal Science and Technology]. Ed. A.F. Belovoi; VILS. Moscow, 1978, vol. 1, 484 p.; vol. 2, 738 p.; vol. 3, 590 p.

18. Vliianie temperatury zakalki na strukturu i svoistva titanovogo splava. Fiziko-mekhanicheskie svoistva [Effect of hardening temperature on the structure and properties of titanium alloy. Physical and mechanical properties]. *FMM*, 2014, vol. 115, no. 5, pp. 549–554.

19. Fedulov V.N. Obsuzhdenie sostoianiia i perspektiv razvitiia termicheskoi obrabotki ( $\alpha + \beta$ )-titanovykh splavov [Discussion of the Status and Prospects of Heat Treatment of ( $\alpha + \beta$ )-Titanium Alloys]. *Lit'e i metallurgiiia*, 2011, no. 3 (61), pp. 152–158.

20. Borisova E.A., Bocharov G.A., Brun M.Ia. et al. Ed. S.G. Glazunov, B.A. Kolachev Titanovye splavy. Metallografiia titanovykh splavov [Titanium alloys. Metallography of titanium alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1980, 464 p.

21. Gladkovskii S.V., Veselova V.E., Patselov A.M., Khotinov V.A. Vliianie deformatsionnoi stabil'nosti  $\beta$ -fazy v titanovom splave VT23 na fazovyi sostav, strukturu i mekhanicheskie svoistva pri rastiizhenii i udarnom izgibe [In-

fluence of deformation stability of  $\beta$ -phase in VT23 titanium alloy on phase composition, structure and mechanical properties under tension and impact bending]. *Vestnik Permskogo natsional'nogo issledovatel'skogo politekhnicheskogo universiteta. Mashinostroenie, materialovedenie*, 2019, vol. 21, no. 4, pp. 26–33.

22. Paradkar A., 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, Met. & Materials Soc. and ASM Int.*, 2008, pp. 551–558.

23. Vul'f B.K. Termicheskaiia obrabotka titanovykh splavov [Thermal processing of titanium alloys]. Moscow: Metallurgiiia, 1969, 376 p.

24. Shvetsov O.V., Kondrat'ev S.Iu. Vliianie rezhimov zakalki i starenii na ekspluatatsionnye svoistva splava VT23 [Effect of hardening and aging modes on the performance properties of VT23 alloy]. *Nauchno-tekhnicheskie vedomosti SPbPU. Estestvennye i inzhenernye nauki*, 2018, vol. 24, no. 2, pp. 119–133. DOI: 10.18721/JEST.240210

Получено 27.09.2021

Принято 10.11.2021

Опубликовано 30.12.2021

### Сведения об авторах

**Вeselova Валерия Евгеньевна** (Екатеринбург, Россия) – младший научный сотрудник лаборатории деформирования и разрушения Института машиностроения УрО РАН, e-mail: veselova@imach.uran.ru.

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

**Ковалев Николай Игоревич** (Жуковский, Россия) – аспирант Центрального аэродинамического института им. проф. Н.Е. Жуковского.

### About the authors

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

**Sergey V. Gladkovsky** (Ekaterinburg, Russian Federation) – Doctor of Technical Sciences, Associate Professor, 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.

**Nikolay I. Kovalev** (Zhukovsky, Russian Federation) – Postgraduate Student, Central Aerodynamic Institute named after N.E. Zhukovsky.