

Научная статья

УДК 669.295

DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-35-51

## СОВРЕМЕННЫЕ ТЕНДЕНЦИИ В ОБЛАСТИ ТЕХНОЛОГИЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ И ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ ТИТАНОВЫХ ПСЕВДО- $\beta$ -СПЛАВОВ

*А.А. Ширяев<sup>1</sup>, Н.А. Ночовная<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», Москва, Россия; admin@viam.ru

**Аннотация.** Представлена классификация и особенности различных подгрупп титановых псевдо- $\beta$ -сплавов, рассмотрены типовые подходы к их термической и термомеханической обработке. Представлены результаты исследований, проведенных в последнее время и формирующих тенденции дальнейшего развития в области технологий термической и термомеханической обработки титановых псевдо- $\beta$ -сплавов. Отмечено, что основным трендом большинства публикаций является применение современных высокотехнологичных методов исследования: SEM, HRTEM, EBSD. Среди наиболее важных тенденций в исследуемой области можно выделить работы, связанные с получением и управлением характеристиками структуры бимодального и мультимодального типов для повышения уровня и обеспечения сбалансированности комплекса механических и эксплуатационных свойств.

**Ключевые слова:** титановые псевдо- $\beta$ -сплавы, изготовление полуфабрикатов, термическая обработка, термомеханическая обработка, микроструктура, механические свойства

**Для цитирования:** Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Современные тенденции в области технологий термической и термомеханической обработки титановых псевдо- $\beta$ -сплавов // Труды ВИАМ. 2023. № 8 (126). Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-35-51.

Scientific article

## MODERN TRENDS IN THE FIELD OF HEAT TREATMENT AND THERMOMECHANICAL PROCESSING OF METASTABLE $\beta$ -TITANIUM ALLOYS

*A.A. Shiryayev<sup>1</sup>, N.A. Nochovnaya<sup>1</sup>*

<sup>1</sup>Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific-Research Institute of Aviation Materials» of National Research Center «Kurchatov Institute», Moscow, Russia; admin@viam.ru

**Abstract.** Presents the classification and features of various subgroups of metastable  $\beta$ -titanium alloys, considers typical approaches for their heat treatment and thermomechanical processing. The results of recent studies that form trends for further development in the field of heat treatment and thermomechanical processing technologies for metastable  $\beta$ -titanium alloys are presented. It is noted that the main trend of most publications is the use of modern high-tech research methods: SEM, HRTEM, EBSD. Among the most important trends in the study area, one can single out works related to obtaining and controlling the characteristics of a bimodal and multimodal structure in order to increase the level and ensure a balance of the complex of mechanical and operational properties.

**Keywords:** metastable  $\beta$ -titanium alloys, manufacturing of semi-finished products, heat treatment, thermomechanical processing, microstructure, mechanical properties

*For citation:* Shiryayev A.A., Nochovnaya N.A. Modern trends in the field of heat treatment and thermomechanical processing of metastable  $\beta$ -titanium alloys. *Trudy VIAM*, 2023, no. 8 (126), paper no. 04. Available at: <http://www.viam-works.ru>. DOI: 10.18577/2307-6046-2023-0-8-35-51.

### Введение

Титановые сплавы широко применяются в конструкциях изделий авиационной, ракетной и космической техники благодаря низкой плотности, высокому уровню прочностных и ресурсных характеристик, удельной прочности, достаточно высоким рабочим температурам и хорошей коррозионной стойкости в различных средах. В связи с увеличением удельных нагрузок и повышением скоростей полетов ожидается, что объем применения титановых сплавов и в дальнейшем будет возрастать.

Традиционно в самолетах детали планера, двигателя и мотогондолы изготавливают из титановых сплавов, при этом в этих конструкциях наблюдается большая номенклатура деталей, в том числе крупногабаритных, с высокими требованиями по уровню прочностных и эксплуатационных характеристик, а также стоимости их изготовления. Для ряда сложнопрофильных высокопрочных деталей, предпочтительно изготавливаемых посредством листовой штамповки, существует потребность в производстве таких полуфабрикатов, как тонкие листы, проволока, лента и фольга [1].

Данному комплексу условий и требований в наибольшей степени соответствуют псевдо- $\beta$ -титановые сплавы. Относительно малолегированные сплавы данного класса (типа VT22) в большей степени подходят для изготовления крупногабаритных высокопрочных изделий с высоким комплексом ресурсных характеристик. Более легированные псевдо- $\beta$ -сплавы типа Ti-15-3 и  $\beta$ -21S, закаливающиеся на механически стабильную  $\beta$ -фазу, благодаря высокой технологической пластичности в наибольшей степени подходят для изготовления путем холодной прокатки и штамповки различных сложнопрофильных деталей и сотовых конструкций [2].

Для псевдо- $\beta$ -сплавов также характерны свойства, позволяющие эффективно применять их не только в авиационно-космической [3], но и в автомобильной промышленности (высокий уровень упругих свойств и энергоемкости пружин [4, 5]), судостроении, нефте- и газодобывающей промышленности (хорошая коррозионная стойкость в морской воде и многих других агрессивных средах), медицине (биосовместимость, коррозионная стойкость в биологически активных средах, возможность обеспечить значения модуля упругости имплантата, наиболее близкие к костной ткани).

Несмотря на достигнутые успехи, разработка новых композиций и исследования в области псевдо- $\beta$ -титановых сплавов продолжают и в настоящее время [6–8], что обусловлено необходимостью повышения комплекса механических, эксплуатационных и специальных свойств псевдо- $\beta$ -титановых сплавов при растущей потребности снижения стоимости изготовления изделий.

Работа выполнена при поддержке ЦКП «Климатические испытания» НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ [9–11] в рамках реализации комплексного научного направления 9.2. «Материалы на основе титана с регламентированной  $\beta$  структурой» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года»).

### Классификация высоколегированных титановых сплавов

К настоящему времени в отечественном и зарубежном металловедении для титановых сплавов сложились и достаточно давно устоялись свои несколько отличающиеся системы классификации гетерофазных титановых сплавов и особенности методики оценки степени их легирования посредством молибденового эквивалента.

Согласно ранней отечественной классификации титановых сплавов, по типу структуры среди высоколегированных титановых сплавов выделяли  $(\alpha + \beta)$ -сплавы переходного класса (с коэффициентом  $\beta$ -стабилизации  $K_\beta = 1,0-1,4$ ), псевдо- $\beta$ -сплавы ( $K_\beta = 1,6-2,4$ ) и  $\beta$ -сплавы ( $K_\beta \geq 2,5$ ) [12]. При этом к сплавам переходного класса относят сплавы, содержащие в стабильном состоянии от 25 до 50 %  $\beta$ -фазы, а при резком охлаждении с температур  $\beta$ -области сохраняющие  $\beta$ - или  $(\beta + \omega)$ -структуру. Позднее, согласно классификации титановых сплавов по структуре в закаленном состоянии, предложенной Б.А. Колачевым и В.А. Ливановым, сплавы переходного класса имеют  $(\alpha' + \beta)$ - или  $(\alpha'' + \beta)$ -структуру, а псевдо- $\beta$ -сплавы – только  $\beta$ - или  $\beta(\omega)$ -структуру [13].

Преимущественно для оценки принадлежности сплава к той или иной группе используют понятие молибденового эквивалента  $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$ , связанного с  $K_\beta$  следующим соотношением:

$$K_\beta = \frac{[Mo]_{\text{ЭКВ}}}{C_{\text{кр Mo}}^{\text{II}}} = \frac{[Mo]_{\text{ЭКВ}}}{11},$$

где  $C_{\text{кр Mo}}^{\text{II}}$  – критическая концентрация  $\beta$ -стабилизатора.

Переходные  $(\alpha + \beta)$ -сплавы не всеми авторами выделяются в качестве отдельного класса, а в зарубежных работах такой класс, как правило, отсутствует и принимается, что для  $\alpha$ -сплавов –  $[Mo]_{\text{ЭКВ}} = 0$ ; для псевдо- $\alpha$ -сплавов –  $[Mo]_{\text{ЭКВ}} \leq (2-2,5)$ ; для  $(\alpha + \beta)$ -сплавов –  $[Mo]_{\text{ЭКВ}} = 2,5-10$ ; для  $\beta$ -сплавов  $[Mo]_{\text{ЭКВ}} > 10$  [14].

В зарубежной практике титановые сплавы делят на классы ( $\alpha$ -,  $(\alpha + \beta)$ - и  $\beta$ -сплавы) с подразделением на подклассы:  $\alpha$ -сплавы ( $\alpha$  alloys), псевдо- $\alpha$ -сплавы (near- $\alpha$  alloys),  $(\alpha + \beta)$ -сплавы ( $\alpha + \beta$  alloys), метастабильные  $\beta$ -сплавы (metastable  $\beta$  alloys) и  $\beta$ -сплавы ( $\beta$  alloys) [15].

Ряд авторов делят общий класс  $\beta$ -сплавов (согласно зарубежной классификации) на четыре подкласса: beta-rich ( $[Mo]_{\text{ЭКВ}} \lesssim 5$ ), near- $\beta$  ( $[Mo]_{\text{ЭКВ}} \approx 5-10$ ), metastable  $\beta$  ( $[Mo]_{\text{ЭКВ}} \approx 10-30$ ) и stable (стабильные)  $\beta$  alloys ( $[Mo]_{\text{ЭКВ}} \gtrsim 30$ ) [16].

Необходимо отметить, что существуют некоторые отличия в применяемых различными исследователями формулах оценки молибденового эквивалента  $[Mo]_{\text{ЭКВ}}$  как в значениях коэффициентов, так и в том, учитывается ли влияние алюминия на него [16, 17].

С учетом влияния содержания алюминия на значение молибденового эквивалента нижняя граница подкласса метастабильных  $\beta$ -сплавов может начинаться со значений  $\sim(8-10)$  [16, 18].

Необходимо также отметить, что класс псевдо- $\beta$ -титановых сплавов в свою очередь разделяется на сплавы с механически стабильной  $\beta_m$ -фазой ( $K_\beta \gtrsim 1,7$ ) и механически нестабильной фазой (по отношению к напряжению ( $K_\beta \approx 1-1,25$ ) или деформации ( $K_\beta \approx 1,25-1,7$ )), склонной к протеканию фазовых превращений в процессе деформирования [19].

### История создания псевдо- $\beta$ -титановых сплавов

За рубежом история создания  $\beta$ -сплавов началась в 1950-х гг. с разработки и патентования коррозионностойких сплавов Ti-30Mo и Ti-40Mo со стабильной  $\beta$ -структурой. Затем последовала разработка и внедрение псевдо- $\beta$ -титановых сплавов с термически нестабильной  $\beta$ -фазой – B120VCA (США) и BT15 (СССР). Сплав B120VCA нашел коммерческое применение в авиационно-космической отрасли: значительная часть деталей планера дальнего разведывательного самолета Lockheed SR-71

«Blackbird» была изготовлена из титановых сплавов – преимущественно из сплава B120VCA [16]. Несмотря на выявленные при его изготовлении и эксплуатации недостатки, сплав благодаря высокой стабильности закаленной  $\beta$ -структуры мог применяться в термически неупрочненном состоянии до температуры 288 °С.

В последующем были разработаны псевдо- $\beta$ -титановые сплавы (Ti-15-3, Ti-8823, Beta-C, Beta 21S и др.), во многом лишенные большинства недостатков сплава B120VCA и его аналогов. Это привело с середины 1980-х гг. к значительному росту объемов потребления сплавов данного класса и расширению областей их применения как в военной, так и гражданской авиации [16, 20, 21].

Необходимо отметить, что начиная с 1990-х гг. разработка псевдо- $\beta$ -титановых сплавов благодаря комплексу свойств (биосовместимость, коррозионная стойкость, более низкие значения модуля упругости и возможность управлять им) также была нацелена и на их применение в медицине, преимущественно для изготовления ортопедических имплантатов.

**Современные подходы и тенденции в области термической  
и термомеханической обработки псевдо- $\beta$ -титановых сплавов**  
*Особенности структурно-фазовых превращений  
различных подклассов псевдо- $\beta$ -титановых сплавов*

Псевдо- $\beta$ -титановые сплавы (metastable  $\beta$  titanium alloys) в целом обладают серьезными преимуществами по сравнению с остальными классами титановых сплавов: конкурентным комплексом прочностных и пластических характеристик, высокой технологичностью изготовления полуфабрикатов, коррозионной стойкостью, биосовместимостью при высоком уровне эксплуатационных характеристик и свариваемости. При этом, согласно международной классификации, к категории псевдо- $\beta$ -титановых относятся сплавы с различной комбинацией характеристик. Для более легированных сплавов с  $[Mo]_{\text{экв}} \geq 14$  основными преимуществами являются достаточно высокая стабильность  $\beta$ -фазы и большая глубина прокаливаемости, а также низкая критическая скорость охлаждения, обеспечивающая фиксацию механически стабильной  $\beta$ -фазы. Сплавы с  $[Mo]_{\text{экв}}$  от 10 до 14 в зависимости от химического состава характеризуются высокой пластичностью в закаленном состоянии, обусловленной склонностью к протеканию деформации одновременно путем скольжения и двойникования, протеканию фазовых превращений в условиях напряженного состояния, а также сокращенным циклом упрочняющей термической обработки и, как правило, хорошей свариваемостью.

Как отмечено ранее, псевдо- $\beta$ -титановые сплавы из однофазной  $\beta$ -области закаливаются на  $\beta$ - или  $\beta(\omega)$ -структуру, которая в зависимости от степени легирования сплава характеризуется различной степенью стабильности. В сплавах со степенью легирования более  $C_2$  закаленная  $\beta$ -фаза не распадается под воздействием деформации и считается механически стабильной. Сплавы со степенью легирования от  $C_{\text{кр}}^{\text{III}}$  до  $C_2$  закаливаются на полностью  $\beta$ -структуру, но она не является стабильной по отношению к напряжению и деформации и распадается с образованием мартенситных  $\alpha'$ -,  $\alpha''$ - и  $\omega$ -фаз. Отмечено, что по мере увеличения степени легирования псевдо- $\beta$ -титановых сплавов с механически нестабильной  $\beta$ -фазой (и повышения ее стабильности) индуцированное деформацией превращение с образованием  $\alpha'$ - и  $\alpha''$ -фаз сменяется на образование преимущественно  $\omega$ -фазы и развитие процессов двойникования [22]. Для сплавов с механически стабильной  $\beta$ -фазой более характерен либо смешанный характер деформации путем скольжения и двойникования, либо (для сплавов с большей степенью стабилизации  $\beta$ -твердого раствора) преимущественно путем скольжения [16].

Вследствие различий в особенностях протекания структурно-фазовых превращений и реализации преимущественных механизмов деформации для псевдо- $\beta$ -сплавов различной степени легирования зачастую отличаются и подходы к их деформационной и термической обработке.

### *Термическая и термомеханическая обработки*

Согласно классификации видов термической обработки, предложенной А.А. Бочваром, применительно к псевдо- $\beta$ -титановым сплавам могут применяться отжиг первого рода (возврат, отжиг для снятия напряжений и рекристаллизационный отжиг), отжиг второго рода (полный отжиг), закалка без полиморфного превращения и старение [23].

Отжиг для снятия напряжений проводится, как правило, в интервале температур 650–750 °С с охлаждением на воздухе [24]. Для большинства псевдо- $\beta$ -сплавов его проведение может быть частично совмещено с упрочняющей термической обработкой. Для обеспечения высокой технологической пластичности для сплавов данного класса применяют  $(\alpha + \beta)$ -отжиг или  $\beta$ -закалку. При этом  $(\alpha + \beta)$ -отжиг вблизи температуры полиморфного превращения  $T_{п.п}$  целесообразно применять для большинства псевдо- $\beta$ -сплавов перед проведением горячей деформации в  $(\alpha + \beta)$ -области. Для повышения технологической пластичности при деформации в холодном состоянии применяют  $\beta$ -закалку или  $\beta$ -отжиг, а для сплавов с большим содержанием в закаленной структуре  $\omega$ -фазы, снижающей пластичность, возможно применение  $(\alpha + \beta)$ -отжига. Однако для многих малолегированных псевдо- $\beta$ -сплавов запас пластичности при холодной деформации ограничен вследствие интенсивной нагартовки, больших напряжений внутри  $\beta$ -зерна, обусловленных образованием многокомпонентной текстуры и протеканием фазовых превращений в процессе деформации [16].

Необходимо отметить, что температура и скорость охлаждения псевдо- $\beta$ -сплавов после отжига оказывают значительное влияние на их структуру и механические свойства. Например, для сплавов со степенью легирования вблизи  $C_{кр}^{II}$  применяется преимущественно  $(\alpha + \beta)$ -отжиг, вследствие того, что при охлаждении из  $\beta$ -области происходит выделение охрупчивающей сплав атермической  $\omega$ -фазы. Для сплавов со степенью легирования больше  $C_{кр}^{III}$  вследствие высокой стабильности  $\beta$ -фазы для реализации максимальной пластичности целесообразно проведение  $\beta$ -отжига.

Изотермический и двойной отжиг, широко применяемый для псевдо- $\beta$ -сплавов, в зависимости от температуры выдержки и скорости охлаждения на первой ступени может быть как традиционной разупрочняющей, так и упрочняющей термической обработкой. Уровень механических свойств псевдо- $\beta$ -титанового сплава после двойного отжига (при условии, что температура первой ступени выше температуры  $T_{п.п}$ ) может практически не отличаться от значений, полученных путем закалки на  $\beta$ -структуру и старения. Такая зависимость в наибольшей степени характерна для высоколегированных псевдо- $\beta$ -титановых сплавов типа ВТ47 и ВТ32, имеющих низкую критическую скорость охлаждения с температур  $\beta$ -области, необходимую для фиксации полностью метастабильного структурного состояния (табл. 1). Для подобных сплавов закалка может быть осуществлена при низких скоростях охлаждения, реализуемых в вакуумных печах среднего размера, а для выделения значимого количества первичной  $\alpha$ -фазы охлаждение с температуры  $\beta$ -отжига должно быть очень медленным ( $\approx (2-4)$  ч).

Таким образом, для псевдо- $\beta$ -сплавов упрочняющая термическая обработка может проводиться как по классической схеме, включающей в себя закалку из  $\beta$ -области и последующее старение, так и посредством двойного (изотермического) отжига с выдержкой в  $\beta$ - или  $(\alpha + \beta)$ -области на первой его ступени. При этом разграничительным

критерием между типами упрочняющей термической обработки (УТО) является скорость охлаждения материала с температуры выдержки в  $\beta$ -области. Охлаждение из  $\beta$ -области со скоростью выше критической скорости «самозакаливания» ( $v_{\text{охл}} \geq v_{\text{охл.кр}}$ ) является закалкой, а ниже – отжигом.

Таблица 1

**Механические свойства тонких листов (0,5–1,0 мм) из псевдо- $\beta$ -сплавов ВТ47 ( $d$  – плотность) после упрочняющей термической обработки различного вида**

Вид термической обработки	Скорость охлаждения $v_{T_{\text{п.п}} + 20 \dots 400 \text{ } ^\circ\text{C}}$ , $^\circ\text{C}/\text{мин}$ , после первой ступени	Механические свойства продольных образцов			
		$\sigma_{\text{в}}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$\sigma_{\text{в}}/d$ , км (усл. ед.)
Температура испытания 20 $^\circ\text{C}$					
$\beta$ -закалка и старение	8	1260	1190	11,0	26,9
Двойной отжиг	2	1260	1190	12,0	26,9
Температура испытания 350 $^\circ\text{C}$					
$\beta$ -закалка и старение	8	1090	970	12,0	–
Двойной отжиг	2	1090	970	11,5	–

Степень различия в структуре и свойствах псевдо- $\beta$ -сплавов непосредственно после закалки по сравнению с отжигом в первую очередь зависит от степени легирования сплава и стабильности  $\beta$ -фазы, а также особенностей протекающих при охлаждении структурно-фазовых превращений [25], в том числе от того, насколько подавлен процесс выделения атермической  $\omega$ -фазы. Для высоколегированных сплавов при медленном охлаждении с температур  $\beta$ -области более характерно выделение незначительного количества первичной  $\alpha$ -фазы в виде «оторочек» по границам зерен или небольших зарождающихся внутризеренных частиц. Возможно также выделение кластеров  $\beta'$ -фазы. Например, в структуре сплава состава Ti–6Cr–5Mo–5V–4Al даже при быстром охлаждении в воде после гомогенизации в  $\beta$ -области с температуры  $T_{\text{п.п}} + 40 \text{ } ^\circ\text{C}$  происходит объемный спинодальный распад  $\beta_{\text{м}} \rightarrow \beta_1 + \beta_2$  с образованием полосчатой периодической субструктуры (с толщиной пластин  $\sim 30 \text{ нм}$ ), оказывающий влияние на равномерность протекания и механизмы деформации [26]. Прочностные свойства подобной структуры незначительно отличаются от закаленной структуры, а степень снижения характеристик пластичности зависит от объемной доли и структурных особенностей  $\beta'$ -фазы и также может быть незначительной. Изменение комплекса свойств менее легированных сплавов, в большей степени склонных к выделению  $\omega$ -фазы, может быть более существенным и проявляться в значительном снижении пластичности отоженной из  $\beta$ -области микроструктуры.

Типичной структурой в термически упрочненном состоянии для высоколегированных псевдо- $\beta$ -сплавов (Ti-15-3, Beta-C, VT35, VT47) является матричная средне- или крупнозернистая полиэдрическая  $\beta$ -структура ( $\sim (20\text{--}200) \text{ мкм}$ ), заполненная частицами вторичной  $\alpha$ -фазы пластинчатой или игольчатой морфологии. После закалки на полностью  $\beta$ -структуру и последующего старения данные сплавы проявляют преимущественную склонность к формированию пластинчатых выделений  $\alpha$ -фазы зернограничной ( $\alpha_{\text{GRB}}$ ), приграничной (widmenstätten side plates,  $\alpha_{\text{wSP}}$ ) и внутризеренной (intragranular alpha plates,  $\alpha_{\text{IG}}$ ) топологии.

Такая структура обусловлена типовой для данных сплавов УТО, состоящей из  $\beta$ -закалки и последующего одно- или двухступенчатого старения. Для листов, ленты и фольги целесообразность проведения такой термической обработки вызвана необходимостью реализации максимально высоких характеристик штампуемости в закаленном состоянии. Выдержка при температурах гомогенизации вблизи температуры  $T_{\text{п.п}}$  зачастую

не приводит к полному протеканию процессов рекристаллизации, а оставшиеся нерекристаллизованными зерна и их развитая субструктура, как показано на сплавах Ti-15-3 и Beta-C, приводят к локализованному неоднородному выделению вторичной  $\alpha$ -фазы при старении [27, 28]. Для того чтобы избежать такого нежелательного дефекта, увеличивают степень предшествующей деформации и повышают температуру закалки в  $\beta$ -области ( $T \geq T_{п.п} + 50$  °С). Однако крупнозернистая  $\beta$ -структура при последующем старении более склонна к формированию структурного дефекта в виде зон, свободных от выделений вторичной  $\alpha$ -фазы, расположенных в объеме исходных  $\beta$ -зерен и представляющих собой практически полностью нераспавшийся  $\beta_m$ -твердый раствор с пониженным уровнем твердости. Наличие таких структурных дефектов требует существенного увеличения длительности старения и приводит к снижению эксплуатационных характеристик и, в частности, сопротивления усталостному разрушению. Для предупреждения образования подобных зон эффективным методом является применение двухступенчатого старения, первая ступень которого направлена на создание равномерно распределенной по объему сплава дисперсии фаз-прекурсоров ( $\omega$  или  $\beta'$ ), выступающих в качестве центров зарождения частиц вторичной  $\alpha$ -фазы [29], а вторая – на обеспечение требуемых размеров  $\alpha$ -фазы и соотношения прочностных и пластических свойств [30]. Двухступенчатое старение в совокупности с более крупнозернистой и полностью рекристаллизованной  $\beta$ -структурой также существенно снижает количество нежелательной зернограничной  $\alpha$ -фазы, выделяющейся в виде так называемой «оторочки» и снижающей уровень эксплуатационных свойств. Однако длительность двухступенчатого старения может быть довольно большой [31, 32]. При этом, как отмечено для сплава Ti-15-3, двухступенчатое старение (наравне с повышением комплекса прочностных и пластических свойств) повышает скорость роста трещины усталости (СРТУ) [33]. Для псевдо- $\beta$ -сплава Beta 21S путем УТО с двухступенчатым старением, включающим очень длительную первую стадию (до 150 ч выдержки), удалось получить сверхвысокий уровень прочности ( $\sigma_v$  – до 1820 МПа) на нестандартных образцах (с укороченной рабочей частью длиной 3 мм, шириной 1 мм и толщиной 0,4–0,6 мм) со скоростью растяжения при испытании  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$  [34].

Альтернативой двухступенчатого старения является одноступенчатое старение с регламентированным медленным нагревом перед изотермической выдержкой, также направленное на предварительное выделение фаз-прекурсоров [35].

Комплекс свойств псевдо- $\beta$ -сплавов предопределяет широкий выбор возможностей применения различных схем термомеханической обработки (ТМО), в числе которых высокотемпературная (ВТМО) и низкотемпературная (НТМО) ТМО, в том числе с применением холодной деформации, а также всевозможные комбинированные схемы ТМО. Возможность применения большого разнообразия методов ТМО открывает значительные возможности для получения вариативности структурных составляющих титановых псевдо- $\beta$ -сплавов, более гибкого управления уровнем механических и эксплуатационных свойств, а также существенного уменьшения длительности старения, в особенности направленного на достижение высокого уровня прочности. Для малолегированных сплавов данного класса и сплавов с небольшим запасом технологической пластичности при комнатных температурах наиболее целесообразно применение ВТМО и НТМО при температурах вблизи температуры  $T_{п.п}$ , а для сплавов со стабильной  $\beta$ -фазой – еще и НТМО, включающей деформацию при комнатной температуре и комбинированные схемы на ее основе.

Высокая плотность дефектов кристаллического строения, обусловленная холодной деформацией (в том числе дислокаций, выступающих в качестве мест предпочтительного зарождения), после старения, по сравнению с традиционной УТО, приводит к формированию более однородной и мелкодисперсной смеси вторичной  $\alpha$ -фазы в объеме

исходных  $\beta$ -зерен, что снижает склонность к формированию «оторочек»  $\alpha$ -фазы по их границам. Такая структура благодаря значительной микродеформации кристаллических решеток фаз, т. е. фазовому наклепу, обеспечивает высокий уровень прочностных свойств.

Однако необходимо отметить, что развитая текстура деформации и, как следствие, текстура частиц вторичной  $\alpha$ -фазы, а также возникающая в ряде случаев локальная неоднородность плотности распределения частиц в объеме  $\beta$ -зерна заметно снижают уровень пластичности псевдо- $\beta$ -сплавов после НТМО. Это обусловлено более высокой плотностью дислокаций в области полос скольжения, образующихся при холодной прокатке исходной  $\beta$ -структуры [36]. Проведение на холоднокатаном полуфабрикате из сплава Ti-15-3 в составе НТМО перед окончательным старением дополнительной ступени ТО (быстрый нагрев и кратковременный  $\beta$ -отжиг при температуре 750 °С), направленной на развитие процессов возврата (или, как показано на сплаве состава Ti-4,5Fe-7,2Cr-3,0Al, неполной рекристаллизации [37]), позволяет, по сравнению с традиционной схемой НТМО, обеспечить преимущество по уровню пластичности за счет более однородного выделения разнонаправленных частиц вторичной  $\alpha$ -фазы на границах субзерен [38] либо при выборе технологических параметров обеспечить существенно более высокий уровень прочностных свойств при низком уровне пластичности за счет выделения большого количества мелкодисперсной вторичной  $\alpha$ -фазы (толщиной  $\sim(2-5)$  нм) [39].

Применительно к высоколегированным псевдо- $\beta$ -сплавам возможно использование различных схем традиционной и комбинированной ТМО. На примере сравнительного исследования сплавов Ti-15-3, Ti-13-11-3 и Beta-C показано, что с изменением степени легирования эффективность (по сравнению с традиционной упрочняющей обработкой) одних схем снижается, а других – возрастает. Так, для наиболее легированного сплава Ti-13-11-3 традиционная схема НТМО с низкотемпературным старением обеспечивает наилучший баланс прочностных и пластических свойств. Для сплава Ti-15-3 с позиции обеспечения комплекса прочностных и пластических свойств наилучшие результаты обеспечивают схемы традиционной НТМО и схемы с последующим двухступенчатым старением с понижением температуры после первой ступени [40]. Длительность двухступенчатого старения, применяемого в составе НТМО, может быть значительно сокращена по сравнению с УТО, включающей двойное старение и обеспечивающей близкий уровень прочностных свойств [41].

Для сплава Ti-15-3 показано, что комбинированная схема ТМО, состоящая из высокотемпературного старения, последующей холодной прокатки и низкотемпературного старения, позволяет также обеспечить более высокий комплекс прочностных и пластических характеристик, а также сопротивления усталости по сравнению с традиционной схемой УТО ( $\beta$ -закалка и старение). Данная комбинированная схема ТМО, несмотря на более низкий уровень прочности сплава, также обеспечивает существенное сокращение времени обработки по сравнению с длительной двухступенчатой УТО [32].

Исходя из ранее приведенных сведений видно, что в настоящее время для наиболее широко применяемых псевдо- $\beta$ -титановых сплавов типа Ti-15-3 опробовано значительное количество различных подходов к термической и термомеханической обработке, что по крайней мере в лабораторных условиях позволяет обеспечить высокий комплекс прочностных свойств при удовлетворительной пластичности и приемлемом уровне эксплуатационных характеристик. При этом реализация значительной части представленных режимов в условиях промышленного производства затруднено вследствие повышенных требований к применяемому оборудованию, влияния масштабного фактора, нерационально больших временных затрат на проведение упрочняющей обработки сплава и возникающих сложностей при достижении стабильного уровня свойств.

В последние годы для обеспечения сбалансированно высокого комплекса механических и эксплуатационных свойств (прочности, пластичности, СРТУ, сопротивления усталостному разрушению) исследователи все больше внимания обращают на получение и оптимизацию бимодальных и мультимодальных структур с различной морфологией.

Необходимо учитывать, что получение широко применяемых для оптимизации свойств сплавов ( $\alpha + \beta$ )-класса бимодальных глобулярно-пластинчатых структур применительно к ряду псевдо- $\beta$ -сплавов существенно осложнено.

Для большинства высоколегированных псевдо- $\beta$ -сплавов с высокой стабильностью  $\beta_m$ -фазы морфология первичной  $\alpha$ -фазы после УТО является пластинчатой либо грубопластинчатой. Частицы первичной  $\alpha$ -фазы, как правило, располагаются преимущественно по границам исходных зерен в виде сплошной или прерывистой «оторочки» (в случае ( $\alpha + \beta$ )-отжига исходно закаленной структуры) либо внутри зерна, сформировавшись на дефектах кристаллического строения: скоплениях дислокаций и границах субзерен (в случае ( $\alpha + \beta$ )-отжига исходно деформированного материала).

Формирование частиц первичной  $\alpha$ -фазы глобулярной (или приближенной к ней) морфологии характерно для малолегированных псевдо- $\beta$ -сплавов (BT22 состава Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe и Ti-5553 состава Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr) [42-44] и псевдо- $\beta$ -сплавов, легированных элементами с высокой диффузионной подвижностью (Timet LCB состава Ti-6,8Mo-4,5Fe-1,5Al). Таким образом, после старения возможно получить бимодальную глобулярно-пластинчатую структуру, аналогичную структурам ( $\alpha + \beta$ )-сплавов.

На примере сплава Timet LCB показано, что частицы первичной  $\alpha$ -фазы имеют сравнительно небольшой размер, который зачастую не превышает 2-4 мкм. При этом проведение перед ( $\alpha + \beta$ )-отжигом  $\beta$ -закалки, устраняющей несовершенства кристаллической структуры сплава, приводит к преимущественному формированию первичной  $\alpha$ -фазы пластинчатой морфологии [45].

Формирование вторичных мелкодисперсных (~1 мкм) выделений глобулярной (или приближенной к ней) морфологии для псевдо- $\beta$ -сплавов в большинстве случаев возможно лишь путем применения ТМО [46].

В ряде работ для сплавов составов Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al и Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr отмечена взаимосвязь между наличием так называемой треугольной морфологии  $\alpha$ -фазы (triangular  $\alpha$ -phase) в структуре сплава и высоким уровнем механических свойств [47, 48]. В структуре сплава Ti-4Al-6Mo-2V-5Cr-2Zr ( $[Mo]_{\text{экв}} = 11,3$ ) в термически упрочненном состоянии (помимо преобладающей в структуре вторичной  $\alpha$ -фазы игольчатой и пластинчатой морфологии) отмечено также образование частиц треугольной морфологии в интервале температур старения от 520 до 600 °C [49]. Исследованиями показано, что частицы треугольной морфологии в процессе деформирования сплава при растяжении являются более эффективным барьером для движения зарождающихся в  $\beta$ -фазе дислокаций (рис. 1). В результате наличие данных частиц в совокупности с увеличением объемной доли и уменьшением размера частиц вторичной  $\alpha$ -фазы различной морфологии обуславливает более высокие прочностные свойства сплава при некотором снижении пластических характеристик.

При исследованиях влияния УТО с двухступенчатым старением по схеме « $\beta$ -закалка  $\rightarrow$  низкая  $\rightarrow$  высокая температура старения» на свойства сплава BT47 показано существенное преимущество в уровне его прочностных характеристик и пластичности по сравнению с режимами традиционной УТО с одноступенчатым старением (табл. 2).

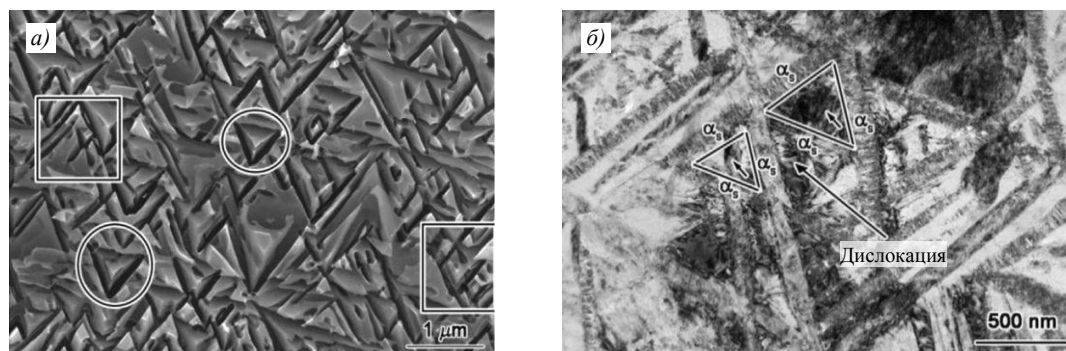


Рис. 1. Микроструктура (а – РЭМ; б – ПЭМ) сплава состава Ti–4Al–6Mo–2V–5Cr–2Zr в термически упрочненном состоянии: закалка на β-фазу и последующее старение при температуре 600 °С в течение 6 ч [49]

Таблица 2

**Механические свойства листов толщиной 1–2 мм из сплава ВТ47 после упрочняющей термической обработки (УТО)**

Шифр термообработки (ТО)	Режим УТО – первая ступень: $T_{п.п} + 20$ °С, 40 мин, охлаждение со скоростью $v_{T_{п.п}+20...400^{\circ}\text{C}} = 16-18$ °С/мин	Механические свойства при растяжении при 20°С (средние значения)			Ударная вязкость КСУ, Дж/см <sup>2</sup>
		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta_5$ , %	
ТО26В	Вторая ступень: $T_{п.п} - 190$ , 16 ч, охлаждение до $T_k^*$	1260	1180	11,0	–
ТО28В	Вторая ступень: $T_{п.п} - 215$ , 16 ч, охлаждение до $T_k$	1380	1300	9,6	–
ТО21В-0	Вторая ступень: $T_{п.п} - 355$ , 10 ч, охлаждение до $T_k +$ + третья ступень: $T_{п.п} - 220$ , 16 ч, охлаждение до $T_k$	1330	1260	14,5	33,1

\* Комнатная температура.

В структуре сплава за счет дополнительно проведенной первой низкотемпературной ступени старения реализуется процесс более гомогенного зарождения частиц вторичной α-фазы, более полного и равномерного распада, а также формируется α-фаза треугольной морфологии (рис. 2). Размер образований в виде трехгранной пирамиды, сформированной из трех частиц α-фазы пластинчатой морфологии, так же как и для сплава состава Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al, составляет порядка 1–2 мкм.

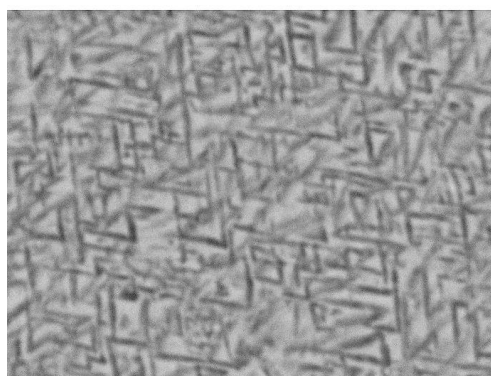


Рис. 2. Микроструктура (РЭМ; ×40000) листов из сплава ВТ47 после упрочняющей термической обработки с двухступенчатым старением по режиму ТО21В-0

В качестве одного из наиболее перспективных современных направлений исследований в области псевдо- $\beta$ -сплавов рассматривают получение мультимодальных структур с иерархической морфологией упрочняющих структурных составляющих.

В работе [50] на малолегированном псевдо- $\beta$ -сплаве состава Ti-5Al-4Zr-8Mo-7V ( $[Mo]_{\text{экв}} = 12,7$ ) показано, что мультимодальная структура позволяет обеспечить высокий уровень механических свойств ( $\sigma_b \approx 1460$  МПа;  $\delta_5 \approx 10\%$ ). Данный тип структуры получен в сплаве посредством деформации в  $\beta$ -области с понижением температуры до  $(\alpha + \beta)$ -области,  $(\alpha + \beta)$ -отжига и старения. Мультимодальная структура состоит из матричной  $\beta$ -фазы, частиц первичной  $\alpha$ -фазы вытянутой грубопластинчатой морфологии, вторичной  $\alpha$ -фазы субмикронных размеров стержнеподобной морфологии и частиц вторичной  $\alpha$ -фазы наноразмерного диапазона пластинчатой морфологии (рис. 3).

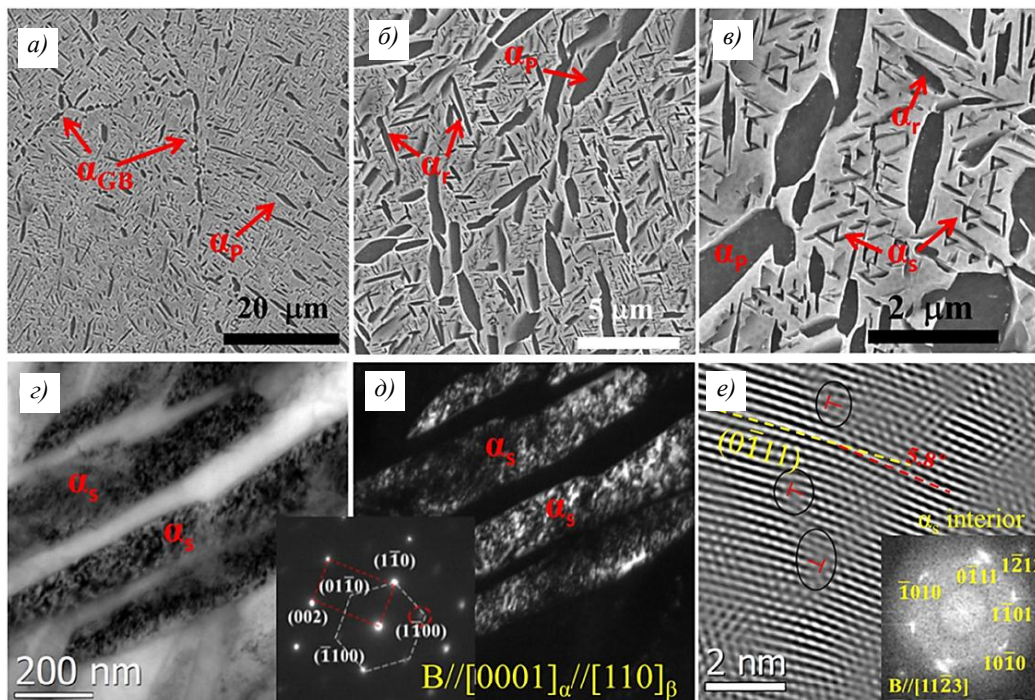


Рис. 3. Микроструктура сплава состава Ti-5Al-4Zr-8Mo-7V после упрочняющей термической обработки: *a–в* – РЭМ; *г* – ПЭМ светлое поле; *д* – ПЭМ темное поле в рефлексе  $(1010)_\alpha$ ; *е* – ПЭМ высокого разрешения (HRTEM) [50]

Наноразмерные выделения вторичной  $\alpha$ -фазы (с сильно выраженной дефектностью их субструктуры) обуславливают высокую прочность сплава. Высокая пластичность сплава объясняется более эффективным распределением деформаций и большей совместимостью структурных составляющих мультимодальной структуры по механическим свойствам в сравнении с традиционной – например, бимодальной.

Применительно к новому псевдо- $\beta$ -титановому сплаву состава Ti-5Al-4Zr-10Mo-3Cr ( $[Mo]_{\text{экв}} = 13,75$ ) также показана возможность получения посредством деформационной и термической обработки мультимодальной структуры с высоким комплексом механических свойств ( $\sigma_b = 1410$  МПа;  $\delta_5 = 13,4\%$ ). Установлено, что в частицах первичной  $\alpha$ -фазы, а также вторичной  $\alpha$ -фазы стержнеподобной морфологии в термически упрочненном состоянии наблюдается формирование субструктуры в виде пластин, имеющих, по утверждению авторов работы [51], гранцентрированную кубическую решетку (рис. 4).

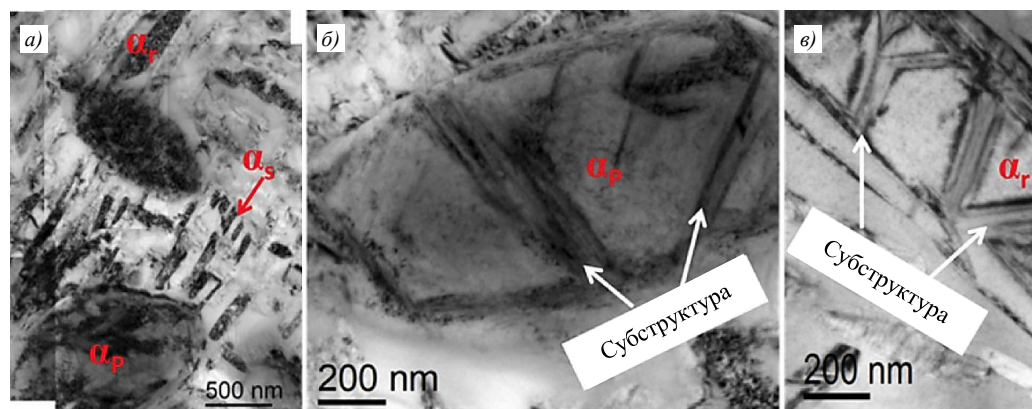


Рис. 4. Микроструктура (ПЭМ) сплава состава Ti–5Al–4Zr–10Mo–3Cr в термически упрочненном состоянии: *a* – общий вид мультимодальной структуры; *б* – пластинчатая субструктура в частице первичной  $\alpha$ -фазы; *в* – пластинчатая субструктура в частице вторичной  $\alpha$ -фазы стержнеподобной морфологии [51]

### Заключения

В настоящее время, несмотря на достигнутые успехи, разработка новых композиций и исследования в области деформационной, термической и термомеханической обработок продолжают, что обусловлено необходимостью повышения комплекса механических, эксплуатационных и специальных свойств псевдо- $\beta$ -титановых сплавов при растущей потребности снижения стоимости изготовления изделий.

Активно проводятся работы, направленные на создание новых схем и оптимизацию разработанных режимов УТО и ТМО с целью обеспечения более однородного структурно-фазового состава, в том числе за счет формирования требуемой дисперсии фаз-прекурсоров и зарождения упрочняющих частиц  $\alpha$ -фазы на дефектах кристаллического строения. Проводятся более детальные исследования взаимосвязи морфологических и топологических особенностей упрочняющей  $\alpha$ -фазы (в частности, так называемой треугольной морфологии) с уровнем механических и эксплуатационных свойств псевдо- $\beta$ -сплавов.

Среди наиболее важных направлений в области термомеханической обработки псевдо- $\beta$ -сплавов можно выделить работы, связанные с получением и управлением характеристиками структуры бимодального и мультимодального типов, направленные на обеспечение более высокого и сбалансированного комплекса механических и эксплуатационных свойств.

### Список источников

1. Дзунович Д.А., Лукина Е.А., Яковлев А.Л. Влияние режимов термической обработки на технологичность и механические свойства листов из высокопрочного титанового сплава BT23 // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. № 3 (52). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-3-10.
2. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. № 12. С. 11–14.
3. Bania P.J. Beta Titanium Alloys and Their Role in the Titanium Industry// *JOM*. 1994. No. 7. P. 16–19.
4. Белогур В.П. Упругие элементы из титановых сплавов // *Пружины*. 2016. № 1. С. 12–14.
5. Шаболдо О.П., Виторский Я.М., Караштин Е.А. и др. Пружинные материалы со специальными свойствами из труднодеформируемых высоколегированных, термомеханически упрочняемых сплавов на основе титана, никеля и ниобия // *Металлообработка*. 2011. № 2 (62). С. 28–35.
6. Nyakana S.L., Fanning J.C., Boyer R.R. Quick Reference Guide for  $\beta$  Titanium Alloys in the 00s // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005. Vol. 14 (6). P. 799–811.

7. Boyer R.R., Briggs R.D. The Use of  $\beta$  Titanium Alloys in the Aerospace Industry // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005. Vol. 14 (6). P. 681–685.
8. Дуюнова В.А., Путырский С.В., Арисланов А.А., Крохина В.А., Ширяев А.А. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства прутков из сплава ВТ47 // *Авиационные материалы и технологии*. 2021. № 4 (65). Ст. 03. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-26-34.
9. Дзунович Д.А., Алексеев Е.Б., Панин П.В., Лукина Е.А., Новак А.В. Структура и свойства листовых полуфабрикатов из деформируемых интерметаллидных титановых сплавов разных классов // *Авиационные материалы и технологии*. 2018. №2 (51). С. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
10. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing // *Herald of the Russian Academy of Sciences*. 2020. Vol. 90. No. 2. P. 225–228.
11. Щетинина Н.Д., Рудченко А.С., Селиванов А.А. Применение методов математического моделирования при разработке режимов деформации алюминий-литиевых сплавов (обзор) // *Труды ВИАМ*. 2020. № 8 (90). Ст. 03. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
12. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов / под ред. Н.Ф. Аношкина, А.Ф. Белова, С.Г. Глазунова, В.И. Добаткина. М.: Металлургия, 1980. 464 с.
13. Лясоцкая В.С. Термическая обработка сварных соединений титановых сплавов. М.: Экомет, 2003. 352 с.
14. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС; МАТИ, 2009. 520 с.
15. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications / ed. C. Leyens, Peters M. Wiley-VCH, 2003. 513 p.
16. Kolli R.P., Devaraj A. A review of metastable beta titanium alloys // *Metals*. 2018. Vol. 8. P. 1–41.
17. Lütjering G., Williams J.C. Titanium. Engineering Materials Processes. Second ed. Springer Berlin, Heidelberg, 2007. 442 p.
18. Weiss I., Semiatin S.L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys – an overview // *Material Science and Engineering: A*. 1998. Vol. 243. P. 46–65.
19. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994. 304 с.
20. Boyer R. Aerospace applications of beta titanium alloys // *JOM*. 1994. No. 6. P. 20–23.
21. Cotton J.D., Briggs R.D., Boyer R.R. et al. State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications // *JOM*. 2015. Vol. 67. No. 6. P. 1281–1303.
22. Zhao X., Niinomi M., Nakai M., Hieda J. Effect of Deformation-Induced  $\omega$  Phase on the Mechanical Properties of Metastable  $\beta$ -Type Ti–V Alloys // *Materials Transactions*. 2012. Vol. 53. No. 8. P. 1379–1384.
23. Панин П.В., Ночовная Н.А., Каблов Д.Е., Алексеев Е.Б., Ширяев А.А., Новак А.В. Практическое руководство по металлографии сплавов на основе титана и его интерметаллидов: учеб. пособие / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2020. 200 с.
24. Donachie M.J. Titanium: A Technical Guide. 2nd ed. ASM International: Materials Park, OH, USA. 2000. 367 p.
25. Каблов Е.Н., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Давыдова Е.А. Исследование структурно-фазовых превращений в псевдо- $\beta$ -титановых сплавах и влияния скорости охлаждения с температуры гомогенизации на структуру и свойства сплава ВТ47. Часть 1 // *Труды ВИАМ*. 2020. № 6–7 (89). Ст. 01. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 15.04.2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-67-3-10.
26. Chen W., Yu G., Li K. et al. Plastic instability in Ti–6Cr–5Mo–5V–4Al metastable  $\beta$ -Ti alloy containing the  $\beta$ -spinodal decomposition structures // *Materials Science & Engineering A*. 2021. Vol. 811. Art. 141052. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141052.
27. Bania P.A., Lenning G.A., Hall J.A. Development and Properties of Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al (Ti15-3) // *Beta Titanium Alloys in the 80's* / eds. R.R. Boyer, H.W. Rosenberg. TMS Warrendale, PA, 1984. P. 209–228.
28. Schmidt P., El-Chaikh A., Christ H.-J. Effect of Duplex Aging on the Initiation and Propagation of Fatigue Cracks in the Solute-rich Metastable  $\beta$  Titanium Alloy Ti 38-644 // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2011. Vol. 42A. P. 2652–2667.

29. Zhanga Y., Xiang S., Tana Y.B., Jia X.M. Study on  $\omega$ -assisted  $\alpha$  nucleation behavior of metastable  $\beta$ -Ti alloys from phase transformation mechanism // *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 890. Art. 161686 DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161686.
30. Poulouse P.K., Imam M.A. The effect of microstructure on tensile properties and fracture toughness of Ti-15-3 Alloy // *Titanium '95: Science and Technology* / eds. P.A. Blenkinsop, W.J. Evans, H.M. Flower. London: Institute of Metals, 1996. P. 988–995.
31. Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Повышение характеристик усталости псевдо- $\beta$ -титанового сплава VT47 посредством усовершенствования режима упрочняющей термической обработки // *Новые материалы и технологии глубокой переработки сырья – основа инновационного развития экономики России: материалы III Междунар. науч.-техн. конф. М.: НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, 2022. С. 411–429.*
32. Boyer R.R., Rack H.J., Venkatesh V. The influence of thermomechanical processing on the smooth fatigue properties of Ti–15V–3Cr–3Al–3Sn // *Materials Science and Engineering A*. 1998. Vol. 243. P. 97–102.
33. Yumak N., Aslantas K. Effect of Heat Treatment Procedure on Mechanical Properties of Ti–15V–3Al–3Sn–3Cr Metastable  $\beta$  Titanium Alloy // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2021. Vol. 30. P. 1066–1074.
34. Mantri S.A., Choudhuri D., Alam T. et al. Tuning the scale of  $\alpha$  precipitates in  $\beta$ -titanium alloys for achieving high strength // *Scripta Materialia*. 2018. Vol. 154. P. 139–144.
35. Gao J., Rainforth W.M. The Effect of Heating Rate on Discontinuous Grain Boundary Alpha Formation in a Metastable Beta Titanium Alloy // *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Vol. 51A. P. 3766–3771.
36. Furuhashi T., Maki T., Makino T. Microstructure control by thermomechanical processing in  $\beta$ -Ti-15-3 alloy // *Journal of Materials Processing Technology*. 2001. Vol. 117. P. 318–323.
37. Markovsky P.E., Ikeda M. Balancing of mechanical properties of Ti–4.5Fe–7.2Cr–3.0Al using thermomechanical processing and rapid heat treatment // *Materials Transactions*. 2005. Vol. 46. No. 7. P. 1515–1524.
38. Furuhashi T. Role of Defects on Microstructure Development of Beta Titanium Alloys // *Metals and materials*. 2000. Vol. 6. No. 3. P. 221–224.
39. Okada M. Strengthening of Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al by Thermo-mechanical Treatments // *ISIJ International*. 1991. Vol. 31. No. 8. P. 834–839.
40. Suzuki T., Niwa N., Goto K., Kobayashi M., Moroyama T., Takatori H. Effect of aging on mechanical properties of beta titanium alloys of Ti–13V–11Cr–3Al, Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al and Ti–3Al–8V–6Cr–4Mo–4Zr // *Titanium '95: Science and Technology*. London: Institute of Metals, 1996. P. 1294–1301.
41. Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Influence of manufacturing parameters on pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT47 sheet structural state and mechanical property anisotropy // *Metallurgist*. 2023. Vol. 66. No. 9–10. P. 1216–1224.
42. Zhua W., Tanb C., Xiaoa R., Suna Q., Sun J. Slip behavior of Bi-modal structure in a metastable titanium alloy during tensile deformation // *Journal of Materials Science & Technology*. 2020. Vol. 57. P. 188–196.
43. Путьрский С.В., Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Крохина В.А. Исследование влияния различных режимов термической обработки на свойства полуфабрикатов и сварных соединений из сплава VT22M // *Авиационные материалы и технологии*. 2019. № 1 (54). С. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-3-10.
44. Крохина В.А., Путьрский С.В., Грибков М.С. Исследование структуры и механических свойств сварных соединений из титанового сплава VT22M // *Авиационные материалы и технологии*. 2022. № 2 (67). Ст. 05. URL: <http://www.journal.viam.ru> (дата обращения: 15.04.2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-52-62.
45. Basak K. The role of crystallographic relationships between alpha( $\alpha$ ) and beta( $\beta$ ) phases on the elevated temperature isothermal phase transformation kinetics in Timetal LCB (Ti–6.5Mo–4.5Fe–1.5Al). 2008. URL: [https://tigerprints.clemson.edu/all\\_theses/429](https://tigerprints.clemson.edu/all_theses/429) (дата обращения: 07.04.2023).
46. Jha S.K., Ravichandran K.S. High-cycle fatigue resistance in beta-titanium alloys // *JOM*. 2000. No. 3. P. 30–35.
47. Miyano N., Norimura T., Inaba T., Ameyama K. Reasons for Formation of Triangular Precipitates in Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al Titanium Alloy // *Materials Transactions*. 2006. Vol. 47. No. 2. P. 341–347.

48. Dehghan-Manshadi A., Dippenaar R.J. Development of  $\alpha$ -phase morphologies during low temperature isothermal heat treatment of a Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr alloy // *Materials Science and Engineering A*. 2011. Vol. 528. P. 1833–1839.
49. Wang S., Chen L., Chen X.B. et al. Effect of aging treatment on microstructure and tensile properties of Ti–4Al–6Mo–2V–5Cr–2Zr // *Journal of materials research and technology*. 2023. Vol. 22. P. 2008–2016.
50. Zhu W., Lei J., Tan C. et al. A novel high-strength  $\beta$ -Ti alloy with hierarchical distribution of  $\alpha$ -phase: The superior combination of strength and ductility // *Materials and Design*. 2019. Vol. 168. P. 1–8.
51. Zhu W., Kou W., Tan C. et al. Face centered cubic substructure and improved tensile property in a novel  $\beta$  titanium alloy Ti–5Al–4Zr–10Mo–3Cr // *Materials Science & Engineering A*. 2020. Vol. 771. Art. 138611. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138611.

### References

1. Dzunovich D.A., Lukina E.A., Yakovlev A.L. Influence of heat treatment parameters on producibility and mechanical properties of sheets made from high-strength titanium alloy VT23. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 3 (52), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-3-10.
2. Moiseev V.N. Beta-titan alloys and prospects for their development. *Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallov*, 1998, no. 12, pp. 11–14.
3. Bania P.J. Beta Titanium Alloys and Their Role in the Titanium Industry// *JOM*, 1994, no. 7, pp. 16–19.
4. Belogur V.P. Elastic elements of titanium alloys. *Pruzhiny*, 2016, no. 1, pp. 12–14
5. Shaboldo O.P., Vitovsky Y.M., Karashtin E.A. et al. Spring materials with special properties from hard to and formed highly alloyed, thermomechanically strengthened alloys based on titanium, nickel and niobium. *Metalloobrabotka*, 2011, no. 2 (62), pp. 28–35.
6. Nyakana S.L., Fanning J.C., Boyer R.R. Quick Reference Guide for  $\beta$  Titanium Alloys in the 00s. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, vol. 14 (6), pp. 799–811.
7. Boyer R.R., Briggs R.D. The Use of  $\beta$  Titanium Alloys in the Aerospace Industry. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, vol. 14 (6), pp. 681–685.
8. Duyunova V.A., Putyrskiy S.V., Arislanov A.A., Krokhhina V.A., Shiryaev A.A. Analysis of the effect of heat treatment on the structure and mechanical properties of bars made of VT47 titanium alloy. *Aviation materials and technologies*, 2021, no. 4 (65), paper no. 03. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 15, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2021-0-4-26-34.
9. Dzunovich D.A., Alekseyev E.B., Panin P.V., Lukina E.A., Novak A.V. Structure and properties of sheet semi-finished products from various wrought intermetallic titanium alloys. *Aviacionnye materialy i tekhnologii*, 2018, no. 2 (51), pp. 17–25. DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25.
10. Kablov E.N. New Generation Materials and Technologies for Their Digital Processing. *Herald of the Russian Academy of Sciences*, 2020, vol. 90, no. 2, pp. 225–228.
11. Shchetinina N.D., Rudchenko A.S., Selivanov A.A. The approaches that are used for developed of optimal strain modes of aluminum-lithium alloys (review). *Trudy VIAM*, 2020, no. 8 (90), paper no. 03. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 04, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-0-8-20-34.
12. *Titanium alloys. Metallography of titanium alloys*. Ed. N.F. Anoshkin, A.F. Belov, S.G. Glazunov, V.I. Slutkin. Moscow: Metallurgiya, 1980, 464 p.
13. Lyasotskaya V.S. *Thermal processing of welded joints of titanium alloys*. Moscow: Ekomet, 2003. 352 p.
14. Ilyin A.A., Kolachev B.A., Polkin I.S. *Titanium alloys. Composition, structure, properties: reference*. Moscow: VILS; MATI, 2009, 520 p.
15. *Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications*. Ed. C. Leyens, Peters M. Wiley–VCH, 2003, 513 p.
16. Kolli R.P., Devaraj A. A review of metastable beta titanium alloys. *Metals*, 2018, vol. 8, pp. 1–41.
17. Lütjering G., Williams J.C. *Titanium. Engineering Materials Processes*. Second ed. Springer Berlin, Heidelberg, 2007, 442 p.
18. Weiss I., Semiatin S.L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys – an overview. *Material Science and Engineering: A*, 1998, vol. 243, pp. 46–65.

19. Ilyin A.A. The mechanism and kinetics of phase and structural transformations in titanium alloys. Moscow: Nauka, 1994, 304 p.
20. Boyer R. Aerospace applications of beta titanium alloys. *JOM*, 1994, no. 6, pp. 20–23.
21. Cotton J.D., Briggs R.D., Boyer R.R. et al. State of the Art in Beta Titanium Alloys for Airframe Applications. *JOM*, 2015, vol. 67, no. 6, pp. 1281–1303.
22. Zhao X., Niinomi M., Nakai M., Hieda J. Effect of Deformation-Induced  $\omega$  Phase on the Mechanical Properties of Metastable  $\beta$ -Type Ti–V Alloys. *Materials Transactions*, 2012, vol. 53, no. 8, pp. 1379–1384.
23. Panin P.V., Nochovnaya N.A., Kablov D.E., Alekseev E.B., Shiryaev A.A., Novak A.V. *Practical guide for metallography of alloys based on titanium and its intermetallids*: textbook. Ed. E.N. Kablov. Moscow: VIAM, 2020, 200 p.
24. Donachie M.J. *Titanium: A Technical Guide*. 2nd ed. ASM International: Materials Park, OH, USA. 2000, 367 p.
25. Kablov E.N., Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Investigation of structural and phase transformations in metastable  $\beta$ -titanium alloys and effect of cooling rate from homogenization temperature on structure and properties of VT47 alloy. Part 1. *Trudy VIAM*, 2020, no. 6–7 (89), paper no. 01. Available at: <http://www.viam-works.ru> (accessed: April 15, 2023). DOI: 10.18577/2307-6046-2020-67-3-10.
26. Chen W., Yu G., Li K. et al. Plastic instability in Ti–6Cr–5Mo–5V–4Al metastable  $\beta$ -Ti alloy containing the  $\beta$ -spinodal decomposition structures. *Materials Science & Engineering A*, 2021, vol. 811, art. 141052. DOI: 10.1016/j.msea.2021.141052.
27. Bania P.A., Lenning G.A., Hall J.A. Development and Properties of Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al (Ti15-3). *Beta Titanium Alloys in the 80's*. Eds. R.R. Boyer, H.W. Rosenberg. TMS Warrendale, PA, 1984, pp. 209–228.
28. Schmidt P., El-Chaikh A., Christ H.-J. Effect of Duplex Aging on the Initiation and Propagation of Fatigue Cracks in the Solute-rich Metastable  $\beta$  Titanium Alloy Ti 38-644. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2011, vol. 42A, pp. 2652–2667.
29. Zhanga Y., Xiang S., Tana Y.B., Jia X.M. Study on  $\omega$ -assisted  $\alpha$  nucleation behavior of metastable  $\beta$ -Ti alloys from phase transformation mechanism. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, vol. 890, art. 161686. DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161686.
30. Poulouse P.K., Imam M.A. The effect of microstructure on tensile properties and fracture toughness of Ti-15-3 Alloy. *Titanium '95: Science and Technology*. Eds. P.A. Blenkinsop, W.J. Evans, H.M. Flower. London: Institute of Metals, 1996, pp. 988–995.
31. Shiryaev A.A., Nochovnaya N.A. Increasing the characteristics of the fatigue of the pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT47 by improving the regime of strengthening heat treatment. *New materials and technologies for deep processing of raw materials-the basis of innovative development of the Russian economy*: Materials of the III Intern. Sci.-tech. Conf. M.: NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, 2022, pp. 411–429.
32. Boyer R.R., Rack H.J., Venkatesh V. The influence of thermomechanical processing on the smooth fatigue properties of Ti–15V–3Cr–3Al–3Sn. *Materials Science and Engineering A*, 1998, vol. 243, pp. 97–102.
33. Yumak N., Aslantas K. Effect of Heat Treatment Procedure on Mechanical Properties of Ti–15V–3Al–3Sn–3Cr Metastable  $\beta$  Titanium Alloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2021, vol. 30, pp. 1066–1074.
34. Mantri S.A., Choudhuri D., Alam T. et al. Tuning the scale of  $\alpha$  precipitates in  $\beta$ -titanium alloys for achieving high strength. *Scripta Materialia*, 2018, vol. 154, pp. 139–144.
35. Gao J., Rainforth W.M. The Effect of Heating Rate on Discontinuous Grain Boundary Alpha Formation in a Metastable Beta Titanium Alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2020, vol. 51A, pp. 3766–3771.
36. Furuhashi T., Maki T., Makino T. Microstructure control by thermomechanical processing in  $\beta$ -Ti-15-3 alloy. *Journal of Materials Processing Technology*, 2001, vol. 117, pp. 318–323.
37. Markovsky P.E., Ikeda M. Balancing of mechanical properties of Ti–4.5Fe–7.2Cr–3.0Al using thermomechanical processing and rapid heat treatment. *Materials Transactions*, 2005, vol. 46, no. 7, pp. 1515–1524.
38. Furuhashi T. Role of Defects on Microstructure Development of Beta Titanium Alloys. *Metals and materials*, 2000, vol. 6, no. 3, pp. 221–224.

39. Okada M. Strengthening of Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al by Thermo-mechanical Treatments. *ISIJ International*, 1991, vol. 31, no. 8, pp. 834–839.
40. Suzuki T., Niwa N., Goto K., Kobayashi M., Moroyama T., Takatori H. Effect of aging on mechanical properties of beta titanium alloys of Ti–13V–11Cr–3Al, Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al and Ti–3Al–8V–6Cr–4Mo–4Zr. *Titanium '95: Science and Technology*. London: Institute of Metals, 1996, pp. 1294–1301.
41. Nochovnaya N.A., Shiryaev A.A., Davydova E.A. Influence of manufacturing parameters on pseudo- $\beta$ -titanium alloy VT47 sheet structural state and mechanical property anisotropy. *Metalurgist*, 2023, vol. 66, no. 9–10, pp. 1216–1224.
42. Zhua W., Tanb C., Xiaoa R., Suna Q., Sun J. Slip behavior of Bi-modal structure in a metastable titanium alloy during tensile deformation. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, vol. 57, pp. 188–196.
43. Putyrskiy S.V., Yakovlev A.L., Nochovnaya N.A., Krokhnina V.A. Research of different heat treatment modes influence on properties of semi-finished products and welded joints from titanium alloy BT22M. *Aviacionnye materialy i tehnologii*, 2019, no. 1 (54), pp. 3–10. DOI: 10.18577/2071-9140-2019-0-1-3-10.
44. Krokhnina V.A., Putyrskiy S.V., Gribkov M.S. Analysis of structure and mechanical properties of welded joint from titanium alloy VT22M. *Aviation materials and technologies*, 2022, no. 2 (67), paper no. 05. Available at: <http://www.journal.viam.ru> (accessed: April 15, 2023). DOI: 10.18577/2713-0193-2022-0-2-52-62.
45. Basak K. *The role of crystallographic relationships between alpha( $\alpha$ ) and beta( $\beta$ ) phases on the elevated temperature isothermal phase transformation kinetics in Timetal LCB (Ti–6.5Mo–4.5Fe–1.5Al)*, 2008. Available at: [https://tigerprints.clemson.edu/all\\_theses/429](https://tigerprints.clemson.edu/all_theses/429) (accessed: April 15, 2023).
46. Jha S.K., Ravichandran K.S. High-cycle fatigue resistance in beta-titanium alloys. *JOM*, 2000, no. 3, pp. 30–35.
47. Miyano N., Norimura T., Inaba T., Ameyama K. Reasons for Formation of Triangular Precipitates in Ti–15V–3Cr–3Sn–3Al Titanium Alloy. *Materials Transactions*, 2006, vol. 47, no. 2, pp. 341–347.
48. Dehghan-Manshadi A., Dippenaar R.J. Development of  $\alpha$ -phase morphologies during low temperature isothermal heat treatment of a Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr alloy. *Materials Science and Engineering A*, 2011, vol. 528, pp. 1833–1839.
49. Wang S., Chen L., Chen XB. et al. Effect of aging treatment on microstructure and tensile properties of Ti–4Al–6Mo–2V–5Cr–2Zr. *Journal of materials research and technology*, 2023, vol. 22, pp. 2008–2016.
50. Zhu W., Lei J., Tan C. et al. A novel high-strength  $\beta$ -Ti alloy with hierarchical distribution of  $\alpha$ -phase: The superior combination of strength and ductility. *Materials and Design*, 2019, vol. 168, pp. 1–8.
51. Zhu W., Kou W., Tan C. et al. Face centered cubic substructure and improved tensile property in a novel  $\beta$  titanium alloy Ti–5Al–4Zr–10Mo–3Cr. *Materials Science & Engineering A*, 2020, vol. 771, art. 138611. DOI: 10.1016/j.msea.2019.138611.

**Информация об авторах**

**Ширяев Андрей Александрович**, старший научный сотрудник, к.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Ночовная Надежда Алексеевна**, советник генерального директора, д.т.н., НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Information about the authors**

**Andrey A. Shiryaev**, Senior Researcher, Candidate of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

**Nadezhda A. Nochovnaya**, Counselor to Director General, Doctor of Sciences (Tech.), NRC «Kurchatov Institute» – VIAM, [admin@viam.ru](mailto:admin@viam.ru)

Статья поступила в редакцию 18.05.2023; одобрена и принята к публикации после рецензирования 26.05.2023.

The article was submitted 18.05.2023; approved and accepted for publication after reviewing 26.05.2023.