

УДК 669.017.165:669.295

Д.А. Дзунович¹, Е.А. Лукина², А.Л. Яковлев¹**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА ТЕХНОЛОГИЧНОСТЬ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА
ЛИСТОВ ИЗ ВЫСОКОПРОЧНОГО ТИТАНОВОГО СПЛАВА VT23**

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-3-3-10

Изучено влияние режимов вакуумной термической обработки на структурно-фазовое состояние, технологическую пластичность при комнатной температуре и механические свойства промышленных листов толщиной 2,5 мм из сплава VT23. Показано, что разработанный режим двухступенчатого отжига позволяет сформировать в листах двухфазную структуру с размером α -частиц 5–7 мкм и коэффициентом стабилизации β -фазы на уровне аналогичной характеристики для псевдо- β -сплавов. Такая обработка обеспечивает угол загиба листов при испытаниях на трехточечный изгиб при комнатной температуре после снятия нагрузки – не менее 100 градусов. Установлено, что последующая упрочняющая термическая обработка по разработанному двухступенчатому режиму позволяет достичь в листах уровня прочности >1000 МПа.

Ключевые слова: сплав VT23, лист, фазовый состав, структура, термообработка, текстура, угол загиба, анизотропия, механические свойства.

D.A. Dzunovich¹, E.A. Lukina², A.L. Yakovlev¹**INFLUENCE OF HEAT TREATMENT PARAMETERS
ON PRODUCIBILITY AND MECHANICAL PROPERTIES
OF SHEETS MADE FROM HIGH-STRENGTH TITANIUM ALLOY VT23**

The influence of the vacuum heat treatment parameters on structural phase state, technological plasticity at room temperature, and mechanical properties of industrial sheets from VT23 alloy with 2,5 mm thickness was studied. It is shown that the developed parameters of double-stage annealing makes it possible to form two-phase structure with α -particle size of 5–7 μm and β -stabilization coefficient at the level of similar characteristics for pseudo- β -alloys. This treatment provides the angle of bend of the sheets during three-point bend tests at room temperature after load removal at least 100 degrees. It is established that the subsequent hardening heat treatment according to the developed two-stage mode allows achieving strength levels in the sheets above 1000 MPa.

Keywords: VT23 alloy, sheet, phase composition, structure, heat treatment, texture, angle of bend, anisotropy, mechanical properties.

¹Федеральное государственное унитарное предприятие «Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов» Государственный научный центр Российской Федерации [Federal State Unitary Enterprise «All-Russian Scientific Research Institute of Aviation Materials» State Research Center of the Russian Federation]; e-mail: admin@viam.ru

²Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)» [Moscow Aviation Institute (National Research University)]; e-mail: mai@mai.ru

Введение

Одной из тенденций развития современного авиационного материаловедения является создание и промышленное освоение технологий изготовления деталей сложной формы из металлических материалов, обеспечивающих повышение коэффициента использования металла при общем снижении трудоемкости технологического процесса [1–3]. Так, в последнее время значительные усилия как российских, так и зарубежных научных и научно-производственных организаций направлены на получение порошковых композиций из титановых сплавов разных классов, включая наиболее слож-

ные по химическому составу двухфазные сплавы, а также перспективные интерметаллидные сплавы на основе γ -алюминиды титана [4–8].

Однако, несмотря на столь явное смещение акцентов в сторону аддитивного производства, не следует забывать и о традиционных методах обработки металлов давлением, а также о способах термической, термомеханической и химико-термической обработок, которые позволяют эффективно управлять структурно-фазовым состоянием титановых сплавов, в особенности двухфазных, возможности которых до конца не исчерпаны [9–11]. Это в полной мере относится к постоянно

совершенствующимся технологиям получения листовых полуфабрикатов из титанового сплава ВТ23, детали из которых активно используются в конструкциях силового набора планера воздушных судов разработки ПАО «Компания «Сухой» [12–17].

Причина интереса к сплаву ВТ23 кроется, прежде всего, в его химическом и фазовом составе [17–20]. Во-первых, высокое содержание ванадия существенно увеличивает как прочностные, так и пластические характеристики сплава и допускает легирование большим количеством алюминия – основного упрочнителя в титановых сплавах – без опасения охрупчивания материала при длительной эксплуатации вследствие образования упорядоченной α_2 -фазы [13, 21]. Кроме того, значительное содержание β -фазы в сплаве (~30% (объемн.) – в отожженном состоянии) позволяет варьировать режимы термомеханической и термической обработок с целью формирования оптимального структурно-фазового состояния для получения требуемого комплекса свойств [12, 22].

Листы из сплава ВТ23 выпускаются в промышленных условиях, но в отличие от плит, поковок и штамповок, содержание алюминия в них снижено до 4,0–5,0% (по массе). Существующие технологии изготовления конструкций из листовых полуфабрикатов сплава ВТ23 предполагают проведение деформации при температурах не ниже 750°C [23, 24], что обуславливает необходимость использования более сложного и дорогостоящего оборудования по сравнению с оборудованием, применяемым для обработки давлением сплавов низкой и средней прочности, а также влечет за собой полное или частичное изменение технологического процесса, что, в свою очередь, неизбежно приводит к существенному удорожанию производства [17, 18, 25]. Таким образом, разработка более экономически выгодных технологий изготовления изделий сложной формы из высокопрочных титановых сплавов, в том числе из сплава ВТ23, является актуальной задачей. Поэтому цель данной работы состояла в получении в листовом полуфабрикате сплава ВТ23 структуры, которая обеспечивала бы деформацию изгибом при комнатной температуре на угол не менее 90 градусов и уровень прочности не менее 1000 МПа.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 2.1. «Фундаментально-ориентированные исследования» («Стратегические

направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [26].

Материалы и методы

Исследования проводили на листах из сплава ВТ23 толщиной 2,5 мм одной плавки, полученных в условиях ПАО «Корпорация ВСМПО-АВИСМА». Химический состав полуфабрикатов представлен в табл. 1.

Термическую обработку проводили в вакуумной печи марки СВНЭ-1.3.1/16-ИЗ.

Металлографический анализ проводили на оптическом микроскопе Zeiss Axio Observer.A1m с помощью программного комплекса для анализа изображений NEXSYS ImageExpertPro 3 по методу светлого поля.

Для проведения рентгеновского анализа структурно-фазового и текстурного состояния использовали рентгеновский дифрактометр Bruker D8 ADVANCE. Съемку производили в фильтрованном $\text{Cu } K_\alpha$ -излучении. Текстуру образцов исследовали с помощью метода обратных полюсных фигур. В качестве бестекстурного эталона использовали порошок из сплава ВТ23, отожженный при температуре 750°C в течение 30 мин.

Измерение твердости по методу Роквелла (шкала С) осуществляли на автоматизированном приборе Qness Q150R в соответствии с ГОСТ 9013–59.

Микрорентгеноспектральный анализ проводили согласно ГОСТ 22309–2015 на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10, оснащенный энергодисперсионным спектрометром X-Max, с применением калибровки по сертифицированным эталонам.

Кратковременные испытания на растяжение проводили на универсальной испытательной машине TIRA-test 2300 в соответствии с ГОСТ 1497–84 (скорость перемещения траверсы составляла 2 мм/мин).

Испытания на изгиб проводили в соответствии с ГОСТ 14019–2003. Нагружение осуществляли на испытательной машине TIRA-test 2300 при помощи пуансона радиусом 7,5 мм на середине расстояния между опорами (рис. 1, а). При этом оценивали углы изгиба и загиба в нагруженном состоянии и после снятия нагрузки (рис. 1, б). Испытания проводили до момента появления первых трещин. Макротрещины оценивали визуально с применением лупы с увеличением $\times 10$, а микротрещины выявляли капиллярным методом.

Таблица 1

Химический состав листов толщиной 2,5 мм из сплава ВТ23

Содержание легирующих элементов, % (по массе)				
Al	Mo	V	Cr	Fe
4,5	1,8	4,0	0,86	0,44

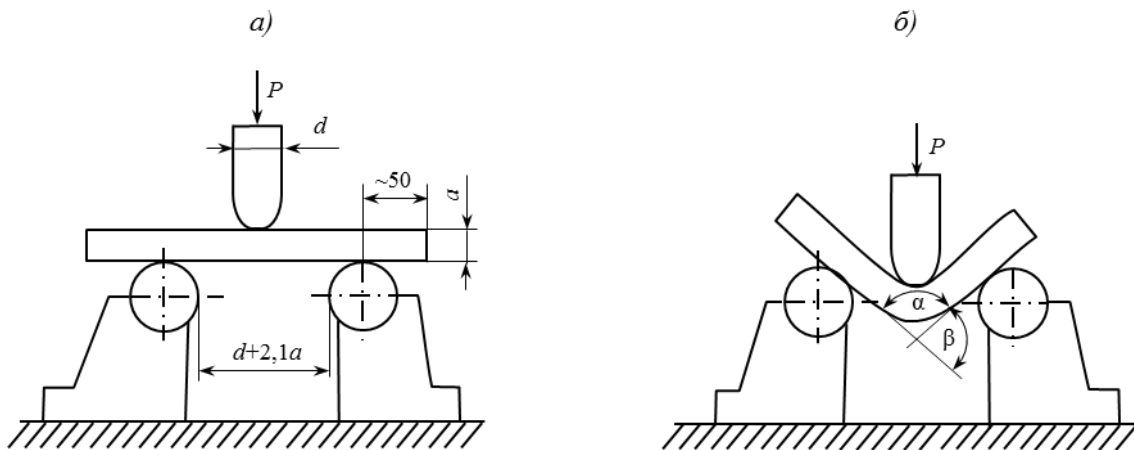


Рис. 1. Технологическая схема испытаний на изгиб:
 а – образец перед испытанием; б – загиб до определенного угла [27]

Результаты

Отправными точками при выборе режимов термической обработки титановых сплавов, особенно мартенситного класса, являются температура полиморфного превращения A_{c3} и критическая температура $T_{кр}$ [28, 29]. Указанные температуры для исследуемых листов из сплава ВТ23 определены методом пробных закалок на основании обобщенных данных металлографического и рентгеноструктурного анализов.

Для двухфазных $(\alpha+\beta)$ -титановых сплавов общий уровень прочностных свойств определяется двумя составляющими: прочностью отдельно каждой из фаз (α и β) и дополнительным структурным упрочнением [30, 31]. Первая из этих составляющих зависит от степени легирования и эффективности растворного упрочнения каждой фазы легирующими элементами, а вторая – определяется объемной долей каждой из фаз, а также размером, морфологией и взаимным расположением структурных составляющих [12, 13, 22, 30, 32].

Микрорентгеноспектральный анализ, проведенный в сочетании с методом пробных закалок, показал, что с понижением температуры происходит изменение объемной α -фазы, а ее химический состав практически постоянен и составляет, % (по массе): (5,5–5,7) Al; (0,8–1,3) V; (0,4–0,5) Mo; (0,1–0,2) Cr и $\sim 0,01$ Fe.

Химический состав β -фазы более чувствителен к температуре нагрева [30, 32–34]. Так, с понижением температуры происходит обеднение β -фазы алюминием – с 4,5% (по массе) при закалке на мартенсит до 2,4% (по массе) при температуре 570°C. Одновременно с обеднением β -фазы алюминием происходит ее обогащение β -стабилизирующими элементами: ванадием – с 4 до 11,8% (по массе), молибденом – с 1,8 до 6% (по массе), хромом – с 0,9 до 2,5% (по массе) и железом – с 0,5 до 2,7% (по массе). Необходимо отметить, что наиболее интенсивное изменение химического состава β -фазы происходит в интервале температур 830–650°C (рис. 2). Суммарное

содержание β -стабилизаторов в β -фазе, выраженное через коэффициент K_{β}^{β} , также увеличивается с 0,66 при температуре полиморфного превращения до 2,1 при температуре 570°C (рис. 2).

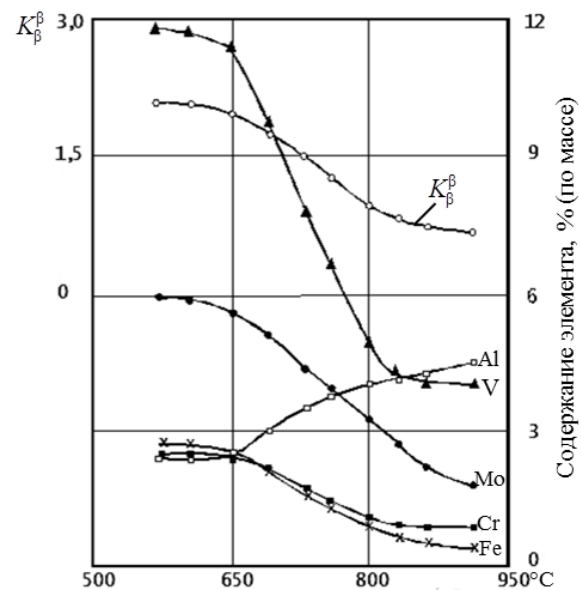


Рис. 2. Изменение концентрации легирующих элементов в β -фазе для листов из сплава ВТ23 в зависимости от температуры нагрева под закалку

Таким образом, эффект растворного упрочнения α -фазы будет оставаться практически неизменным в исследованном температурном интервале, так как ее химический состав постоянен. Растворное же упрочнение β -фазы будет зависеть от предварительной температуры нагрева. Известно, что уменьшение содержания алюминия в β -фазе приводит к увеличению ее пластичности [13, 21, 22]. Этот принцип положен в основу создания более технологичных титановых сплавов, например сплава ВТ22И, в котором содержание алюминия снижено до 3% (по массе) по

сравнению с 6% (по массе) в сплаве ВТ22, а также сплава ВТ16, который также содержит до 3% (по массе) алюминия [23]. Однако полностью отказаться от легирования промышленных титановых сплавов алюминием нельзя, иначе в процессе термической обработки возможно образование ω -фазы, приводящей к охрупчиванию [6, 23].

Увеличение содержания β -стабилизаторов с понижением температуры приводит к растворному упрочнению β -фазы. Поэтому для снижения прочности β -фазы и приближения значений ее предела текучести к величине предела текучести более пластичной α -фазы необходимо, чтобы в β -фазе содержалось как можно меньше алюминия [12]. При этом следует учитывать, что выигрыш в пластичности β -фазы за счет уменьшения содержания в ней алюминия может быть нивелирован твердорастворным упрочнением β -стабилизирующими элементами. Таким образом, наибольший интерес представляет температурный интервал 700–750°C. В процессе закалки в данном интервале температур β -фаза будет содержать ~3% (по массе) алюминия, а суммарное содержание β -стабилизаторов будет соответствовать $K_{\beta}^{\beta}=1,3-1,7$ (рис. 2), что приблизительно соответствует значениям коэффициента β -стабилизации псевдо- β -титановых сплавов, имеющих высокую технологичность при комнатной температуре [23].

Как отмечено ранее, помимо растворного упрочнения, определяющего прочность каждой из фаз, свой вклад вносит также и структурное упрочнение. Для того чтобы уменьшить эффект структурного упрочнения необходимо, во-первых, увеличить размер α -фазы для активизации работы источника дислокаций Франка-Рида и, во-вторых, уменьшить концентрацию дефектов кристаллического строения за счет протекания процессов полигонизации и рекристаллизации [23].

Исходя из вышеперечисленных принципов создания структуры, позволяющей осуществлять холодную пластическую деформацию при изгибе, для листов из сплава ВТ23 опробовали режим двухступенчатого отжига, который проводили в

вакууме для исключения процесса окисления. Нагрев до температуры $A_{c3}-90^{\circ}\text{C}$ с последующей изотермической выдержкой в процессе проведения первой ступени отжига позволяет обеспечить не только растворение избыточной α -фазы и приближение составов α - и β -фаз к равновесным, но и приводит к уменьшению концентрации дефектов кристаллического строения за счет протекания процессов полигонизации. Поскольку оптимальный для холодной пластической деформации состав β -фазы отвечает температурному интервалу 700–750°C, то снижение температуры до температуры второй ступени отжига осуществляли со скоростью 0,04 К/с, которая обеспечивает не зарождение частиц α -фазы в β -матрице в процессе охлаждения, а рост уже существующих в структуре первичных α -кристаллов. Изотермическая выдержка при этом позволяет завершить процесс гомогенизации сплава. Дальнейшее охлаждение до комнатной температуры проводили с максимальной возможной для используемой вакуумной установки скоростью (0,9 К/с), которая близка к первой критической для данного состава сплава [23]. Таким образом, термическая обработка листовых полуфабрикатов по режиму двухступенчатого отжига позволила увеличить размер частиц α -фазы с 1–2 мкм в исходном горячекатаном состоянии (рис. 3, а) до 5–7 мкм в отожженном (рис. 3, б) и получить β -фазу, содержащую, % (по массе): 3,2 Al; 7,6 V; 4,1 Mo; 1,6 Cr и 1,5 Fe, что соответствует $K_{\beta}^{\beta}=1,44$.

В листовом прокате из двухфазных титановых сплавов, изготовленном в условиях промышленного производства, за исключением случаев применения метода продольно-поперечной деформации, практически всегда присутствует анизотропия механических свойств. В связи с этим статическим испытаниям при растяжении подвергали образцы в продольном и поперечном направлениях, вырезанные из листов как в исходном горячекатаном состоянии, так и после двухступенчатого отжига. Результаты испытаний представлены в табл. 2.

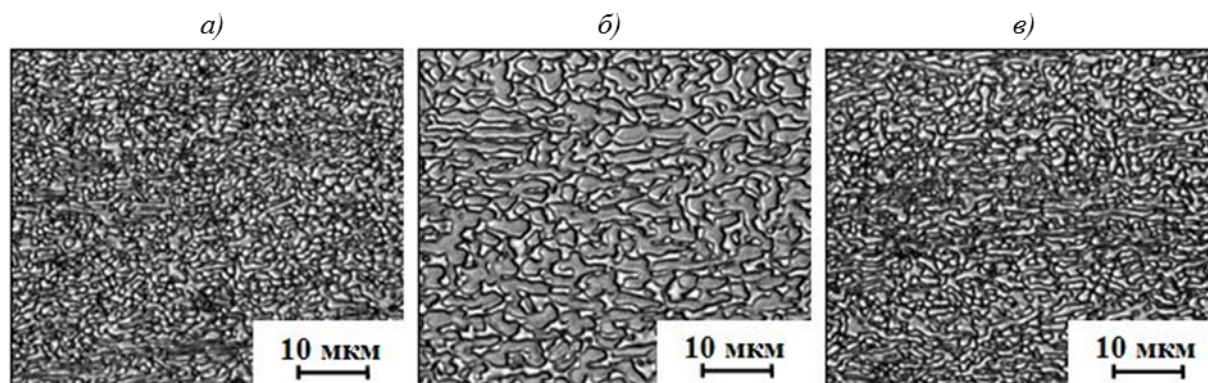


Рис. 3. Микроструктура листов из сплава ВТ23 в исходном горячекатаном состоянии (а), после двухступенчатого отжига (б) и простого отжига (в)

Таблица 2

Механические свойства листов толщиной 2,5 мм сплава ВТ23

Режим термической обработки	Продольное направление (Д)			Поперечное направление (П)			$\sigma_{\text{в}}^{\text{П}} - \sigma_{\text{в}}^{\text{Д}}$, МПа
	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ , %	$\sigma_{0,2}$	$\sigma_{\text{в}}$	δ , %	
	МПа			МПа			
Исходное горячекатаное состояние	920	1050	9,0	1050	1180	8,0	130
Двухступенчатый отжиг	870	980	15,0	1040	1100	12,0	120

В предыдущих исследованиях [10, 35] установлено, что анизотропия механических свойств листовых полуфабрикатов (в особенности из двухфазных титановых сплавов) в наибольшей степени связана с формированием в них кристаллографической текстуры. Проведенный с помощью обратных полюсных фигур анализ показал, что в исходном горячекатаном состоянии текстура β -фазы состоит из трех компонентов: $\{100\}\langle 111\rangle$, $\{111\}\langle 112\rangle$ и $\{112\}\langle 110\rangle$, свойственной текстуре прокатки металлов с объемноцентрированной кубической решеткой (ОЦК). При этом основной компонент текстуры α -фазы $\{1010\}\langle 1120\rangle$ свидетельствует о протекании фазового ($\beta \rightarrow \alpha$)-превращения под нагрузкой.

Двухступенчатый отжиг приводит к ослаблению текстурированности листов, что обусловлено уменьшением значений полюсной плотности основных рефлексов как для α -, так и для β -фазы вследствие протекания процессов рекристаллизации и снижения анизотропии свойств (табл. 2). При этом разработанный режим позволяет при незначительном (~7%) разупрочнении сплава более чем в 1,5 раза повысить его пластичность.

Для оценки технологичности листов с точки зрения возможности изготовления из них при комнатной температуре конструкций сложной формы, после применения разработанного режима двухступенчатой термической обработки проведены испытания на трехточечный изгиб. Для проведения сравнительного анализа испытаны образцы из листов в исходном горячекатаном состоянии, а также после простого одноступенчатого

отжига, режим которого полностью идентичен второй ступени двухступенчатой термической обработки. Результаты испытаний приведены в табл. 3.

Кристаллографическая текстура, сформированная на технологических стадиях изготовления листов, оказывает влияние не только на анизотропию механических свойств при комнатной температуре, но также и на величину угла загиба в двух взаимно ортогональных направлениях. В поперечном направлении эта величина меньше, чем в продольном (табл. 3). В исходном горячекатаном состоянии максимальный угол загиба до появления первой трещины в нагруженном состоянии не превышал 62 градусов. Разработанный режим двухступенчатого отжига позволил увеличить угол загиба до 134 градусов в нагруженном состоянии как в продольном, так и в поперечном направлениях. Причем в обоих случаях испытания прекращены до образования трещин по причине того, что используемая оснастка не обеспечивает возможность деформирования на больший угол.

Роль дополнительного структурного упрочнения, которое вносит вклад в общий уровень прочности сплава наряду с прочностью каждой из фаз, наглядно иллюстрируют данные сравнительного анализа величины угла загиба образцов, отожженных по разработанному режиму двухступенчатого отжига и по режиму простого одноступенчатого отжига, идентичному режиму термообработки на второй ступени. Одноступенчатый отжиг при температуре $A_{c3}-90^{\circ}\text{C}$ с последующим

Таблица 3

Углы загиба листов толщиной 2,5 мм из сплава ВТ23

Режим термической обработки	Угол загиба, градус			
	Продольное направление		Поперечное направление	
	в нагруженном состоянии	после снятия нагрузки	в нагруженном состоянии	после снятия нагрузки
Исходное горячекатаное состояние	62	56	47	45
Двухступенчатый отжиг	134*	105	134*	100
Одноступенчатый отжиг	94	86	57	53

* Максимальный угол загиба, обеспечиваемый оснасткой. Образцы сняты без образования трещины.

охлаждением до комнатной температуры со скоростью 0,9 К/с приводит к формированию точно такого же химического состава фаз, как и при использовании двухступенчатого отжига. Однако, несмотря на одинаковое растворное упрочнение α - и β -фаз, значения угла загиба при этом существенно отличаются. В случае одноступенчатого отжига появление первых трещин отмечено при величине угла загиба 94 градуса в продольном и 57 градусов – в поперечном направлениях (табл. 3), а в случае двухступенчатого отжига испытания образцов прекращены до нарушения сплошности их поверхности. Установленные различия в поведении образцов в процессе испытаний на трехточечный изгиб связаны с разной степенью структурного упрочнения в процессе термической обработки, проводимой по различным режимам. В случае двухступенчатого отжига размер частиц α -фазы составил 5–7 мкм (рис. 3, б), а при одноступенчатом отжиге 2–3 мкм (рис. 3, в). Таким образом, наличие в структуре листов, подвергнутых простому одноступенчатому отжигу, более дисперсных α -частиц приводит к большему структурному упрочнению при сохранении одинаковой прочности α - и β -фаз при двух режимах термической обработки.

После успешного достижения требуемого уровня технологической пластичности для обеспечения в листовых полуфабрикатах из сплава VT23 прочности не ниже 1000 МПа требуется проведение упрочняющей термической обработки. Режим двухступенчатой упрочняющей термообработки, которую также проводили в вакууме, разработан, исходя из следующих основных материаловедческих принципов: во-первых, для достижения максимального эффекта упрочнения при температуре первой ступени необходимо получить β -фазу, как можно менее легированную β -стабилизаторами, и, во-вторых, охлаждение до второй ступени следует проводить со скоростью, исключающей полное протекание диффузионных процессов [28, 30, 32]. Поэтому температуру первой ступени выбрали на уровне A_{C_3} -110°C, а охлаждение до второй ступени осуществляли, как отмечено ранее, с максимально возможной для используемой вакуумной установки скоростью (0,9 К/с), близкой к первой критической. В двухфазных титановых сплавах наибольший эффект упрочнения при распаде метастабильных фаз достигается в процессе старения при температурах в интервале 450–550°C [12, 23, 30, 33]. Поэтому выбор оптимальных параметров второй ступени упрочняющей термической обработки осуществляли из трех температур: 550, 500 и 450°C в сочетании с изотермической выдержкой от 5 до 50 ч.

Оценку степени распада β -фазы как в процессе охлаждения с первой ступени до второй, так и в процессе изотермической выдержки при температурах второй ступени производили по результатам

анализа микроструктуры, определения параметра кристаллической решетки и значений твердости.

Для оценки степени распада β -фазы при охлаждении с температуры первой ступени до второй исследованы два образца: первый – охлаждали до комнатной температуры со скоростью 0,9 К/с с температуры A_{C_3} -110°C, а второй, предварительно подвергнутый первой ступени термообработки, – с температуры 500°C. После ускоренного охлаждения с температуры A_{C_3} -110°C величина периода β -фазы равна 0,3247 нм. Скорость охлаждения 0,9 К/с хотя и близка к первой критической, но все же меньше ее по величине, поэтому в процессе охлаждения с температуры первой ступени до 500°C происходит частичный распад β -фазы, о чем свидетельствует уменьшение периода a_β до 0,3223 нм, при этом ее количество уменьшается на 12%. Однако величина периода решетки β -фазы осталась достаточно высокой, что обусловило целесообразность дальнейшего проведения упрочняющей термической обработки.

Интенсивность распада β -фазы в процессе изотермической выдержки при температурах 550, 500 и 450°C определяли на образцах, подвергнутых ускоренному охлаждению со скоростью 0,9 К/с с каждой из указанных температур после старения в течение различных периодов времени в интервале 5–50 ч (рис. 4).

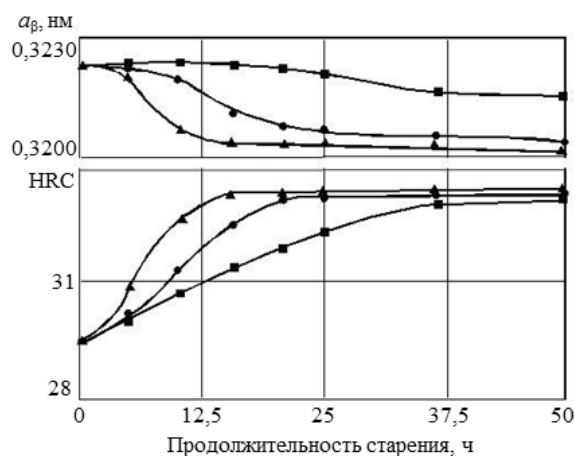


Рис. 4. Изменение значений твердости (HRC) и периода кристаллической решетки β -фазы (a_β) в зависимости от продолжительности выдержки в процессе старения при 550 (■), 500 (▲) и 450°C (●)

Наиболее быстро распад β -фазы протекает в процессе старения при 500°C. Резкое уменьшение периода кристаллической решетки и увеличение твердости наблюдаются в первые 10 ч, а затем (после 15-часовой выдержки) период a_β (0,3202 нм) и твердость (33 HRC) остаются неизменными. Снижение или повышение температуры старения приводит к спаду интенсивности распада β -фазы: при 450°C он в основном завершается после выдержки в течение 25 ч, а при 550°C – в течение 35 ч.

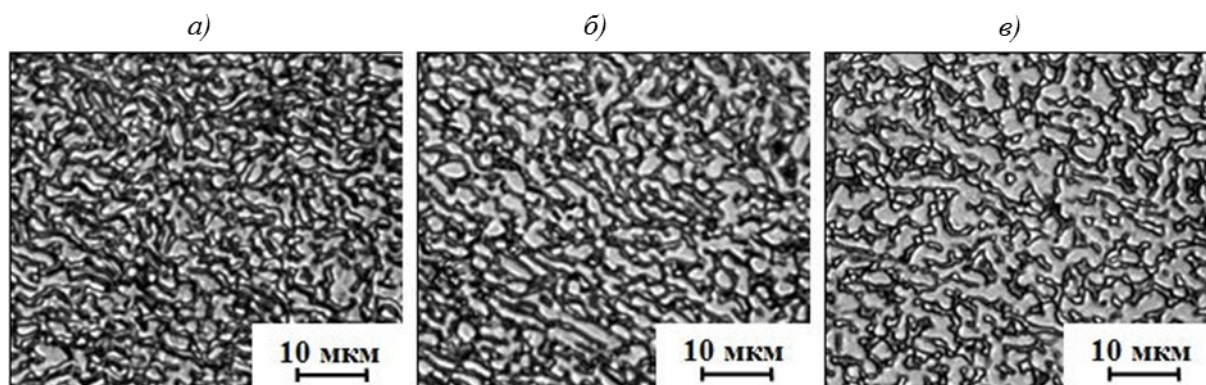


Рис. 5. Микроструктура листов из сплава VT23 после старения в течение 50 ч при температурах 450 (а), 500 (б) и 550°C (в)

Таблица 4

Механические свойства листов из сплава VT23 после двухступенчатой упрочняющей термической обработки

Направление вырезки образца	σ_b	$\sigma_{0,2}$	$\delta, \%$
	МПа		
Продольное	1060	990	12
Поперечное	1120	1010	10

Причем высокие значения периода a_β кристаллической решетки (0,3218 нм) обусловлены тем, что в процессе старения при 550°C β -фаза не достигает предельной степени легированности (рис. 4).

Повышенная травимось областей между первичными выделениями α -фазы в процессе изотермической выдержки при 450 и 500°C свидетельствует о наличии большого количества мелкодисперсной вторичной α -фазы, иными словами, о преобладании стадии зарождения над стадией роста (рис. 5 а, б). В то же время при 550°C помимо зарождения также протекает и стадия роста частиц α -фазы (рис. 5, в).

Таким образом, наибольшее упрочнение листов из сплава VT23 толщиной 2,5 мм достигается в процессе старения при температуре 500°C с выдержкой в течение 15 ч.

По разработанному двухступенчатому режиму упрочняющей термической обработки обработаны

образцы для проведения механических испытаний. Результаты испытаний приведены в табл. 4.

Обсуждение и заключения

Как показали проведенные исследования, разработанный режим термической обработки листов толщиной 2,5 мм из сплава VT23 позволил на первом этапе создать в полуфабрикатах структуру, обеспечивающую деформацию при изгибе при комнатной температуре на угол больше 90 градусов, а после упрочняющей термической обработки получить уровень прочности, превышающий 1000 МПа, как в поперечном, так и в продольном направлениях.

Благодарность

Авторы выражают благодарность доктору технических наук, профессору С.В. Скворцовой за помощь в получении экспериментальных результатов, обсуждение и критические замечания.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
2. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
3. Анташев В.Г., Ночовная Н.А., Ширяев А.А., Изотова А.Ю. Перспективы разработки новых титановых сплавов // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. Спецвыпуск: Перспективные конструкционные материалы и технологии. С. 60–67.
4. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Закономерности формирования структурно-фазового состояния сплавов на основе орто- и гамма-алюминидов титана в процессе термомеханической обработки // Вестник Российского фонда фундаментальных исследований. 2015. №1 (85). С. 18–26.
5. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля. М.: ВИАМ. 2018. 308 с.
6. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. М.: ВИС, 2000. 318 с.

7. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
8. Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Сплавы цветных металлов для авиационной техники. Рыбинск: РГАТА, 2002. 219 с.
9. Хорев А.И. Фундаментальные и прикладные работы по конструкционным титановым сплавам и перспективные направления их развития // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2013. №2. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 04.06.2018).
10. Ильин А.А., Скворцова С.В., Дзунович Д.А., Панин П.В., Шалин А.В. Влияние параметров термической и термомеханической обработки на текстуробразование в листовых полуфабрикатах из титановых сплавов // Технологии машиностроения. 2012. №8. С. 8–12.
11. Ильин А.А., Скворцова С.В., Спектор В.С., Лукина Е.А., Петров Л.М. Низкотемпературное вакуумное ионно-плазменное азотирование титановых сплавов разных классов // Технология легких сплавов. 2008. №3. С. 103–111.
12. Скворцова С.В., Попова Ю.А., Панин П.В., Грушин И.А., Курышев Е.А. Влияние термической обработки на структуру и свойства сварных соединений из титанового сплава ВТ23 // Титан. 2011. №2. С. 16–21.
13. Скворцова С.В., Филатов А.А., Дзунович Д.А., Панин П.В. Влияние содержания алюминия на деформируемость титановых сплавов при нормальной температуре // Технология легких сплавов. 2008. №3. С. 40–45.
14. Авиационные материалы: справочник в 13 т. 7-е изд., перераб. и доп. / под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2010. Т. 6: Титановые сплавы. 96 с.
15. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
16. Яковлев А.Л., Филатов А.А., Бурханова А.А., Попова Ю.А., Ночовная Н.А. Эффективность применения титанового сплава ВТ23 в новых изделиях «ОКБ Сухого» // Титан. 2013. №2 (40). С. 39–42.
17. Хорев А.И. Титановый сплав ВТ23 и его сравнение с лучшими зарубежными сплавами // Титан. 2006. №1 (18). С. 47–52.
18. Хорев А.И. Комплексно-легированный титановый сплав ВТ23 универсального применения // Технология машиностроения. 2007. №7. С. 5–11.
19. Яковлев А.Л., Ночовная Н.А., Пугырский С.В., Крохина В.А. Титанополимерные слоистые материалы // Авиационные материалы и технологии. 2016. №S2 (44). С. 56–62. DOI: 10.18577/2071-9140-2016-0-S2-56-62.
20. Арисланов А.А., Гончарова Л.Ю., Ночовная Н.А., Гончаров В.А. Перспективы использования титановых сплавов в слоистых композиционных материалах // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №10. Ст. 04. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.06.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-10-4-4.
21. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В., Новак А.В. Технологическая пластичность, структура и фазовый состав опытного титанового орто-сплава, содержащего 13% (по массе) алюминия // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №12. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 05.06.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-8-8.
22. Скворцова С.В., Филатов А.А., Афонина М.Б., Ручина Н.В., Дзунович Д.А. Влияние состава и структуры на технологическую пластичность титановых сплавов // Научные труды МАТИ им. К.Э. Циолковского. 2005. Вып. 9 (81). С. 23-29.
23. Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшкин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИАМ-МАТИ, 2009. 520 с.
24. Братухин А.Г. Современные авиационные материалы: технологические и функциональные особенности. М.: Авиатехинформ, 2003. 440 с.
25. Братухин А.Г., Колачев Б.А., Садков В.В. и др. Технология производства титановых самолетных конструкций. М.: Машиностроение, 1995. 448 с.
26. Каблов Е.Н. Инновационные разработки ФГУП «ВИАМ» ГНЦ РФ по реализации «Стратегических направлений развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» // Авиационные материалы и технологии. 2015. №1 (34). С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
27. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов. 2-е изд., перераб. и доп. М.: Металлургия, 1983. 351 с.
28. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учеб. для вузов. 3-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
29. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин С.Я., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструктивных материалов. М.: Металлургия, 1995. 442 с.
30. Коллеров М.Ю., Ильин А.А., Филатов А.А., Мамаев В.С. Упрочняющая термическая обработка крупногабаритных полуфабрикатов и изделий из высокопрочных титановых сплавов // Металловедение и термическая обработка металлов. 2002. №5. С. 14–17.
31. Овчинников А.В., Носов В.К., Афонин В.Е., Панин П.В. Основные закономерности деформации сплавов титан-водород // Технология легких сплавов. 2007. №3. С. 96–99.
32. Ильин А.А., Скворцова С.В., Попова Ю.А., Куделина И.М. Влияние термической обработки на формирование структуры и свойств крупногабаритных полуфабрикатов из сплава ВТ23 // Титан. 2010. №4. С. 48–53.
33. Дзунович Д.А., Панин П.В., Лукина Е.А., Ширяев А.А. Влияние режимов термической обработки на структуру и свойства сварных крупногабаритных полуфабрикатов из титанового сплава ВТ23 // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2018. №1 (61). Ст. 07. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 09.06.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-1-7-7.
34. Минаков В.Т., Хорев А.И., Шигонова О.П. Влияние термической обработки на тонкую структуру сплава ВТ23. М.: ВИАМ, 1983. С. 65–68.
35. Дзунович Д.А., Шалин А.В., Панин П.В. Структура, текстура и механические свойства деформированных полуфабрикатов из сплава ВТ6, полученных по промышленным и опытным технологиям // Деформация и разрушение материалов. 2017. №6. С. 19–27.