

УДК 669.295

Н.А. Ночовная¹, А.А. Ширяев¹

**ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И СТРУКТУРУ
ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНОЙ КОМПОЗИЦИИ
ВЫСОКОПРОЧНОГО ПСЕВДО-β-ТИТАНОВОГО СПЛАВА**

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-6-22-29

Исследовано влияние различных схем и технологических параметров упрочняющей термической обработки на механические свойства и структуру листов из экспериментальной композиции высокопрочного псевдо-β-титанового сплава, легированного иттрием.

Показано, что существует возможность изменять в широких пределах параметры и морфологию структурных составляющих сплава. Экспериментальная композиция сплава эффективно упрочняется как путем традиционной термической обработки, так и методом НТМО. Длительное низкотемпературное старение позволяет обеспечить высокий уровень прочности при сохранении относительного удлинения и ударной вязкости на удовлетворительном уровне.

Ключевые слова: псевдо-β-титановые сплавы, термическая обработка, микроструктура, механические свойства.

N.A. Nochovnaya¹, A.A. Shiryayev¹

**EFFECT OF HEAT TREATMENT
ON MECHANICAL PROPERTIES AND STRUCTURE
OF HIGH-STRENGTH METASTABLE β-TITANIUM ALLOY
WITH EXPERIMENTAL COMPOSITION**

The effect of various modes and technological parameters of hardening heat treatment on mechanical properties and structure of sheets from an experimental composition of a high-strength metastable β-titanium alloy doped with rare-earth element yttrium have been studied.

It has been shown the possibility of wide variation within parameters and morphology of structural constituents of the experimental alloy composition. The experimental alloy can be effectively strengthened both by conventional heat treatment and low-temperature thermo-mechanical treatment (LTMT). Long-term low-temperature ageing makes it possible to provide high level of strength characteristics with satisfactory values of elongation and impact toughness.

Keywords: metastable β-titanium alloys, heat treatment, microstructure, 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

Введение

Одной из характерных особенностей псевдо-β-титановых сплавов является свойство «самозакалывания» – способность полностью сохранять β-структуру при охлаждении с температур выше температуры полиморфного превращения $T_{п.п.}$. Высокая степень стабилизации β-твердого раствора обуславливает возможность эффективного упрочнения путем термической обработки (ТО) полуфабрикатов больших сечений, при этом не всегда необходима высокая скорость охлаждения [1].

Для значительного перечня полуфабрикатов (листов, лент, фольги, проволоки и прутков тонкого сечения) возможна фиксация метастабильной β-фазы при медленном

охлаждении садки с печью. Таким образом, существует возможность проводить безокислительную термическую обработку полного цикла в существующих вакуумных печах и печах с защитной атмосферой. Высокая технологическая пластичность псевдо- β -сплавов в закаленном состоянии, в свою очередь, существенно облегчает технологический процесс изготовления деформированных полуфабрикатов тонкого сечения [2]. При этом ряд заключительных технологических операций по изготовлению полуфабрикатов и деталей (прокатка листов, лент и фольги; листовая штамповка; волочение проволоки; изготовление крепежных элементов) зачастую могут проводиться без нагрева с достаточно большими степенями деформации.

Одной из характерных особенностей псевдо- β -титановых сплавов является возможность эффективно управлять комплексом свойств в широких пределах посредством термической обработки. При этом существует возможность варьировать уровень не только прочностных характеристик (σ_b , $\sigma_{0,2}$), но и модуля упругости (E) в широком интервале значений. Для большинства псевдо- β -титановых сплавов в закаленном состоянии модуль упругости составляет ~ 83 ГПа, а после старения его значения возрастают приблизительно до 103–110 ГПа [3].

Опыт практического использования псевдо- β -сплавов в конструкции летательных аппаратов начался с 1950-х годов, когда сплав В120VCA был применен для производства самолета Lockheed SR-71 Blackbird. Однако до 1980-х годов расширения области применения сплавов данной группы практически не происходило. Серьезным достижением стало использование сплавов Ti-15-3-3-3, Beta C и β -21S в конструкции гражданского самолета Boeing-777 в 1990-х годах [2].

В дальнейшем доля использования псевдо- β -титановых сплавов в авиационно-космической промышленности постепенно росла. Благодаря комплексу характеристик сплавы данного класса также применяются или рекомендуются к применению в химической промышленности, нефте- и газодобывающей отрасли, автомобильной промышленности [4]. Обобщенные сведения о производстве полуфабрикатов из псевдо- β -титановых сплавов и их коммерческом использовании приведены в табл. 1.

Таблица 1

Псевдо- β -титановые сплавы и их использование в промышленности [3, 5]

Сплав	Химический состав	Молибденовый эквивалент	Коммерческое использование	Изготавливаемые полуфабрикаты
	% (по массе)			
DAT 51	22V-4Al	14,7	Ограниченно	Прутки, проволока, плиты
Ti-15-3-3-3	15V-3Cr-3Al-3Sn	14,8	Да	Листы, лента/фольга
β -21S	15Mo-2,7Nb-3Al-0,2Si	15,9	Да	Лента/фольга
Beta C	3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	18,9	Ограниченно	Прутки, проволока
LCB	6,8Mo-4,5Fe-1,5Al	19,9	Да	Прутки, проволока
13-11-3, В120VCA	13V-11Cr-3Al	26,3	Очень ограниченно	Биллеты, прутки, плиты, листы, проволока
BT35	15V-3Cr-3Al-3Sn-1Zr-1Mo	16,7	На стадии внедрения в промышленность	Листы, прутки, проволока, лента/фольга
BT32	Ti-8V-8Mo-1,2Cr-1,2Fe-3Al	18,7		Листы, лента/фольга

Успешное расширение области применения псевдо- β -титановых сплавов во многом зависит от достижений в области их термической обработки, целью которой являются дополнительное повышение прочностных и ресурсных характеристик полуфабрикатов и деталей, устранение структурных дефектов, получение регламентируемой структуры и

повышение ее однородности. По этой причине работы, направленные на разработку новых и усовершенствование существующих технологических схем и режимов термической обработки, сохраняют свою актуальность и в настоящее время.

Данная работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 9.2. «Материалы на основе титана с регламентированной β -структурой» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [6].

Материалы и методы

Исследования проведены на холоднокатаных листах толщиной 2 мм из экспериментальной композиции нового высокопрочного псевдо- β -титанового сплава системы легирования Ti–Al–Mo–V–Cr–Fe с микродобавками PЗЭ (иттрия) [7–10]. Слитки массой ~30 кг для последующей деформационной обработки и изготовления листов выплавляли в условиях производства ФГУП «ВИАМ».

Термическую обработку проводили в камерной печи сопротивления Nabertherm LH 60/14 в соответствии с перечнем экспериментальных режимов.

Механические свойства определены в соответствии с ГОСТ 1497–84 на универсальных испытательных машинах MTS-5т и Zwick/Roell Z100 при скорости нагружения 0,5 мм/мин и температурах испытания 20 и 350°C. Ударную вязкость определяли по ГОСТ 9454–78.

Образцы для исследования микроструктуры изготавливали по стандартной методике.

Травление полированных микрошлифов осуществляли в реактиве следующего состава: 5% (объемн.) плавиковой кислоты (HF)+15% (объемн.) азотной кислоты (HNO₃)+80% (объемн.) воды (H₂O).

Металлографический анализ проводили на растровом электронном микроскопе Zeiss EVO MA 10 (фирма Carl Zeiss, Великобритания) при увеличениях до $\times 10000$.

Результаты и обсуждение

Благодаря характерным для титановых сплавов особенностям и свойственного для них $\beta \leftrightarrow \alpha$ полиморфного превращения, управляя параметрами термической обработки, существует возможность получения широкого диапазона физико-механических свойств полуфабрикатов [11].

Зачастую выбор определенных режимов термической обработки зависит не только от требуемого уровня физико-механических и эксплуатационных свойств конечной детали, но и от химического состава сплава, технологического маршрута изготовления деформированных полуфабрикатов и специфических особенностей работы с конкретными изделиями и полуфабрикатами.

В настоящее время для гетерофазных титановых сплавов обычно применяют упрочняющую термическую обработку (УТО), состоящую из закалки и последующего одноступенчатого старения. Для некоторых ($\alpha + \beta$)-титановых сплавов (BT16, BT23, BT22) перед старением проводят термическую обработку, состоящую из двухступенчатого отжига или отжига и закалки. Для псевдо- β -титанового сплава BT15 рекомендуется проводить двухступенчатое старение, вторая ступень которого направлена на коагуляцию частиц вторичных выделений и повышение пластичности сплава. Для зарубежного сплава Beta C также показана эффективность применения двухступенчатого старения [12].

Обобщая сведения, представленные в научно-технической литературе [13], можно сформулировать некоторые общие принципы управления структурой и свойствами многих титановых сплавов посредством термической обработки путем изменения следующих технологических параметров:

- температура закалки, время и скорость (среда) охлаждения;
- температура и время старения, осуществляемого в одну или несколько стадий (последовательность стадий);

– скорость нагрева до температуры старения или параметры предварительного низкотемпературного старения.

Общие зависимости изменения физико-механических и эксплуатационных свойств от схем и режимов термической обработки подтверждены многими исследователями как на экспериментальных, так и на промышленных сплавах. Однако далеко не всегда применение однотипных режимов термической обработки для сплавов одной группы обеспечивает хорошо прогнозируемый результат. В первую очередь это связано с особенностями легирования сплавов и различиями в применяемой технологии изготовления деформированных полуфабрикатов. В связи с этим при разработке новых сплавов необходимо проведение исследований для установления уточненных зависимостей изменения структуры и свойств от технологических параметров термической обработки.

Опробованные в данной работе для новой экспериментальной композиции псевдо-β-титанового сплава режимы термической обработки приведены в табл. 2.

Таблица 2

Экспериментальные режимы термической обработки экспериментальной композиции высокопрочного псевдо-β-титанового сплава

Условный номер режима термической обработки (ТО)	Режим термической обработки
ТО1	$T_{п.п} + 20^{\circ}\text{C}$, выдержка 40 мин, закалка в воде
ТО2	$T_{п.п} + 20^{\circ}\text{C}$, выдержка 20 мин, закалка в воде; $T_{п.п} - 170^{\circ}\text{C}$, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе
ТО3	$T_{п.п} - 60^{\circ}\text{C}$, выдержка 40 мин, закалка в воде; $T_{п.п} - 170^{\circ}\text{C}$, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе
ТО4	$T_{п.п} - 60^{\circ}\text{C}$, выдержка 40 мин, закалка в воде; $T_{п.п} - 210^{\circ}\text{C}$, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе
ТО5	$T_{п.п} - 170^{\circ}\text{C}$, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе;
ТО6	$T_{п.п} + 20^{\circ}\text{C}$, выдержка 20 мин, закалка в воде; $T_{п.п} - 210^{\circ}\text{C}$, выдержка 8 ч, охлаждение на воздухе; $T_{п.п} - 310^{\circ}\text{C}$, выдержка 100 ч, охлаждение на воздухе
ТО7	$T_{п.п} + 20^{\circ}\text{C}$, выдержка 40 мин, закалка в воде; $T_{п.п} - 310^{\circ}\text{C}$, выдержка 100 ч, охлаждение на воздухе
ТО8	$T_{п.п} - 60^{\circ}\text{C}$, выдержка 40 мин, закалка в воде; $T_{п.п} - 310^{\circ}\text{C}$, выдержка 100 ч, охлаждение на воздухе

Режим ТО1 – традиционная для псевдо-β-титановых сплавов закалка из низкотемпературной β-области, в результате которой при охлаждении садки в воде гарантированно обеспечивается полная фиксация метастабильной β-фазы.

Режим ТО2 – традиционная для высоколегированных титановых сплавов схема – закалка на β-структуру и последующее старение.

Согласно зарубежным исследованиям [13], для некоторых высоколегированных сплавов и полуфабрикатов закалка с температуры ниже $T_{п.п}$ также дает хорошее сочетание прочности и пластичности. В зависимости от получаемого в результате такой ТО размера зерна и характера распределения первичной α-фазы в ряде случаев возможно обеспечение более высокого в сравнении с β-закалкой и старением уровня механических свойств.

Применение режимов УТО, включающих единственную ступень старения (ТО5), обосновано фактически только в составе термомеханической обработки (ТМО), когда термическая обработка проводится на достаточно интенсивно и равномерно деформированном по сечению полуфабрикате с соблюдением степени деформации в определенных пределах. При этом деформационная обработка должна обеспечить требуемую плотность дефектов кристаллической решетки для возможности последующего равномерного и интенсивного выделения мелкодисперсных частиц вторичной α-фазы.

Термомеханическая обработка считается для титановых сплавов одним из наиболее эффективных путей улучшения комплекса механических свойств и сокращения

длительности старения, что особенно актуально для высоколегированных псевдо- β -сплавов. Несмотря на то, что методов ТМО существует достаточно много, наиболее распространенными и эффективными следует считать высоко- и низкотемпературную термомеханические обработки (ВТМО и НТМО соответственно).

Так, ВТМО, как правило, проводится с деформацией при температуре выше температуры рекристаллизации с последующим быстрым охлаждением (например, в воде). Для псевдо- β -сплавов, характеризующихся высокой стабильностью β -твердого раствора, эффект ВТМО может быть достигнут и при охлаждении на воздухе. Отмечено, что наиболее значимое улучшение механических свойств после ВТМО наблюдается у $(\alpha+\beta)$ -сплавов с молибденовым эквивалентом в интервале значений от 5 до 8 [14].

В результате исследований влияния НТМО на механические свойства титановых сплавов показано, что с увеличением содержания β -стабилизаторов до степени легирования $Mo_{экв}$ порядка 12–18 ед. эффект упрочнения увеличивается и достигает максимума, далее вновь снижается. Положительный эффект НТМО объясняется в первую очередь тем, что при холодной деформации увеличивается плотность дефектов кристаллического строения, что способствует более равномерному и дисперсному распаду при последующем старении, а также значительной микродеформации кристаллических решеток фаз, т. е. фазовому наклепу.

Отличительной особенностью режимов ТО7 и ТО8 является проведение длительного низкотемпературного старения, направленного на обеспечение высокого уровня прочности. Старение при низкой температуре позволяет реализовать преимущественно гомогенного зарождения частиц вторичной α -фазы, а большая продолжительность процесса приводит к формированию мелкодисперсной структуры с большой объемной долей упрочняющих выделений.

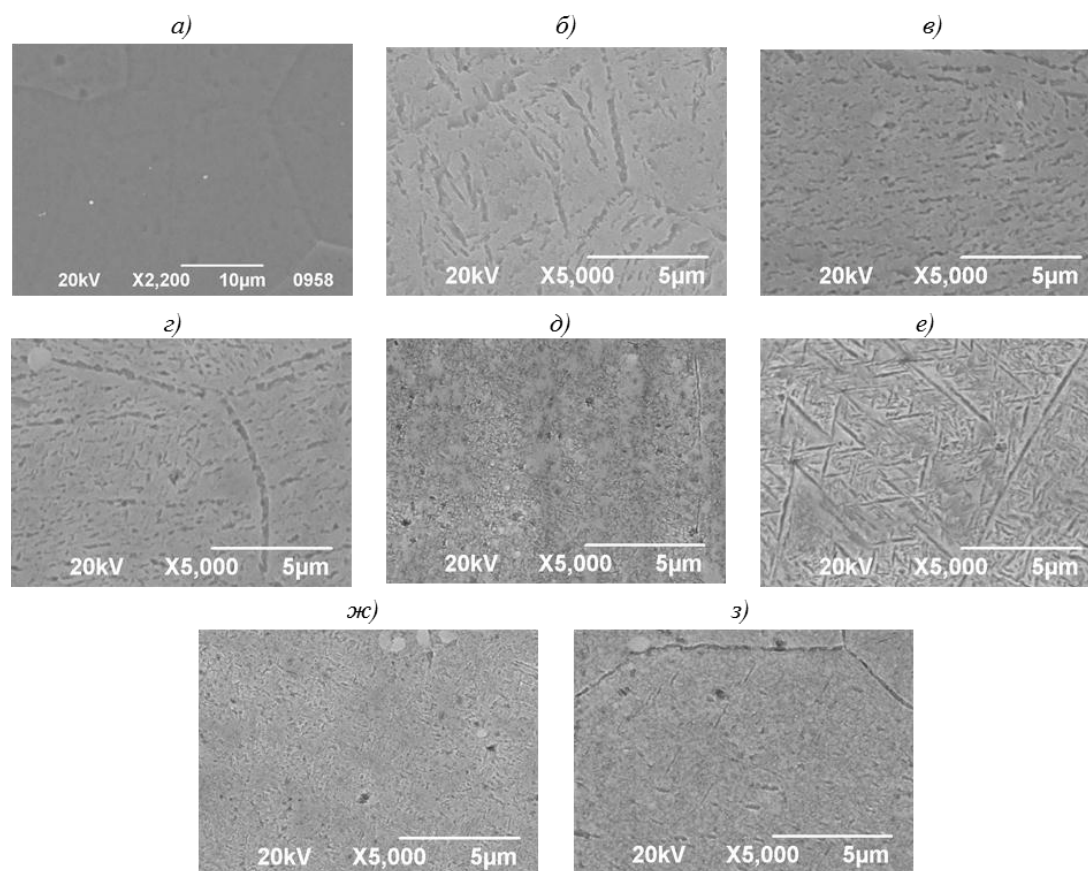
Режим ТО6 – экспериментальный режим упрочняющей термической обработки, состоящий из закалки из β -области и последующего двухступенчатого старения. Первая высокотемпературная стадия старения (без перестаривания) проводится после закалки, затем осуществляется вторая стадия – длительное низкотемпературное старение. Такой нестандартный подход к термической обработке позволяет по сравнению с традиционной схемой обеспечить заметное улучшение комплекса механических свойств сплава Ti-15-3-3-3 (в частности, вязкости разрушения), а также сварных соединений [15]. Применение этой термообработки позволило получить бимодальную структуру в сварном шве – комбинацию зон с крупными и мелкими выделениями вторичной α -фазы. Вместе с тем для более легированного β -стабилизирующими легирующими элементами сплава Ti-13-11-3 такой подход положительного эффекта не обеспечил.

Как показали металлографические исследования, для образцов после традиционных режимов термической обработки (режимы ТО2–ТО4) характерна пластинчатая структура с относительно небольшой долей крупных вторичных выделений α -фазы (см. рисунок, б–г). Форма пластин преимущественно скругленная с неровными границами, что, вероятно, обусловлено недостаточным временем и относительно высокой температурой старения.

Прямое старение, осуществленное непосредственно после деформации (режим ТО5), привело к образованию мелкодисперсных вторичных выделений α -фазы неправильной формы (см. рисунок, д).

Низкотемпературное старение в течение 100 ч также приводит к получению мелкодисперсной α -фазы, причем благодаря большой длительности относительная доля этих выделений в структуре сплава существенно выше, чем после традиционных режимов УТО. После закалки из β -области выделения вторичной α -фазы (см. рисунок, ж) представлены преимущественно в пластинчатом виде (режим ТО7). С понижением температуры закалки до $(\alpha+\beta)$ -области (режим ТО8) морфология вторичных выделений становится близкой к глобулярной, а отдельные частицы недостаточно хорошо различимы при исследовании на электронном микроскопе при больших увеличениях (см. рисунок, з). При использовании данного режима наблюдается выраженная оторочка α -фазы по границам первичного β -зерна.

Предполагается, что такие структуры обеспечивают получение высоких значений уровня прочности ($\sigma_b \approx 1300\text{--}1500$ МПа), которые обычно монотонно повышаются с увеличением времени низкотемпературного старения при сопутствующем снижении показателей пластичности и ударной вязкости.



Микроструктура (СЭМ) образцов из экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава после термической обработки по различным режимам (*a* – закаленное на β -структуру состояние)

Экспериментальный режим ТОб обеспечил получение выраженной пластинчатой морфологии вторичных выделений α -фазы, напоминающей видманштеттову структуру (см. рисунок, *e*). Отдельные пластины, хорошо различимые в структуре сплава, имеют прямую правильную форму и резко очерченные границы. По-видимому, проведение второй ступени старения позволило не только дополнительно выделить пластины α -фазы более мелкодисперсной морфологии, но и привести к наиболее полному формированию пластин правильной формы.

С целью установления взаимосвязи параметров ТО со структурой и комплексом механических свойств экспериментального сплава проведены испытания на растяжение образцов при комнатной и повышенной температурах после термической обработки, а также определена ударная вязкость (табл. 3).

Проведенные исследования показали, что применение традиционных режимов упрочняющей термической обработки обеспечивает получение удовлетворительных прочностных характеристик ($\sigma_b \approx 1000\text{--}1100$ МПа) экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава при сохранении пластичности и ударной вязкости на высоком уровне ($\delta_5 = 14,5\text{--}17,0\%$; $KCU = 402$ кДж/м²). Снижение температуры закалки до температур ($\alpha+\beta$)-области приводит к незначительному повышению прочности и соответствующему снижению относительного удлинения, что

обусловлено выделением частиц первичной α -фазы. Снижение температуры старения при сохранении длительности выдержки также приводит к повышению прочностных свойств и снижению пластичности.

Таблица 3

Механические свойства листов толщиной 2 мм из экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава после термической обработки (ТО) по различным режимам

Режим ТО (см. табл. 2)	Механические свойства при растяжении при температуре, °С						KCU ^{20°} кДж/м ²
	20			350			
	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5, \%$	σ_B	$\sigma_{0,2}$	$\delta_5, \%$	
	МПа			МПа			
ТО1	820	800	21,0	600	530	26,5	439
ТО2	1020	970	17,0	860	750	14,0	402
ТО3	1040	1000	15,0	890	770	12,0	402
ТО4	1070	1020	14,5	930	830	10,5	–
ТО5	1430	1300	5,0	1260	1080	7,6	196
ТО6	1260	1170	7,9	1080	960	9,4	333
ТО7	1510	1410	2,6	1290	1140	7,2	221
ТО8	1510	1410	3,6	1290	1110	6,6	157

Прямое старение (ТО5) холоднокатаного листа (степень деформации на последней стадии ~30%) ожидаемо привело к получению существенно более высоких по сравнению с традиционным режимом термической обработки (ТО2) уровнем прочностных свойств. При этом показатели пластичности снизились до удовлетворительных значений ($\delta_5=5,0\%$);).

Упрочняющая термическая обработка по режимам ТО7 и ТО8 позволила реализовать наиболее высокий уровень прочности сплава ($\sigma_B=1510$ МПа) при низком уровне пластичности и сохранении ударной вязкости на удовлетворительном уровне.

Изменение температуры закалки перед старением не оказало влияния на уровень прочностных свойств как при комнатной, так и при повышенной температуре. Уровень пластичности при комнатной температуре оказался ниже при использовании закалки из β -области при более высоком значении ударной вязкости, что связано преимущественно с пластинчатой морфологией вторичных выделений α -фазы.

Применение экспериментального многоступенчатого режима термической обработки позволило получить умеренно высокий уровень прочностных свойств ($\sigma_B=1260$ МПа) при сохранении относительного удлинения и ударной вязкости на уровне 7,9% и 333 кДж/м² соответственно. Вероятно, использование данного режима термической обработки для сварных соединений, так же как и для сплава Ti-15-3-3-3, сможет повысить однородность структуры и свойств по сечению шва.

Исходя из анализа результатов исследования структуры и механических свойств образцов из экспериментальной композиции высокопрочного псевдо- β -титанового сплава, легированного РЗЭ, следует, что сплав эффективно упрочняется как путем традиционной термической обработки, так и методом НТМО. Применение длительного низкотемпературного старения позволяет обеспечить наиболее высокий уровень прочностных характеристик ($\sigma_B \approx 1500$ МПа) при сохранении относительного удлинения на уровне 2–4% и удовлетворительных значений ударной вязкости (KCU=157–221 кДж/м²).

Заключения

Исследовано влияние различных схем и режимов УТО на структуру и механические свойства экспериментальной композиции нового высокопрочного псевдо- β -титанового сплава системы легирования Ti–Al–Mo–V–Cr–Fe с микродобавками РЗЭ (иттрия).

Показана возможность изменения в широких пределах параметров и морфологии структурных составляющих сплава посредством проведения термической обработки.

Согласно результатам проведенных исследований механических свойств установлено, что сплав эффективно упрочняется как путем традиционной термической обработки, так и методом НТМО. Применение длительного низкотемпературного старения позволяет обеспечить высокий уровень прочностных характеристик ($\sigma_b \approx 1500$ МПа) при сохранении относительного удлинения на уровне 2–4% и значений ударной вязкости в диапазоне от 157 до 221 кДж/м².

Экспериментальный многоступенчатый режим термической обработки обеспечивает получение прочностных свойств на уровне $\sigma_b = 1260$ МПа при сохранении относительного удлинения и ударной вязкости на уровне 7,9% и 333 кДж/м² соответственно, что позволяет в дальнейшем опробовать его на сварных соединениях.

ЛИТЕРАТУРА

1. Моисеев В.Н. Бета-титановые сплавы и перспективы их развития // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. №12. С. 11–14.
2. Boyer R.R., Briggs R.D. The Use of β Titanium Alloys in the Aerospace Industry // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005. Vol. 14 (6). P. 681–685.
3. Nyakana S.L., Fanning J.C., Boyer R.R. Quick Reference Guide for β Titanium Alloys in the 00s // *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005. Vol. 14 (6). P. 799–811.
4. Titanium and titanium alloys. Fundamentals and applications / Ed. by C. Leyens, M. Peters. Wiley–VCH, Germany. 2003. 513 p.
5. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ. 2009. 520 с.
6. 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. С. 3–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2015-0-1-3-33.
7. Высокопрочный сплав на основе титана и изделие, выполненное из высокопрочного сплава на основе титана: пат. 2569285 Рос. Федерация. №2014153690/02; заявл. 29.12.2014; опубл. 20.11.2015, Бюл. №32.
8. Ширяев А.А., Анташев В.Г. Особенности разработки высокопрочного самозакаливающегося высокотехнологичного псевдо- β -титанового сплава // *Авиационные материалы и технологии*. 2014. №4. С. 23–30. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-4-23-30.
9. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Вершков А.В. Редкие металлы и редкоземельные элементы – материалы современных и будущих высоких технологий // *Авиационные материалы и технологии*. 2013. №S2. С. 3–10.
10. Каблов Е.Н., Волкова Е.Ф., Филонова Е.В. Влияние РЗЭ на фазовый состав и свойства нового жаропрочного магниевых сплава системы Mg–Zn–Zr–РЗЭ // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. №7 (745). С. 19–26.
11. Кашапов О.С., Павлова Т.В., Калашников В.С., Кондратьева А.Р. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и свойства опытных поковок из сплава ВТ41 с мелкозернистой структурой // *Авиационные материалы и технологии*. 2017. №3. С. 3–7. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-3-3-7.
12. El-Chaikh A., Schmidt P., Christ H.-J. Study on the Beneficial Effects of Duplex Aging on Microstructure Phenomena Determining the Fatigue life of the Metastable β -titanium Alloy Ti 38-644 // *Ti-2011 Science and Technology: Proceedings of the 12th World Conference on Titanium*. Beijing: Science Press Beijing, 2011. Vol. 1. P. 745–749.
13. Santhosh R., Geetha M., Nageswara Rao M. Recent developments in heat treatment of beta titanium alloys for aerospace applications // *Transactions Indian Institute of Metals*. 2017. Vol. 70 (7). P. 1681–1688.
14. Хорев А.И. Комплексное легирование и термомеханическая обработка титановых сплавов: учеб. пособие. М.: Машиностроение, 1979. 228 с.
15. Suzuki T., Niwa N., Goto K., Kobayashi M. et al. Effect of aging on the 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*. 1995. P. 1294–1301.