

УДК669.017.165: 669.295

А.В. Новак¹, Е.Б. Алексеев¹, В.И. Иванов¹, Д.А. Дзунович¹

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ЗАКАЛКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЕРДОСТЬ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНОГО ТИТАНОВОГО ОРТО-СПЛАВА ВТИ-4

DOI: 10.18577/2307-6046-2018-0-2-5-5

Приведены результаты исследований штамповки из интерметаллидного титанового сплава марки ВТИ-4. С целью уточнения положения сплава на диаграмме состояния Ti–Al–Nb предложено выполнять расчет вклада β-стабилизирующих элементов относительно ниобия (Nb). Изучено изменение микроструктуры материала в зависимости от закалки с температур, соответствующих различным фазовым областям. Исследована зависимость твердости материала от структурно-фазового состояния. Установлено, что понижение температуры закалки приводит к росту значений твердости, что обусловлено выделением упорядоченной O-фазы и уменьшением объемного содержания пластичной β-фазы.

Ключевые слова: интерметаллид титана, орто-фаза, сплав ВТИ-4, термическая обработка, Ti₂AlNb, микроструктура, твердость, механические свойства.

A. V. Novak¹, E. B. Alexeev¹, V. I. Ivanov¹, D. A. Dzunovich¹

THE STUDY OF THE QUENCHING PARAMETERS INFLUENCE ON STRUCTURE AND HARDNESS OF ORTHORHOMBIC TITANIUM ALUMINIDE ALLOY VTI-4

The results of orthorhombic alloy VTI-4 research are given. To clarify the alloy position on the Ti–Al–Nb state diagram, it is suggested to perform a calculation of the β-stabilizing elements contribution relative to the niobium. The microstructure change was studied as a function of quenching temperatures corresponding to different phase regions. The dependence of the material hardness on the structure-phase state was studied. It was found that a decrease in the quenching temperature leads to an increase in the hardness values, which is due to the release of the ordered O-phase and a decrease in the volume fraction of the plastic β-phase.

Keywords: titanium aluminide, ortho-phase, VTI-4 alloy, heat treatment, Ti₂AlNb, microstructure, hardness, 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

Деформируемые сплавы на основе орторомбического алюминиды титана Ti₂AlNb, также известные как орто-сплавы, благодаря высоким удельным прочностным характеристикам, жаропрочности и жаростойкости являются в настоящее время наиболее перспективным классом материалов для изготовления деталей современных авиационных двигателей, максимальная рабочая температура которых находится в диапазоне от 600 до 700°С [1–4]. В первую очередь данные материалы предназначены для замены жаропрочных сплавов на основе никеля, обладающих значительно большей плотностью (до 8,3 г/см³). Снижение массы деталей благодаря использованию интерметаллидных титановых орто-сплавов позволит повысить мощность, экономичность и ресурс эксплуатации двигателей.

Деформируемые интерметаллидные титановые сплавы марок ВИТ1 и ВТИ-4, созданные специалистами ФГУП «ВИАМ» [5, 6], находят применение в двигателях современной разработки; активно ведется доработка промышленных технологий производства из них различных деталей и узлов [7–9]. Однако проблема обеспечения гарантированного уровня пластичности при изготовлении крупногабаритных полуфабрикатов на промышленном оборудовании сохраняется ввиду отсутствия на предприятиях изотермических условий деформации.

Микроструктура деформируемых орто-сплавов характеризуется тремя фазами: O (Ti_2AlNb), α_2 (Ti_3Al) и $\beta/B2$. Упорядоченные интерметаллидные фазы O и α_2 обладают крайне низкой пластичностью; β -фаза, присутствие которой обусловлено высоким содержанием β -стабилизаторов (в первую очередь Nb), выступает в роли пластичной матрицы. Микроструктура орто-сплавов может варьироваться в широком диапазоне в зависимости от способов деформационной и термической обработки. Для работы при высоких температурах важно сформировать термически стабильную однородную структуру: равноосную, пластинчатую или бимодальную [2]. Уровень механических характеристик титановых орто-сплавов напрямую зависит от морфологии структуры [2, 10]. Изменяя температурно-временные параметры термической обработки, можно управлять уровнем пластичности, прочности и жаропрочности.

В работе изучено влияние закалки с температур, соответствующих существованию различных фазовых областей, на структурно-фазовое состояние и твердость штамповки из сплава ВТИ-4. Работа выполнена в рамках реализации комплексного научного направления 7.1. «Интерметаллидные сплавы на основе титана» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года») [11–13].

Материалы и методы

Исследования проводили на деформированной заготовке (штамповке) диаметром 250 мм и толщиной 45 мм из интерметаллидного титанового сплава марки ВТИ-4 (рис. 1). Химический состав сплава приведен в табл. 1. Слиток, предназначенный для деформационной обработки, был изготовлен трехкратным вакуумно-дуговым переплавом с расходуемым электродом. Деформированная заготовка была получена всесторонними перековами слитка с постепенным понижением температуры деформации, осадкой и штамповкой в изотермических условиях.



Рис. 1. Внешний вид штамповки из сплава ВТИ-4

Химический состав штамповки из сплава ВТИ-4

Содержание элементов, % (по массе)/% (атомн.)								
Легирующие элементы							Примеси	
Ti	Al	Nb	Zr	V	Mo	Si	O	Fe
Основа	11,00/22,00	39,50/23,00	1,28/0,76	1,00/1,10	0,74/0,42	0,11/0,21	0,04/0,14	0,01/0,01

После деформационной обработки из штамповки вырезаны образцы размером 20×15×15 мм, которые подвергали закалке в диапазоне температур от 900 до 1100°C с разной длительностью выдержки и скоростью охлаждения.

Структуру образцов исследовали методом оптической микроскопии с использованием инвертированного металлографического микроскопа Olympus GX51 и программного комплекса для анализа изображений SIAMS-700. Подготовку шлифов осуществляли по стандартным методикам.

Измерение твердости образцов по Роквеллу проводили на универсальном твердомере Qness Q150R с использованием нагрузки 1500 Н. Значения твердости определяли по 5 отпечаткам.

Результаты и обсуждение

Эксплуатационные характеристики деталей из титановых и интерметаллидных титановых сплавов зависят от технологии деформационной обработки, которая влияет на равномерность проработки материала, формирует вид макроструктуры и фактически предопределяет характер структурно-фазового состояния полуфабриката. Так, измельчение крупнозернистой литой или деформированной структуры возможно только в процессе горячей обработки материала давлением путем всестороннейковки в различных фазовых областях, промежуточных подогревов при температурах, обеспечивающих прохождение рекристаллизации, а также благодаря использованию фигурных и рифленых бойков [14, 15]. Однако структура материала, формирующаяся в процессе лишь одной деформационной обработки, является нестабильной и, как правило, не обеспечивает требуемый уровень механических характеристик. Поэтому рациональный выбор режима термической обработки – не менее важный этап при проведении исследований, поскольку он обеспечивает формирование определенной морфологии и параметров микроструктуры в полуфабрикате, что в конечном счете определяет комплекс служебных характеристик детали.

Следует отметить, что деформируемые интерметаллидные титановые ортосплавы являются структурно-чувствительным классом материалов, поэтому, варьируя параметры термической обработки, посредством порой даже незначительного изменения морфологии микроструктуры, можно управлять уровнем пластичности и жаропрочности, а также рядом других характеристик материала [16, 17]. Таким образом, и в настоящее время проблема выбора термической обработки для конкретного вида полуфабриката из сплава заданного химического состава не теряет своей актуальности.

Упрочняющая термическая обработка интерметаллидных титановых ортосплавов, как правило, является двухступенчатой и состоит из закалки и старения. Поскольку вторая ступень термообработки достаточно продолжительна, то на первом этапе данной работы стояла задача провести «экспресс-оценку», проанализировав влияние первой ступени (закалки) с различных температур, длительности выдержки и скорости охлаждения на структуру и твердость, что не требует проведения трудоемких операций по изготовлению образцов и привлечению разрывных испытательных машин.

Для выбора температур закалки образцов из сплава ВТИ-4, соответствующих диапазонам существования различных фазовых областей, проанализирована диаграмма состояния Ti–Al–Nb. Усредненный химический состав исследуемой штамповки из сплава ВТИ-4 приведен в табл. 1.

С целью уточнения положения на диаграмме состояния исследуемого сплава, легированного не только алюминием (Al) и ниобием (Nb), но и другими элементами, выступающими в роли α- и β-стабилизаторов и влияющими на границы существования фазовых областей, использовали традиционные для титановых сплавов эквиваленты [Al]_{eq} и [Mo]_{eq}. Эквивалент α-стабилизаторов и нейтральных упрочнителей, введенный Розенбергом [18], описывается следующим соотношением, % (по массе):

$$[Al]_{eq} = \%Al + \%Sn/3 + \%Zr/6 + 10\%O. \quad (1)$$

Уровень легирования элементами, стабилизирующими β-фазу, для титановых сплавов рассчитывается через эквивалент по молибдену [19, 20]:

$$[Mo]_{eq} = \%Mo + \%Nb/3,3 + \%Ta/4 + \%W/2 + \%V/1,4 + \%Cr/0,6 + \%Mn/0,6 + \%Fe/0,4 + \%Co/0,9 + \%Ni/0,8. \quad (2)$$

Данный эквивалент вычисляется из значений критических концентраций, свыше которых фиксируется β-фаза: 15V; 36Nb; 45Ta; 6,5 Cr; 11 Mo; 22W; 6,5 Mn; 4,5 Fe; 9,5 Co; 8,5 Ni (% (по массе)). Поскольку при работе с интерметаллидными титановыми ортосплавами основной вклад в стабилизацию β-фазы вносит именно ниобий, то для косвенной оценки влияния других легирующих элементов расчет для исследуемого сплава выполнен относительно Nb, исходя из установленных значений критических концентраций:

$$[Nb]_{eq}^{ycl} = \%Nb + \%Mo/0,31 + \%Ta/1,25 + \%W/0,61 + \%V/0,42 + \%Cr/0,18 + \%Mn/0,18 + \%Fe/0,13 + \%Co/0,26 + \%Ni/0,24. \quad (3)$$

Эквиваленты [Al]_{eq} и [Nb]_{eq}^{ycl}, рассчитанные по формулам (1) и (3), представлены в табл. 2.

Таблица 2

Эквиваленты α-стабилизаторов и нейтральных упрочнителей [Al]_{eq} и β-стабилизаторов [Nb]_{eq}^{ycl}, рассчитанные относительно ниобия

Содержание элементов, % (по массе)/% (атомн.)	
[Al] _{eq}	[Nb] _{eq} ^{ycl}
11,60/23,50	44,35/26,10

Ввиду отсутствия в научно-технической литературе квазибинарного разреза равновесной диаграммы состояния Ti–Al–Nb для содержания алюминия 23,5% (атомн.), анализ диапазонов существования фазовых областей сплава ВТИ-4 проводили по политермическому разрез Ti–23Al–Nb (% (атомн.)), который представлен на рис. 2.

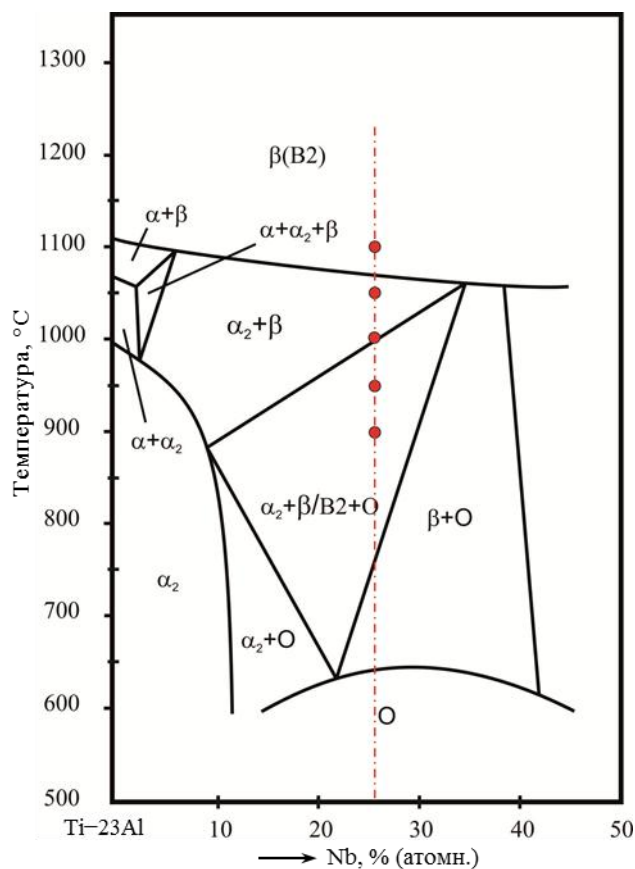


Рис. 2. Политермический разрез Ti–23Al–Nb (% (атомн.)) системы Ti–Al–Nb

Для оценки влияния закалки, осуществляемой из разных фазовых областей, на изменение структурного состояния и твердости материала выбраны несколько режимов, представленных в табл. 3.

Таблица 3

Параметры закалки образцов из сплава ВТИ-4

Температура нагрева, °С	Время выдержки, мин	Среда охлаждения
1100	20	Вода
1050		
1000		
950		
900		
1100	20	Воздух
1050		
1000		
950		
900		
1100	60	Воздух
1050		
1000		
950		
900		

Микроструктура штамповки из сплава ВТИ-4 в исходном деформированном состоянии представлена частицами О-фазы в виде отдельных глобулей и их конгломерата, которые расположены в матрице ($\beta+O$) (рис. 3). Наблюдаются также мелкодисперсные частицы α_2 -фазы, равномерно распределенные по сечению.

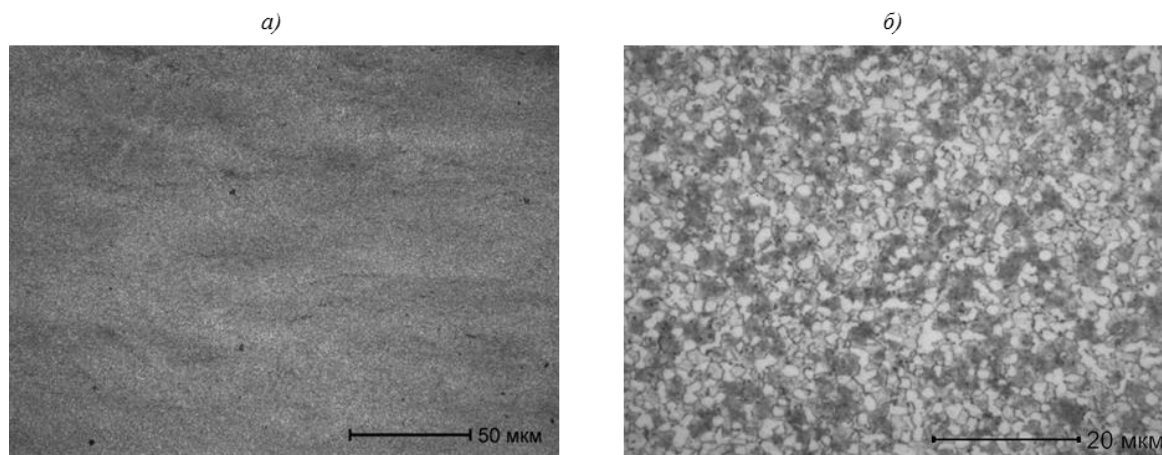


Рис. 3. Микроструктура (*a* – $\times 500$; *b* – $\times 1500$) штамповки из сплава ВТИ-4 в исходном деформированном состоянии

При закалке с температур 1100 и 1050 $^{\circ}\text{C}$ микроструктура сплава ВТИ-4 представлена дисперсными выделениями вторичной α_2 -фазы в теле и по границам зерен первичной β -фазы (рис. 4). Следует отметить, что наличие при температуре 1100 $^{\circ}\text{C}$ α_2 -фазы не соответствует фазовой области на диаграмме состояния (рис. 2). Для уточнения полученных результатов необходимо дополнительное проведение дифференциального термического анализа с целью точного определения температур фазовых превращений. При температуре 1050 $^{\circ}\text{C}$ количество α_2 -фазы возрастает, что обусловлено положением сплава ВТИ-4 на диаграмме состояния (рис. 2) и подтверждается правилом отрезков. Скорость охлаждения и длительность выдержки влияют на количество α_2 -фазы незначительно. Только при закалке с 1050 $^{\circ}\text{C}$ в воде фиксируется большее ее количество.

При закалке с температуры 1000 $^{\circ}\text{C}$, которая находится вблизи границы перехода из двухфазной ($\beta+\alpha_2$)-области в трехфазную ($\beta+\alpha_2+O$)-область, при охлаждении в воде в структуре фиксируются дисперсные выделения вторичной α_2 -фазы в теле и по границам зерен первичной β -фазы. Охлаждение на воздухе способствует прохождению диффузионных процессов и приводит к увеличению объемной доли и размера дисперсных выделений α_2 -фазы внутри первичной β -фазы. Увеличение времени выдержки при заданной температуре приводит к частичному растворению α_2 -фазы и выделению из них О-частиц.

Закалка с 950 $^{\circ}\text{C}$ формирует структуру, представленную глобулярными частицами О- и α_2 -фазы в β -матрице, размер которых при уменьшении скорости охлаждения увеличивается. Повышение длительности выдержки также приводит к укрупнению О-частиц.

При понижении температуры закалки до 900 $^{\circ}\text{C}$ размер и объемная доля глобулей О-фазы возрастает. Уменьшение скорости охлаждения приводит к формированию частиц О-фазы, которые принимают вид вытянутых скругленных пластин с различной ориентировкой. Количество мелкодисперсных частиц α_2 -фазы при понижении температуры закалки с 950 до 900 $^{\circ}\text{C}$ практически не изменяется.

После проведения закалок по режимам, приведенным в табл. 3, на образцах измерена твердость по Роквеллу HRC. Результаты измерений представлены на рис. 5. Твердость материала в исходном деформированном состоянии находится на уровне 41,82 HRC.

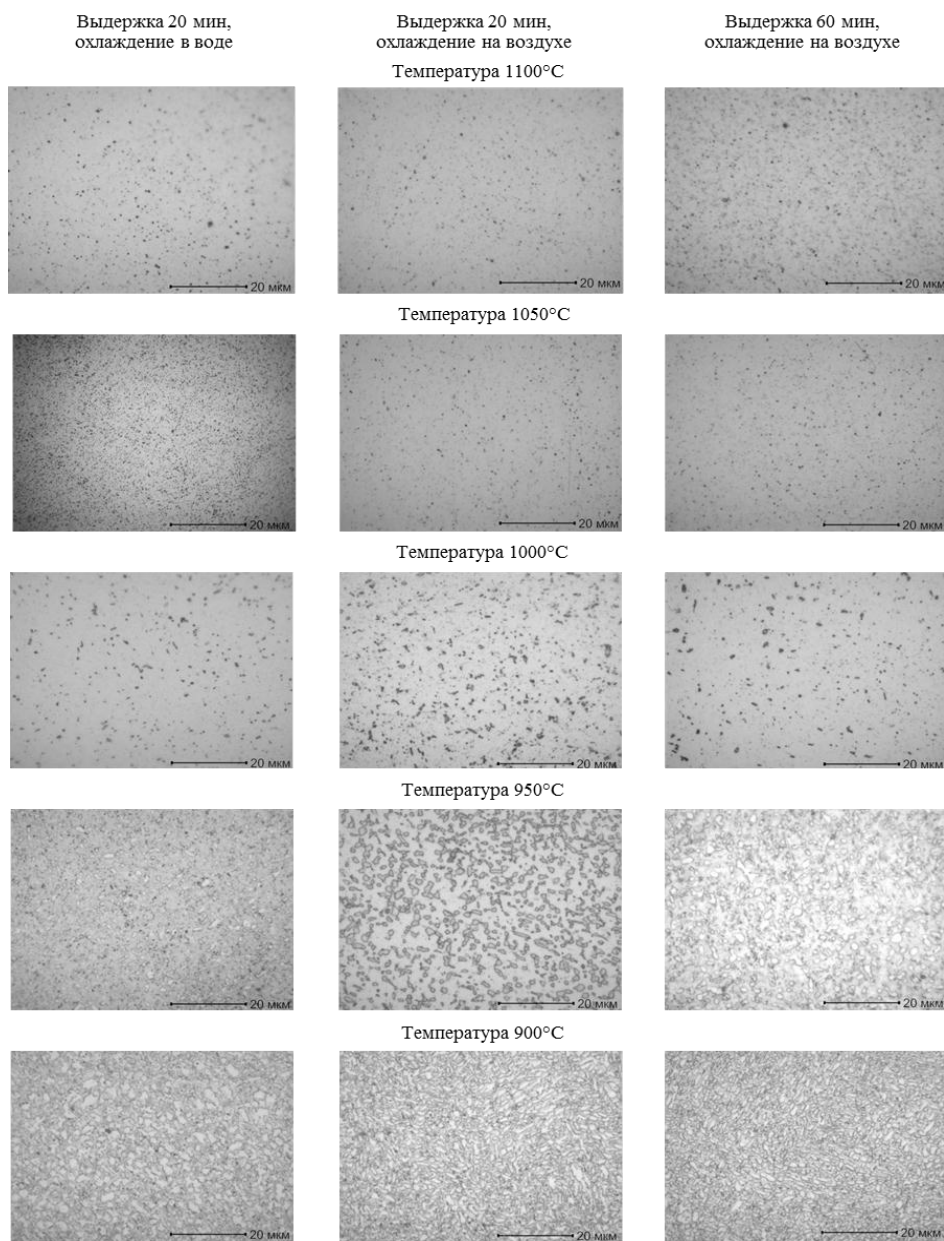


Рис. 4. Микроструктура (ОМ) штамповки из сплава ВТИ-4 после закалки по различным режимам

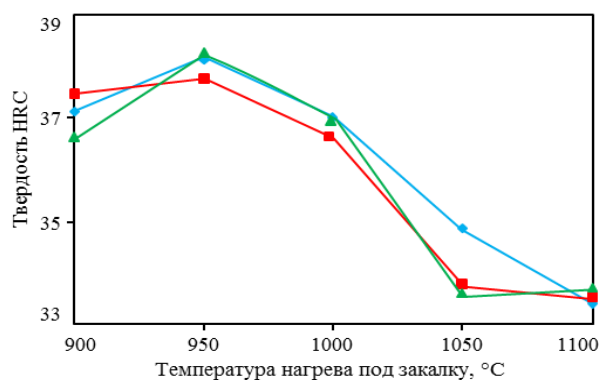


Рис. 5. Твердость HRC образцов штамповки из сплава ВТИ-4 в зависимости от температуры нагрева, времени выдержки и условий охлаждения: выдержка в течение 20 мин, охлаждение в воде (♦) и на воздухе (■); выдержка в течение 60 мин, охлаждение на воздухе (▲)

Анализ полученных результатов показал, что максимальное значение твердости соответствует исходному деформированному состоянию, что объясняется высоким уровнем деформационного наклепа. Однако в данном состоянии структура материала является нестабильной. Проведение термической обработки приводит к снижению уровня остаточных напряжений и обеспечивает уменьшение значений твердости. Минимальные значения твердости (HRC=33,46–34,85) получены в температурном интервале нагрева 1050–1100°C, которые соответствуют двухфазной ($\beta+\alpha_2$)-области, причем повышение содержания α_2 -фазы приводит к росту уровня твердости. Снижение температуры нагрева $\leq 1000^\circ\text{C}$ приводит к росту значений твердости, что обусловлено присутствием при данных температурах в структуре материала упорядоченной O-фазы и уменьшением объемного содержания пластичной β -фазы. Изменение длительности выдержки и скорости охлаждения при данных температурах на значения твердости существенно не влияют.

Таким образом, установлено, что при проведении первой ступени термической обработки интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4 нагрев под закалку целесообразно осуществлять в диапазоне температур от 900 до 1000°C, поскольку формирующееся структурно-фазовое состояние материала обеспечивает достижение наибольших значений твердости, что положительно скажется и на прочностных характеристиках. Обладая информацией о структуре материала после закалки, можно спрогнозировать, какой вид она примет после проведения второй ступени термической обработки – старения (пластинчатая или бимодальная), и таким образом управлять комплексом механических характеристик.

Заключения

1. Для косвенной оценки общего вклада элементов, стабилизирующих β -фазу, предложено выполнять расчет относительно ниобия (Nb), исходя из установленных ранее значений их критических концентраций:

$$[\text{Nb}]_{\text{eq}}^{\text{ycl}} = \% \text{Nb} + \% \text{Mo} / 0,31 + \% \text{Ta} / 1,25 + \% \text{W} / 0,61 + \% \text{V} / 0,42 + \% \text{Cr} / 0,18 + \\ + \% \text{Mn} / 0,18 + \% \text{Fe} / 0,13 + \% \text{Co} / 0,26 + \% \text{Ni} / 0,24.$$

2. Исследовано влияние температуры, времени выдержки и скорости охлаждения при проведении закалки на структуру образцов из сплава ВТИ-4. Установлено, что закалка с температур 1100 и 1050°C формирует микроструктуру, представленную дисперсными выделениями вторичной α_2 -фазы в теле и по границам зерен первичной β -фазы. При закалке с температур от 1000 до 900°C в сплаве фиксируется трехфазное состояние, представленное зернами первичной β -фазы, мелкодисперсными частицами α_2 -фазы и глобулями O-фазы. С понижением температуры и скорости охлаждения объемная доля глобулей O-фазы возрастает, они принимают вид вытянутых скругленных пластин с различной ориентировкой.

3. Изучено влияние параметров закалки и характера микроструктуры на твердость штамповки из сплава ВТИ-4. Минимальные значения твердости характерны для микроструктуры, представленной фазами β и α_2 . Нагрев под закалку в диапазоне температур от 900 до 1000°C приводит к росту значений твердости, что обусловлено формированием в структуре материала упорядоченной O-фазы и уменьшением объемного содержания пластичной β -фазы.

4. Установлено, что закалку интерметаллидного титанового орто-сплава ВТИ-4 целесообразно осуществлять при температурах от 900 до 1000°C, поскольку структурно-фазовое состояние материала, формирующееся в данном температурном диапазоне, обеспечивает достижение наибольших значений твердости. Дополнительное проведение старения обеспечит формирование бимодальной структуры с различным объемным содержанием глобулей.

ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Материалы нового поколения – основа инноваций, технологического лидерства и национальной безопасности России // Интеллект и технологии. 2016. №2 (14). С. 16–21.
2. Titanium and Titanium Alloys: Fundamental Applications / ed. by C. Leyens, M. Peters. Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, Weinheim, 2003. 513 p.
3. Development of Ti₂AlNb Alloys: Opportunities and Challenges // Advanced Materials and Processes. 2014. P. 23–27.
4. Антипов В.В. Перспективы развития алюминиевых, магниевых и титановых сплавов для изделий авиационно-космической техники // Авиационные материалы и технологии. 2017. №S. С. 186–194. DOI: 10.18577/2071-9140-2017-0-S-186-194.
5. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: пат. 2210612 Рос. Федерация. №2001125968/02; заявл. 24.09.01; опубл. 20.08.03.
6. Интерметаллидный сплав на основе титана: пат. 2405849 Рос. Федерация. №2009139791/02; заявл. 28.10.09; опубл. 10.12.10.
7. Родин Е.В., Быков Ю.Г., Кярамян К.А. Применение новых материалов в конструкции КВД перспективного двигателя // Перспективные направления развития авиадвигателестроения: сб. докл. науч.-технич. конф. «Климовские чтения–2016». СПб.: Скифия-принт, 2016. С. 301–308.
8. Уникальные материалы и технологии для новой техники // Вертикаль. 2017. №2. С. 18–23.
9. «Салют» продолжает работы по внедрению в производство новейших интерметаллидных сплавов // Вертикаль. 2017. №5. С. 10–11.
10. Ночовная Н.А., Иванов В.И., Алексеев Е.Б., Кочетков А.С. Пути оптимизации эксплуатационных свойств сплавов на основе интерметаллидов титана // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 196–206.
11. 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.
12. Антипов В.В. Стратегия развития титановых, магниевых, бериллиевых и алюминиевых сплавов // Авиационные материалы и технологии. 2012. №S. С. 157–167.
13. Каблов Е.Н. Без новых материалов – нет будущего // Metallurg. 2013. №12. С. 4–8.
14. Способ изготовления поковок: а. с. 1499801 СССР, №4071937/27; заявл. 25.05.86; опубл. 10.06.99.
15. Способ изготовления поковок из титановых сплавов: а. с. 1476715 СССР. №4279766/27; заявл. 07.07.87; опубл. 10.06.99.
16. Germann L., Banerjee D., Guedou J.Y., Strudel J.-L. Microstructure – Property Relationships in Newly Developed Multiphase Ti₂AlNb-Based Titanium Aluminides // Titanium'2003: Science and Technology: Proc. 10th World Conf. on Titanium. Hamburg, 2003. P. 2137–2144.
17. Boehlert C.J., Majumdar B.S., Seetharaman V., Miracle D.B. Part I. The microstructural evolution in Ti-Al-Nb O + Bcc orthorhombic alloys // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Material Science. 1999. Vol. 30 (9). P. 2305–2323.
18. Rosenberg H.W. Titanium Alloying in Theory and Practice // The Science, Technology and Application of Titanium: Proceedings of an International Conference. Pergamon Press, Oxford, 1970. P. 851–860.
19. Колачев Б.А., Елагин В.И., Ливанов В.А. Металловедение и термическая обработка цветных металлов и сплавов. 4-е изд. М.: МИСиС, 2005. 432 с.
20. Колачев Б.А., Польшкин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. М.: ВИЛС, 2000. 316 с.