

МЕТАЛЛУРГИЯ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЕ

Научная статья
УДК 669.295: 669.788
URL: <https://vestnikmai.ru/publications.php?ID=182574>

СТРУКТУРА И ФАЗОВЫЙ СОСТАВ СПЛАВА ВТИ-4 С РАЗНЫМ СОДЕРЖАНИЕМ ВОДОРОДА ПОСЛЕ ЗАКАЛКИ В ТЕМПЕРАТУРНОМ ИНТЕРВАЛЕ 600–800°C

Оксана Зияровна Пожого¹✉, Алексей Владимирович Шалин², Константин Румянцев³, Мария Денисовна Тевс⁴

^{1, 2, 3, 4} Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет),

Москва, Россия

¹ umarovaoz2014@gmail.com ✉

² shalinaleks@yandex.ru

³ delorumyantseva@gmail.com

⁴ 89193220004@mail.ru

Аннотация. Рассмотрено изменение фазового состава и структуры титанового сплава ВТИ-4 на основе интерметаллида Ti_2AlNb с разным содержанием водорода после закалки с температур в интервале 600–800°C. Установлено, что в зависимости от содержания водорода и температуры нагрева под закалку получают мелкодисперсную структуру сплава, которая может быть представлена двумя фазами $\beta + O$ либо тремя фазами $\beta + O + \alpha_2$. Показано, что с повышением содержания водорода от исходного до 0,4% по массе параметр решетки β -фазы увеличивается на 1% в связи с растворением в ней водорода. По результатам исследований построен участок диаграммы «фазовый состав сплава ВТИ-4 – концентрация водорода – температура нагрева под закалку» в интервале температур от 600 до 1200°C и содержанием водорода от исходного до 0,4 % по массе.

Ключевые слова: жаропрочный сплав, интерметаллид титана Ti_2AlNb , легирование водородом, закалка ортосплава, фазовый состав и структура ортосплава

Финансирование: работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 22-79-10260, <https://rscf.ru/project/22-79-10260/> с использованием оборудования ресурсного центра коллективного пользования «Авиационно-космические материалы и технологии» МАИ.

Для цитирования: Пожого О.З., Шалин А.В., Румянцев К., Тевс М.Д. Структура и фазовый состав сплава ВТИ-4 с разным содержанием водорода после закалки в температурном интервале 600–800°C // Вестник Московского авиационного института. 2024. Т. 31. № 3. С. 201–211. URL: <https://vestnikmai.ru/publications.php?ID=182574>

METALLURGY AND MATERIAL SCIENCE

Original article

THE STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF THE VTI-4 ALLOY WITH VARIOUS HYDROGEN CONTENT AFTER QUENCHING WITHIN THE 600–800°C TEMPERATURE RANGE

Oksana Z. Pozhoga¹ ✉, Aleksei V. Shalin², Konstantin Rummyantsev³, Mariya D. Tevs⁴

^{1, 2, 3, 4} Moscow Aviation Institute (National Research University),

Moscow, Russia

¹ umarovaoz2014@gmail.com ✉

² shalinaleks@yandex.ru

³ delorumyantseva@gmail.com

⁴ 89193220004@mail.ru

Abstract

The alloys based on the Ti_2AlNb intermetallic compound are potential heat-resistant materials for aerospace industry due to their light-weight, good low-temperature plasticity, enhanced strength and creep-resistance at high temperature, as well high-temperature oxidation strength. For these alloys application for modern gas turbine engines parts manufacturing, more attention should be paid to the deep trustworthy prediction of microstructure-properties interrelationship and mastering the state-of-the-art technologies of production.

It is well known that hydrogen alloying is an efficient way to control structure and phase composition in titanium alloys; allowing obtaining modified microstructures with advanced properties and performing complicated forming operations.

The authors of the presented work have previously analyzed forming the phase composition and structure in hydrogenated orthorhombic titanium alloy at 800–1200°C. However, the studies of phase and structural transformations in the hydrogen-containing alloy at the temperatures lower than 800°C should be conducted for the low-temperature thermal-hydrogen treatment performing. The purpose of the presented work consists in studying the structure and phase composition of the VTI-4 orthorhombic alloy with various hydrogen content after quenching at the temperature range of 600–800°C.

The studies were conducted on the deformed workpiece of the VTI-4 titanium alloy based on the Ti_2AlNb intermetallic compound. Samples saturation with hydrogen was accomplished up to the 0.2, 0.3 and 0.4% concentrations (wt.% here and hereinafter). The quantity of the hydrogen being introduced was being determined by the samples mass changing. After the samples quenching, the alloy microstructure was studied with the optical microscopy, and its phase content was defined by the X-ray diffraction phase analysis.

The article demonstrates that the fine-dispersed microstructure with the particles of no more than 1 μm in size in the initial and hydrogenated alloy is represented by the two phases β and O. After quenching within the temperature range of 600–800°C, there is a possibility of obtaining a structure with various phase compositions in the alloy depending on the hydrogen content. Thus, the initial alloy and the alloy hydrogenated to 0.2% H have the $\beta + O$ two-phase composition. The growth of structural constituents up to 2–4 μm can be observed herewith at higher quenching temperature while at lower temperatures their size does not exceed 1 μm . With hydrogen content above 0.2% and subsequent quenching at 800°C the alloy has a three-phase $\beta + O + \alpha_2$ structure at 800°C. This three-phase alloy structure is non-uniform. Separate thin plates of 2–3 μm in size are distinguishable in the β -grains volume, and fine-dispersed intermetallic mixture outlines the boundaries. During the X-ray diffraction analysis of the samples containing 0.3% and 0.4% H and quenched at 600–700°C peaks of α_2 -phase are not registered, which indicates their two-phase $\beta + O$ structure.

The registered growth of the β -phase lattice parameter from the initial value of 0.328 nm to 0.331 nm in the samples with 0.4% of hydrogen is stipulated by the hydrogen content increase. Any correlations between temperature and the value of the β -phase lattice parameter have not been detected.

The obtained results allowed supplementing the “VTI-4 alloy phase composition – hydrogen concentration – quenching temperature” diagram. The refined diagram will be employed in the future studies of metastable phases decomposition during isothermal holding of the hydrogenated VTI-4 alloy and the structural-phase composition forming during degassing. The obtained results will serve either as a guideline for determining the

optimal thermomechanical and heat treatment modes to increase the technological plasticity of the orthorhombic alloy in manufacturing semi-finished products and parts for aviation purposes.

Keywords: heat-resisting alloy, Ti₂AlNb titanium intermetallic, hydrogen alloying, orthorhombic alloy quenching, orthorhombic alloy phase composition and structure

Funding: the work was financed by the Russian Science Foundation No. 22-79-10260, <https://rscf.ru/project/22-79-10260/>, with application of the equipment of the shared resource center “Aerospace Materials and Technologies” at the Moscow Aviation Institute.

For citation: Pozhoga O.Z., Shalin A.V., Rummyantsev K., Tevs M.D. The Structure and Phase Composition of the VTI-4 Alloy with Various Hydrogen Content After Quenching within the 600–800°C Temperature Range. *Aerospace MAI Journal*, 2024, vol. 31, no. 3, pp. 201–211. URL: <https://vestnikmai.ru/publications.php?ID=182574>

Введение

Сплавы на основе интерметаллического соединения Ti₂AlNb (ортосплавы) являются потенциальными жаропрочными материалами авиационного и аэрокосмического применения благодаря их легкому весу, повышенной прочности и сопротивлению ползучести при высокой температуре, а также стойкости к высокотемпературному окислению. Данный класс материалов предназначен для изготовления деталей современных газотурбинных двигателей гражданских и военных самолетов, таких как рабочие и статорные лопатки, проставки, кольца и диски [1]. Ортосплавы призваны заменить жаропрочные стали и никелевые сплавы в интервале рабочих температур 650–700°C благодаря более высоким удельным характеристикам.

С момента первых публикаций [2–4] о структуре и свойствах орторомбического интерметаллида титана Ti₂AlNb были изучены системы легирования данного соединения, получены различные сплавы на его основе и исследованы фазовые и структурные превращения в сплавах [5–8]. Значительный прогресс был достигнут в понимании эволюции особенностей микроструктуры орторомбических сплавов в зависимости от механической обработки, температуры нагрева, времени выдержки и скорости охлаждения [8–13]. Для дальнейшего применения этих сплавов должно быть уделено больше внимания глубокому прогнозированию соотношения микроструктура – свойства и освоению передовых технологий производства, в том числе получению полуфабрикатов и изделий методами порошковой металлургии и с помощью аддитивных технологий [14–17].

Как известно, эффективным способом управления структурно-фазовым состоянием титановых сплавов, помимо термической и термомеханической обработок, является временное легирование водородом [18]. Коллективом кафедры материаловедения Московского авиационного института под руководством академика А.А. Ильина исследованы фундаментальные аспекты применения обратимого

легирования водородом как эффективного, а подчас единственно возможного способа обработки титана и его сплавов [19]. Полученные закономерности легли в основу термоводородной обработки титановых сплавов, позволяющей получать модифицированные структуры с повышенным комплексом свойств, а также проводить технологические операции формоизменения, которые затруднены или невозможны без введения в сплавы водорода [20–22]. Также построены диаграммы «титановый сплав – водород» для большинства термически упрочняемых титановых сплавов, в том числе VT18У, VT20, VT23 и VT25У, а также для опытных интерметаллидных сплавов на основе Ti₃Al, позволяющие проводить контроль структурного и фазового состава водородсодержащих сплавов в зависимости от температуры обработки и концентрации введенного водорода [20, 23–25].

Применительно к орторомбическим сплавам титана также представлены работы, в которых сплавы на основе Ti₂AlNb рассматриваются как сплавы – накопители водорода [26], исследуются структура и свойства ортосплава при термоводородной обработке [27], а также доказываются эффективность шарового размолла водородсодержащего ортосплава как способ получения порошка [28].

Учитывая опыт, накопленный коллективом А.А. Ильина, а также исследования других ученых в области водородных технологий при работе с титановыми сплавами, авторы настоящей работы провели подробное исследование формирования фазового состава и структуры интерметаллидного титанового сплава на основе орторомбической фазы, в результате которого был построен участок диаграммы «фазовый состав сплава ВТИ-4 – концентрация водорода – температура нагрева под закалку» в интервале температур 800–1200°C с содержанием водорода от исходного состояния до 0,4 % по массе [29]. Однако для исследования процессов распада высокотемпературного состояния при изотермической выдержке при пониженной температуре и для определения оптимальных

режимов вакуумного отжига необходимо изучить фазовые и структурные превращения в водород-содержащем сплаве при температурах ниже 800°C. Поэтому целью данной работы является исследование структуры и фазового состава сплава ВТИ-4, содержащего разное количество водорода, после закалки с температур 600–800°C. Полученные данные позволят дополнить существующую диаграмму «ВТИ-4–Н» [29] при исследованных температурно-концентрационных параметрах.

Материал и методика эксперимента

Исследования проводили на деформированной заготовке, полученной по промышленной технологии, из титанового сплава марки ВТИ-4 на основе соединения Ti_2AlNb следующего химического состава: $Ti-10Al-43Nb-0,9Mo-1,0V-1,5Zr-0,13Si$, мас. %. Из заготовки вырезали образцы размером $13 \times 13 \times 13$ мм с помощью электроэрозионной установки. Далее проводили механическую обработку для удаления электроэрозионного слоя и электрохимическую полировку для снятия напряжений и удаления загрязнений с поверхности. Подготовленные образцы предназначались для проведения наводороживающего отжига и структурно-фазовых исследований. Перед термоводородной обработкой поверхность образцов активировали выдержкой при заданной температуре в реторте с остаточным давлением $6,65 \times 10^{-3}$ Па в течение 30 мин.

Насыщение образцов водородом осуществляли при температуре 800°C в течение 1 часа в среде молекулярного водорода, полученного термическим разложением порошка гидрида титана, под давлением $p = 121,6 \cdot 10^{-3}$ МПа до концентраций 0,2; 0,3 и 0,4% (здесь и далее – % по массе). После завершения процесса поглощения, который контролировался по изменению давления, образцы отжигали в течение 1 часа для равномерного распределения водорода в объеме материала, затем охлаждали с печью до 600°C. Далее реторта с образцами охлаждалась на воздухе со скоростью 1 К/с до комнатной температуры. Количество введенного водорода определяли по изменению массы образцов с помощью весов A&D HR-150AG.

Нагрев образцов под закалку и выдержку при заданной температуре в течение 4 часов осуществляли в электропечи СНОЛ-2.2,5.2/12,5-И1 с воздушной атмосферой, затем проводили охлаждение в воде со скоростью не менее 30 К/с.

Микроструктуру сплава исследовали на оптическом микроскопе АХЮ Observer.A1m с последующей обработкой и анализом полученных изображений с помощью программы NEXSYS ImageExpert Pro3. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-7 в

фильтрованном $CuK\alpha$ -излучении в диапазоне 2θ $20 \div 90^\circ$.

Результаты и их обсуждение

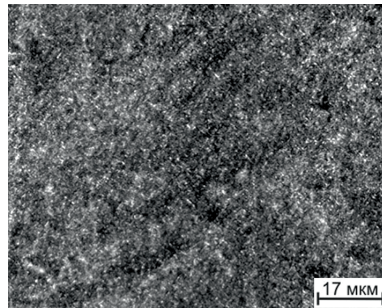
Заготовка из сплава ВТИ-4 в исходном состоянии имеет двухфазную структуру, состоящую из β - и О-фаз, с размером частиц не более 1 мкм (рис. 1). Мелкодисперсная двухфазная смесь занимает весь объем материала, границы β -зерен неразличимы.

Исследование процесса наводороживания при различных температурах показало, что введение водорода при температурах ниже 900°C приводит к более активному поглощению и равномерному распределению водорода в материале и формированию однородной тонкопластинчатой структуры [30]. Поэтому в данной работе наводороживающий отжиг осуществляли при 800°C, что в исходном ненаводороженном сплаве соответствует двухфазной ($\beta + O$)-области.

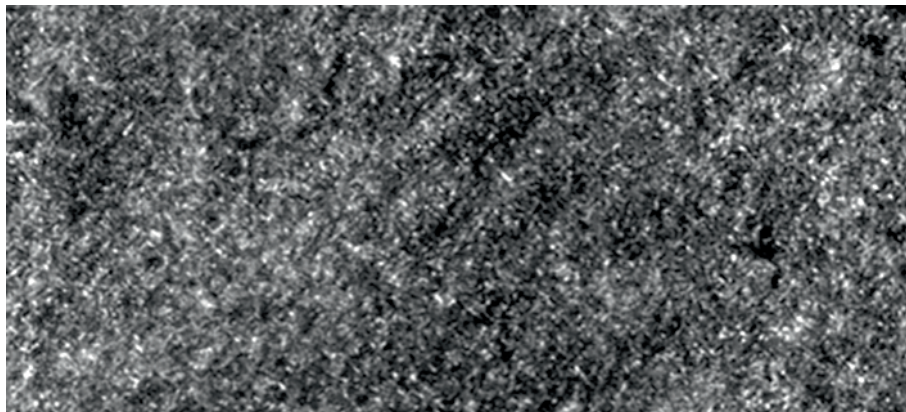
Анализ микроструктуры и фазового состава сплава после наводороживания показал, что при содержании водорода от 0,2 до 0,4% сплав, как и в исходном состоянии, представлен двумя фазами: β и О (рис. 2 и 3). При этом пластины О-фазы несколько укрупняются и имеют длину до 2 мкм (рис. 2), что обусловлено ростом частиц в условиях медленного охлаждения образцов после завершения процесса поглощения водорода. С увеличением содержания водорода в сплаве на дифрактограммах наблюдается смещение углов отражений β -фазы в меньшую сторону (рис. 3), что свидетельствует об увеличении объема ее решетки вследствие растворения в ней водорода. Параметр решетки β -фазы увеличивается на 1% с 0,327 нм в исходном сплаве до 0,331 нм в сплаве, легированном 0,4% Н.

Далее проводили закалку образцов с разным содержанием водорода в интервале температур 600–800°C для определения фазового состава сплава при данных температурах. Время выдержки после нагрева до температуры закалки составило не менее 4 часов. Это связано с необходимостью обеспечения полноты протекания диффузионных процессов и получения равновесного фазового состава при температуре обработки, так как известно, что в присутствии водорода диффузия легирующих элементов между фазами в титановых сплавах замедляется [18–20].

В сплаве, не легированном водородом, а также содержащем 0,2% Н, после закалки с 800, 700 и 600 °C формируется двухфазная структура $\beta + O$ (рис. 4, а, в и рис. 5). Количественное соотношение фаз примерно одинаково при данных температурах (рис. 5), при этом при более высокой температуре наблюдается небольшой рост структурных составляющих до 2–4 мкм (рис. 4, а), а при

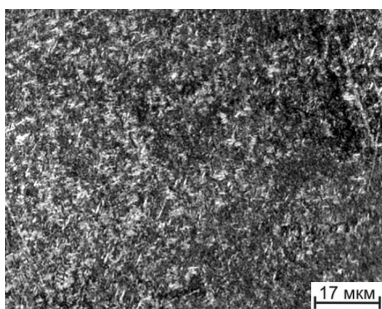


a

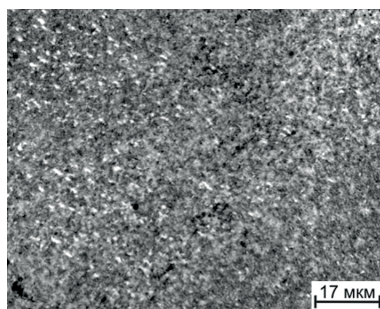


б

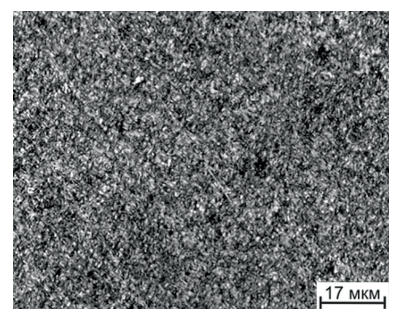
Рис. 1. Микроструктура (а) и участок дифрактограммы (б) сплава ВТИ-4 в исходном состоянии



a

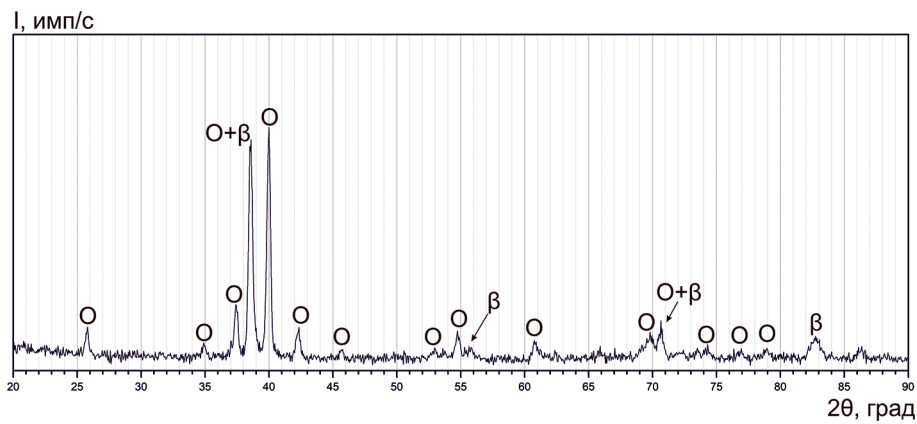


б

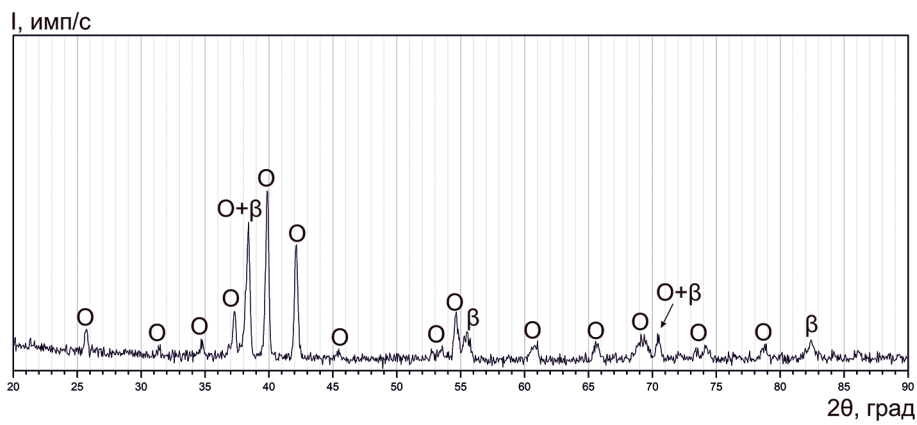


в

Рис. 2. Микроструктура сплава ВТИ-4 с содержанием водорода 0,2% (а), 0,3% (б) и 0,4% (в)

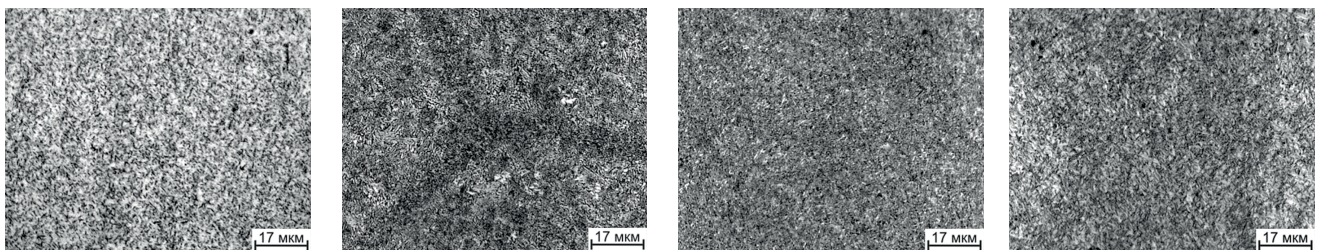


a



б

Рис. 3. Участки дифрактограмм сплава ВТИ-4 с содержанием водорода 0,2% (а) и 0,4% (б)



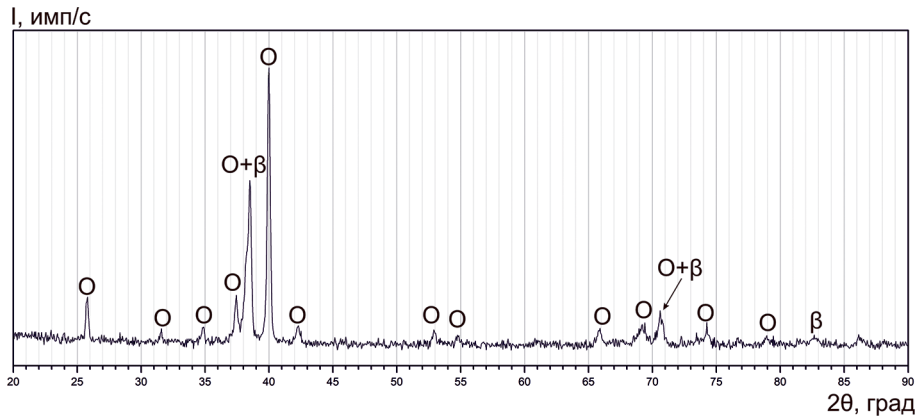
a

б

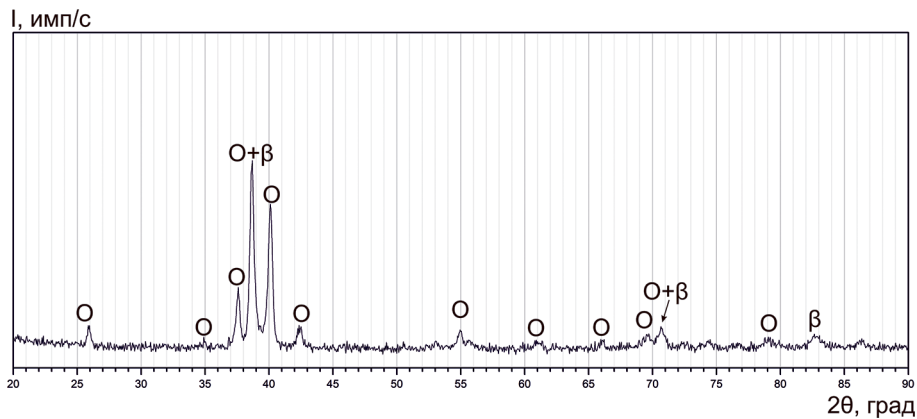
в

г

Рис. 4. Микроструктура сплава ВТИ-4 с содержанием водорода 0,2% (а, б) и 0,4% (в, г) после закалки с температур 800°C (а, б) и 700°C (в, г)



а



б

Рис. 5. Участки дифрактограмм сплава ВТИ-4, содержащего 0,2% водорода, после закалки с температур 800°C (а) и 700°C (б)

более низких температурах их размер не превышает 1 мкм (рис. 4,б).

С увеличением содержания водорода более 0,2% происходят изменения фазового состава после закалки с температуры 800°C – структура сплава представлена тремя фазами $\beta + O + \alpha_2$ (рис. 6,а). Как отмечалось в работе [29], легирование сплава ВТИ-4 водородом способствует стабилизации упорядоченной α_2 -фазы, появление которой обусловлено $O \rightarrow \alpha_2$ превращением при нагреве двухфазного водородсодержащего сплава до температуры существования трехфазной области. Структура сплава характеризуется неоднородностью, частицы O- и α_2 -фаз трудно дифференцировать. Можно отметить, что различимы отдельные тонкие пластины размером 2–3 мкм в объеме β -зерен, а границы очерчивает мелкодисперсная смесь частиц интерметаллидов (рис. 4,б).

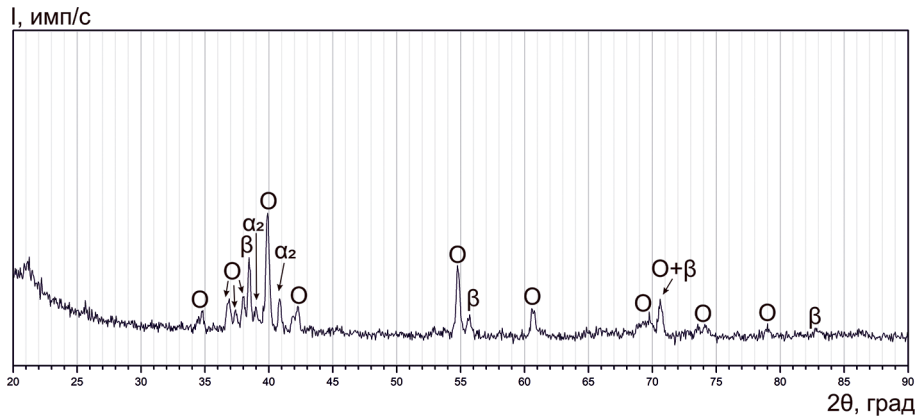
При более низких температурах структура сплава, содержащего 0,3 и 0,4% Н, становится двухфазной $\beta + O$, углов отражений от α_2 -фазы не обнаружено (рис. 6,б). Структура сплава при этом

однородна и сравнима с той, что получена при тех же температурах в сплаве с 0,2% Н (рис. 4,з).

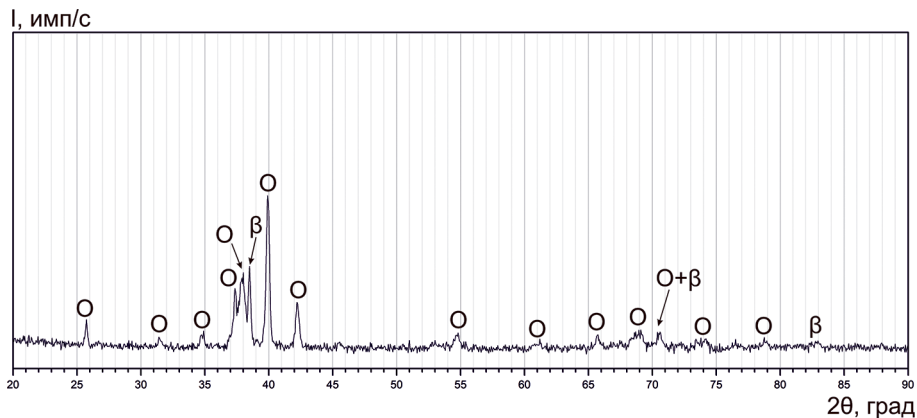
Увеличение содержания водорода в сплаве от исходного до 0,4% при исследованных температурах закалки также приводит к увеличению параметра решетки β -фазы на 1% с 0,328 нм в исходном сплаве до 0,331 нм в сплаве с 0,4% Н.

Таким образом, проведенные исследования показали, что в зависимости от содержания водорода и температуры нагрева под закалку в интервале 600–800°C структура сплава может быть представлена двумя или тремя фазами (таблица).

Так, при содержании водорода более 0,2% сплав имеет трехфазный состав $\beta + O + \alpha_2$ при 800°C, а при меньшем содержании водорода структура двухфазная $\beta + O$. При более низких температурах закалки наличия α_2 -фазы на дифрактограммах не зафиксировано, что свидетельствует о двухфазном составе сплава. Также можно отметить, что увеличение параметра решетки β -фазы связано с увеличением содержания водорода в сплаве, а его температурной зависимости не обнаружено.



а



б

Рис. 6. Участки дифрактограмм сплава ВТИ-4, содержащего 0,4% водорода, после закалки с температур 800°С (а) и 700°С (б)

Фазовый состав сплава ВТИ-4 с разным содержанием водорода после закалки с различных температур

| Температура закалки, °С | Содержание водорода, % по массе | | | |
|-------------------------|---------------------------------|-------|------------------------|------------------------|
| | Исходное | 0,2 | 0,3 | 0,4 |
| 800 | β + O | β + O | β + O + α ₂ | β + O + α ₂ |
| 700 | β + O | β + O | β + O | β + O |
| 600 | β + O | β + O | β + O | β + O |

По результатам, полученным в настоящей работе, а также в исследовании [29], построен участок диаграммы «фазовый состав сплава ВТИ-4 – концентрация водорода – температура нагрева под закалку» в зависимости от температуры закалки в температурном интервале от 600 до 1200°С и содержания водорода от исходного до 0,4% (рис. 7).

Из диаграммы следует, что с увеличением содержания водорода в сплаве более 0,1% расширяется температурная область существования трех фаз β + O + α₂ за счет повышения температуры перехода в однофазную область и понижения температурной границы существования двухфазной области β + O. При температурах ниже 700°С до комнат-

ной структура сплава представлена двумя фазами β + O при всех исследованных концентрациях водорода.

Выводы

Проведенные исследования по формированию фазового состава и структуры титанового интерметаллидного ортосплава ВТИ-4, легированного водородом, показали, что в зависимости от температуры нагрева под закалку и от содержания водорода в сплаве возможно получение структуры с разным набором фаз в исследованных температурных условиях. Это открывает возможности управления структурно-фазовым состоянием сплава за

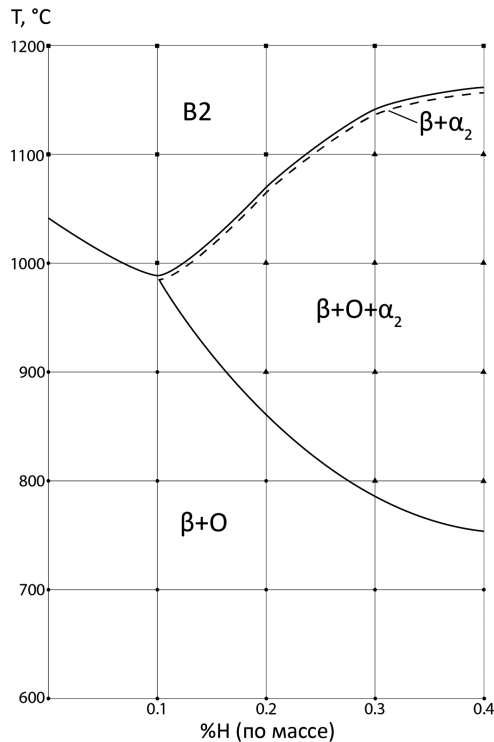


Рис. 7. Участок диаграммы «фазовый состав сплава ВТИ-4 – концентрация Н – температура нагрева под закалку» в температурном интервале от 600 до 1200°C и с содержанием водорода от исходного до 0,4% (концентрация водорода в мас. %).

счет применения различных режимов термической обработки.

Полученные данные позволили дополнить диаграмму «фазовый состав сплава ВТИ-4 – концентрация водорода – температура нагрева под закалку» в ее низкотемпературной области от 600 до 800°C. Уточненная диаграмма будет использоваться в исследовании процессов распада метастабильных фаз при изотермической выдержке водородсодержащего сплава ВТИ-4 и формирования структурно-фазового состава при дегазации. Также полученные результаты послужат ориентиром для определения оптимальных режимов термомеханической и термической обработки для повышения технологической пластичности ортосплава при изготовлении полуфабрикатов и деталей авиационного назначения.

Список источников

1. *Кашапов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В.* Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Труды ВИАМ. 2013. №3. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20

2. *Banerjee D., Gogia A.K., Nandy T.K., Joshi V.A.* A New Ordered Orthorhombic phase in a Ti_3AlNb alloy // *Acts Metallurgica et Materialia*. 1988. Vol. 36. No. 4, pp. 871–882. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90141-1
3. *Banerjee D.* The Intermetallic Ti_2AlNb // *Progress in Materials Science*. 1997. Vol. 42. No. 1–4, pp. 135–158. DOI: 10.1016/S0079-6425(97)00012-1
4. *Gogia A.K., Nandy T.K., Banerjee D. et al.* Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti-Al-Nb system // *Intermetallics*. 1998. Vol. 6. No. 7–8, pp. 741–748. DOI: 10.1016/S0966-9795(98)00044-2
5. *Kumpfert J., Kaysser W.A.* Orthorhombic Titanium Aluminides – Phases, Phase Transformation and Microstructure Evolution // *International Journal of Materials Research*. 2001. Vol. 92. No. 2, pp. 128–134. DOI: 10.3139/ijmr-2001-0028
6. *Попов А.А., Илларионов А.Г., Гриб С.В. и др.* Фазовые и структурные превращения в сплаве на основе орторомбического алюминиды титана // *Физика металлов и металловедения*. 2008. Т. 106. №4. С. 414–425.
7. *Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B.* Development of Ti_2AlNb alloys: opportunities and challenges // *AM&P Technical Articles*. 2014. Vol. 172. No. 5, pp. 23–27. DOI: 10.31399/asm.amp.2014-05.p023
8. *Илларионов А.Г., Демаков С.Л., Водолазский Ф.В. и др.* Сплавы на основе орторомбического интерметаллида титана Ti_2AlNb : фазовый состав, легирование, структура, свойства // *Металлург*. 2023. № 3. С. 42–54. DOI: 10.52351/00260827_2023_03_42
9. *Умарова О.З., Пожого В.А., Бурашнина Р.Р.* Формирование структуры и механические свойства жаропрочного сплава на основе алюминиды титана при термической обработке // *Вестник Московского авиационного института*. 2017. Т. 24. № 1. С. 160–169.
10. *Zhang H., Li C., Ma Z. et al.* Morphology and quantitative analysis of O phase during heat treatment of hot-deformed Ti_2AlNb -based alloy // *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*. 2018. Vol. 25. No. 19, pp. 1191–1200. DOI: 10.1007/s12613-018-1671-y
11. *He Y.S., Hu R., Luo W.Z. et al.* Microstructure and mechanical properties of a new Ti_2AlNb -based alloy after aging treatment // *Rare Metals*. 2018. Vol. 37. No. 4, pp. 942–951. DOI: 10.1007/s12598-018-1107-x
12. *Goyal K., Sardana N.* Phase stability and microstructural evolution of Ti_2AlNb alloys—a review // *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 41. Part 4, pp. 951–968. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.925
13. *Tian X., Wu J., Lu Z. et al.* Effects of Cooling Rate on the Microstructure and Tensile Properties of Powder Metallurgy Ti_2AlNb Alloy // *JOM: The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*. 2022. Vol. 74. No. 8, pp. 2964–2972. DOI: 10.1007/s11837-022-05338-5
14. *Wang G., Yang J., Xueyan J.* Microstructure and mechanical properties of Ti–22Al–25Nb alloy fabricated by elemental

- powder metallurgy // *Materials Science Engineering A*. 2016. Vol. 654, pp. 69–76. DOI: 10.13140/RG.2.1.2011.9121
15. Grigoriev A., Polozov I., Sufiiarov V., Popovich A. In-situ synthesis of Ti₂AlNb-based intermetallic alloy by selective laser melting // *Journal of Alloys and Compounds*. 2017. Vol. 704, pp. 434–442. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.02.086
 16. Балякин А.В., Скуратов Д.Л., Хаймович А.И., Олейник М.А. Применение прямого лазерного сплавления металлических порошков из жаропрочных сплавов в двигателестроении // *Вестник Московского авиационного института*. 2021. Т. 28. № 3. С. 202–217. DOI: 10.34759/vst-2021-3-202-217
 17. Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review // *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*. 2022. Vol. 119, pp. 5583–5614. DOI: 10.1007/s00170-022-08728-w
 18. Froes F.H., Senkov O.N., Qazi J.I. Hydrogen as a temporary alloying element in titanium alloys: thermohydrogen processing // *International Materials Reviews*. 2004. Vol. 49. No. 3–4, pp. 227–245. DOI: 10.1179/095066004225010550
 19. Пуйн А.А., Мамонов А.М., Коллеров М.Ю. Development of a thermohydrogen treatment technology for titanium alloys: scientific foundations and principles // *Physics of the Solid State*. 1994. Vol. 36. No. 4, pp. 157–161.
 20. Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Водородная технология титановых сплавов. – М.: МИСиС, 2002. – 389 с.
 21. Носов В.К., Ильин А.А., Мамонов А.М., Овчинников А.В. Обоснование и опыт применения водородного пластифицирования при изготовлении полуфабрикатов и изделий из сплава на основе интерметаллида Ti₃Al // *Технология легких сплавов*. 2002. № 3. С. 18–24.
 22. Ovchinnikov A., Skvortsova S., Mamonov A., Yermakov E. Influence of hydrogen on plastic flow of the titanium and its alloys // *Acta Metallurgica Slovaca*. 2017. Vol. 23. No. 2, pp. 122–134. DOI: 10.12776/ams.v23i2.916
 23. Ильин А.А., Мамонов А.М. Температурно-концентрационные диаграммы фазового состава водородсодержащих многокомпонентных сплавов на основе титана // *Металлы*. 1994. № 5. С. 71–75.
 24. Ильин А.А., Скворцова С.В., Засыпкин В.В. и др. Влияние дополнительного легирования водородом на формирование фазового состава и структуры титанового сплава Ti-8,3Al-2,1Mo-2,2Zr-0,2Si // *Металлы*. 2011. № 6. С. 32–39.
 25. Мамонов А.М., Слезов С.С., Гвоздева О.Н. Управление фазовым составом, структурой и комплексом свойств высокомолекулярного титанового сплава методами термоводородной обработки // *Известия высших учебных заведений. Цветная металлургия*. 2018. № 1. С. 53–63. DOI: 10.17073/0021-3438-2018-1-53-63
 26. Ito K., Zhang L.T., Vasudevan V.K., Yamaguchi M. Multiphase and microstructure effects on the hydrogen absorption/desorption behavior of a Ti–22Al–27Nb alloy // *Acta Materialia*. 2001. Vol. 49. No. 6, pp. 963–972. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00402-X
 27. Илларионова А.Г., Хаджиева О.Г., Илларионова С.М., Мерсон Е.Д. Формирование структуры и свойств при термоводородной обработке сплава на основе алюминиды титана Ti₂AlNb // *Физика металлов и металловедения*. 2019. Т. 120. № 10. С. 1058–1065.
 28. Senkevich K.S., Pozhoga O.Z., Kudryavtsev E.A., Zasyplin V.V. The effect of hydrogenation on the fracture of Ti₂AlNb-based alloy during ball milling // *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. Vol. 902: 163794. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.163794
 29. Скворцова С.В., Пожого О.З., Пожого В.А., Иванов А.Е. Влияние дополнительного легирования водородом на структуру и фазовый состав интерметаллидного сплава ВТИ-4 // *Металлы*. 2019. № 6. С. 3–13.
 30. Пожого О.З., Шалин А.В., Скворцова С.В. и др. Исследование процессов наводороживания и формирования структуры и фазового состава интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 после легирования водородом // *Электрометаллургия*. 2023. № 9. С. 2–11. DOI: 10.31044/1684-5781-2023-0-9-2-11

References

1. Kashapov O.S., Novak A.V., Nochovnaya N.A., Pavlova T.V. *Trudy VIAM*, 2013, no. 3. URL: http://viam-works.ru/ru/articles?art_id=20
2. Banerjee D., Gogia A.K., Nandy T.K., Joshi V.A. A New Ordered Orthorhombic phase in a Ti₃Al–Nb alloy. *Acta Metallurgica et Materialia*, 1988, vol. 36, no. 4, pp. 871–882. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90141-1
3. Banerjee D. The Intermetallic Ti₂AlNb. *Progress in Materials Science*, 1997, vol. 42, no. 1–4, pp. 135–158. DOI: 10.1016/S0079-6425(97)00012-1
4. Gogia A.K., Nandy T.K., Banerjee D. et al. Microstructure and mechanical properties of orthorhombic alloys in the Ti–Al–Nb system. *Intermetallics*, 1998, vol. 6, no. 7–8, pp. 741–748. DOI: 10.1016/S0966-9795(98)00044-2
5. Kumpfert J., Kaysser W.A. Orthorhombic Titanium Aluminides – Phases, Phase Transformation and Microstructure Evolution. *International Journal of Materials Research*, 2001, vol. 92, no. 2, pp. 128–134. DOI: 10.3139/ijmr-2001-0028
6. Popov A.A., Illarionov A.G., Grib S.V. et al. *Fizika metallov i metallovedeniya*, 2008, vol. 106, no. 4, pp. 414–425.
7. Chen W., Li J.W., Xu L., Lu B. Development of Ti₂AlNb alloys: opportunities and challenges. *AM&P Technical Articles*, 2014, vol. 172, no. 5, pp. 23–27. DOI: 10.31399/asm.amp.2014-05.p023
8. Illarionov A.G., Demakov S.L., Vodolazskii F.V. et al. *Metallurg*, 2023, no. 3, pp. 42–54. DOI: 10.52351/00260827_2023_03_42
9. Umarova O.Z., Pozhoga V.A., Buranshina R.R. Structure formation and mechanical properties of heat-resistant

- alloy based on titanium aluminide under heat treatment. *Aerospace MAI Journal*, 2017, vol. 24, no. 1, pp. 160–169.
10. Zhang H., Li C., Ma Z. et al. Morphology and quantitative analysis of O phase during heat treatment of hot-deformed Ti₂AlNb-based alloy. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2018, vol. 25, no. 19, pp. 1191–1200. DOI: 10.1007/s12613-018-1671-y
 11. He Y.S., Hu R., Luo W.Z. et al. Microstructure and mechanical properties of a new Ti₂AlNb-based alloy after aging treatment. *Rare Metals*, 2018, vol. 37, no. 4, pp. 942–951. DOI: 10.1007/s12598-018-1107-x
 12. Goyal K., Sardana N. Phase stability and microstructural evolution of Ti₂AlNb alloys—a review. *Materials Today: Proceedings*, 2021, vol. 41, part 4, pp. 951–968. DOI: 10.1016/j.matpr.2020.10.925
 13. Tian X., Wu J., Lu Z. et al. Effects of Cooling Rate on the Microstructure and Tensile Properties of Powder Metallurgy Ti₂AlNb Alloy. *JOM: The Journal of The Minerals, Metals & Materials Society*, 2022, vol. 74, no. 8, pp. 2964–2972. DOI: 10.1007/s11837-022-05338-5
 14. Wang G., Yang J., Xueyan J. Microstructure and mechanical properties of Ti–22Al–25Nb alloy fabricated by elemental powder metallurgy. *Materials Science Engineering A*, 2016, vol. 654, pp. 69–76. DOI: 10.13140/RG.2.1.2011.9121
 15. Grigoriev A., Polozov I., Sufiarov V., Popovich A. In-situ synthesis of Ti₂AlNb-based intermetallic alloy by selective laser melting. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, vol. 704, pp. 434–442. DOI: 10.1016/j.jallcom.2017.02.086
 16. Balyakin A.V., Skuratov D.L., Khaimovich A.I., Oleinik M.A. Direct laser fusion application for powders from heat resistant alloys in engine building. *Aerospace MAI Journal*, 2021, vol. 28, no. 3, pp. 202–217. DOI: 10.34759/vst-2021-3-202-217
 17. Soliman H.A., Elbestawi M. Titanium aluminides processing by additive manufacturing – a review. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2022, vol. 119, pp. 5583–5614. DOI: 10.1007/s00170-022-08728-w
 18. Froes F.H., Senkov O.N., Qazi J.I. Hydrogen as a temporary alloying element in titanium alloys: thermohydrogen processing. *International Materials Reviews*, 2004, vol. 49, no. 3–4, pp. 227–245. DOI: 10.1179/0950666004225010550
 19. Ilyin A.A., Mamonov A.M., Kollerov M.Yu. Development of a thermohydrogen treatment technology for titanium alloys: scientific foundations and principles. *Physics of the Solid State*, 1994, vol. 36, no. 4, pp. 157–161.
 20. Il'in A.A., Kolachev B.A., Nosov V.K., Mamonov A.M. *Vodorodnaya tekhnologiya titanovykh splavov* (Hydrogen technology of titanium alloys). Moscow, MISiS, 2002, 389 p.
 21. Nosov V.K., Il'in A.A., Mamonov A.M., Ovchinnikov A.V. *Tekhnologiya legkikh splavov*, 2002, no. 3, pp. 18–24.
 22. Ovchinnikov A., Skvortsova S., Mamonov A., Yermakov E. Influence of hydrogen on plastic flow of the titanium and its alloys. *Acta Metallurgica Slovaca*, 2017, vol. 23, no. 2, pp. 122–134. DOI: 10.12776/ams.v23i2.916
 23. Il'in A.A., Mamonov A.M. *Metally*, 1994, no. 5, pp. 71–75.
 24. Il'in A.A., Skvortsova S.V., Zasyupkin V.V. et al. *Metally*, 2011, no. 6, pp. 32–39.
 25. Mamonov A.M., Slezov S.S., Gvozdeva O.N. *Izvestiya vysshikh uchebnykh zavedenii. Tsvetnaya metallurgiya*, 2018, no. 1, pp. 53–63. DOI: 10.17073/0021-3438-2018-1-53-63
 26. Ito K., Zhang L.T., Vasudevan V.K., Yamaguchi M. Multiphase and microstructure effects on the hydrogen absorption/desorption behavior of a Ti–22Al–27Nb alloy. *Acta Materialia*, 2001, vol. 49, no. 6, pp. 963–972. DOI: 10.1016/S1359-6454(00)00402-X
 27. Illarionova A.G., Khadzhieva O.G., Illarionova S.M., Merson E.D. *Fizika metallov i metallovedeniya*, 2019, vol. 120, no. 10, pp. 1058–1065.
 28. Senkevich K.S., Pozhoga O.Z., Kudryavtsev E.A., Zasyupkin V.V. The effect of hydrogenation on the fracture of Ti₂AlNb-based alloy during ball milling. *Journal of Alloys and Compounds*, 2022, vol. 902: 163794. DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.163794
 29. Skvortsova S.V., Pozhoga O.Z., Pozhoga V.A., Ivanov A.E. *Metally*, 2019, no. 6, pp. 3–13.
 30. Pozhoga O.Z., Shalin A.V., Skvortsova S.V. et al. *Elektrometallurgiya*, 2023, no. 9, pp. 2–11. DOI: 10.31044/1684-5781-2023-0-9-2-11

Статья поступила в редакцию 05.04.2024; одобрена после рецензирования 15.04.2024; принята к публикации 17.04.2024.
The article was submitted on 05.04.2024; approved after reviewing on 15.04.2024; accepted for publication on 17.04.2024.