

PACS numbers: 61.66.Dk, 61.72.S-, 81.05.Bx, 81.10.Fq, 81.30.Fb, 81.40.Ef, 81.70.Bt

Структурные и технологические аспекты получения качественных полуфабрикатов из жаропрочного интерметаллидного сплава на основе Ti_2AlNb с высоким комплексом свойств

С. В. Скворцова, А. А. Ильин, М. Г. Штуца*, А. В. Александров*,
А. В. Андреев*, О. З. Умарова

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего профессионального образования «МАТИ — Российский государственный технологический университет им. К. Э. Циолковского», ул. Оршанская, 3, 121552 Москва, Россия,

**Акционерное Общество «Чепецкий механический завод», ул. Белова, 7, 427622 Глазов, Удмуртская Республика, Россия*

В работе рассмотрены две схемы получения жаропрочного сплава на основе интерметаллида титана Ti_2AlNb : тройной вакуумно-дуговой переплав (ВДП–ВДП–ВДП) и тройной вакуумно-дуговой переплав, когда второй переплав проводился в вакуумно-дуговой гарнисажной печи (ВДП–ВДП–ВДП). Показано, что использование второй схемы выплавки обеспечивает получение более однородного распределения легирующих элементов, в первую очередь, ниобия, по сечению слитка. Методом пробных закалок определены температурные границы фазовых областей. Показа-

Corresponding author: Svetlana Vladimirovna Skvortsova
E-mail: skvortsova11@gmail.com

Federal State Budgetary Educational Enterprise of Higher Professional Education 'MATI—Russian State Technological University Named After K. E. Tsiolkovsky', 3 Orshanskaya Str., 121552 Moscow, Russia,

**Joint-Stock Company 'Chepetsky Mechanical Plant', 7 Belova Str., 427622 Glazov, Udmurtskaya Republic, Russia*

S. V. Skvortsova, A. A. Ilyin, M. G. Shtutsa, A. V. Aleksandrov, A. V. Andreev, and O. Z. Umarova,
Structure and Technological Aspects of Obtaining Qualitative Semi-Finished Products from Heat-Resistant Intermetallic Ti_2AlNb -Based Alloy with Improved Properties Complex, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 37, No. 10: 1313–1324 (2015) (in Russian).

но, что выше температуры 1050°C сплав находится в однофазном упорядоченном $B2$ -состоянии. При более низких температурах сверхструктурных рефлексов $B2$ -фазы обнаружено не было. Исследована деформируемость жаропрочного сплава в литом состоянии при повышенных температурах. Установлено, что деформация слитка в $B2$ -области (выше температуры 1050°C) может проводиться со степенями деформации более 70%, а деформация в $(\alpha + \beta)$ -области — менее 50%. На основании проведенных исследований была разработана опытно-промышленная технология и получен прутки диаметром 60 мм из жаропрочного сплава на основе интерметаллида титана Ti_2AlNb . Разработан двухступенчатый режим термической обработки, включающий нагрев до высокотемпературной ступени при температуре 980°C и охлаждение на воздухе, что позволило зафиксировать в структуре сплава метастабильную β -фазу. Последующий нагрев до температуры 850°C и шестичасовая выдержка приводят к её распаду и формированию в сплаве дисперсной структуры, обеспечивающей заданный комплекс механических свойств.

Ключевые слова: жаропрочный титановый орто-сплав, химический состав, термическая обработка, структура, фазовый состав, прочность, пластичность.

У роботі розглянуто дві схеми одержання жароміцного стопу на основі інтерметаліду титану Ti_2AlNb : потрійне вакуумно-дугове перетоплення (ВДП–ВДП–ВДП) і потрійне вакуумно-дугове перетоплення, коли друге перетоплення проводилося у вакуумно-дуговій гарнісажній печі (ВДП–ВДП–ВДП). Показано, що використання другої схеми витоку забезпечує одержання більш однорідного розподілу легувальних елементів, в першу чергу, ніобію, по перерізу зливка. Методом пробного загартування визначено температурні межі фазових областей. Показано, що вище температури 1050°C стоп знаходиться в однофазному упорядкованому $B2$ -стані. При більш низьких температурах надструктурних рефлексів $B2$ -фази виявлено не було. Досліджено здеформованість жароміцного стопу в литому стані при підвищених температурах. Встановлено, що деформація зливка у $B2$ -області (вище температури 1050°C) може проводитися зі ступенями деформації, більшими, ніж 70%, а деформація в $(\alpha + \beta)$ -області — меншими, ніж 50%. На підставі проведених досліджень було розроблено дослідно-промисловою технологію і одержано прутки діаметром у 60 мм з жароміцного стопу на основі інтерметаліду титану Ti_2AlNb . Розроблено двоступеневий режим термічної обробки, що включає нагрівання до високотемпературного ступеня при температурі 980°C і охолодження на повітрі, що уможливило зафіксувати в структурі стопу метастабільну β -фазу. Наступне нагрівання до температури 850°C і шестигодинна витримка призводять до її розпаду і формування у стопі дисперсної структури, що забезпечує заданий комплекс механічних властивостей.

Ключові слова: жароміцний титановий орто-стоп, хімічний склад, термічна обробка, структура, фазовий склад, міцність, пластичність.

In this work, the two schemes of obtaining heat-resistant alloy based on titanium Ti_2AlNb intermetallide is considered: the triple vacuum-arc remelting (VAR–VAR–VAR) and the triple vacuum-arc remelting with the second re-

melting being conducted in a vacuum-arc skull furnace (VAR–VASR–VAR). As shown, the second melting scheme provides obtainment of the more homogeneous distribution for the alloying elements (primarily niobium) across the ingot section. Temperature limits of the phases' regions are determined by a test quenching method. As shown, the alloy is of an ordered single-phase $B2$ -state at the temperatures higher than $1050^{\circ}C$. At the lower temperatures, the superstructural reflections of $B2$ -phase are not observed. Deformability of the heat-resistant alloy in as-cast condition is investigated at the elevated temperatures. As stated, the deformation of the ingot in $B2$ -region (higher than $1050^{\circ}C$) can be carried out with the deformation degrees of more than 70%, and the deformation in $(\alpha + \beta)$ -region—with the deformation degrees of less than 50%. Based on the fulfilled investigations, experimental-industrial technology is developed, and the rod with diameter of 60 mm is obtained from heat-resistant alloy based on titanium Ti_2AlNb intermetallide. A two-step heat-treatment mode is developed including heating up to a high-temperature stage of $980^{\circ}C$ and air-cooling that allows fixing a metastable β -phase in the alloy structure. The following heating up to $850^{\circ}C$ and a 6-hour soaking result in its decomposition and formation of dispersed structure in the alloy that provides a required complex of mechanical properties.

Key words: heat-resistant titanium ortho-alloy, chemical composition, heat treatment, structure, phase composition, strength, plasticity.

(Получено 17 сентября 2015 г.)

1. ВВЕДЕНИЕ

В последние годы в США, Японии, Германии, Англии, Франции, Китае, России и других странах усилия учёных-материаловедов и технологов в значительной степени направлены на создание новых жаропрочных материалов для авиационной и космической техники, транспортного и энергетического машиностроения и, особенно, двигателестроения, которые могли бы длительно работать в условиях повышенных (более $600^{\circ}C$) температур, интенсивной газовой коррозии, высоких знакопеременных нагрузок. Выбор жаропрочных материалов для деталей ответственного назначения в большинстве случаев сводится к интерметаллидным соединениям и сплавам на их основе. В настоящее время активно изучаются возможность и целесообразность использования сплавов на основе интерметаллидов системы $Ti-Al$. Эти материалы имеют высокую жаропрочность, что при сравнительно низкой плотности обеспечивает им существенное преимущество по удельной прочности при температурах $700-750^{\circ}C$ над никелевыми сплавами и жаропрочными сталями, а по уровню рабочих температур — над промышленными жаропрочными титановыми сплавами [1–4].

Исследования интерметаллидов системы $Ti-Al$ (Ti_3Al и $TiAl$) начались ещё в начале 60-х годов XX века, когда была отмечена

перспективность этих материалов как конструкционных, обладающих высокими характеристиками удельной жаропрочности и жаростойкости, а также хорошими литейными свойствами. При этом основным препятствием для их внедрения и активного промышленного использования в те годы являлась присущая этим интерметаллидам хрупкость и низкая технологичность. Данная проблема не потеряла своей актуальности и в настоящее время.

Для улучшения механических свойств интерметаллидных соединений Ti_3Al и $TiAl$ используется многокомпонентное легирование активными тугоплавкими элементами в сочетании с регламентацией структуры в процессе горячей обработки давлением и последующей термической обработки.

В качестве легирующих элементов используются β -стабилизирующие элементы, повышающие упругие и прочностные свойства и снижающие интенсивность окисления — Nb, Mo, V, Ta и W.

В зависимости от количества β -стабилизаторов интерметаллиды подразделяются на «альфа-2»-сплавы, «супер-альфа-2»-сплавы, «гамма»-сплавы.

Сплавы на основе $TiAl$ («гамма»-сплавы) в настоящее время считаются наиболее перспективными с точки зрения предельных рабочих температур. Они обладают высокими характеристиками жаропрочности, но имеют крайне низкую пластичность при комнатной температуре. Основные усилия их разработчиков и технологов направлены на повышение пластичности и рабочих температур (температур хрупко-вязкого разрушения). К этой группе относятся такие сплавы как АВВ (Швеция), 48-1-1S (Япония), 48-1S (ФРГ), 48-2-2 (США), 45-4-4BS (Англия).

Сплавы на основе интерметаллида Ti_3Al типа «альфа-2», «супер-альфа-2» деформируются в горячем состоянии, но только с малыми степенями деформации и скоростями. Литейные свойства этих сплавов не очень хорошие. Типичными представителями этой группы являются сплавы СТ5, ВТИ-2 (Россия), Ti-24-10-3-1 (США), ТД-2 (Китай).

Несмотря на использование различных систем легирования сплавов и формирования в них различных типов структур, на сегодняшний день не удалось получить на «гамма»-, «альфа-2»- и «супер-альфа-2»-сплавах достаточный и сбалансированный уровень прочностных, пластических и жаропрочных свойств. Сплавы данных типов не обладают необходимой технологичностью для получения высококачественных деформированных полуфабрикатов — штамповок, прутков и листов; имеют низкие характеристики ударной вязкости и вязкости разрушения, что в целом ограничивает их использование.

Таким образом, несмотря на многочисленные исследования, полученный уровень механических свойств современных «гамма»-, «альфа-2»- и «супер-альфа-2»-сплавов не удовлетворяет требовани-

ям конструкторов.

Дальнейшие разработки сплавов на основе алюминидов титана посвящены «орто»-сплавам, которым уделяется особое внимание как материалам, способным заменить пожароопасные титановые сплавы Ti1100 (США) и IMI834 (Великобритания) (рабочая температура $\leq 650^\circ\text{C}$), а также в деформированном варианте (лист, лента и фольга) как основы для изготовления облегчённых силовых панелей [5–7].

Однако широкое применение орто-сплавов сдерживается рядом недостатков, обусловленных их повышенной плотностью (на 15–20% по сравнению с традиционными жаропрочными титановыми сплавами), трудностями получения слитков [8, 9], а также необходимостью жёсткого контроля технологических параметров горячей деформации [10, 11] и структурно-фазового состояния конечных полуфабрикатов.

В настоящей работе проведена отработка технологий выплавки слитков и получения деформированных полуфабрикатов из интерметаллидного орто-сплава ВТИ-4.

2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Исходным материалом для проведения исследований служили слитки из жаропрочного орто-сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb ВТИ-4: $Ti-11Al-40Nb-1,5Zr-0,75V-0,75Mo-0,2Si$ (% масс.).

Выплавку слитков проводили в АО ЧМЗ с использованием вакуумной дуговой печи и вакуумно-дуговой гарнисажной печи.

Из слитка был получен пруток диаметром 60 мм в АО ЧМЗ по опытно-промышленной технологии ковкой в β - и ($\beta + O$)-областях.

Химический состав по сечению слитков определяли с помощью атомно-абсорбционного и атомно-эмиссионного анализов на установках Varian-240 FS и Varian-730 ES соответственно.

Микроструктуру слитков и деформированного полуфабриката исследовали металлографическими методами на оптическом микроскопе Axio Observer.A1m. Фотографии микроструктуры обрабатывали с помощью специализированного программного обеспечения ImageExpert Pro 3. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводили на дифрактометре ДРОН-7 в фильтрованном излучении CuK_α .

Кратковременные механические испытания на растяжение проводили согласно ГОСТ 1497–84 при нормальной температуре на универсальной машине TIRA-Test 2300.

3. РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТОВ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Одна из основных проблем при выплавке слитков сплавов на основе орто-фазы — это получение однородного распределения по сечению

легирующих элементов, в первую очередь, тугоплавкого ниобия. Одним из основных дефектов в слитках для сплавов с его высоким содержанием является образование включений в виде частиц чистого ниобия. Поэтому в работе была поставлена задача: изучить влияние технологии выплавки на распределение легирующих элементов по сечению слитка.

Выплавку двух слитков орто-сплавов марки ВТИ-4 проводили тройным переплавом с использованием вакуумной дуговой печи (схема ВДП–ВДП–ВДП) и с использованием вакуумной дуговой печи ДКВ-3,2 и вакуумно-дуговой гарнисажной печи (схема ВДП–ВДП–ВДП).

От слитков второго перепада были отобраны пробы в виде стружки от торцов и среднего пояса. Анализ изменения химического состава по сечению слитка показал, что использование гарнисажной печи для второго перепада позволило в 2–3 раза уменьшить разброс содержания легирующих элементов (табл. 1 и 2).

Анализ химического состава по сечению слитка после третьего вакуумно-дугового перепада показал, что использование для второго перепада вакуумно-дуговой гарнисажной печи позволяет получить более однородное распределение легирующих элементов (табл. 3).

Технология выплавки не оказывает влияния на микроструктуру слитка. Вследствие медленного охлаждения для предотвращения образования трещин она представлена крупными исходными β -зёрнами и расположенными внутри них пластинами О-фазы (рис. 1).

Для определения температурных интервалов пластической деформации необходимо было вначале определить температурные границы фазовых областей.

Проведённые исследования показали, что после закалки от температур в интервале 1250–1050°C структура сплава является однофазной. По данным рентгеноструктурного фазового анализа

ТАБЛИЦА 1. Химический состав слитка из сплава ВТИ-4 после второго вакуумно-дугового перепада.

TABLE 1. Chemical composition of the ingot from VTI-4 alloy after the second vacuum-arc remelting.

Место отбора пробы	Легирующие элементы, % по массе					
	Al	Mo	Nb	Si	V	Zr
Верхний торец	10,96	0,79	41,47	0,14	0,76	1,38
Нижний торец	11,25	0,89	42,78	0,13	0,82	1,25
Средний пояс	12,4	0,82	40,54	0,14	0,81	1,44
Разница	1,44	1,0	2,24	0,01	0,06	0,19

ТАБЛИЦА 2. Химический состав слитка из сплава ВТИ-4 после второго вакуумно-дугового гарнисажного переплава.**TABLE 2.** Chemical composition of the ingot from VTI-4 alloy after the second vacuum-arc skull remelting.

Место отбора пробы	Легирующие элементы, % по массе					
	Al	Mo	Nb	Si	V	Zr
Верхний торец	12,15	0,87	41,72	0,15	0,87	1,31
Нижний торец	12,06	0,91	42,54	0,14	0,86	1,25
Средний пояс	12,09	0,92	42,71	0,14	0,87	1,26
Разница	0,06	0,05	0,99	0,01	0,01	0,06

(РСФА) в структуре в указанном интервале температур присутствует упорядоченная по типу CsCl B2-фаза (рис. 2, а).

При закалке от температуры 1040°C в структуре обнаружены выделения второй фазы; данные РСФА указывают на наличие в сплаве α_2 -фазы, при этом β -фаза находится в неупорядоченном состоянии (рис. 2, б). Закалка от температуры 980°C приводит к формированию трёхфазной структуры $\beta + \alpha_2 + O$ (рис. 2, в), а при закалке в интервале температур 950–800°C в структуре присутствуют β - и O-фазы, причём с понижением температуры происходит постепенное увеличение количества O-фазы (рис. 2, з).

На следующем этапе работы была исследована деформируемость

ТАБЛИЦА 3. Химический состав слитков из сплава ВТИ-4 после третьего вакуумно-дугового переплава.**TABLE 3.** Chemical composition of the ingots from VTI-4 alloy after the third vacuum-arc remelting.

Место отбора пробы	Легирующие элементы, % по массе					
	Al	Mo	Nb	Si	V	Zr
Верхний торец*	10,45	0,74	42,82	0,11	0,65	1,21
	11,48	0,87	41,22	0,13	0,83	1,19
Нижний торец*	11,1	0,86	42,64	0,13	0,77	1,41
	11,67	0,9	41,38	0,12	0,83	1,26
Средний пояс*	11,88	0,86	40,91	0,14	0,8	1,52
	11,94	0,89	41,51	0,13	0,84	1,25
Разница*	1,43	0,12	1,98	0,03	0,15	0,31
	0,46	0,03	0,29	0,01	0,01	0,07

*Верхняя цифра — данные для слитка, полученного по схеме ВДП–ВДП–ВДП, нижняя цифра — по схеме ВДП–ВДГП–ВДП.

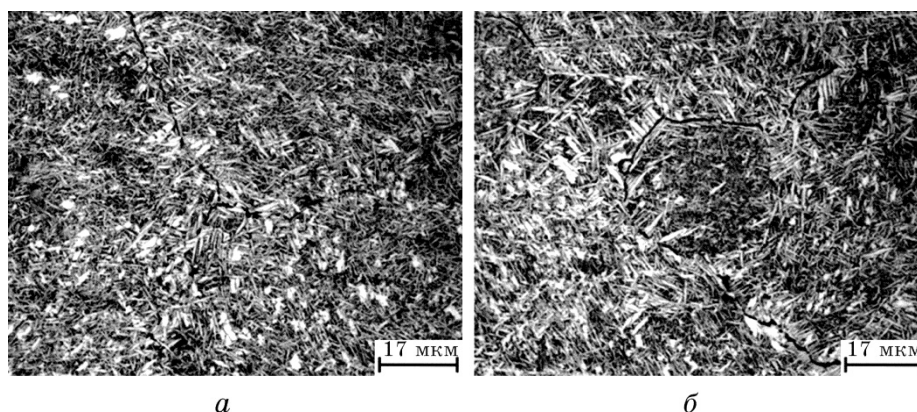


Рис. 1. Микроструктура слитков из сплава ВТИ-4, полученных по схемам ВДП–ВДП–ВДП (а) и ВДП–ВДГП–ВДП (б).

Fig. 1. Microstructure of the ingots from VTI-4 alloy obtained by VAR–VAR–VAR (a) and VAR–VASR–VAR (b).

сплава ВТИ-4 в литом состоянии. Для исследования были изготовлены цилиндрические образцы размером Ш10Ч15 мм, которые изотермически осаживали в контейнерах на прессе с усилием 25 тс при температурах от 800°C до 1150°C со степенями деформации 50 и 75%. Время выдержки образцов при температуре нагрева составляло 15 минут.

Установлено, что при степенях деформации 50 и 75% в интервале температур от 1150°C до 1050°C, т.е. в $B2$ -области, трещин на образцах из интерметаллидного титанового сплава в процессе деформации не образуется. Деформация на 75% в $(\alpha_2 + \beta)$ -области при 1000°C приводит к появлению первой трещины на боковой поверхности образца, а деформация на 50% происходила без образования трещин.

Понижение температуры деформации до $(\alpha + \beta)$ -области (950° и 900°C) приводит к возникновению сетки мелких трещин на поверхности образцов при деформации на 75%, но, как и в предыдущем случае, уменьшение степени деформации до 50% не вызывало их разрушения. Проведённые исследования показали, что деформацию слитка из сплава ВТИ-4 при температурах $B2$ -области можно проводить с большой степенью, не опасаясь их разрушения, а с понижением температуры деформации степень деформации должна быть менее 50%.

На основании проведённых исследований была разработана опытно-промышленная технология и получен пруток диаметром 60 мм из сплава ВТИ-4.

Последующая термическая обработка сплава должна обеспечивать получение термически стабильных структур с заданным ком-

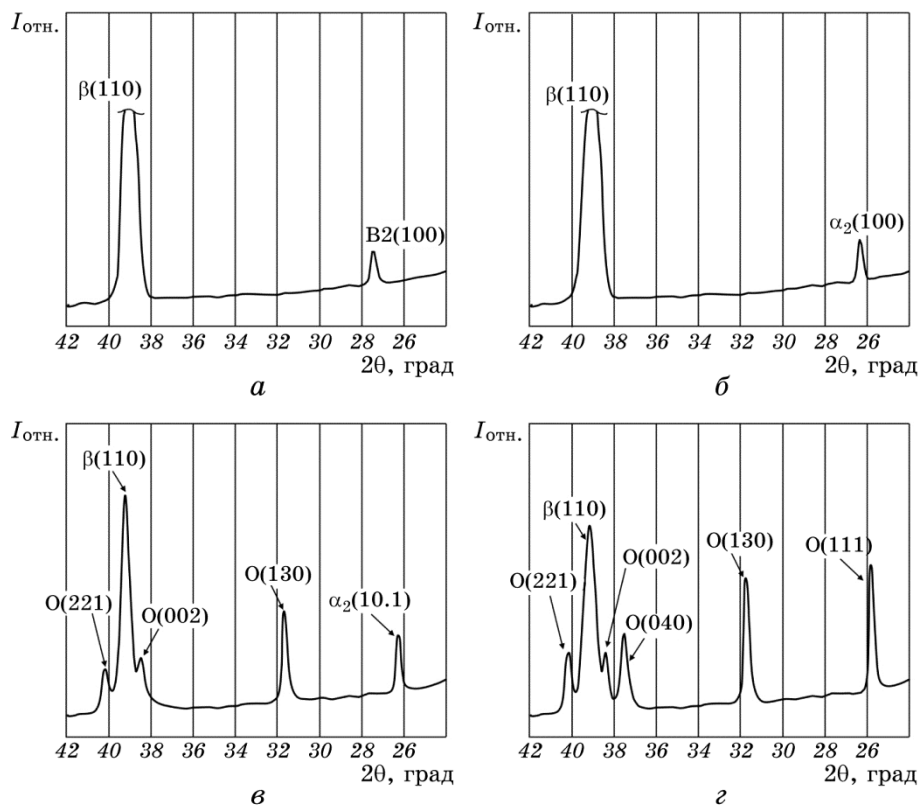


Рис. 2. Участки дифрактограмм образцов из сплава ВТИ-4 после закалки от различных температур: *a* — 1050°C, *б* — 1040°C, *в* — 980°C, *г* — 950°C.

Fig. 2. Parts of diffraction patterns for specimens from VTI-4 alloy after quenching from different temperatures: *a*—1050°C, *б*—1040°C, *в*—980°C, *г*—950°C.

плексом свойств: пределом прочности при растяжении при комнатной температуре не менее 1050 МПа и относительным удлинением не менее 4%.

Для достижения заданных показателей был опробован двухступенчатый режим обработки, суть которого состоит в следующем. Нагрев и охлаждение с высокотемпературной ступени ($T_n < A_{c3}$) позволяют получить в структуре сплава метастабильную β -фазу, причём, чем выше температура нагрева, тем большее количество высокотемпературной метастабильной фазы фиксируется в сплаве. В результате последующего нагрева и выдержки при более низких температурах она претерпевает распад, что позволяет сформировать в сплаве термически стабильную многофазную структуру с различным размером структурных составляющих. Количество и

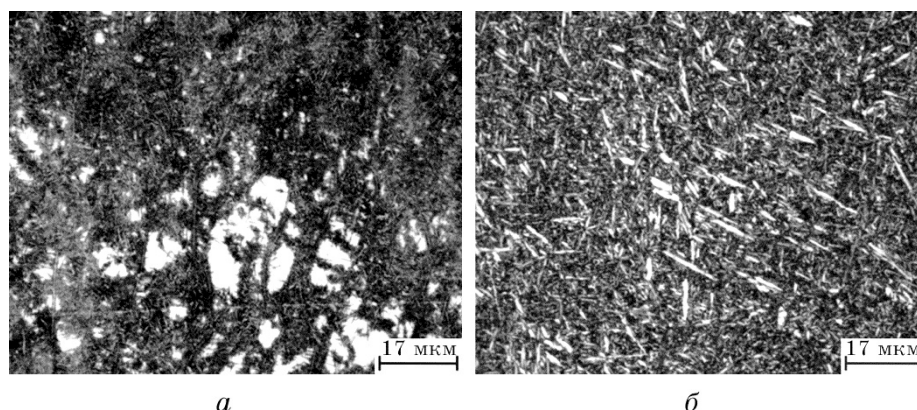


Рис. 3. Микроструктура образцов из сплава ВТИ-4, вырезанных из прутка диаметром 60 мм в исходном деформированном состоянии (*a*) и после термической обработки: 980°C, выдержка 1 час, охлаждение на воздухе с последующим нагревом до 850°C, выдержкой 6 часов и охлаждением на воздухе (*б*).

Fig. 3. Microstructure of the specimens from VTI-4 alloy cut from the rod with diameter of 60 mm in deformed state (*a*) and after heat treatment: 980°C, soaking during 1 h, air-cooling with the following heating up to 850°C, soaking during 6 h and air-cooling (*b*).

размер вторичной фазы будут зависеть от температуры нагрева на второй ступени и времени выдержки при этой температуре. Такая обработка позволяет получить максимальное упрочнение сплава при сохранении удовлетворительных пластических свойств [12].

При выборе температуры нагрева использовали данные о положении фазовых областей в сплаве ВТИ-4, определённые в настоящей работе. Температура нагрева на первой ступени обработки составила 980°C, что соответствует трёхфазной ($\beta + \alpha_2 + O$)-области. Температура нагрева на второй ступени соответствовала двухфазной ($\beta + O$)-области и составляла 850°C.

Из-за большого содержания β -стабилизирующих элементов диффузионные процессы в сплаве ВТИ-4 проходят медленнее, чем в промышленных титановых сплавах, поэтому время выдержки при низкотемпературной обработке составило 6 часов.

Разработанный режим позволил получить однородную дисперсную ($O + \beta$)-структуру с прочностью и пластичностью, удовлетворяющими требованиям (рис. 3 и табл. 4).

4. ВЫВОДЫ

Таким образом, проведённые исследования показали, что для полу-

ТАБЛИЦА 4. Механические свойства сплава ВТИ-4 после термической обработки.**TABLE 4.** Mechanical properties of VTI-4 alloy after heat treatment.

Режим термической обработки	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
980°C, 1 час, $V_{\text{охл.}} = 10$ К/с (воздух) + 850°C, 6 час, $V_{\text{охл.}} = 10$ К/с (воздух)	1090	960	5,0

чения более однородного распределения легирующих элементов, в первую очередь ниобия, по сечению слитка жаропрочного сплава на основе интерметаллида Ti₂AlNb ВТИ-4 необходимо проводить тройной переплав, причём для второго переплава использовать вакуумно-дуговую гарнисажную печь. Деформация слитка в В2-области может проводиться со степенями деформации более 70%, а деформация в (О + β)-области — менее 50%. Разработан двухступенчатый режим термической обработки, позволяющий получить в прутке из сплава ВТИ-4 заданный комплекс механических свойств.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП «АКМиТ» МАТИ при финансовой поддержке Министерства образования и науки Российской Федерации в рамках государственной поддержки кооперации российских высших учебных заведений, государственных научных учреждений и организаций, реализующих комплексные проекты по созданию высокотехнологичного производства, утверждённых постановлением Правительства Российской Федерации от 9 апреля 2010 г. № 218, ГК № 02.G25.31.0104.

ЦИТИРОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

1. Е. Н. Каблов, *Авиационные материалы и технологии*, № S: 7 (2012).
2. Ю. Н. Шмотин, Р. Ю. Старков, Д. В. Данилов, О. Г. Оспенникова, Б. С. Ломберг, *Авиационные материалы и технологии*, № 2: 6 (2012).
3. В. В. Антипов, *Авиационные материалы и технологии*, № S: 157 (2012).
4. О. С. Кашапов, А. В. Новак, Н. А. Ночовная, Т. В. Павлова, *Труды ВИАМ (электронный журнал)*, № 3 (2013).
5. Н. А. Ночовная, Е. Б. Алексеев, А. Ю. Изотова, А. В. Новак, *Титан*, № 4 (38): 42 (2012).
6. Н. А. Ночовная, В. И. Иванов, Е. Б. Алексеев, А. С. Кочетков, *Авиационные материалы и технологии*, № S: 196 (2012).
7. Н. А. Ночовная, В. Г. Анташев, Е. Б. Алексеев, *Технология легких сплавов*, № 3: 28 (2009).
8. Н. А. Ночовная, Е. Б. Алексеев, К. К. Ясинский, А. С. Кочетков, *Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана. Сер. «Машиностроение»*, 53 (2011).
9. Н. А. Ночовная, С. В. Скворцова, Д. С. Анищук, Е. Б. Алексеев, П. В. Панин, О. З. Умарова, *Титан*, № 4 (42): 33 (2013).
10. Н. А. Ночовная, В. Г. Анташев, А. А. Ширяев, Е. Б. Алексеев, *Технология*

лёгких сплавов, № 4: 92 (2012).

11. N. Nochovnaya, V. Ivanov, E. Alexeev, and A. Izotova, *Proc. of 12th World Conference on Titanium (June 19–24, 2011)* (Beijing: CNCC: 2011), vol. 2, p. 1383.
12. С. В. Скворцова, О. З. Умарова, И. А. Грушин, Д. С. Анищук, *Титан*, № 2 (47): 11 (2015).

REFERENCES

1. E. N. Kablov, *Aviacionnye Materialy i Tehnologii*, No. S: 7 (2012) (in Russian).
2. Yu. N. Shmotin, R. Yu. Starkov, D. V. Danilov, O. G. Ospennikova, and B. S. Lomberg, *Aviacionnye Materialy i Tehnologii*, No. 2: 6 (2012) (in Russian).
3. V. V. Antipov, *Aviacionnye Materialy i Tehnologii*, No. S: 157 (2012) (in Russian).
4. O. S. Kashapov, A. V. Novak, N. A. Nochovnaya, and T. V. Pavlova, *Trudy VIAM (Electronic Journal)*, No. 3 (2013) (in Russian).
5. N. A. Nochovnaya, E. B. Alekseev, A. Yu. Izotova, and A. V. Novak, *Titan*, No. 4 (38): 42 (2012) (in Russian).
6. N. A. Nochovnaya, V. I. Ivanov, E. B. Alekseev, and A. S. Kochetkov, *Aviacionnye Materialy i Tehnologii*, No. S: 196 (2012) (in Russian).
7. N. A. Nochovnaya, V. G. Antashev, and E. B. Alekseev, *Tekhnologiya Legkikh Splavov*, No. 3: 28 (2009) (in Russian).
8. N. A. Nochovnaya, E. B. Alekseev, K. K. Yasinskiy, and A. S. Kochetkov, *Vestnik MGTU im. N. Eh. Baumana. Ser. 'Mashinostroenie'*, 53 (2011) (in Russian).
9. N. A. Nochovnaya, S. V. Skvortsova, D. S. Anishchuk, E. B. Alekseev, P. V. Panin, and O. Z. Umarova, *Titan*, No. 4 (42): 33 (2013) (in Russian).
10. N. A. Nochovnaya, V. G. Antashev, A. A. Shiryaev, and E. B. Alekseev, *Tekhnologiya Legkikh Splavov*, No. 4: 92: (2012) (in Russian).
11. N. Nochovnaya, V. Ivanov, E. Alexeev, and A. Izotova. *Proc. of 12th World Conference on Titanium (June 19–24, 2011)* (Beijing: CNCC: 2011), vol. 2, p. 1383.
12. S. V. Skvortsova, O. Z. Umarova, I. A. Grushin, and D. S. Anishchuk, *Titan*, No. 2 (47): 11 (2015) (in Russian).