

УДК 669.017.165:669.295

Д.А. Дзунович<sup>1</sup>, Е.Б. Алексеев<sup>1</sup>, П.В. Панин<sup>1</sup>,  
Е.А. Лукина<sup>2</sup>, А.В. Новак<sup>1</sup>

## СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЛИСТОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ ИЗ ДЕФОРМИРУЕМЫХ ИНТЕРМЕТАЛЛИДНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ РАЗНЫХ КЛАССОВ

DOI: 10.18577/2071-9140-2018-0-2-17-25

Исследовано структурно-фазовое состояние и проведен сравнительный анализ механических свойств листовых полуфабрикатов из жаропрочных деформируемых сплавов на основе алюминидов титана  $Ti_3Al$  –  $\alpha_2$ -, супер- $\alpha_2$ - и орто-классов, полученных по различным технологиям. Показано, что применение водородной технологии для сплава марки 7115 позволило уменьшить температурный интервал горячей деформации на 150–200°C по сравнению со сплавами типа супер- $\alpha_2$ , понизить на 40–50% величину удельных усилий сжатия при проведении осадки в интервале температур 900–1000°C и изготовить листовые полуфабрикаты, которые по удельным прочностным характеристикам при комнатной температуре превосходят сплавы ВТИ-1 и ВТИ-4. Установлено, что наибольшими уровнем длительной прочности при температуре 700°C и прочностными характеристиками при комнатной и повышенной температурах обладают листы из сплава ВТИ-4. Проанализированы перспективы освоения исследуемых сплавов в промышленных условиях для изготовления различных видов полуфабрикатов, в том числе листовых. Показано, что наиболее подготовленным в настоящее время для промышленного производства является сплав ВТИ-4.

**Ключевые слова:** алюминид титана,  $\alpha_2(Ti_3Al)$ -фаза, орто( $Ti_2AlNb$ )-фаза, водородная технология, листовый полуфабрикат, фазовый состав, структура, механические свойства.

Д.А. Dzunovich<sup>1</sup>, Е.В. Alekseev<sup>1</sup>, P.V. Panin<sup>1</sup>,  
Е.А. Lukina<sup>2</sup>, A.V. Novak<sup>1</sup>

## STRUCTURE AND PROPERTIES OF SHEET SEMI-FINISHED PRODUCTS FROM VARIOUS WROUGHT INTERMETALLIC TITANIUM ALLOYS

Phase composition and structure of sheet semi-finished products from heat-resistant wrought  $Ti_3Al$  based alloys of  $\alpha_2$ , super- $\alpha_2$ , and ortho types obtained by various technologies have been studied. A comparative analysis of mechanical properties of the mentioned types of alloys has been also accomplished. It has been shown that hydrogen technology for 7115 alloy resulted in 150–200°C reduction of hot deformation temperature interval in comparison to super- $\alpha_2$  alloys, as well as 40–50% reduction of specific compression forces upon upsetting at 900–1000°C – this gave the opportunity to produce sheet semi-finished products which specific strength at room temperature exceeds VTI-1 and VTI-4 alloys. It has been determined that VTI-4 sheets possess the highest stress-rupture properties at 700°C as well as higher strength at room and elevated temperatures. The prospects of industrial manufacturing of different semi-finished items (including sheets) from the alloys in focus have been analyzed. The analysis has shown that VTI-4 alloy proves to be the most ready for commercial production.

**Keywords:** titanium aluminide,  $\alpha_2(Ti_3Al)$ -phase, ortho( $Ti_2AlNb$ )-phase, hydrogen technology, sheet semi-finished product, phase composition, structure, mechanical properties.

<sup>1</sup>Федеральное 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

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

### Введение

Сплавы на основе титана занимают одно из ведущих мест в ряду конструкционных и жаропрочных материалов благодаря высокому комплексу механических свойств в сочетании с высокой коррозионной стойкостью. Это предопределя-

ет интерес к титановым сплавам со стороны авиа-, ракетно- и судостроительных отраслей промышленности, а также автомобилестроения и медицины [1–7]. Однако, несмотря на огромные потенциальные возможности титановых сплавов, их применение в изделиях новой техники несколько

ограничено, в частности, вследствие их высокой химической активности, которая практически исключает применение серийных жаропрочных титановых сплавов при рабочих температурах >600°C [7–11].

Создание современных образцов летательных аппаратов предполагает использование для изготовления деталей компрессора низкого и высокого давления (сопловые лопатки, кольца, корпуса и диски) реактивных двигателей, панельных листовых конструкций форсажной камеры, сотовых конструкций крыла, а также в качестве матрицы композиционных материалов, упрочненных высокопрочными неорганическими волокнами, новых жаропрочных материалов с рабочими температурами 650°C и более [12–16]. Указанным требованиям потенциально удовлетворяют деформируемые сплавы на основе интерметаллидной фазы  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al ( $\alpha_2$ -сплавы, супер- $\alpha_2$ -сплавы) и фазы O-Ti<sub>2</sub>AlNb (орто-сплавы) [3, 16].

Лучшей пластичностью при комнатной температуре обладают интерметаллидные орто-сплавы, которые также имеют более высокие, по сравнению с  $\alpha_2$ - и супер- $\alpha_2$ -сплавами (со структурой  $\alpha_2$  или ( $\alpha_2+\beta$ )), характеристики прочности, вязкости разрушения и окалиностойкости [16, 17]. Интервал рабочих температур для этого класса сплавов составляет 600–650°C (с кратковременными забросами до 700°C). Основными недостатками орто-сплавов являются повышенная плотность (5,15–5,35 г/см<sup>3</sup>), которая существенно снижает удельные характеристики, а также усложненность металлургического производства и высокая стоимость, вследствие повышенного содержания легирующих элементов, в том числе тугоплавких – в частности, ниобия [18, 19].

В то же время  $\alpha_2$ - и супер- $\alpha_2$ -сплавы обладают небольшой по сравнению с орто-сплавами плотностью: 4,25–4,57 и 4,80–4,83 г/см<sup>3</sup> соответственно, низкой стоимостью и, как следствие, более высокими удельными характеристиками и предназначены для работы до температур не более 600°C [3, 16].

Однако основными проблемами интерметаллидных титановых сплавов, независимо от класса, являются пониженная пластичность при комнатной температуре, высокая чувствительность к концентраторам напряжений по сравнению с применяемыми материалами, а также низкие техно-

логические свойства при горячей обработке давлением (ковке, штамповке, прокатке). Это обуславливает значительные трудности при изготовлении из них деформированных полуфабрикатов (особенно листовых) с требуемым уровнем механических свойств [20, 21].

Таким образом, целью данной работы состояла в изучении структурно-фазового состояния, а также проведении сравнительного анализа уровня механических свойств листов из интерметаллидных титановых сплавов разных классов ( $\alpha_2$ , супер- $\alpha_2$  и орто), изготовленных по различным технологическим режимам.

Работа выполнена в рамках реализации комплексной научной проблемы 7.1. «Интерметаллидные сплавы на основе титана» («Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до 2030 года» [22]).

### Материалы и методы

Для проведения исследований выбраны три сплава на основе интерметаллида Ti<sub>3</sub>Al: сплав  $\alpha_2$ -класса марки 7115 [23], разработанный в МАТИ, а также супер- $\alpha_2$ -сплав ВТИ-1 [3] и орто-сплав ВТИ-4 [24], разработанные в ВИАМ. Химический состав сплавов представлен в табл. 1.

Экспериментальный слиток из сплава марки 7115 получен методом индукционной плавки в печи с секционным водоохлаждаемым тиглем. Размеры и масса слитка после операций механической обработки, включающей удаление короны, донной части и обточку по образующей поверхности, составили  $\varnothing 70 \times 450$  мм и 6 кг соответственно. Перед введением водорода из слитка предварительно вырезали сутунку размером  $160 \times 80 \times 20$  мм и затем разрезали ее вдоль наибольшего габарита на две заготовки размером  $160 \times 40 \times 20$  мм. Наводороживающий отжиг проводили в лабораторной установке Сивертса в среде молекулярного водорода двумя порциями при температуре 850°C, с постепенным ее понижением в процессе наводороживания до 700°C. Деформацию заготовок, предварительно легированных водородом до концентрации 0,45% (по массе), осуществляли за 18 проходов с суммарной степенью обжатия 90%. Прокатку заготовок до толщины 10 мм проводили в верхнем температурном интервале двухфазной ( $\alpha_2+\beta$ )-области при начальной температуре деформации 950°C,

Таблица 1

Химический состав интерметаллидных титановых сплавов

Сплав (класс)	Содержание легирующих элементов, % (по массе)							Плотность, г/см <sup>3</sup>
	Ti	Al	Nb	Zr	V	Mo	Si	
7115 ( $\alpha_2$ )	Основа	14,30	3,20	0,50	3,00	–	–	4,27
ВТИ-1 (супер- $\alpha_2$ )	Основа	14,70	24,60	2,10	–	1,96	–	4,80
ВТИ-4 (орто)	Основа	11,00	39,50	1,28	1,00	0,74	0,11	5,30

а заключительные этапы деформации до толщины 2 мм – при температуре 800°C.

Экспериментальный слиток из сплава ВТИ-1 с габаритами  $\varnothing 160 \times 260$  мм и массой ~25 кг изготовлен методом трехкратного вакуумно-дугового переплава с расходуемым электродом. После механической обработки выплавленный слиток разрезали на четыре части размером  $\varnothing 150 \times 60$  мм. Полученные литые заготовки с нанесенным защитным технологическим покрытием подвергали ковке на прессах и штамповке в  $\beta/\beta_2$ -области при начальной температуре деформации 1250°C. Удаление деформационной смазки и окисленного слоя на полученных поковках размером  $250 \times 110 \times 35$  мм проводили путем пескоструйной обработки. После этого заготовки подвергали дополнительной механической обработке на строгальном станке, в результате которой с каждой стороны снимали поверхностный слой толщиной 2,5 мм. Для получения листов толщиной 2 мм последующую прокатку предварительно нагретых до температур  $\beta/\beta_2$ -области кованых заготовок осуществляли с понижением температуры до верхнего интервала ( $\beta/\beta_2 + \alpha_2$ )-области за 23 прохода с суммарной степенью обжатия ~93%.

Слиток из сплава ВТИ-4 также выплавлен методом трехкратного вакуумно-дугового переплава. Размер выплавленного слитка массой ~26 кг после механической обработки составил  $\varnothing 154 \times 260$  мм. Первичную осадку слитка проводили в однофазной  $\beta/\beta_2$ -области при температуре нагрева 1170°C со степенью деформации не менее 50%. Дальнейшую всестороннюю многостадийную ковку заготовки для получения плиты толщиной 50 мм осуществляли с постепенным снижением температуры деформации из однофазной  $\beta/\beta_2$ -области через двухфазную ( $\beta/\beta_2 + \alpha_2$ ) в трехфазную ( $\alpha + \beta/\beta_2 + \alpha_2$ )-область со степенью деформации от 20 до 50% за проход. После всестороннейковки перед прокаткой проводили механическую обработку плиты (фрезеровку по плоскостям и резку краевых частей). Прокатку плиты толщиной 45 мм для получения листа толщиной 3 мм проводили при температуре двухфазной ( $\beta/\beta_2 + \alpha_2$ )-области за пять проходов с четырьмя промежуточными подогревами и суммарной степенью обжатия ~93%.

Микроструктуру исследовали методами оптической микроскопии на инвертированном металлографическом микроскопе Olympus GX51 с использованием программного комплекса для анализа изображений SIAMS-700. Фазовый анализ проводили методом рентгеноструктурного анализа на дифрактометре Bruker D8 ADVANCE. Концентрацию остаточного водорода после вакуумного отжига определяли по методике, описанной в работе [25]. Механические испытания листовых полуфабрикатов при комнатной и повышенных температурах проводили в соответствии с ГОСТ 1497–84 и ГОСТ 9651–84.

### Результаты и обсуждение

Основным легирующим элементом при разработке интерметаллидных сплавов на основе алюминидов титана  $Ti_3Al$  является ниобий, который существенно повышает пластичность интерметаллидой  $\alpha_2$ -фазы вследствие снижения степени ее упорядочения, а также за счет активизации дополнительных систем скольжения. Однако, как отмечено ранее, легирование ниобием повышает плотность сплавов и существенно увеличивает их стоимость. При этом следует отметить, что наибольший вклад в увеличение пластичности достигается путем создания в сплавах двухфазной ( $\beta/\beta_2 + \alpha_2$ )-структуры вследствие того, что  $\beta$ -фаза является менее прочной и более пластичной по сравнению с  $\alpha_2$ -фазой. В то же время наличие в структуре сплавов  $\beta$ -фазы снижает их жаропрочность [3].

Сплав марки 7115 ( $\alpha_2$ ) разработан для изготовления полуфабрикатов с использованием водородной технологии титановых сплавов [26–29], в связи с чем легирование ниобием ограничено концентрацией 3,0–3,3% (по массе), что позволило приблизить его плотность (4,27 г/см<sup>3</sup>) к плотности интерметаллидного соединения  $Ti_3Al$  (4,2 г/см<sup>3</sup>).

В литом состоянии объемная доля  $\beta$ -фазы не превышает 5%, а микроструктура сплава представлена пластинчатыми выделениями  $\alpha_2$ -фазы толщиной 3–15 мкм внутри крупных исходных  $\beta$ -зерен размером 200–300 мкм.

В связи с тем, что сплав марки 7115 разработан специально под водородную технологию [30], его технологичность должна обеспечиваться не за счет введения значительного количества постоянных легирующих элементов, повышающих пластичность сплава (в частности, ниобия), а путем временного введения водорода перед операциями пластической деформации.

Сначала методом пробных закалок для состава сплава марки 7115, указанного в табл. 1, определена характеристическая температура  $\beta/(\alpha_2 + \beta)$ -перехода, которая составила  $1150 \pm 5^\circ C$ . Вследствие ничтожно малого количества  $\beta$ -фазы (~5% (объемн.) при комнатной и не более 10% (объемн.) при рабочих температурах) проведение деформации материала в литом состоянии не представляется возможным, поэтому увеличение объемной доли  $\beta$ -фазы в сплаве проводили путем наводороживающего отжига. Вследствие того, что сплавы на основе алюминидов титана плохо насыщаются водородом и ввиду достаточно больших габаритов сутунок ( $160 \times 40 \times 20$  мм) с литой крупнопластинчатой структурой, также затрудняющих процесс наводороживания, максимально достигнутое содержание водорода в заготовках составило 0,45% (по массе). Такая концентрация водорода позволила увеличить объемную долю  $\beta$ -фазы до 20% при комнатной температуре и до 50–60% при температурах 850–950°C (рис. 1, а), что, в свою очередь, обусловило повышение технологической пластичности сплава,

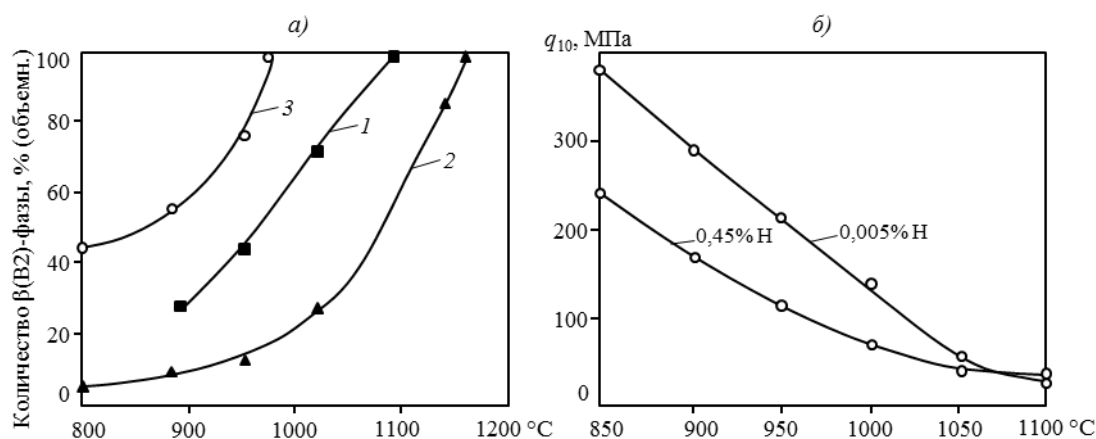


Рис. 1. Температурные зависимости количества  $\beta$ -фазы (а) и удельные усилия сжатия при степени деформации 10% (начальная скорость деформации  $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$ ) при осадке сплава марки 7115 до и после наводороживающего отжига (б):

1 – сплав состава Ti–14Al–10Nb–3V–1,0Mo (супер- $\alpha_2$ ) [31]; 2 –  $\alpha_2$ -сплав 7115 (0,005% (по массе) H); 3 –  $\alpha_2$ -сплав 7115 (0,45% (по массе) H)

снижение температурного интервала горячей деформации на 150–200°C и уменьшение усилий деформирования по сравнению со сплавами типа супер- $\alpha_2$ .

Построенные температурные зависимости удельного усилия сжатия ( $q_{10}$ ) при осадке исследуемого сплава показали, что благоприятное влияние водорода на снижение удельных усилий осадки проявляется до температур 1050–1100°C, а максимальное их снижение (в 2–3 раза) имеет место в интервале температур 900–1000°C при степени деформации  $\epsilon=10\%$  и начальной скорости деформации  $\dot{\epsilon}=5 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$  (рис. 1, б).

В связи с тем, что водород является сильным  $\beta$ -стабилизатором, температура  $\beta/(\alpha_2+\beta)$ -перехода сплава марки 7115, подвергнутого наводороживающему отжигу до концентрации 0,45% (по массе) H, существенно снизилась по сравнению с указанной температурой для сплава с исходным содержанием водорода и составила  $980 \pm 5^\circ\text{C}$ .

Известно, что для двухфазных титановых сплавов основные принципы проведения деформации подразумевают осуществление полного цикла в верхнем температурном интервале двухфазной области либо с началом деформации в однофазной и окончанием в двухфазной области. Поэтому прокатку заготовок до толщины 10 мм проводили при начальной температуре деформации 950°C, до толщины 5 мм – при 850°C и до 2 мм – при 800°C.

Деформация сузунков толщиной 20 мм в  $(\alpha_2+\beta)$ -области не вызывает изменений фазового состава сплава, а вследствие высокой суммарной степени обжатия (90%) приводит к вытягиванию частиц  $\alpha_2$ -фазы вдоль направления прокатки листов и накоплению в структуре значительного количества дефектов (рис. 2, а).

Вакуумный отжиг полученных листов, являющийся обязательной операцией на заключитель-

ной стадии термоводородной обработки для удаления до безопасных концентраций (0,005–0,006% (по массе)) введенного водорода, проводили при температуре 850°C. Контроль остаточной концентрации водорода показал, что она не превышает 0,006% (по массе). Высокая суммарная степень деформации и развитие  $(\beta \rightarrow \alpha_2)$ -превращения при вакуумном отжиге приводят к активизации процессов сфероидизации, что позволило сформировать в листах хорошо проработанную, близкую к глобулярной структуру с размером частиц  $\alpha_2$ -фазы 8–12 мкм (рис. 2, б).

Супер- $\alpha_2$ -сплав ВТИ-1, разработанный в ВИАМ, имеет при комнатной температуре фазовый состав, представленный  $\alpha_2$ -,  $\alpha$ - и  $\beta$ -фазами, количество которых зависит от режима термической обработки (температуры нагрева, продолжительности выдержки и скорости охлаждения). Известно [3], что для обеспечения наибольшей пластичности и технологичности сплава ВТИ-1 необходимо присутствие в нем максимального количества метастабильной  $\beta$ -фазы (~80% (объемн.)), что возможно путем закалки с температур однофазной области или близких к ней. Для выбора температур проведения горячей деформации и режима термической обработки методом пробных закалок определена нижняя граница  $\beta$ -области, которая составила  $1100 \pm 5^\circ\text{C}$ . С целью сохранения наилучшей технологичности сплава операцииковки и штамповки литых заготовок осуществляли при температурах 1250–1100°C. Последующее быстрое охлаждение сплава до нижней границы  $\beta$ -области позволяет сохранить в нем максимальное количество  $\beta$ -фазы для обеспечения высокой технологической пластичности при прокатке. При этом для получения наиболее сбалансированного комплекса свойств готовых листов толщиной 2 мм начальные этапы последующей прокатки деформированных

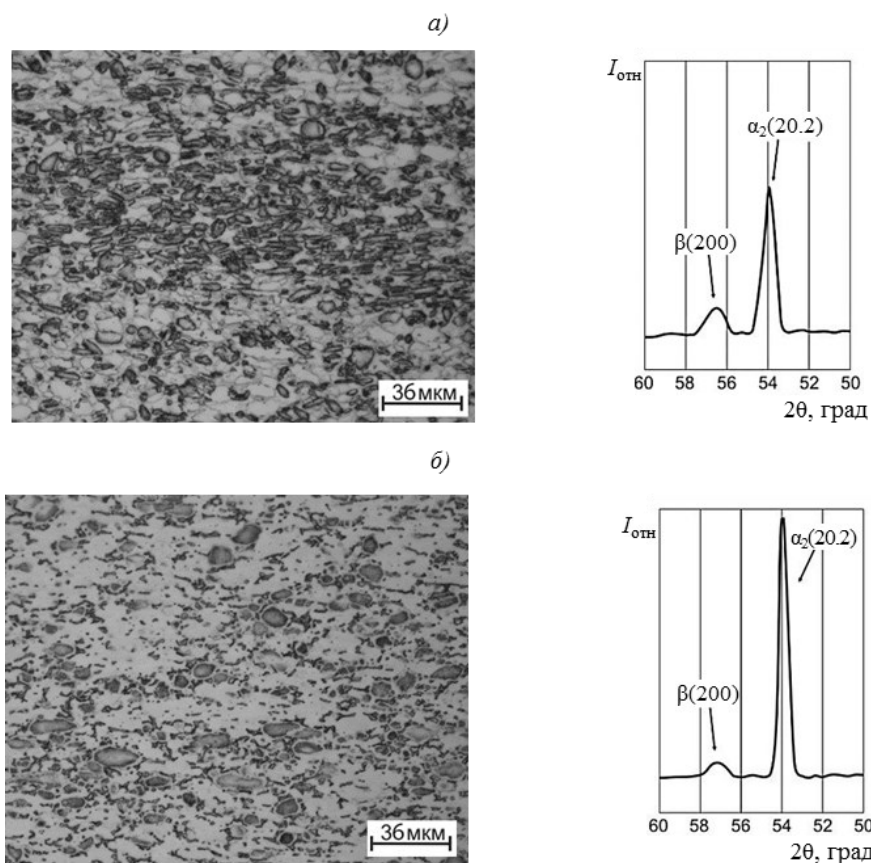


Рис. 2. Микроструктура и фрагменты дифрактограмм листов из сплава марки 7115 в наводороженном состоянии (а) и после вакуумного отжига (б)

заготовок осуществляли при температуре 1150°C, а финишные – при 1050°C.

Следует отметить, что увеличение количества  $\beta$ -фазы в структуре сплава при температурах деформации приводит к увеличению ее объемной доли и при низких температурах вследствие затрудненности диффузионных процессов в метастабильной  $\beta$ -фазе, что, в свою очередь, значительно снижает жаропрочность материала. Поэтому для обеспечения необходимого уровня жаропрочности объемная доля  $\beta$ -фазы в сплаве ВТИ-1 не должна превышать 20%. Таким образом, на завершающей стадии изготовления деформированные полуфабрикаты в закаленном состоянии необходимо подвергать старению, в процессе которого происходит распад метастабильной  $\beta$ -фазы с образованием  $\alpha$ -фазы и стабильной  $\beta$ -фазы.

С учетом указанных ранее принципов формирования структуры жаропрочных титановых сплавов после завершения операций формообразования опробован режим термической обработки листов толщиной 2 мм, включающий так называемую «мягкую» закалку в масле с температуры 950°C и последующее ступенчатое старение при температурах 850 и 750°C. В результате проведенных операций

термомеханической и термической обработок в листах толщиной 2 мм из сплава ВТИ-1 получено структурно-фазовое состояние, характеризующееся содержанием 15–20% (объемн.)  $\beta$ -фазы размером 150–250 мкм, 15–20% (объемн.)  $\alpha_2$ -фазы глобулярной морфологии с размером частиц 5–10 мкм и 60–70% (объемн.) тонкопластинчатой  $\alpha$ -фазы с соотношением толщины пластин к их длине 0,01–0,1 (рис. 3).

Орто-сплав ВТИ-4 в настоящее время является наиболее востребованным из интерметаллидных деформируемых титановых сплавов для производства деталей и узлов авиационных двигателей нового поколения. Среди возможных областей применения листовых полуфабрикатов из данного сплава можно выделить изготовление корпусных деталей (в том числе сварных) компрессора высокого давления и турбины низкого давления перспективных газотурбинных двигателей.

Кроме того, высокая технологичность ортосплавов и возможность получения из них тонких листов и ленты (фольги) допускает производство на их основе новых перспективных жаропрочных композиционных материалов с матрицей из ортосплава, упрочненной неорганическими волокнами (в частности, волокнами карбида кремния SiC).

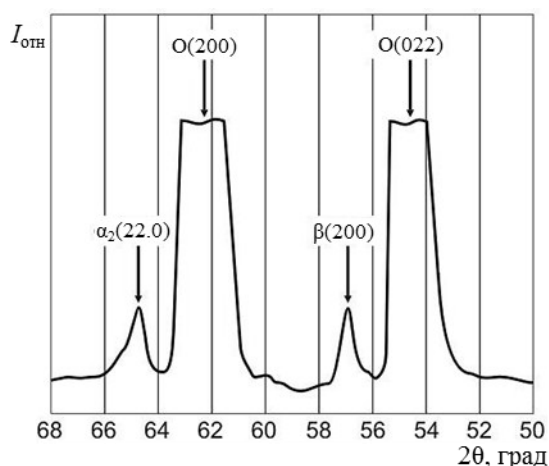
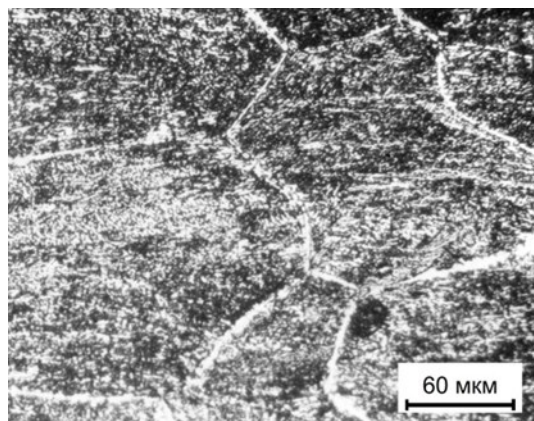


Рис. 3. Микроструктура и фрагмент дифрактограммы листов из сплава ВТИ-1 после горячей деформации, заковки и ступенчатого старения

Структура выплавленного слитка из сплава ВТИ-4 представлена бывшими  $\beta/\text{B2}$ -зернами размером 500–800 мкм и выделившимися как по их границам, так и по телу зерна мелкодисперсными частицами  $\alpha_2$ -фазы размером 5–10 мкм.

Вследствие достаточно высокой степени легированности интерметаллидных орто-сплавов температуры фазовых переходов для конкретных составов имеют первостепенное значение. В связи с этим для исследуемого состава сплава ВТИ-4 методом пробных закалок определены температура растворения O-фазы при нагреве, которая составила  $950 \pm 5^\circ\text{C}$ , и температура  $(\beta/\text{B2} + \alpha_2) \rightarrow \beta/\text{B2}$ -перехода, равная  $1110^\circ\text{C}$ .

В соответствии с отмеченными ранее принципами деформационной обработки титановых сплавов для проработки и измельчения литой структуры осадку и многостадийную всестороннюю ковку осуществляли со снижением температуры деформации на заключительном этапековки до верхнего интервала трехфазной  $(\text{O} + \beta/\text{B2} + \alpha_2)$ -области, что стало возможным вследствие проведения деформации в псевдоизотермических условиях благодаря применению подогреваемой штамповой оснастки. С учетом технологических особенностей деформируемых орто-сплавов и применения прокатного стана с холодными валками, прокатку плит осуществляли в двухфазной  $(\beta/\text{B2} + \alpha_2)$ -области.

Прокатка позволила измельчить литую структуру, в результате размер  $\beta/\text{B2}$ -зерен фазы уменьшился до 200–400 мкм без существенного изменения объемной доли и размера частиц  $\alpha_2$ -фазы (рис. 4, а).

На основании имеющегося в ВИАМ опыта [20, 21, 32] для обеспечения в сплаве ВТИ-4 высоких прочностных характеристик в сочетании с приемлемой низкотемпературной пластичностью при комнатной температуре и высокой жаропрочностью полученные листовые полуфабрикаты подвергали двухступенчатой термической обработке,

включающей закалку на воздухе из двухфазной  $(\beta/\text{B2} + \alpha_2)$ -области и последующее старение при температуре трехфазной  $(\text{O} + \beta/\text{B2} + \alpha_2)$ -области. Термическая обработка приводит к распаду метастабильной  $\beta/\text{B2}$ -фазы, объемная доля которой в готовых листах толщиной 3 мм составила 40–45% (объемн.), с образованием дисперсной O-фазы в количестве 50–55% (объемн.) размером 1–7 мкм (рис. 4, б, в).

На заключительном этапе работы проведены испытания для определения кратковременных механических свойств при комнатной и повышенной температурах, а также длительной прочности при повышенной температуре для листов из интерметаллидных титановых сплавов марок 7715, ВТИ-1 и ВТИ-4 (табл. 2).

### Заключения

Исследования показали, что применение водородной технологии для сплава марки 7115 позволило уменьшить температурный интервал горячей деформации на  $150\text{--}200^\circ\text{C}$  (по сравнению со сплавами типа супер- $\alpha_2$ ) и понизить на 40–50% величину удельных усилий сжатия при проведении осадки в интервале температур  $900\text{--}1000^\circ\text{C}$ . При этом листовые полуфабрикаты из  $\alpha_2$ -сплава марки 7115 превосходят по удельным прочностным характеристикам при комнатной температуре исследованные сплавы супер- $\alpha_2$ - и орто-классов из-за низкой плотности сплава 7115, близкой к плотности интерметаллида  $\text{Ti}_3\text{Al}$ , и не уступают по пластичности значительно более высоколегированному сплаву ВТИ-1.

Однако наибольшей длительной прочностью при температуре  $700^\circ\text{C}$  обладают листы из орто-сплава ВТИ-4, имеющие, кроме того, самые высокие прочностные характеристики как при комнатной, так и при повышенной температурах.

Следует отметить, что перспективы изготовления в промышленных условиях тонких листовых полуфабрикатов из сплавов марок 7115 и ВТИ-1

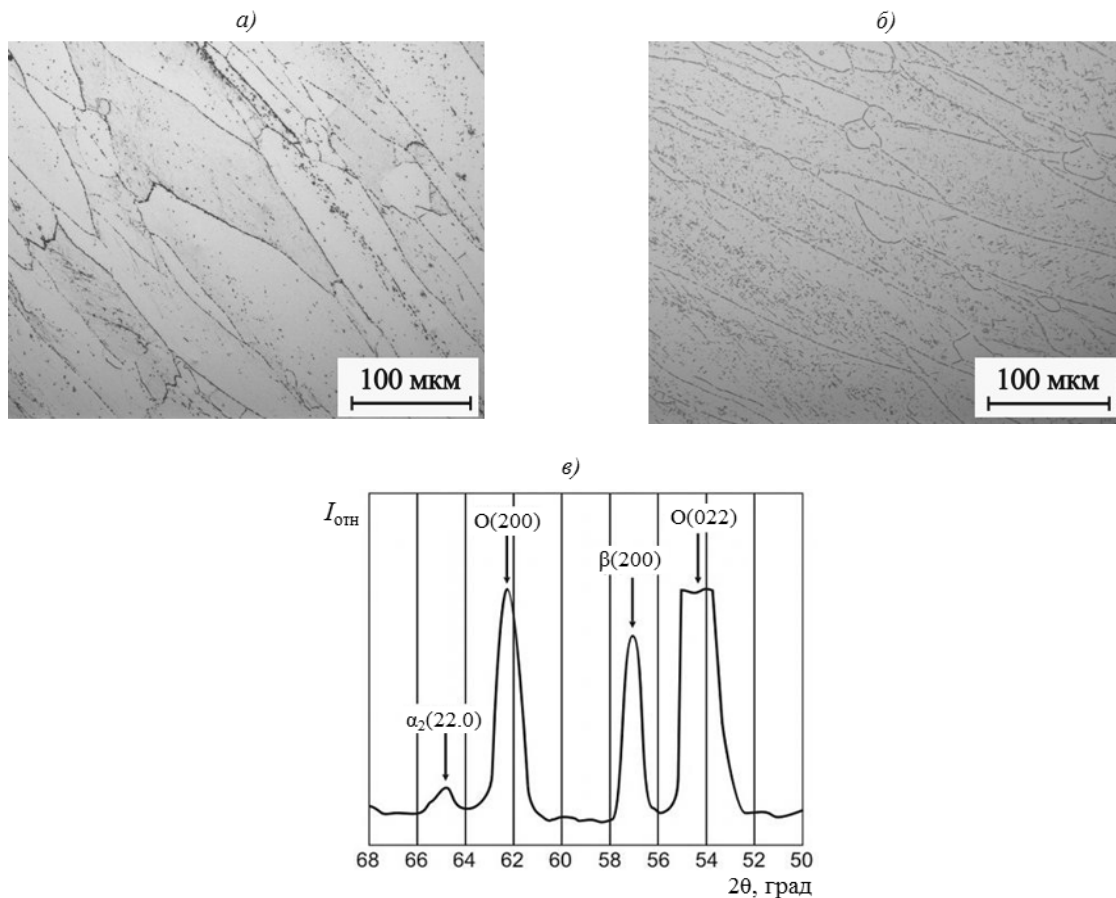


Рис. 4. Микроструктура и фрагмент дифрактограммы листа из сплава ВТИ-4 в деформированном состоянии (а) и после последующей термической обработки (б, в)

являются весьма сомнительными по нескольким причинам. В отношении сплава марки 7115, разработанного специально под водородную технологию, основными проблемами для промышленного внедрения являются отсутствие на металлургических предприятиях установок наводороживающего отжига (типа установки Сивертса) крупногабаритных заготовок для последующей деформационной обработки, а также сложность обеспечения равномерной концентрации водорода в таких заготовках вследствие его высокой диффузионной подвижности. Использование сплава ВТИ-1 в промышленных условиях также связано со значительными трудностями

из-за применения трудоемких процессов горячей деформационной обработки вследствие значительного содержания в сплаве низкопластичной  $\alpha_2$ -фазы и необходимости формирования дисперсной O-фазы со снижением в структуре доли  $\beta$ -фазы до 15–20% (объемн.) в процессе ступенчатой термической обработки для получения повышенного уровня жаропрочности. Однако даже применение такой обработки для листов из супер- $\alpha_2$ -сплава ВТИ-1 не позволяет ему конкурировать с орто-сплавом ВТИ-4 как по показателям кратковременных свойств при комнатной и повышенной температурах, так и по уровню жаропрочности.

Таблица 2

Сравнительные характеристики листов из сплавов марок 7115, ВТИ-1 и ВТИ-4

Сплав (класс)	Механические свойства при температуре, °C						
	20			700			
	$\sigma_{B\beta}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{B\beta}$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\sigma_{100}$ , МПа
7115 ( $\alpha_2$ )	1110	980	3,6	710	620	39,0	240
ВТИ-1 (супер- $\alpha_2$ )	1020	940	3,2	820	740	8,0	220
ВТИ-4 (орто)	1120	1050	4,6	840	720	7,8	270

Таким образом, в настоящее время наиболее подготовленным для промышленного производства является интерметаллидный орто-сплав марки ВТИ-4, который имеет высокую технологическую пластичность по сравнению с исследуемыми деформируемыми интерметаллидными сплавами, позволяющую изготавливать различные виды полуфабрикатов (раскатные кольца, дисковые и лопаточные заготовки, прутки, листы), а также обладает сбалансированным комплексом

механических свойств при комнатной и повышенной температурах.

#### Благодарности

Авторы выражают благодарность сотрудникам НИУ МАИ: доктору технических наук, профессору А.М. Мамонову, доктору технических наук, профессору С.В. Скворцовой и инженеру В.А. Пожого за неоценимую помощь в получении и интерпретации результатов работы по сплаву марки 7115.

#### ЛИТЕРАТУРА

1. Каблов Е.Н. Из чего сделать будущее? Материалы нового поколения, технологии их создания и переработки – основа инноваций // Крылья Родины. 2016. №5. С. 8–18.
2. Каблов Е.Н. Разработки ВИАМ для газотурбинных двигателей и установок // Крылья Родины. 2010. №4. С. 3–33.
3. Ильин А.А., Колачев Б.А., Полькин И.С. Титановые сплавы. Состав, структура, свойства: справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
4. Братухин А.Г., Колачев Б.А., Садков В.В. и др. Технология производства титановых самолетных конструкций. М.: Машиностроение, 1995. 448 с.
5. Heng Qiang Ye. Recent developments in  $Ti_3Al$  and  $TiAl$  intermetallics research in China // Materials Science and Engineering: A. 1999. Vol. 263. P. 289–295.
6. Ночовная Н.А., Черемушников Е.В., Анташев В.Г. Металлические материалы для эндопротезирования. М.: ВИАМ, 2014. 72 с.
7. Горынин И.В., Чечулин Б.Б. Титан в машиностроении. М.: Машиностроение, 1990. 399 с.
8. Александров В.К., Аношкин Н.Ф., Белозеров А.П. и др. Полуфабрикаты из титановых сплавов. М.: ВИЛС, 1996. 581 с.
9. Колачев Б.А., Полькин И.С., Талалаев В.Д. Титановые сплавы разных стран. М.: ВИЛС, 2000. 318 с.
10. Моисеев В.Н. Титан в России // МиТОМ. 2005. №8 (602). С. 23–29.
11. Каблов Е.Н. Материалы и химические технологии для авиационной техники // Вестник Российской академии наук. 2012. Т. 82. №6. С. 520–530.
12. Колачев Б.А., Бецофен С.Я., Бунин С.Я., Володин В.А. Физико-механические свойства легких конструкционных материалов. М.: Металлургия, 1995. 442 с.
13. Djanarthany S., Viala J.-C., Bouix J. An overview of monolithic titanium aluminides based on  $Ti_3Al$  and  $TiAl$  (Review) // Materials Chemistry and Physics. 2001. Vol. 72. P. 301–319.
14. Воздвиженский В.М., Жуков А.А., Постнова А.Д., Воздвиженская М.В. Сплавы цветных металлов для авиационной техники / под общ. ред. В.М. Воздвиженского. Рыбинск: РГАТА, 2002. 219 с.
15. Каблов Е.Н., Ломберг Б.С., Оспенникова О.Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения // Крылья Родины. 2012. №3–4. С. 34–38.
16. Ночовная Н.А., Базылева О.А., Каблов Д.Е., Панин П.В. Интерметаллидные сплавы на основе титана и никеля. М.: ВИАМ, 2018. 308 с.
17. 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.
18. Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Ясинский К.К., Кочетков А.С. Специфика плавки и способы получения слитков интерметаллидных титановых сплавов с повышенным содержанием ниобия // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер.: Машиностроение. 2011. №SP. С. 53–59.
19. Каблов Д.Е., Панин П.В., Ширяев А.А., Ночовная Н.А. Опыт использования вакуумно-дуговой печи ALD VAR L200 для выплавки слитков жаропрочных сплавов на основе алюминидов титана // Авиационные материалы и технологии. 2014. №2. С. 27–33. DOI: 10.18577/2071-9140-2014-0-2-27-33.
20. Ночовная Н.А., Панин П.В., Алексеев Е.Б., Новак А.В. Закономерности формирования структурно-фазового состояния сплавов на основе орто- и гамма-алюминидов титана в процессе термомеханической обработки // Вестник Российского фонда фундаментальных исследований. 2015. №1 (85). С. 18–26.
21. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Иванов В.И., Панин П.В., Новак А.В. Исследование влияния алюминия на фазовый состав и свойства деформированных полуфабрикатов из интерметаллидного титанового сплава ВТИ-4 // Технология легких сплавов. 2015. №1. С. 57–61.
22. 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: 10.18577/2071-9140-2014-0-12-8-8.



23. Сплав на основе алюминиды титана: пат. 2081929 Рос. Федерация; опубл. 20.06.97.
24. Сплав на основе титана и изделие, выполненное из него: пат. 2210612 Рос. Федерация; опубл. 20.08.2003.
25. Проценко О.М., Карачевцев Ф.Н., Механик Е.А. Опыт разработки методики измерения содержания водорода в титановых сплавах // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2014. №12. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.03.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2014-0-12-8-8.
26. Ильин А.А. Механизм и кинетика фазовых и структурных превращений в титановых сплавах. М.: Наука, 1994. 304 с.
27. Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Водородная технология титановых сплавов. М.: МИСиС, 2002. 392 с.
28. Колачев Б.А., Ильин А.А., Носов В.К., Мамонов А.М. Достижения водородной технологии титановых сплавов // Технология легких сплавов. 2007. №3. С. 10–26.
29. Ильин А.А., Скворцова С.В., Мамонов А.М., Коллеров М.Ю. Фазовые и структурные превращения в титановых сплавах разных классов под действием водорода // Титан. 2007. №1. С. 32–37.
30. Мамонов А.М., Скворцова С.В., Агаркова Е.О. и др. Термоводородная обработка как способ формирования термически стабильной структуры в жаропрочном титановом сплаве с интерметаллидным упрочнением // Титан. 2009. №2 (24). С. 35–38.
31. Колачев Б.А. Обратимое легирование титановых сплавов водородом // МиТОМ. 1993. №10. С. 28–32.
32. Алексеев Е.Б., Ночовная Н.А., Панин П.В., Новак А.В. Технологическая пластичность, структура и фазовый состав опытного титанового орто-сплава, содержащего 13% (по массе) алюминия // Труды ВИАМ: электрон. науч.-технич. журн. 2015. №12. Ст. 08. URL: <http://www.viam-works.ru> (дата обращения: 26.03.2018). DOI: 10.18577/2307-6046-2015-0-12-8-8.