

СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ

УДК 669.295'1:539.25

ФОРМИРОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ  
ПРИ ТЕРМОВОДОРОДНОЙ ОБРАБОТКЕ СПЛАВА  
НА ОСНОВЕ АЛЮМИНИДА ТИТАНА  $Ti_2AlNb$

© 2019 г. А. Г. Илларионов<sup>a, b, \*</sup>, О. Г. Хаджиева<sup>c</sup>, С. М. Илларионова<sup>a</sup>, Е. Д. Мерсон<sup>d</sup>

<sup>a</sup>ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет, ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

<sup>b</sup>Институт физики металлов УрО РАН, ул. С. Ковалевской, 18, Екатеринбург, 620108 Россия

<sup>c</sup>НПФ “АВЭК”, ул. Первомайская, 109, Екатеринбург, 620049 Россия

<sup>d</sup>НИИ прогрессивных технологий, Тольяттинский государственный университет,  
ул. Белорусская, 14, Тольятти, 445020 Россия

\*e-mail: illarionovag@mail.ru

Поступила в редакцию 06.05.2019 г.

После доработки 07.05.2019 г.

Принята к публикации 15.05.2019 г.

Методами электронной микроскопии, рентгенографии, микроиндентирования изучено изменение структуры, фазового состава, микротвердости и модуля упругости при термоводородной обработке сплава ВТИ4 на основе орторомбического алюминид титана  $Ti_2AlNb$ , легированного водородом до 12.5 ат. %. Показано, что легирование водородом исследуемого сплава способствует снижению пиковых напряжений, повышению степени деформации до образования трещин в ходе осадки при температуре 900°C. Изучена кинетика разводороживания сплава при температурах 600 и 700°C в течение 4 ч в потоке аргона и в вакууме. Термоводородная обработка сплава ВТИ4 позволяет получить после окончательного разводороживающего отжига в вакууме при 600°C в течение 4 ч термически стабильное, с безопасным содержанием водорода состояние с преобладанием О-фазы в структуре и высокие физико-механические свойства – твердость по Виккерсу до 5300 МПа, контактный модуль упругости до 114 ГПа.

**Ключевые слова:** сплав на основе орторомбического алюминид титана, термоводородная обработка, горячая деформация, разводороживающий отжиг, структура, свойства, модуль упругости, твердость

**DOI:** 10.1134/S0015323019100024

ВВЕДЕНИЕ

ВТИ4 относится к так называемым О-сплавам на основе орторомбического алюминид титана  $Ti_2AlNb$  (О-фазы). Благодаря сочетанию высокой термической стабильности, удельной прочности, хорошей обрабатываемости, они являются перспективными функциональными материалами. Например, О-сплавы имеют потенциал для использования в авиационных газотурбинных двигателях и силовых установках с рабочими температурами в диапазоне 600–700°C [1, 2], в качестве альтернативы пожароопасным титановым сплавам [3], основы композитов [4], сплавов – накопителей водорода [5, 6]. Полуфабрикаты и конструкции из О-сплавов изготавливают методами литья и горячей деформации [1, 7] с возможностью получения сварных соединений [8], и порошковой металлургии [9, 10].

Введение в сплавы титана на базе систем Ti–Al, Ti–Nb, Ti–Al–Nb водорода способствует расши-

рению области существования высокотемпературного  $\beta$ -твердого раствора с ОЦК-решеткой [11, 12], снижению температуры перехода сплавов в однофазное  $\beta$ -состояние [12, 13], оказывает положительное влияние на их технологическую пластичность [11, 13], включая О-сплавы [14, 15]. Повышение технологической пластичности титановых сплавов в ходе операций деформации за счет легирования водородом связано с так называемым эффектом водородного пластифицирования [16–18]. Данный эффект широко используется при их термоводородной обработке (ТВО) [12]. При разработке режима ТВО необходимо знание закономерностей протекания фазовых превращений в сплаве в ходе термического воздействия до и после наводороживания. Ранее нами на сплаве ВТИ4 изучено влияние температуры нагрева на фазовый состав при закалке, процессы распада метастабильных фаз при непрерывном нагреве и старении в ненаводороженном [19, 20] и

наводороженном [14, 21, 22] состояниях. Однако пока нет ответа на вопрос, как поведет себя сплав ВТИ4, легированный водородом, с точки зрения формирования структуры, фазового состава, изменения комплекса технологических и физико-механических свойств в ходе ТВО, включающей процессы наводороживания, горячей пластической деформации и последующего разводороживающего отжига. Исходя из этого, целью работы является изучение влияния ТВО на структуру и свойства сплава ВТИ4.

### МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом для исследования служили цилиндрические образцы диаметром 20 мм, вырезанные из центральной части слитка сплава ВТИ4 состава Ti–24.3Al–24.8Nb–1.0Zr–1.4V–0.6Mo–0.3Si (ат. %). Полученные образцы были подвергнуты ТВО, включающей наводороживающий отжиг, горячую деформацию и разводороживающий отжиг (РВО). Наводороживание сплава проводили до получения в нем содержания водорода 5,2, 8,5 и 12 ат. % в установке Сиверта при давлении водорода 93 кПа путем ступенчатого медленного охлаждения с печью после предварительной выдержки при температуре 900°C в течение 30 мин. Конечное содержание водорода в сплавах определяли по разности парциальных давлений водорода в системе до и после наводороживания. В работе ненаводороженный сплав ВТИ4 обозначен как сплав 1, сплавы с 5,2, 8,5 и 12 ат. % водорода фигурирует как сплавы 2, 3, 4 соответственно.

Образцы сплавов 1, 2, 3, 4 нагревали до температуры 900°C, выдерживали 30 мин и производили горячую изотермическую деформацию осадкой на универсальной гидравлической испытательной машине Instron 300LX со скоростью  $10^{-3} \text{ с}^{-1}$ , затем образцы извлекали из печи и охлаждали на воздухе. Данный вид испытаний проводили в лаборатории “Объемные наноструктурные материалы” Белгородского НИУ, г. Белгород. РВО деформированных образцов проводили в лаборатории “Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы” ТГУ, г. Тольятти. в газоанализаторе G8 Galileo ON/H методом горячей экстракции в атмосфере проточного аргона для исключения образования окисной пленки, тормозящей процесс выхода водорода, а также в вакууме (давление  $2.67 \times 10^{-3} \text{ Па}$ ) в течение 4 ч при температурах 600 и 700°C. Оценку остаточного содержания водорода в дегазированных сплавах производили в газоанализаторе методом плавления. Исследование микроструктуры сплавов осуществляли методом просвечивающей и растровой электронной микроскопии на приборах Jeol 2100 и JSM6490LV при ускоряющем напряжении 200 и 35 кВ соответственно в ЦКП УрФУ в “Лаборатории структурных методов анализа

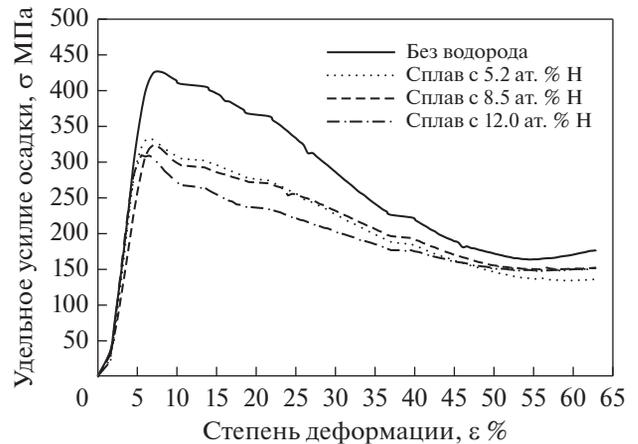


Рис. 1. Зависимость удельного усилия осадки при 900°C сплава ВТИ4 с различным содержанием водорода от степени деформации.

и свойств материалов и наноматериалов”. Рентгеноструктурный фазовый анализ сплавов проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance в  $\text{Cu-K}\alpha$ -излучении. Для прецизионного определения периодов решеток  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз использовали метод Ритвельда. Микротвердость по Виккерсу и контактный модуль упругости сплавов определяли методом микроиндентирования на приборе MHTX CSM Instruments по методике Оливера и Фарра при нагрузке 9 Н.

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

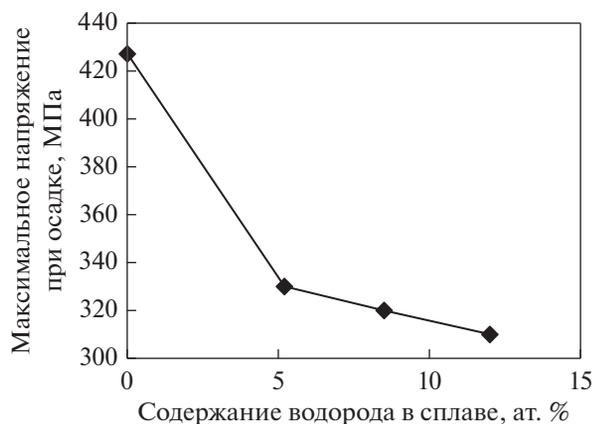
Данные по изменению удельных усилий (напряжений) в ходе осадки при 900°C в зависимости от степени деформации сплава ВТИ4 с различным содержанием водорода приведены на рис. 1.

Анализ полученных зависимостей показал, что введение в сплав ВТИ4 водорода от 5,2 до 12 ат. % способствует снижению пиковых напряжений при осадке примерно в 1,4 раза от 427 до 310 МПа (рис. 2).

Кроме того, обнаружено, что максимальная степень деформации при осадке до образования трещин на поверхности образцов за счет введения водорода в сплав ВТИ4 повышается от 40% для сплава 1 до 75% для сплава 4.

Наблюдаемые изменения являются проявлением эффекта водородного пластифицирования. В нашем случае эффект связан с увеличением при 900°C объемной доли наиболее пластичной  $\beta$ -фазы и подавлением образования хрупкой  $\alpha_2$ -фазы в структуре наводороженного сплава ВТИ4, зафиксированным нами [14].

Сравнение структуры сплавов до и после деформации при 900°C (рис. 3) показало, что в ходе горячей деформации осадкой исследуемых спла-



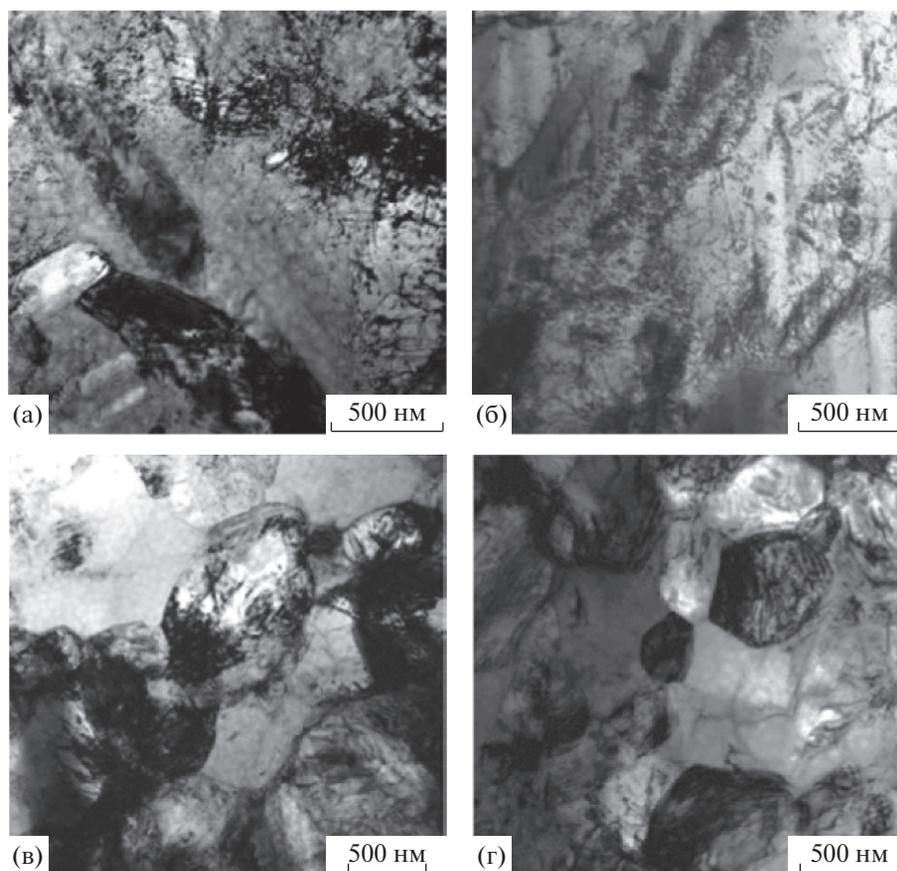
**Рис. 2.** Зависимость максимальных напряжений при осадке от содержания водорода в сплаве ВТИ4.

вов получают развитие процессы динамической рекристаллизации в  $\beta$ -мартитце. В результате образуются мелкие рекристаллизованные зерна с относительно невысокой плотностью дислокаций. Повышение содержания водорода в сплаве обеспечивает более полное протекание динами-

ческой рекристаллизации (рис. 3г). Очевидно, именно развитие процессов динамической рекристаллизации способствует снижению усилий при осадке после достижения максимальных пиковых напряжений (рис. 1). Такой эффект наблюдали при аналогичных температурах деформации в сплаве на основе орторомбического алюминида  $Ti_2AlNb$  в работе [7].

Данные по скорости и степени разводороживания в проточном аргоне горячедеформированных сплавов 2 и 4, содержащих 5.2 и 12 ат. % водорода, при температурах изохронного отжига 600 и 700°C в течение 4-х ч (240 мин) представлены на рис. 4.

Анализ полученных зависимостей показал, что при обеих температурах отжига максимальный поток водорода из исследованных сплавов наблюдается в течение первых 5–10 мин выдержки (рис. 4а). Повышение температуры отжига от 600 до 700°C в несколько раз увеличивает скорость выхода водорода. Кривые скорости разводороживания при температуре 700°C характеризуются наличием двух характерных максимумов для сплава 4 в интервале выдержек 3–6 мин. Для сплава 2 наблюдается один интенсивный макси-



**Рис. 3.** Структура сплавов 1 (а, в) и 3 (б, г) после обработки при 900°C: а, б — после закалки (без деформации), в, г — после горячей осадки.

мум после выдержки около 3-х мин и второй менее интенсивный максимум (на кривой наблюдается в виде “излома”), смещенный в сторону более длительного времени выдержки 8–12 мин (рис. 4а). Два максимума на кривых разводороживания сплавов 2 и 4, по нашему мнению, могут быть связаны с выходом водорода из различных мест. Первый интенсивный максимум отвечает выходу водорода, который находится в твердом растворе и является диффузионно-подвижным. Второй максимум соответствует выходу водорода, закрепленного на дислокациях, сгенерированных в ходе предшествующей горячей деформации. Взаимодействие водорода с дефектами кристаллического строения с образованием атмосфер на дислокациях в деформированном титановом сплаве ВТ16 было ранее обнаружено в работе [23].

Анализ кинетики разводороживания (рис. 4б) показал, что при температуре отжига 700°C зависимость доли выделившегося водорода от времени близка к логарифмической или Г-образной. При этом величина вертикального участка кривой определяется содержанием водорода в сплаве до отжига, а углы наклона пологих участков кривых примерно одинаковы для исследованных сплавов с водородом. При уменьшении температуры отжига до 600°C вид зависимости меняется на близкий к линейному: вертикальный участок практически отсутствует, а угол наклона определяется содержанием водорода в сплаве до отжига. Близкого вида кривые разводороживания при аналогичных температурах отжига ранее фиксировали в работе [24] для титанового сплава ОТ4.

О степени разводороживания судили по остаточному содержанию водорода в сплаве ВТИ4 после отжига, которое было оценено методом плавления. Результаты приведены в табл. 1.

Согласно данным монографии [25, с. 113], для не сварных конструкций, выполненных из титановых сплавов, концентрация водорода не должна превышать 0.020 мас. %. Из табл. 1 видно, что получение допустимой концентрации водорода в обоих сплавах обеспечивается РВО при температуре 700°C.

Для исследования влияния атмосферы отжига (аргон, вакуум) на скорость разводороживания был проведен вакуумный отжиг сплава 2 при температуре 600°C в течение 4 ч. Остаточное содержание водорода после такой обработки составило 0.012 мас. %. Это в 2 раза меньше, чем после отжига при той же температуре в аргоне и в 1.5 раза меньше максимальной допустимой концентрации. Соответственно, для получения безопасной концентрации водорода в сплаве ВТИ4 при вакуумном отжиге в течение 4 ч его можно проводить и при температуре 600°C.

Дифрактограммы сплава ВТИ4 после РВО приведены на рис. 5. После РВО для сплава 1 ин-

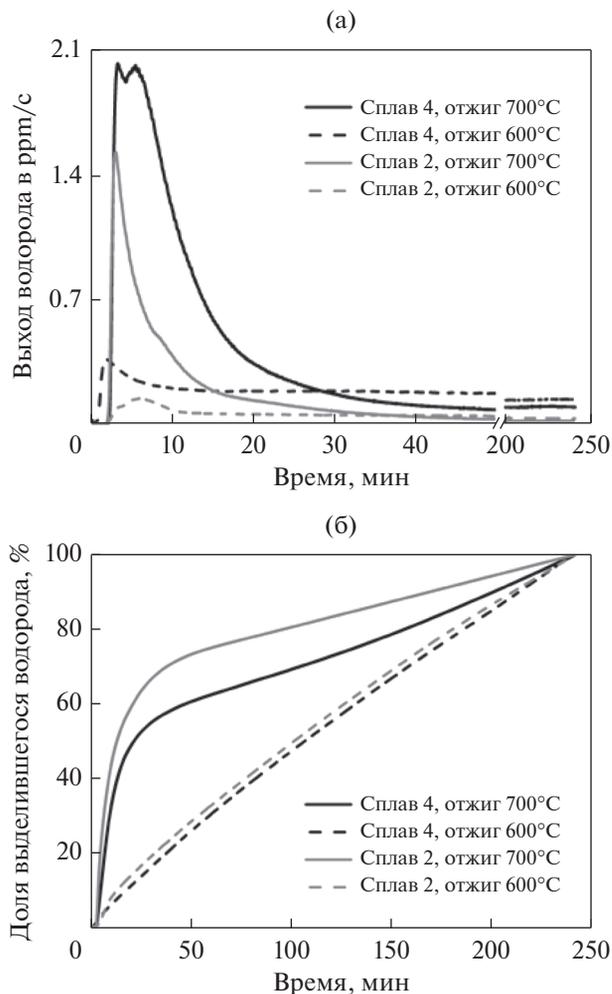


Рис. 4. Скорость (а) и степень (б) разводороживания сплава ВТИ4 при отжиге в проточном аргоне в зависимости от времени выдержки.

тенсивность линий β-фазы, в частности  $\{110\}_\beta$  выше, чем для сплавов 2 и 4. При этом с повышением температуры РВО от 600 до 700°C относительная интенсивность линий β-фазы увеличивается. По нашему мнению, в ходе разводороживающего

Таблица 1. Содержание водорода в сплавах 2 и 4 после РВО в атмосфере аргона в течение 4 ч при различных температурах

Сплав	Содержание водорода в сплавах после разводороживания при различных температурах, мас. %	
	600°C	700°C
2	0.024	0.004
4	0.020	0.003

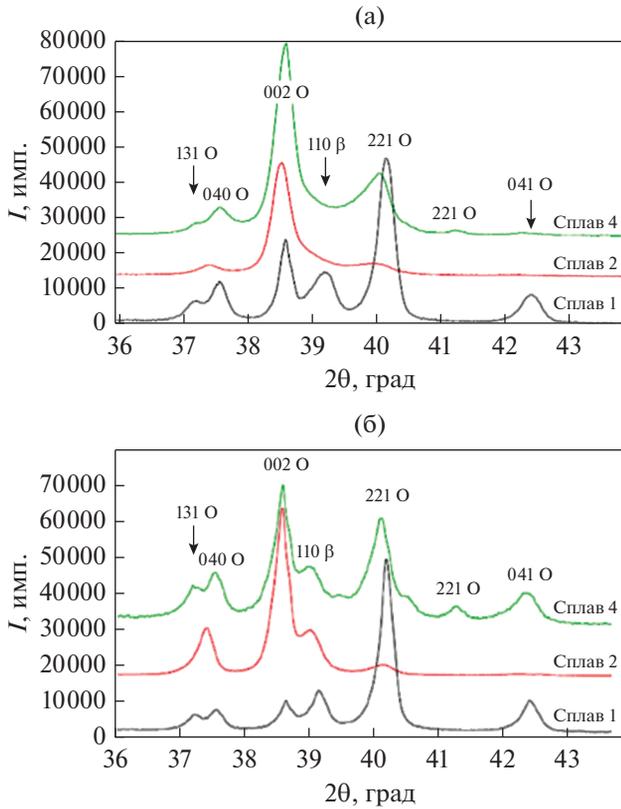


Рис. 5. Дифрактограммы после РВО сплава ВТИ4 при температуре 600 (а), 700°С (б).

отжига сплавов 2 и 4 присутствие в них водорода облегчает перераспределение легирующих элементов, по сравнению со сплавом 1, нелегированным водородом. Это интенсифицирует процессы

распада  $\beta$ -фазы, как мы наблюдали при старении наводороженных сплавов [22]. В результате в сплавах 2 и 4 формируется более равновесное термически стабильное состояние с большим количеством О-фазы в структуре по сравнению со сплавом 1.

Данные о фиксируемых при РВО параметрах О- и  $\beta$ -фаз, полученные из расчета дифрактограмм представлены в табл. 2.

Анализ данных табл. 2 показал, что при обеих температурах отжига у разводороженных сплавов 2 и 4 удельный объем  $V$ , приходящийся на один атом в решетке О-фазы, больше, чем в ненаводороженном сплаве 1, как и период решетки  $\beta$ -фазы при температуре 700°С. Причиной наблюдаемых отличий является отмеченное выше более полное развитие при отжиге процессов распада  $\beta$ -твердого раствора в сплавах 2 и 4, исходно содержащих водород. Это способствует увеличению в них количества О-фазы и соответственно уменьшению количества  $\beta$ -фазы при одинаковых температурах отжига (рис. 5). В результате у сплавов 2 и 4 содержание основного  $\beta$ -стабилизатора ниобия в  $\beta$ -твердом растворе, сохранившемся в меньшем объеме, должно быть выше, чем в сплаве 1, что, согласно [19], способствует росту периода решетки  $\beta$ -фазы. Кроме того, за счет фиксации в структуре сплавов 2, 4 после РВО большего количества О-фазы по сравнению со сплавом 1, среднее содержание алюминия в О-фазе ( $Ti_2AlNb$ ) в сплавах 2, 4 будет меньше, чем в сплаве 1. Вследствие меньшего атомного радиуса алюминия (0.143 нм) по сравнению с атомами титана и ниобия (0.146, 0.147 нм) это способствует увеличению удельного объема О-фазы. В пользу полученных зависимо-

Таблица 2. Параметры решеток О- и  $\beta$ -фаз и удельный объем, приходящийся на один атом в решетке О-фазы, сплавов 1, 2, 4 после отжига

	Периоды решетки О-фазы, нм			$V, 10^{-30}, \text{м}^3/\text{ат}$	Период решетки $\beta$ -фазы $a$ , нм
	$a$	$b$	$c$		
$T_{\text{отж}} = 600^\circ\text{C}$					
1	0.6053	0.9573	0.4660	16.88	0.3251
2	0.6055	0.9607	0.4668	16.97	—*
4	0.6069	0.9567	0.4664	16.93	—*
$T_{\text{отж}} = 700^\circ\text{C}$					
1	0.6048	0.9578	0.4655	16.85	0.3255
2	0.6039	0.9611	0.4665	16.92	0.3258
4	0.6067	0.9577	0.4665	16.94	0.3257

\* Период не определен, так как количество фазы на уровне “следов”.

стей свидетельствует рост периода решетки  $\beta$ -фазы в сплаве 1 и преимущественное уменьшение удельного объема решетки  $O$ -фазы на 1 атом в сплавах 1, 2, 4 при повышении температуры отжига, когда в структуре также увеличивается количество нераспавшейся  $\beta$ -фазы и уменьшается объемная доля  $O$ -фазы.

Структура разводороженных при  $600^\circ\text{C}$  сплавов 2 и 4 (рис. 6а, 6б) представлена фрагментами первичных пластин  $O$ - фазы, раздробленных при осадке и частично сфероидизированных при охлаждении от температур деформации, и мелкодисперсными вторичными  $O$ -пластинами, сформировавшимися в ходе разводороживающего отжига. Выделение дисперсных вторичных пластин  $O$ -фазы приводит к некоторому повышению дюрометрических характеристик отожженных сплавов (табл. 3), по сравнению с ненаводороженным горячедеформированным состоянием, когда твердость сплавов 1, 2 и 4 составила 4600, 4700 и 4800 МПа, соответственно. После отжига при  $600^\circ\text{C}$  сплав 2 имеет такую же твердость, как и сплав 1, а твердость сплава 4 выше. Последнее, вероятно, связано с большим количеством  $\beta$ -фазы, сохранившейся в структуре сплава 4 при охлаждении от температуры деформации, что обеспечило выделение большего количества вторичных частиц  $O$ -фазы при РВО.

Повышение температуры РВО от 600 до  $700^\circ\text{C}$  в сплавах 2 и 4 способствует росту как размеров сфероидизированных первичных частиц, так и вторичных пластин  $O$ -фазы (рис. 6). Это приводит к получению более низких значений твердости (на 10–15%) в сплавах, отожженных при  $700^\circ\text{C}$ , по сравнению с отжигом при температуре  $600^\circ\text{C}$  (табл. 3). Кроме того, повышение температуры разводороживающего отжига от 600 до  $700^\circ\text{C}$  приводит к незначительному (на 1–4 ГПа) росту модуля упругости для каждого сплава (табл. 3).

Данный эффект, очевидно, связан с изменением легированности преобладающей в структуре сплавов  $O$ -фазы, а именно, с увеличением содержания в  $O$ -фазе алюминия. Это приводит к преимущественному уменьшению удельного объема на 1 атом в решетке  $O$ -фазы сплавов (табл. 2) при повышении температуры отжига от 600 до  $700^\circ\text{C}$ , обеспечивая рост модуля упругости в  $O$ -сплавах [26].

Таким образом, на основании проведенных исследований были сделаны следующие выводы:

Повышение содержания водорода в сплаве ВТИ4 от 5.2 до 12 ат. % усиливает эффект водородного пластифицирования сплава в ходе горячей осадки при  $900^\circ\text{C}$ , обеспечивая снижение пиковых напряжений от 427 до 310 МПа, повышение максимальных степеней деформации до образования трещин от 40% (ненаводороженный сплав) до 75% (сплав с 12 ат. % H), интенсифицирование

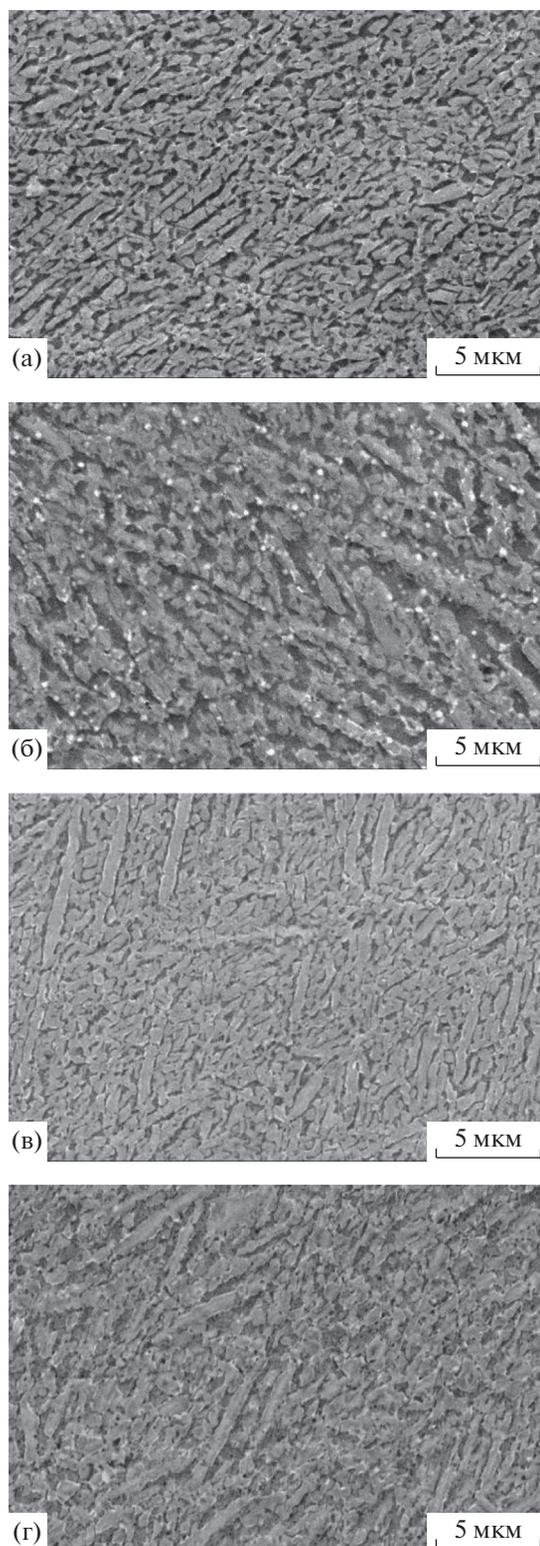


Рис. 6. Структура сплавов 2, 4 после РВО при  $600^\circ\text{C}$  (а, б) и  $700^\circ\text{C}$  (в, г): а, в – сплав 2, б, г – сплав 4.

процесса динамической рекристаллизации. Это расширяет возможности получения деформируемых изделий сложной формы из  $O$ -сплава ВТИ4.

**Таблица 3.** Твердость и модуль упругости сплава ВТИ4 после РВО

Сплав	Режим отжига			
	600°C, 4 ч		700°C, 4 ч	
	HV, МПа	E, ГПа	HV, МПа	E, ГПа
1	5000	116	5000	117
2	5000	108	4600	112
4	5300	114	4600	118

Процесс разводороживания в проточном арго-не сплава ВТИ4 ускоряется при повышении температуры от 600 до 700°C и может иметь 2-х стадийный характер, обусловленный различными местами выхода (твердый раствор, атмосферы на дислокациях) водорода из сплава.

Режим термоводородной обработки сплава ВТИ4, включающий наводороживание до 12 ат. % водорода, горячую деформацию осадкой при 900°C и последующий разводороживающий вакуумный отжиг при температуре 600°C в течение 4 ч, позволяет получить термически стабильное состояние сплава с преобладанием О-фазы в структуре с допустимым содержанием водорода и сохранить высокие физико-механические свойства – твердость по Виккерсу 5300 МПа, контактный модуль упругости 114 ГПа.

Работа выполнена при финансовой поддержке постановления № 211 Правительства Российской Федерации, контракт № 02.А03.21.0006 и госзадание Минобрнауки РФ для УрФУ в рамках базовой темы № 11.8386.2017/БЧ и для ИФМ УрО РАН (шифр “Структура”).

### СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Кашанов О.С., Новак А.В., Ночовная Н.А., Павлова Т.В.* Состояние, проблемы и перспективы создания жаропрочных титановых сплавов для деталей ГТД // Труды ВИАМ (эл. журн.). 2013. № 3.
2. *Skvortsova S.V., I'in A.A., Mamonov A.M., Nочовная N.A., Umarova O.Z.* Structure and properties of semifinished sheet products made of an intermetallic refractory alloy based on Ti<sub>2</sub>AlNb // Mater. Sci. 2016. V. 51. № 6. P. 821–826.
3. *Ночовная Н.А., Алексеев Е.Б., Изотова А.Ю., Новак А.В.* Пожаробезопасные титановые сплавы и особенности их применения // Титан. 2012. № 4. С. 42–46.
4. *Юровских А.С., Демаков С.Л., Колосова Е.В.* Особенности структуры и фазового состава слоистого материала Ti–23Al–26Nb/Al, полученного методом плазменно-искрового спекания // Металловедение и термическая обработка металлов. 2012. № 9(687). С. 35–40.
5. *Zhang L.T., Iiu K., Vasudevan V.K., Yamaguchi M.* Hydrogen absorption and desorption in a B2 single-phase Ti–22Al–27Nb alloy before and after deformation // Acta Mater. 2001. V. 49. P. 751–758.
6. *Patselov A.M., Rybin V.V., Greenberg B.A., Mushnikov N.V.* Hydrogen absorption in as-cast bcc single – phase Ti–Al–Nb alloys // J. Alloys and Compounds. 2010. V. 505. P. 183–187.
7. *Wang S., Xu W., Zong Y., Zhong X., Shan D.* Effect of initial microstructure on hot deformation behavior and workability of Ti<sub>2</sub>AlNb– based alloy // Metals. 2018. V. 8. P. 382. <https://doi.org/10.3390/met8060382>
8. *Jiao X., Kong B., Tao W., Liu G., Ning H.* Effects of annealing on microstructure and deformation uniformity of Ti–22Al–24Nb–0.5Mo laser welded joints // Materials & Design. 2017. V. 130. P. 166–174.
9. *Li M., Cai Q., Liu Y., Ma Z., Wang Z., Huang Y., Li H.* Formation of fine B2/β + O structure and enhancement of hardness in the aged Ti<sub>2</sub>AlNb-based alloys prepared by spark plasma sintering // Metal. Mater. Trans. A. 2017. V. 48A. № 9. P. 4365–4371.
10. *Yang J.L., Wang G.F., Zhang W.C., Chen W.Z., Jiao X.Y., Zhang K.F.* Microstructure evolution and mechanical properties of P/M Ti–22Al–25Nb alloy during hot extrusion // Materials Science & Engineering A. 2017. V. 699. P. 210–216.
11. *Popov A.A., Illarionov A.G., Demakov S.L., Elkina O.A.* Study of phase transformations in the titanium-niobium-hydrogen system // International J. Hydrogen Energy. 1997. V. 22. № 2/3. P. 195–200.
12. *Ильин А.А., Колачев Б.А., Носов В.К., Мамонов А.М.* Водородная технология титановых сплавов. М.: МИСиС, 2002. 392 с.
13. *Froes F.H., Senkov O.N., J.I. Qazi* Hydrogen as a temporary alloying element in titanium alloys: thermohydrogen processing // Intern. Mater. Rev. 2013. V. 49. № 3–4. P. 227–245.
14. *Илларионов А.Г., Гриб С.В., Попов А.А., Демаков С.Л., Карабаналов М.С., Хаджиева О.Г., Елкина О.А.* Влияние водорода на формирование структуры и фазового состава в сплаве на основе Ti<sub>2</sub>AlNb // ФММ. 2010. Т. 109. № 2. С. 154–164.
15. *Скворцова С.В., Гвоздева О.Н., Пожого В.А., Слезов С.С., Ягудин Т.Г.* Водородная технология как эффективный технологический способ управления структурой, механическими и технологическими свойствами сплавов на основе титана и алюминидов титана // Титан. 2016. № 4(54). С. 49–53.
16. *Zwicker U., Scheicher H.* Titanium alloy deformability improvement technique during hot pressure shaping. USA patent № 2892742, grade 148–11,5; 1959.
17. *Колачев Б.А., Носов В.К.* Водородное пластифицирование при горячей деформации титановых сплавов. М.: Металлургия. 1986. 118 с.
18. *Ovchinnikov A., Skvortsova S., Mamonov A., Yermakov E.* Influence of hydrogen on plastic flow of the titanium and its alloys // Acta metallurgica Slovaca. 2017. V. 23. № 2. P. 122–134.
19. *Попов А.А., Илларионов А.Г., Гриб С.В., Демаков С.Л., Карабаналов М.С., Елкина О.А.* Фазовые и структурные превращения в сплаве на основе орторомбического алюминидов титана // ФММ. 2008. Т. 106. № 4. С. 414–425.

20. *Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А.* Влияние старения на структуру и свойства закаленного сплава на основе орторомбического алюминиды титана ( $Ti_2AlNb$ ) // ФММ. 2014. Т. 115. № 1. С. 14–22.
21. *Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А., Гриб С.В.* Влияние водорода на структуру закаленного сплава на основе орторомбического алюминиды титана и фазовые превращения при последующем нагреве // ФММ. 2013. Т. 114. № 6. С. 577–583.
22. *Илларионов А.Г., Хаджиева О.Г., Елкина О.А.* Формирование структуры и свойств при старении закаленного сплава на основе орторомбического алюминиды  $Ti_2AlNb$ , легированного водородом // ФММ. 2018. Т. 119. № 8. С. 844–849.
23. *Осинцева Н.О.* Фазовые и структурные превращения в водородсодержащих сплавах системы  $Ti-Al-V$  // Автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук. М.: МАТИ. 2000. 23 с.
24. *Крылов Б.С.* Кинетика выделения водорода в вакууме из титановых материалов / Титан и его сплавы. Вып. 10. Исследование титановых сплавов. М.: Изд-во АН СССР. 1963. С. 159–167.
25. *Колачев Б.А., Садков В.В., Талалаев В.Д., Фишгойт А.В.* Вакуумный отжиг титановых конструкций. М.: Машиностроение, 1991. 224 с.
26. *Tang F., Awane T., Hagiwara M.* Effect of compositional modification on Young's modulus of  $Ti_2AlNb$ -based alloy // Scripta Mater. 2002. V. 46(2). P. 143–147.