

**СТРУКТУРА,  
ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ И ДИФФУЗИЯ**

УДК 669.295:539.26

**ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА  
И ДЮРОМЕТРИЧЕСКИХ ХАРАКТЕРИСТИК В ЖАРОПРОЧНОМ СПЛАВЕ  
ТИТАНА Ti–6.4Al–3.5Zr–2.6Sn–1Nb–0.6Mo–0.2Si ПРИ СТАРЕНИИ**

© 2022 г. А. Г. Илларионов<sup>a, b, \*</sup>, Д. В. Гадеев<sup>a</sup>, С. М. Илларионова<sup>a</sup>, С. Л. Демаков<sup>a</sup>

<sup>a</sup>ФГАОУ ВО Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина,  
ул. Мира, 19, Екатеринбург, 620002 Россия

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

\*e-mail: a.g.illarionov@urfu.ru

Поступила в редакцию 18.10.2021 г.

После доработки 24.01.2022 г.

Принята к публикации 25.01.2022 г.

Методами оптической, растровой, просвечивающей электронной микроскопии, полнопрофильного рентгеноструктурного фазового анализа, дюрометрии изучена эволюция фазового состава и твердости в жаропрочном титановом сплаве VT18U (Ti–6.4Al–3.5Zr–2.6Sn–1Nb–0.6Mo–0.2Si) в процессе старения в течение 1 ч в диапазоне температур 550–700°C. Дано объяснение особенностей изменения рассчитанных с использованием полнопрофильного анализа периодов (параметров) кристаллических решеток фаз ( $\beta$ ,  $\alpha'$ ,  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ ), образующихся при высокотемпературной обработке при 915°C и последующем старении сплава VT18U. Показано, что максимум твердости при 650°C у состаренного сплава VT18U связан с максимальным при этой температуре количеством  $\alpha_2$ -выделений, фиксируемым полнопрофильным анализом. В опытном сплаве на основе VT18U с повышенным содержанием циркония (7 мас. %) и олова (4 мас. %) установлены морфологические особенности выделения  $\alpha_{II}$  и  $\alpha_2$ -фаз и закономерности изменения легирования алюминием, цирконием, оловом фаз ( $\beta$ ,  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$ ), формирующихся в ходе старения при 700°C в течение 100 ч.

*Ключевые слова:* титановый сплав VT18U, старение, структура, фазовый состав, твердость

**DOI:** 10.31857/S0015323022050047

**ВВЕДЕНИЕ**

Титановый сплав VT18U (средний марочный состав, мас. % – Ti–6.8Al–4Zr–2.5Sn–1Nb–0.7Mo–0.15Si [1]) за счет комплексного многокомпонентного легирования ( $\alpha$ -стабилизатором алюминием, нейтральными упрочнителями цирконием и оловом, вблизи предела растворимости в  $\alpha$ -фазе тугоплавкими  $\beta$ -изоморфными стабилизаторами молибденом, ниобием,  $\beta$ -эвтектоидо-образующим стабилизатором кремнием) обладает высокими жаропрочными свойствами и используется для изготовления деталей компрессора высокого давления газотурбинных двигателей с рабочими температурами до 550–600°C [2]. В настоящее время ведутся исследования по созданию на базе VT18U композитов, упрочненных TiB, TiC, для повышения жаропрочных характеристик до температур работы 700°C [3, 4], по получению качественных сварных соединений [5], в том числе за счет микролегирования [6], по влиянию окисления [7] и текстуры [8] на его структуру и свойства.

Окончательный комплекс свойств сплава VT18U обычно формируется при двойном отжи-

ге, включающем высокотемпературный нагрев сплава в двухфазную  $\alpha + \beta$ -область в интервал 900–950°C, охлаждение на воздухе и низкотемпературную обработку в диапазоне 550–650°C [1, 2]. При низкотемпературной обработке в сплаве VT18U возможно образование не только частиц вторичной  $\alpha_{II}$ -фазы, но и интерметаллидных соединений, включая упорядоченную  $\alpha_2$ -фазу [9].

В монографии [10] отмечается, что в результате двойного отжига в сплаве IM1685, относящемся, как и VT18U к псевдо- $\alpha$ -сплавам, фиксируется минимальная ползучесть, если после высокотемпературной обработки скорость охлаждения в используемой среде составляет 1–10°/с. В работе [11] показано, что близкая к верхнему пределу этого диапазона скорость охлаждения (9–13°/с) реализуется при охлаждении в воду полуфабриката толщиной 25 мм из титанового сплава VT23 (Ti–4.7Al–2Mo–4.5V–1.1Cr–0.7Fe), имеющего сходное со сплавом VT18U суммарное содержание легирующих элементов (в пределах 13–15 мас. %).

В работе [12] установлено, что при охлаждении в воде сплава VT18U с температуры вблизи ниж-

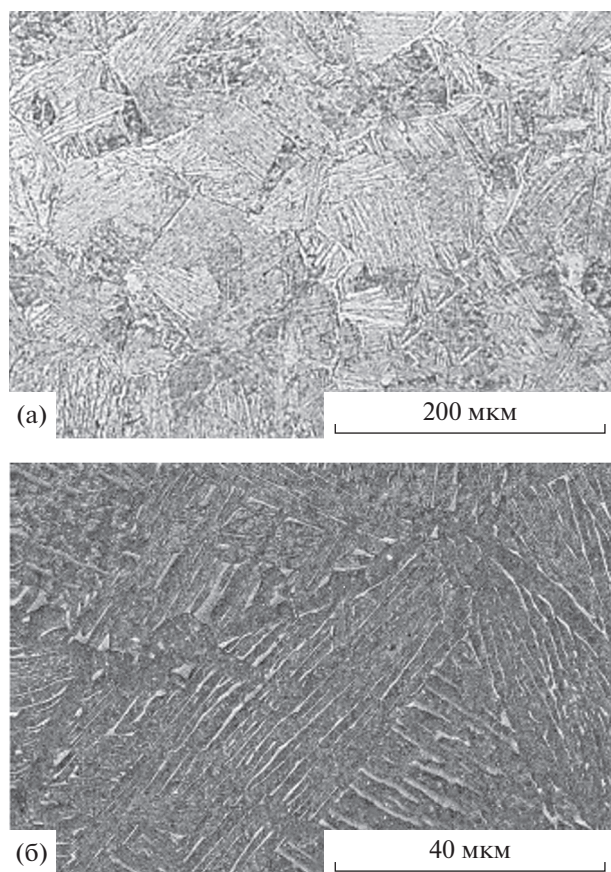


Рис. 1. Структура сплава VT18У после высокотемпературной обработки при 915°C: а – ОМ, б – РЭМ.

него предела рекомендованного высокотемпературного нагрева 900°C наряду с первичной  $\alpha_1$ -фазой ( $\alpha_1$ ) фиксируется метастабильный  $\beta$ -твердый раствор и незначительное количество  $\alpha_2$ -фазы. При более высоких температурах нагрева (915°C и выше) вплоть до температуры полного полиморфного  $\alpha + \beta \rightarrow \beta$ -превращения ( $T_{\text{пп}}$ ) высокотемпературный  $\beta$ -твердый раствор частично претерпевает мартенситное  $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращение. Но в работе [12] не рассмотрена эволюция полученного при охлаждении в воде структурно-фазового состояния сплава VT18У при последующем нагреве в диапазоне температур низкотемпературной обработки, хотя это важно с научной и практической точки зрения. Такое исследование проведено в настоящей работе с использованием методики полнопрофильного рентгеноструктурного фазового анализа, нашедшей применение при изучении процессов распада метастабильных фаз в сплавах титана [13].

## МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКИ

Материалом для исследования служили полученные деформацией в  $\beta$ -области в промышлен-

ных условиях прутки диаметром 21 мм из псевдо- $\alpha$ -сплава VT18У и опытного сплава, отличающегося от VT18У повышенным содержанием циркония (7 мас. %) и олова (4 мас. %). Сплав VT18У, по данным микрорентгеноспектрального анализа (МРСА), имел следующий химический состав (в мас. %) – Ti–6.4Al–3.5Zr–2.6Sn–1Nb–0.6Mo–0.2Si. Сплав VT18У прошел двухступенчатую обработку: высокотемпературный нагрев в воздушной атмосфере до 915°C, выдержка 1 ч, охлаждение в воде, последующее старение при 550, 600, 650, 700°C в течение 1 ч, охлаждение на воздухе. Опытный сплав подвергали высокотемпературной обработке при 1150°C с последующим охлаждением на воздухе, затем старению при 700°C в течение 100 ч, охлаждение на воздухе.

Методами исследования служили оптическая микроскопия (ОМ), растровая (РЭМ) и просвечивающая (ПЭМ) электронная микроскопия, рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА), измерение твердости по Роквеллу. Металлографические исследования проводили на оптическом микроскопе Olympus JX51. Для МРСА использовали микроскоп РЭМ “JSM 6490LV” с приставкой для микроанализа Oxford Inca. МРСА тонких фольг из опытного сплава осуществляли на ПЭМ “JEM-210”, оснащенным энергодисперсионным рентгеновским спектрометром. РСФА проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance в  $\text{CuK}\beta$ -излучении. Для полнопрофильного анализа дифрактограмм использовали программу Bruker Topas (версия 4.2). Измерение твердости по Роквеллу осуществляли при нагрузке 1500 Н.

## РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Микроструктура псевдо- $\alpha$ -сплава VT18У после охлаждения в воде с температуры 915°C (рис. 1) характеризуется наличием полиэдрических со средним размером около 75 мкм  $\beta$ -превращенных зерен, имеющих  $\alpha$ -оторочку. Внутри  $\beta$ -зерен фиксируются по несколько пакетов (от 2-х до 5-ти) первичных  $\alpha_1$ -пластин (рис. 1а).  $\alpha_1$ -пластины в пакетах разделены тонкими прослойками  $\beta$ -фазы, видимыми на рис. 1б как более светлые области.

В соответствии с данными РСФА (рис. 2), в структуре также присутствует  $\alpha'$ -мартенсит и  $\alpha_2$ -фаза. Из этого следует, что  $\beta$ -прослойки частично претерпели превращение в  $\alpha'$ -мартенсит, а  $\alpha_2$ -фаза могла образоваться в  $\alpha_1$ -пластинах, но в микроструктуре сплава  $\alpha'$  и  $\alpha_2$ -фазы не выявляются при исследовании ОМ и РЭМ из-за высокой дисперсности.

Фиксируемая пакетная структура  $\alpha_1$ -фазы унаследована от исходного полуфабриката, а образование  $\alpha'$ -мартенсита связано с частичным растворением первичных  $\alpha_1$ -пластин в  $\beta$ -матрице в ходе выдержки при 915°C, сопровождающимся умень-

шением количества  $\beta$ -стабилизаторов (Mo, Nb) в  $\beta$ -твердом растворе. Это снижает стабильность  $\beta$ -матрицы к мартенситному  $\beta \rightarrow \alpha'$ -превращению при охлаждении в воде. Твердость сплава после высокотемпературной обработки составила 36 HRC.

Полнопрофильный анализ дифрактограммы (рис. 2б) позволил рассчитать периоды (параметры) решетки фиксируемых в ВТ18У структурных составляющих:  $a_\beta = 0.3264$  нм,  $a_{\alpha_1} = 0.2932$  нм,  $c_{\alpha_1} = 0.4684$  нм,  $c/a_{\alpha_1} = 1.598$ ,  $a_{\alpha'} = 0.2970$  нм,  $c_{\alpha'} = 0.4744$  нм,  $c/a_{\alpha'} = 1.597$ ,  $a_{\alpha_2} = 0.5797$  нм,  $c_{\alpha_2} = 0.4643$  нм,  $(c/a)_{\alpha_2} = 0.801$ . Сравнительный анализ периодов (параметров) решеток фаз  $\alpha_1$  и  $\alpha'$ , имеющих однотипную ГПУ-решетку, показал, что у  $\alpha'$ -мартенсита периоды  $a$  и  $c$  выше, а параметр  $c/a$  ниже, чем у  $\alpha_1$ -фазы. Это связано с тем, что  $\alpha'$ -мартенсит, образующийся при охлаждении по бездиффузионному механизму из  $\beta$ -матрицы, имеет состав, близкий к  $\beta$ -твердому раствору, который при нагреве в двухфазную  $\alpha + \beta$ -область содержит, исходя из диаграмм состояния титана с легирующими элементами [14], большее количество  $\beta$ -стабилизаторов (Mo, Nb, Si), нейтральных упрочнителей (Zr, Sn) и меньшее –  $\alpha$ -стабилизатора (Al), чем  $\alpha_1$ -фаза. При этом радиус атомов Sn (162 пм), Zr (160.25 пм), больше, а атомов Mo (136.26 пм), Nb (142.9 пм), Si (115.3 пм), Al (143.17 пм) меньше, чем размер атома титана (146.15 пм) [15, 16]. Учитывая небольшое содержание Mo, Nb, Si в сплаве ВТ18У, это способствует получению более высоких периодов решетки  $a$ ,  $c$  и, согласно данным монографии [17], более низкого параметра  $c/a$  у  $\alpha'$ -мартенсита.

Дифрактограммы, полученные с состаренного при различных температурах сплава ВТ18У, приведены на рис. 3. Повышение температуры старения от 550 до 700°C способствует изменению интенсивности и положения дифракционных линий от фаз, зафиксированных после высокотемпературной обработки при 915°C, а также появлению вместо линий  $\alpha'$ -мартенсита линий вторичной  $\alpha_{II}$ -фазы (рис. 3). Это указывает на развитие в сплаве ВТ18У процессов распада неравновесных фаз.

Изменение с температурой старения периода решетки  $\beta$ -фазы и параметра  $c/a$   $\alpha_1$ ,  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha_2$ -фаз, дано на рис. 4.

Параметр  $c/a$  служит индикатором уровня легирования указанных фаз [17]. Следует отметить, что у  $\alpha_2$ -фазы с упорядоченной ГПУ решеткой период  $a$  вдвое больше, чем период  $a$  у  $\alpha$ -фазы с неупорядоченной ГПУ решеткой. Поэтому для удобства сравнительного анализа изменения параметра  $c/a$  фиксируемых  $\alpha_1$ ,  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha_2$ -фаз на рис. 4б для  $\alpha_2$ -фазы приведены значения параметра  $2*(c/a)$ . Из рис. 4б видно, что с увеличением температуры старения происходит “зеркальное” изменение параметров  $c/a$   $\alpha_1$ -фазы и  $2*(c/a)$   $\alpha_2$ -фазы: при сниже-

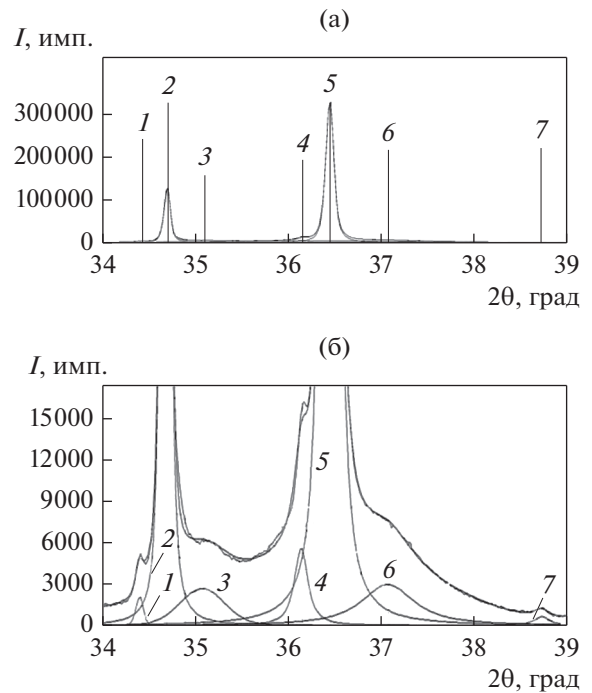
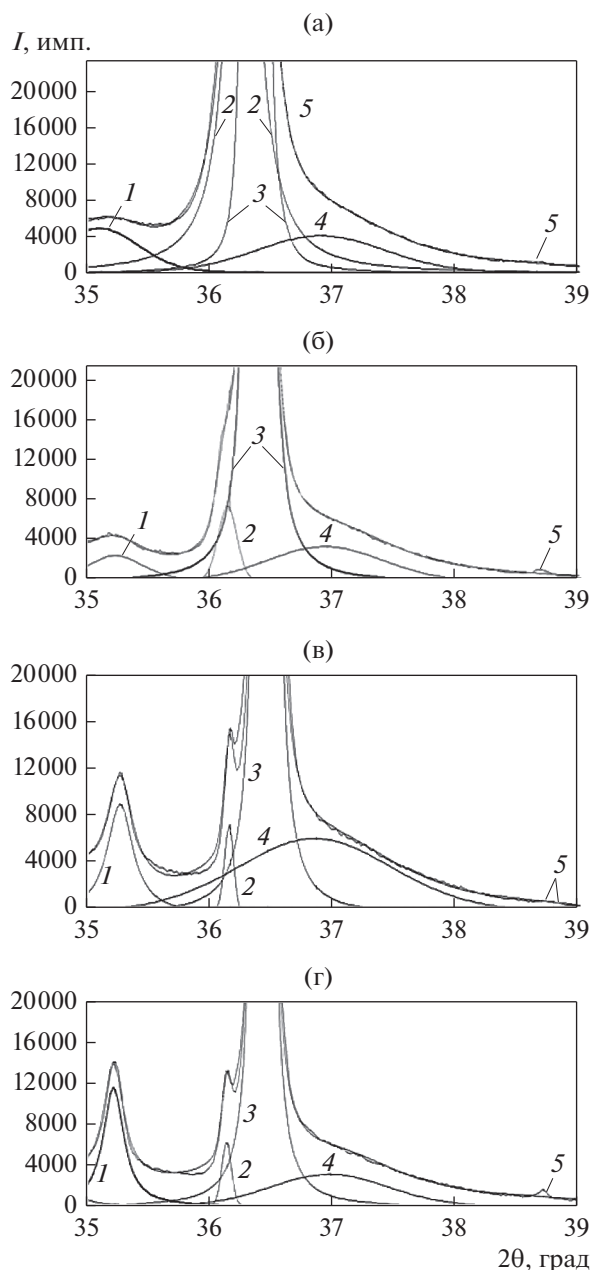


Рис. 2. Дифрактограмма (а) и данные ее полнопрофильного анализа (б) сплава ВТ18У после высокотемпературной обработки при 915°C: 1 – линия  $\{002\}\alpha'$ , 2 – линия  $\{002\}\alpha_1$ , 3 – линия  $\{110\}\beta$ , 4 – линия  $\{101\}\alpha_1$ , 5 – линия  $\{101\}\alpha'$ , 6 – линия  $\{201\}\alpha_2$ , 7 – линия  $\{102\}\alpha_2$ .

нии параметра  $c/a$   $\alpha_1$ -фазы увеличивается параметр  $2*(c/a)$   $\alpha_2$ -фазы и наоборот.

Учитывая это и более высокий, чем у  $\alpha'$ -мартенсита, параметр  $c/a$   $\alpha_1$ -фазы, можно заключить, что в ходе старения из  $\alpha_1$ -фазы происходит выделение  $\alpha_2$ -фазы. Максимальное ее количество образуется при 650°C, исходя из среднего относительного изменения интенсивности линий  $\alpha_2$  фазы на дифрактограммах (рис. 5), рассчитанного по данным полнопрофильного анализа (рис. 3). Как известно [2],  $\alpha_2$ -фаза представляет собой интерметаллид на основе алюминиды титана  $Ti_3Al$ , ее выделение в ходе старения приводит к обеднению  $\alpha_1$ -фазы по алюминию, а, в соответствии с данными из [16], это способствует снижению параметра  $c/a$   $\alpha_1$ - фазы. И наоборот, повышение содержания алюминия в  $\alpha_2$ -фазе при старении способствует росту этого параметра.

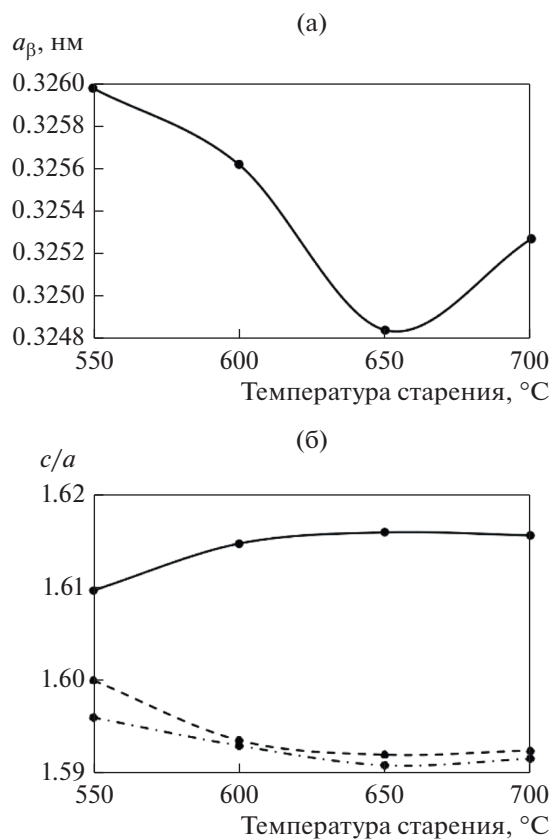
Уменьшение интенсивности линий  $\alpha_2$ -фазы при повышении температуры старения с 650 до 700°C (рис. 5), по нашему мнению, связано с близостью температуры 700°C к температурной границе существования этой фазы, которая, согласно данным работы [9], в сплаве ВТ18У лежит в районе 750°C. В целом можно отметить, что приведенный параметр  $2*(c/a)$   $\alpha_2$ -фазы выше, чем



**Рис. 3.** Участки дифрактограмм с данными полнопрофильного анализа сплава VT18У, состаренного при 550 (а); 600 (б); 650 (в); 700°C (г): 1 – линия  $\{110\}\beta$ , 2 – линия  $\{101\}\alpha_I$ , 3 – линия  $\{101\}\alpha_{II}$ , 4 – линия  $\{201\}\alpha_2$ , 5 – линия  $\{102\}\alpha_2$ .

параметр  $c/a$   $\alpha_I$ -фазы, очевидно, из-за более высокого содержания в  $\alpha_2$ -фазе алюминия, который способствует росту  $c/a$  [17].

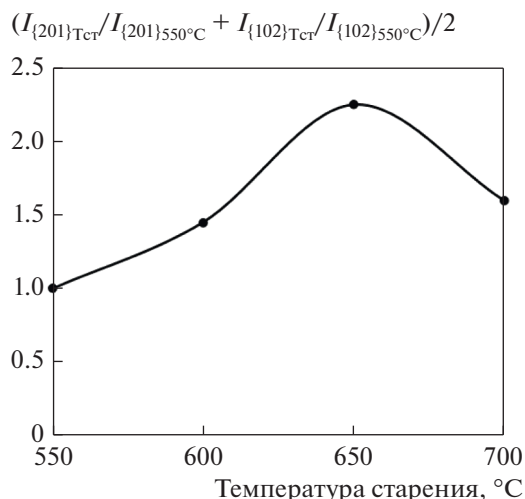
Период решетки  $\beta$ -фазы меняется через минимум при 650°C. В работе [9] было показано, что минимальный инкубационный период распада  $\beta$ -фазы с образованием  $\alpha$ -фазы в жаропрочных титановых сплавах типа VT18У соответствует именно 650°C.  $\alpha_{II}$ -фаза выделяется в ходе старе-



**Рис. 4.** Зависимость периода кристаллической решетки  $\beta$ -фазы  $a\beta$  (а), параметров  $c/a$   $\alpha_I$ -фазы (пунктирная линия),  $\alpha_{II}$ -фазы (штрихпунктирная линия) и  $2*(c/a)$   $\alpha_2$ - фазы (сплошная линия) (б) от температуры старения сплава VT18У.

ния из метастабильных  $\beta$ -фазы и  $\alpha'$ -мартенсита с формированием смеси из  $\alpha_{II}$  и вновь образованной  $\beta$ -фазы. Образование  $\alpha_{II}$ -фазы, согласно [17], сопровождается обогащением  $\beta$ -твердого раствора  $\beta$ -стабилизаторами, в нашем случае молибденом, ниобием, кремнием, которые в  $\beta$ -фазе имеют атомный радиус сопоставимый (ниобий) и меньший (молибден, кремний) чем расчетный атомный радиус  $\beta$ -титана (142.11 пм [18]). Это приводит, в целом, к снижению при старении по сравнению с высокотемпературной обработкой ( $a\beta = 0.3264$  нм) периода решетки  $\beta$ -фазы (рис. 4а).

Увеличение периода решетки  $\beta$ -фазы при повышении температуры старения с 650 до 700°C связано с ростом объемной доли присутствующего  $\beta$ -твердого раствора в сплаве, и, соответственно, снижения относительного содержания  $\beta$ -стабилизаторов в нем. Рост объемной доли  $\beta$ -фазы в структуре в данном случае вытекает из повышения интенсивности линий  $\beta$ -фазы на дифрактограммах, в частности, расчет по данным полнопрофильного анализа (рис. 3в, 3г) показал, что интенсивность линии  $\{110\}\beta$  увеличивается в 1.25 раза.

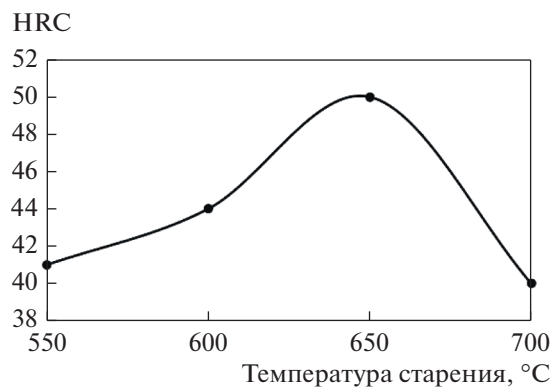


**Рис. 5.** Изменение с температурой старения по данным полнопрофильного анализа дифрактограмм среднего значения суммы относительной интенсивности линий {201}α<sub>2</sub> и {102}α<sub>2</sub>, нормированных к интенсивности этих линий при температуре старения 550°C.

Рост параметра *c/a* α<sub>11</sub>-фазы при повышении температуры старения с 650 до 700°C связан с увеличением содержания в ней α-стабилизатора алюминия, нейтральных упрочнителей олова и циркония и снижением содержания β-стабилизаторов. Последнее происходит за счет их более активного перераспределения с формируемым при распаде β-твердым раствором в результате увеличения диффузионной подвижности легирующих элементов с ростом температуры старения.

Необходимо отметить, что параметр *c/a* α<sub>11</sub>-фазы при всех температурах старения ниже параметра *c/a* α<sub>1</sub>-фазы (рис. 4б). Это свидетельствует о различии химического состава формирующихся в ходе старения α<sub>1</sub> и α<sub>11</sub>-фаз. Как будет показано ниже на примере длительно состаренного опытного сплава (табл. 1), α<sub>11</sub>-фаза по сравнению с α<sub>1</sub> фазой обеднена по α-стабилизатору алюминию и нейтральному упрочнителю цирконию, обогащена по нейтральному упрочнителю олову. По данным [16] это создает условия получения более низкого параметра *c/a* у α<sub>11</sub>-фазы по сравнению с α<sub>1</sub>.

Изменение твердости сплава ВТ18У в состаренном состоянии показано на рис. 6. Полученная зависимость хорошо коррелирует с количеством упрочняющей упорядоченной α<sub>2</sub>-фазы в сплаве после старения, которое качественно можно оценить по отношению интенсивности ее линий на дифрактограммах (рис. 5). Максимум количества α<sub>2</sub>-фазы в ходе старения при температуре 650°C способствует получению и максимума твердости.



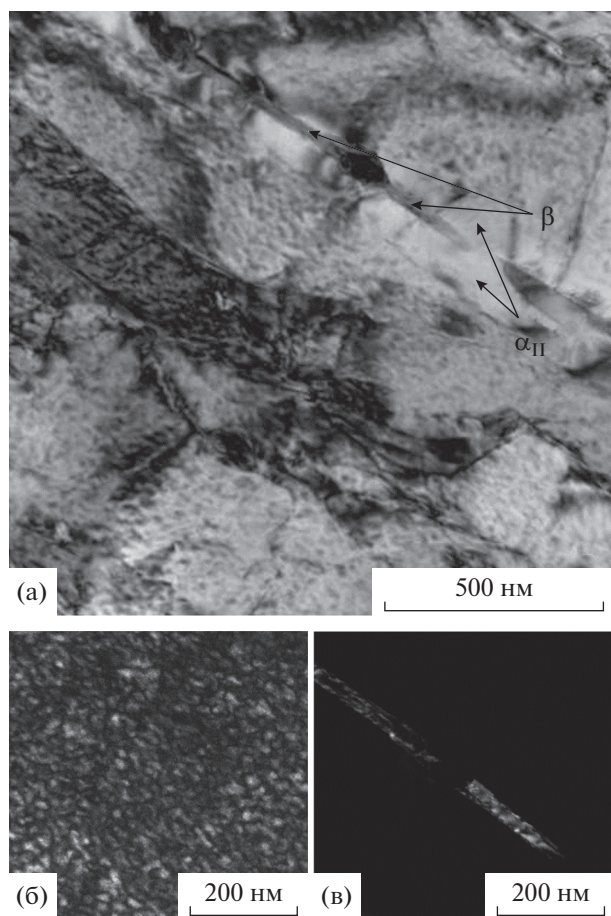
**Рис. 6.** Твердость сплава ВТ18У при различных температурах старения.

Дополнительный вклад в упрочнение возможен за счет выделения вторичной α<sub>11</sub>-фазы, но он гораздо менее существенный по двум причинам. Во-первых, из-за малой объемной доли в структуре метастабильных фаз – β, α' (суммарно менее 10% – [12]), из которых она выделяется, по сравнению с первичной α<sub>1</sub>-фазой (около 90%), из которой образуется α<sub>2</sub>-фаза. Во-вторых, из-за различия морфологии образующихся при старении α<sub>11</sub> и α<sub>2</sub>-фаз, как показано ниже на опытном сплаве (рис. 7).

Экспериментальное подтверждение различия в морфологии и химическом составе фаз, образующихся при старении в сплавах типа ВТ18У, проведено на опытном сплаве с повышенным содержанием циркония (до 7 мас. %) и олова (до 4 мас. %), состаренном при 700°C в течение 100 ч. Использование опытного сплава вместо ВТ18У и увеличение времени старения с 1 до 100 часов обусловлено необходимостью получить достоверные данные о перераспределении легирующих элементов в различных структурных составляющих в ходе старения. Во-первых, опытный сплав более легирован нейтральными упрочнителями (Zr, Sn) по сравнению с промышленным сплавом ВТ18У, что, исходя из данных литературы [2], способствует образованию большего количества α<sub>2</sub>-фазы при старении без существенного роста *T<sub>пн</sub>*. Во-

**Таблица 1.** Содержание Al, Zr, Sn в структурных составляющих состаренного опытного сплава

Структурная составляющая	Содержание элемента, мас. %		
	Al	Zr	Sn
β	4.1	7.1	4.3
α <sub>11</sub>	6.0	6.4	4.8
α <sub>1</sub>	6.6	6.6	3.3
α <sub>2</sub>	9.1	7.9	6.3



**Рис. 7.** Структура состаренного при 700°C в течение 100 ч опытного сплава: а – светлое поле, б – темное поле в рефлексе  $[220]_{\beta}$ , в – темное поле в рефлексе  $[101]_{\alpha_2}$ .

вторых, значительное увеличение времени выдержки при максимальной из использованных в работе температуре старения 700°C обеспечивает получение выделений необходимого размера, достаточного для достоверного определения в них химического состава при ПЭМ исследовании.

Структура состаренного при 700°C в течение 100 ч опытного сплава (рис. 7) состоит из крупных пластин  $\alpha_1$ -фазы, имеющих относительно невысокую плотность дислокаций (рис. 7а), разделенных тонкими  $\beta$ -прослойками (рис. 7б), к которым прилегают области типа “пластин”  $\alpha_{II}$ -фаз (рис. 7а), образующиеся при старении, очевидно, за счет движения межфазной  $\beta/\alpha_1$ -границы.

Темнопольный анализ показал, что в  $\alpha_1$ -пластинах при старении происходит равномерное выделение дисперсных частиц  $\alpha_2$ -фазы (рис. 7в).  $\alpha_{II}$ -пластины свободны от  $\alpha_2$ -выделений. Т.е., в состаренном состоянии опытный сплав состоит из упрочненных  $\alpha_2$ -фазой  $\alpha_1$ -пластин и относительно мягких прослоек из смеси  $\beta + \alpha_{II}$ -фаз.

Различия в морфологии выделяющихся при старении  $\alpha_2$ ,  $\alpha_{II}$ -фаз в опытном сплаве согласуются с приведенными выше данными об определяющей роли  $\alpha_2$ -фазы, а не  $\alpha_{II}$  в упрочнении при старении промышленного сплава ВТ18У.

Данные локального МРСА, полученные при ПЭМ исследовании, по содержанию основных легирующих элементов (Al, Zr, Sn) в структурных составляющих, фиксируемых в опытном сплаве после старения, приведены в табл. 1.

Представленные в таблице результаты хорошо согласуются с данными литературы, использованными в первой части работы при анализе влияния химического состава образующихся в ходе старения фаз на изменение параметров их кристаллических решеток в промышленном сплаве ВТ18У. Необходимо еще обратить внимание на более высокое содержание циркония и олова в упорядоченной  $\alpha_2$ -фазе по сравнению с  $\beta$ -твердым раствором, что, в целом, не характерно для неупорядоченных  $\alpha_{II}$  и  $\alpha_1$ -фаз (табл. 1). Последнее, очевидно, связано с повышением стабильности  $\alpha_2$ -фазы при введении в нее Zr, Sn [2].

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Исходя из выполненных исследований, получены следующие результаты:

РСФА, проводимый в  $\text{CuK}_{\beta}$ -излучении в сочетании с полнопрофильным анализом линий, позволяет после старения сплава ВТ18У надежно разделить накладывающиеся линии  $\alpha_1$ ,  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha_2$ -фаз.

Дано объяснение особенностей изменения рассчитанных периодов (параметров) кристаллических решеток фаз ( $\beta$ ,  $\alpha'$ ,  $\alpha_{II}$  и  $\alpha_2$ ), образующихся при высокотемпературной обработке и последующем старении в промышленном сплаве ВТ18У.

Показано, что максимум твердости при 650°C состаренного промышленного сплава ВТ18У связан с наибольшим фиксируемым количеством  $\alpha_2$ -выделений при этой температуре старения.

На опытном сплаве на основе ВТ18У с повышенным содержанием циркония (7 мас. %) и олова (4 мас. %) установлены морфологические особенности выделения  $\alpha_2$ - и  $\alpha_{II}$ -фаз и характер перераспределения легирующих элементов (алюминия, циркония, олова) в фазовых структурных составляющих ( $\beta$ ,  $\alpha_{II}$ ,  $\alpha_1$ ,  $\alpha_2$ ), формирующихся в ходе старения при 700°C в течение 100 ч.

Работа выполнена в рамках Госзадания Минобрнауки РФ УрФУ № 0836-2020-0020.

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Moiseev V.* Titanium alloys russian aircraft and aerospace applications. CRC Press Taylor & Francis Group, 2006. 214 p.

2. *Ильин А.А., Колачев Б.А., Польшин И.С.* Титановые сплавы. Состав, структура, свойства. Справочник. М.: ВИЛС–МАТИ, 2009. 520 с.
3. *Гайсин Р.А., Имаев В.М., Имаев Р.М.* Микроструктура и механические свойства композита псевдо  $\alpha$ -титановый сплав/TiB, полученного in situ с помощью литья и подвергнутого деформационной и термической обработке // ФММ. 2018. Т. 119. № 9. С. 961–970.
4. *Imayev V.M., Gaisin R.A., Imayev R.M.* Microstructure and mechanical properties of near  $\alpha$  titanium alloy based composites prepared in situ by casting and subjected to multiple hot forging // J. Alloys Compd. 2018. V. 762. P. 555–564.
5. *Панин В.Е., Панин С.В., Почивалов Ю.И., Смирнова А.С., Еремин А.В.* Структурно-масштабные уровни пластической деформации и разрушения сварных соединений высокопрочных титановых сплавов // Физическая мезомеханика. 2018. Т. 21. № 4. С. 33–44. [*Panin V.E., Panin S.V., Pochivalov Y.I., Smirnova A.S., Eremin A.V.* Structural scale levels of plastic deformation and fracture of high-strength titanium alloy welds // Phys. Mesomech. 2018. V. 21. № 5. P. 464–474].
6. *Илларионов А.Г., Попов А.А., Илларионова С.М., Гадеев Д.В., Елкина О.А.* Влияние микродобавок хрома, гафния и иттрия на структуру и свойства жаропрочного титанового сплава VT18U // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2017. № 3. С. 15–22.
7. *Калиенко М.С., Ледер М.О., Волков А.В., Желнина А.В., Панфилов П.Е.* Исследование деформационного поведения титанового сплава VT18u в окисленном состоянии // Деформация и разрушение материалов. 2019. № 9. С. 36–41. [*Kalienko M.S., Leder M.O., Volkov A.V., Zhelnina A.V., Panfilov P.E.* Deformation behavior of a VT18U titanium alloy in the oxidized state // Russian Metallurgy (Metally) 2020. №4. P. 325–329.]
8. *Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Бабич Я.А., Медведев П.Н.* Влияние кристаллографической текстуры  $\alpha$ -фазы на анизотропию свойств листов из псевдо- $\alpha$ - и ( $\alpha + \beta$ )-сплавов титана // Деформация и разрушение материалов. 2020. № 7. С. 20–25. [*Isaenkova M.G., Krymskaya O.A., Babich Y.A., Medvedev P.N.* Effect of the crystallographic texture in the  $\alpha$  phase on the anisotropy of the properties of pseudo- $\alpha$  and ( $\alpha + \beta$ ) titanium alloy sheets // Russian Metallurgy (Metally) 2021. № 4. P. 430–436.]
9. *Попов А.А., Попова М.А.* Изотермические диаграммы выделения силицидных и алюминидных фаз в жаропрочных титановых сплавах // МиТОМ. 2016. № 11. С. 23–28. [*Popov A.A., Popova M.A.* Isothermal diagrams of precipitation of silicide and aluminide phases in refractory titanium alloys // Metal Science and Heat Treatment, 2017. V. 58. № 11–12. P. 662–666.]
10. *Polmear I.J.* Light alloys from traditional alloys to nanocrystals. Elsevier, 2006. 436 p.
11. *Федулов В.Н.* Прогнозирование эффективности термического упрочнения титановых сплавов // Литье и металлургия. 2006. № 1. С. 130–135.
12. *Гадеев Д.В., Илларионов А.Г., Демаков С.Л.* Формирование структуры, фазового состава и свойств в жаропрочном титановом сплаве при закалке // МиТОМ. 2015. № 8. С. 17–22. [*Gadeev D.V., Illarionov A.G., Demakov S.L.* Formation of structure, phase composition and properties in refractory titanium alloy under quenching // Metal Sci. Heat Treatment. 2015. V. 57. № 7–8. P. 463–468.]
13. *Желнина А.В., Калиенко М.С., Илларионов А.Г., Щетников Н.В.* Трансформация структуры, параметров фаз при старении сплава титана Ti–10V–2Fe–3Al и их связь упрочнением // ФММ. 2020. Т. 121. № 12. С. 1324–1330.
14. Phase diagrams of binary titanium alloys (Monograph series on alloy phase diagrams) / By ed. Joanne L. Murray. ASM International, 1987. 345 p.
15. *Miracle D.B., Senkov O.N.* A critical review of high entropy alloys and related concepts // Acta Mat. 2017. V. 122. P. 448–511.
16. *Illarionov A.G., Vodolazskiy F.V., Barannikova N.A., Kosmatskiy Ya.I., Khudorozhkova Yu.V.* Influence of phase composition on thermal expansion of Ti–0.4Al, Ti–2.2Al–2.5Zr and Ti–3Al–2.5V alloys // J. Alloys Compd. 2020. V. 857. P. 158049.
17. *Цвиккер У.* Титан и его сплавы. М.: Мир. 1979. 512 с.
18. *Khrunyk Y.Y., Ehnert S., Grib S.V., Illarionov A.G., Stepanov S.I., Popov A.A., Ryzhkov M.A., Belikov S.V., Xu Z., Rupp F., Nüssler A.K.* Synthesis and characterization of a novel biocompatible alloy, Ti–Nb–Zr–Ta–Sn // Int. J. Mol. Sci. 2021. V. 22. P. 10611. <https://doi.org/10.3390/ijms221910611>